

## ベイナイトを含む複合組織鋼の強度と延性

論文

杉本公一\*・坂木庸晃\*<sup>2</sup>・栗橋俊也\*<sup>3</sup>・宮川大海\*<sup>2</sup>

## Strength and Ductility of Ferrite-Bainite-Martensite Steels

Kohichi SUGIMOTO, Tsuneaki SAKAKI, Toshiya KURIHASHI and Ohmi MIYAGAWA

## Synopsis:

The influence of the bainite structure and the ratio of the volume fraction of bainite  $f_B$  to that of total second phase  $f$  on the tensile properties was investigated in the ferrite-bainite-martensite steels with  $f=0.11-0.33$ .

(1) Continuous yielding, low yield ratio of around 0.4 and the best combination of tensile strength and total elongation were achieved in the ferrite-upper bainite-martensite steel with  $f_B/f=0.2-0.7$ . This steel will have much superior stretch formability to that of ferrite-martensite steels.

(2) Ferrite-bainitic ferrite steel excluding martensite islands ( $f_B/f=1.0$ ) had high yield ratio of about 0.7 and relatively good combination of tensile strength and total elongation compared with other ferrite-bainite steels.

(3) Deformation model for the ferrite-bainite-martensite steels, which was composed of the stages of preferential yielding of the ferrite, successive yielding of the bainites and yielding of the martensite, was proposed to explain the interesting tensile properties.

## 1. 緒 言

フェライト・マルテンサイト複合組織薄鋼板では、製造工程上、第2相中にベイニティックフェライト及び上部ベイナイトが混在することが多い。従来より、上部ベイナイトは靱性を劣化させる<sup>1)</sup>ため高張力厚鋼板では極力存在しないように配慮されてきた。また、複合組織薄鋼板でも延性を低下させる<sup>2)</sup>ため上部ベイナイトの存在はできるだけ避けることが望ましいと考えられてきた。

しかしながら、Sudo ら<sup>3)4)</sup>は最近、マルテンサイト相の一部または大部分をベイニティックフェライト及び上部ベイナイトに置換することにより、強度・延性バランス(引張強さと全伸びの積)及び伸びフランジ性を飛躍的に改善するとともに疲労強度をも改善することを報告し、複合組織鋼の第2相としてマルテンサイトより強度の低いベイナイトを積極的に利用すべきことを示唆した。0.05%C-0.52%Si-1.51%Mn-0.96%Cr鋼を用いたSudo らの実験<sup>3)</sup>では、フェライト母相中に10~20 vol%のベイナイトと3~5 vol%のマルテンサイトを含む複合組織鋼において形状凍結性(低降伏比)、張出し性(高 $n$ 値)、伸びフランジ性及び疲労特性のすべて

の面で最高の特性を兼備した鋼板が得られているが、さらに上記特性へのベイナイトの種類及び第2相中に占めるベイナイト体積率の割合などの組織学的因子の影響に関して系統的な研究が待たれている。

本報では、第2相体積率が11~33 vol%の範囲において、第2相の全部またはある部分をベイナイトに置換したフェライト・ベイナイト鋼及びフェライト・ベイナイト・マルテンサイト鋼の引張特性及び変形挙動を調べ、これに対するベイナイトの種類すなわちベイニティックフェライト、上部ベイナイト、下部ベイナイトならびに第2相中に占めるベイナイト体積率の割合の影響を詳細に検討した。これより、低降伏比型及び高降伏比型のそれぞれについて強度・延性バランスに優れた複合組織鋼の第2相組織条件を明らかにした。さらに、フェライト・ベイナイト・マルテンサイト鋼の変形モデルを提案し、これを用いて特徴的な引張特性を説明することを試みた。

## 2. 実験方法

供試鋼には0.11%C-0.20%Si-1.36%Mnの基本組成を有する市販Mn鋼を用いた。供試鋼より、平行部直径5 mm、平行部長さ34 mmの引張試験片を作製した

昭和59年10月本会講演大会にて発表 昭和60年12月19日受付 (Received Dec. 19, 1985)

\* 東京都立大学工学部 (現:大同特殊鋼(株)) 工博 (Faculty of Technology, Tokyo Metropolitan University, Now Daido Steel Co., Ltd.)

\*<sup>2</sup> 東京都立大学工学部 工博 (Faculty of Technology, Tokyo Metropolitan University, 2-1-1 Fukazawa Setagaya-ku, Tokyo 158)

\*<sup>3</sup> 東京都立大学大学院 (現:キャノン(株)) (Faculty of Technology, Tokyo Metropolitan University, Now Canon Inc.)

のち, Fig. 1 に示す熱処理を施し, フェライト・マルテンサイト (F+M) 鋼, フェライト・ベイナイト (F+B) 鋼及び フェライト・ベイナイト・マルテンサイト (F+B+M) 鋼を作った. Fig. 1 において, 1 段目の熱処理は組織を均質化するために施した. 2 段目では, ( $\alpha+\gamma$ ) 2 相域に保持後, それぞれ 525°, 475° 及び 350°C の塩浴中に 0~3600 s 保持したのち水冷し, その後液体窒素中でサブゼロ処理を施した. 以下では, 塩浴の保持時間が 0 s, すなわち 2 相域温度から直接水冷したものを F+M 鋼と呼び, また保持時間が 3600 s のものを F+B 鋼と呼ぶ. その他の保持時間のものを F+B+M 鋼と呼ぶ. なお, F+M 鋼及び F+B 鋼については 2 相域焼なまし温度を 750°~870°C までの範囲で変化させ, 第 2 相体積率を広範囲に変えることを試みている. しかし, F+B 鋼では 2 相域温度が 790°C のとき第 2 相体積率が最高となり, それ以上の温度では逆に小さくなった. このため, F+B+M 鋼については 2 相域焼なまし温度を 750°~790°C とした. また, 塩浴保持温度である 525°, 475° 及び 350°C はそれぞれベイニティックフェライト (BF), 上部ベイナイト (UB) 及び下部ベイナイト (LB) の生成温度に対応している<sup>†</sup>.

引張試験は前報<sup>5)</sup> とまったく同じ方法を用い室温で行い, 公称応力-公称ひずみ曲線, 真応力-真ひずみ曲線及びひずみ硬化率-真ひずみ曲線を求めた.

微細組織は透過型及び走査型電子顕微鏡を用いて観察した. 第 2 相体積率は走査電子顕微鏡写真を用いて線分

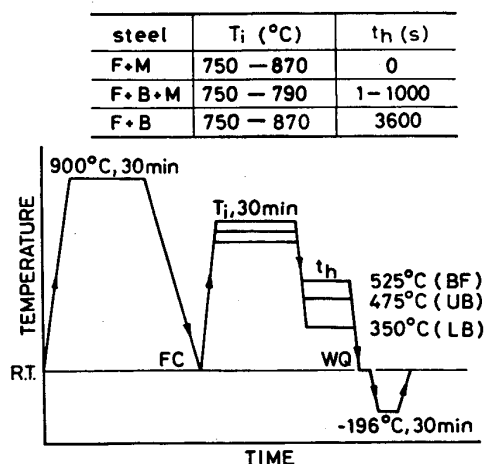


Fig. 1. Heat treatment diagram producing ferrite-martensite (F+M), ferrite-bainite-martensite (F+B+M) and ferrite-bainite (F+B) structures. FC and WQ represent furnace cooling and quenching into iced brine respectively. BF, UB and LB are bainitic ferrite, upper bainite and lower bainite respectively.

† いずれの生成温度もおおのの単相状態でのひずみ硬化率が最大となる温度を採用した.

法によつて測定した.

### 3. 実験結果

#### 3.1 第 2 相体積率及び微細組織

F+B+M 鋼の 2 相域焼なまし温度及び塩浴保持温度とマルテンサイト体積率  $f_M$ , ベイナイト体積率  $f_B$ , 第 2 相体積率  $f (=f_M+f_B)$  ならびに第 2 相中に占めるベイナイト体積率の割合  $\alpha (=f_B/f)$  の関係を Table 1 に示

Table 1. Volume fractions of second phase  $f$ , martensite phase  $f_M$  and bainite phase  $f_B$  in ferrite-bainitic ferrite-martensite (F+BF+M), ferrite-upper bainite-martensite (F+UB+M) and ferrite-lower bainite-martensite (F+LB+M) steels intercritically annealed at 750°-790°C.  $T_i$  and  $t_h$  represent intercritical annealing temperature and holding time in salt bath respectively.

Steel	$T_i$ (°C)	$t_h$ (s)	$f$	$f_M$	$f_B$	$\alpha=f_B/f$	
F+BF+M (525°C)	750	20	0.161	0.136	0.028	0.17	
		40	0.130	0.091	0.038	0.29	
		180	0.147	0.024	0.123	0.84	
		*3 600	0.110	0.0	0.110	1.0	
	770	3	0.184	0.184	0.0	0.0	
		10	0.222	0.132	0.090	0.41	
		20	0.216	0.079	0.137	0.63	
		40	0.213	0.027	0.186	0.87	
	*3 600	180	0.223	0.001	0.222	0.99	
		*3 600	0.214	0.0	0.214	1.0	
		790	3	0.244	0.244	0.0	0.0
			10	0.215	0.215	0.0	0.0
	20		0.254	0.102	0.152	0.60	
	40		0.242	0.005	0.237	0.98	
	*3 600	180	0.193	0.0	0.193	1.0	
*3 600		0.168	0.0	0.168	1.0		
F+UB+M (475°C)		750	3	0.173	0.173	0.0	0.0
			6	0.185	0.183	0.002	0.01
	10		0.204	0.180	0.024	0.12	
	20		0.164	0.112	0.051	0.31	
	*3 600	40	0.179	0.075	0.104	0.58	
		*3 600	0.150	0.0	0.150	1.0	
		770	3	0.250	0.250	0.0	0.0
			6	0.233	0.210	0.023	0.10
	10		0.226	0.125	0.101	0.45	
	20		0.235	0.065	0.170	0.72	
	*3 600	40	0.241	0.012	0.229	0.95	
		*3 600	0.220	0.0	0.220	1.0	
790		1	0.314	0.314	0.0	0.0	
		3	0.194	0.185	0.009	0.05	
	6	0.200	0.159	0.041	0.21		
	10	0.231	0.072	0.159	0.69		
*3 600	20	0.195	0.042	0.153	0.78		
	40	0.332	0.009	0.323	0.97		
	*3 600	0.320	0.0	0.320	1.0		
	F+LB+M (350°C)	750	3	0.185	0.185	0.0	0.0
100			0.180	0.128	0.052	0.29	
300			0.195	0.069	0.126	0.65	
1 000			0.202	0.020	0.182	0.90	
*3 600		*3 600	0.160	0.0	0.160	1.0	
		770	3	0.247	0.247	0.0	0.0
			40	0.217	0.193	0.024	0.11
			100	0.227	0.092	0.135	0.59
300			0.241	0.025	0.216	0.90	
*3 600		*3 600	0.230	0.0	0.230	0.0	
		790	1	0.282	0.248	0.034	0.12
			3	0.266	0.212	0.054	0.20
	40		0.246	0.093	0.153	0.62	
100	0.246		0.020	0.226	0.92		
*3 600	*3 600	0.280	0.0	0.280	1.0		

\* F+BF, F+UB or F+LB steel.

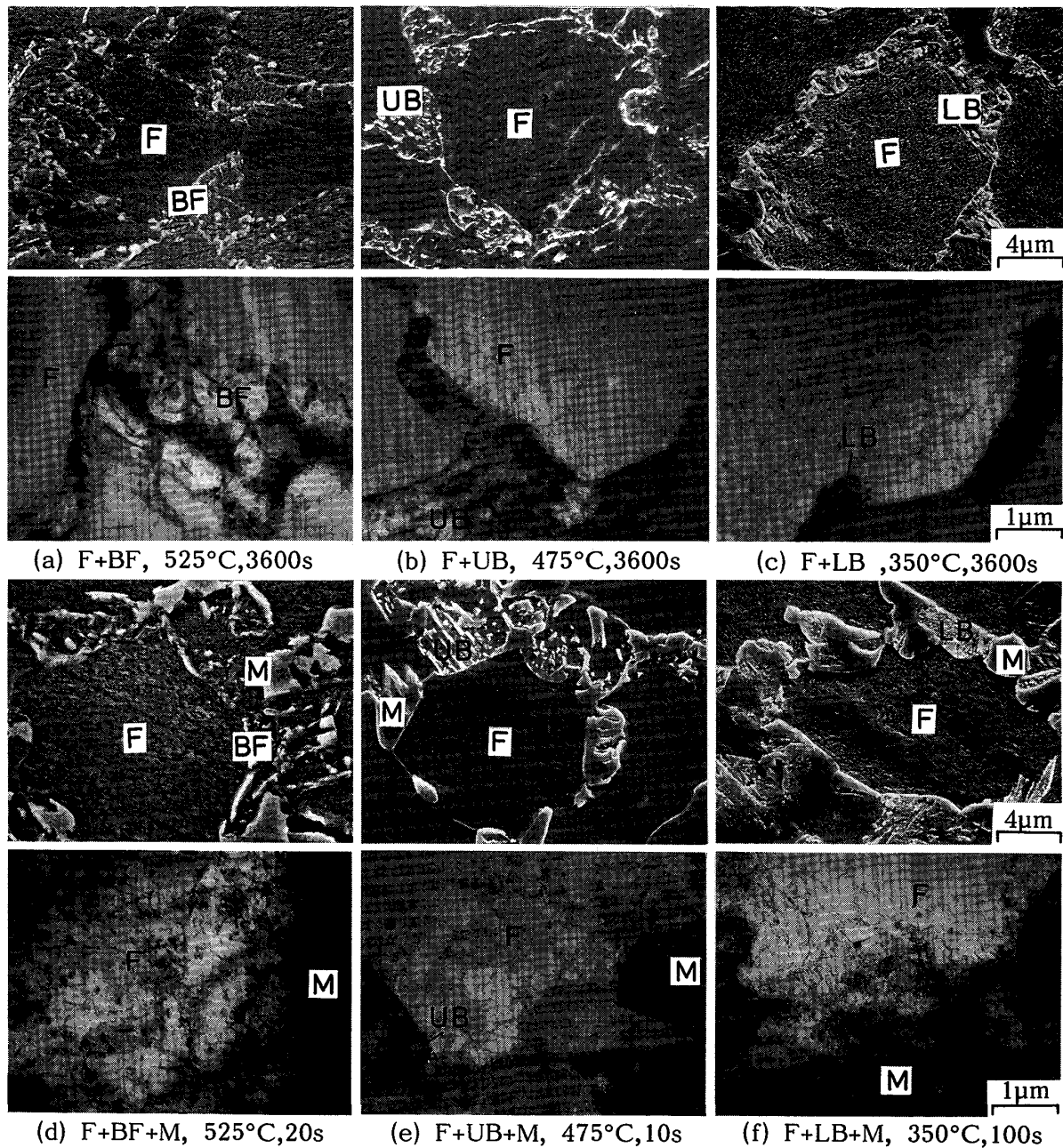


Photo. 1. Typical scanning and transmission electron micrographs in ferrite-bainite, (a)–(c), and ferrite-bainite-martensite steels, (d)–(f), intercritically annealed at 770°C ( $f=0.18-0.23$ ). F, BF, UB, LB and M represent ferrite, bainitic ferrite, upper bainite, lower bainite and martensite respectively.

す。表には F+B 鋼の結果も含まれている。なお、X線回折により残留オーステナイトを測定したところ、いずれの複合組織鋼においてもバックグラウンドのふらつきと区別できないほどの微量であつたので、以下では残留オーステナイトについては無視する。

F+B 鋼及び F+B+M 鋼の電顕写真の代表例を Photo. 1 に示す。これらの写真より、塩浴保持温度が 475° 及び 350°C のとき、F+B 鋼及び F+B+M 鋼の第 2 相中に存在するベイナイトの種類はそれぞれ上部ベイナイト (UB)、下部ベイナイト (LB) であることが認

められた。また、525°C では上部ベイナイトも存在するが、主にベイニティックフェライト (BF) から成ることが認められた。したがって、以下では 525°C で生成されるベイナイトはベイニティックフェライトとして取り扱う。

第 2 相界面近傍のフェライトの転位密度<sup>†2</sup>は、第 2 相

<sup>†2</sup> マルテンサイトが 1 vol% 存在している場合、マルテンサイト相界面近傍のフェライトの転位密度が高くベイナイト相界面近傍のフェライトの転位密度は低いことを観察した。このため、フェライト内の高転位密度は主にマルテンサイト相に起因していると考えてよい。

にマルテンサイトが存在する F+B+M 鋼では F+M 鋼と同様にきわめて高いが、F+B 鋼では低い傾向がみられた。F+B+M 鋼ではマルテンサイトがほんの 1 vol % 存在するだけでも第 2 相界面近傍のフェライトの転位密度が高いことが観察され、これが後述する連続降伏の一つの原因となっていた。第 2 相界面から十分離れたフェライト内の転位密度は F+B 鋼と F+B+M 鋼とではそれほど大きな差は認められなかつた。ただし、F+BF 鋼の転位密度はきわめて低く、例外的であつた。

3.2 引張特性

F+B 鋼及び F+B+M 鋼の引張特性を第 2 相体積率  $f$  で整理して Fig. 2 に示す。また、代表的な鋼の真応力-真ひずみ曲線及びひずみ硬化率-真ひずみ曲線を Fig. 3 に示す。両図には比較材として F+M 鋼の結果を示

してある。これらの図より、第 2 相の全部またはある部分をベイナイトに置換することによる引張特性の変化は  $f=0.11\sim 0.33$  の範囲において以下のように要約される。

3.2.1 F+B 鋼

F+B 鋼はベイナイトの種類および体積率にかかわらず、いずれの場合も明瞭な降伏点を生ずる (Fig. 3)。このため、下降伏応力 ( $\sigma_Y$ ) は F+M 鋼の 0.2% 耐力 ( $\sigma_{0.2}$ ) と同等か少し高くなる。引張強さ ( $\sigma_B$ ) は比較的低いので、降伏比 ( $\sigma_Y/\sigma_B$ , 降伏点が現れないときは  $\sigma_{0.2}/\sigma_B$ ) は約 0.7 とかなり高い。3 種類の F+B 鋼の  $\sigma_Y$ ,  $\sigma_B$  (MPa) と第 2 相体積率  $f$  (絶対値) の間には近似的に (1) 式の関係が成り立つ (Fig. 2 に示された実線と対応)。

$$\begin{aligned} \text{F+B 鋼} \quad \sigma_Y &= (310\sim 340) + (110\sim 160)f \quad \dots\dots (1) \\ \sigma_B &= (460\sim 530) + (60\sim 90)f \end{aligned}$$

ここで、強度の高いベイナイトを含む鋼ほど強度が高い。一方、F+M 鋼については (2) 式の関係が成り立つ (Fig. 2)。

$$\begin{aligned} \text{F+M 鋼} \quad \sigma_{0.2} &= 94 + 856f \quad \dots\dots\dots (2) \\ \sigma_B &= 621 + 675f \end{aligned}$$

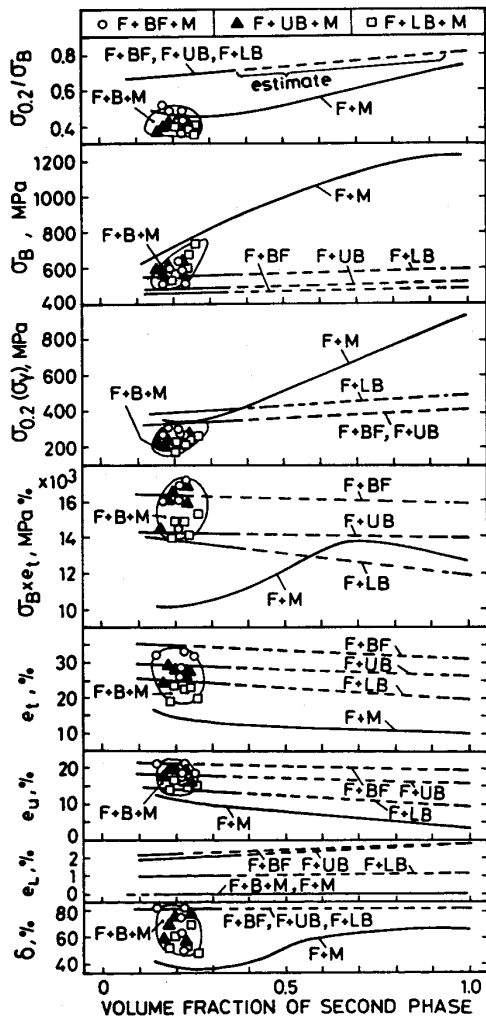
両式から、第 2 相単位体積率当たりの強度の増加は、ベイナイトではマルテンサイトの 1/5~1/10 であるといえる。延性に関しては、ベイナイトの種類の影響は顕著に現れ、ベイナイト強度の低い F+BF 鋼ではきわめて高い延性及び強度・延性バランス ( $\sigma_B \times e_t$ ) が得られる。

以上より、F+B 鋼は高降伏比型の高強度複合組織鋼として有用であり、なかでも第 2 相がベイニティックフェライトであるとき (F+BF 鋼)、きわめて優れた塑性加工性を有することが期待できる。

3.2.2 F+B+M 鋼

F+B+M 鋼ではマルテンサイトがたかだか 1 vol% 存在する場合でさえ、F+M 鋼と同様の連続降伏が現れる (Fig. 2, 3)。引張強さは F+B 鋼と F+M 鋼の中間に位置するが、0.2% 耐力がきわめて低いため、降伏比は F+M 鋼よりさらに低い (約 0.4) という興味ある特徴を有する。F+B+M 鋼の降伏比が F+M 鋼より低くなる本実験結果は RIGSBEE ら<sup>2)</sup>及び SUDO ら<sup>3)</sup>の結果と全く逆である。強度・延性バランス及びその他の延性は同じ種類のベイナイトを含む F+B 鋼にはほぼ等しい高い水準を保つ。

以上より、F+B+M 鋼は低降伏比型の高強度複合組織鋼として F+M 鋼よりはるかに優れた引張特性を有するが、これらの性質はベイナイトの種類および第 2 相中のベイナイト体積率の割合 ( $\alpha (=f_B/f)$ ) の両者によつ



$\sigma_{0.2}$ : 0.2% offset proof stress  $\sigma_B$ : Ultimate tensile strength  
 $e_L$ : Lüders elongation  $e_u$ : Uniform elongation  $e_t$ : Total elongation  
 $\delta$ : Reduction of area

Fig. 2. Tensile properties of ferrite-bainite (F+B), ferrite-bainite-martensite (F+B+M) and ferrite-martensite (F+M) steels as a function of volume fraction of second phase.

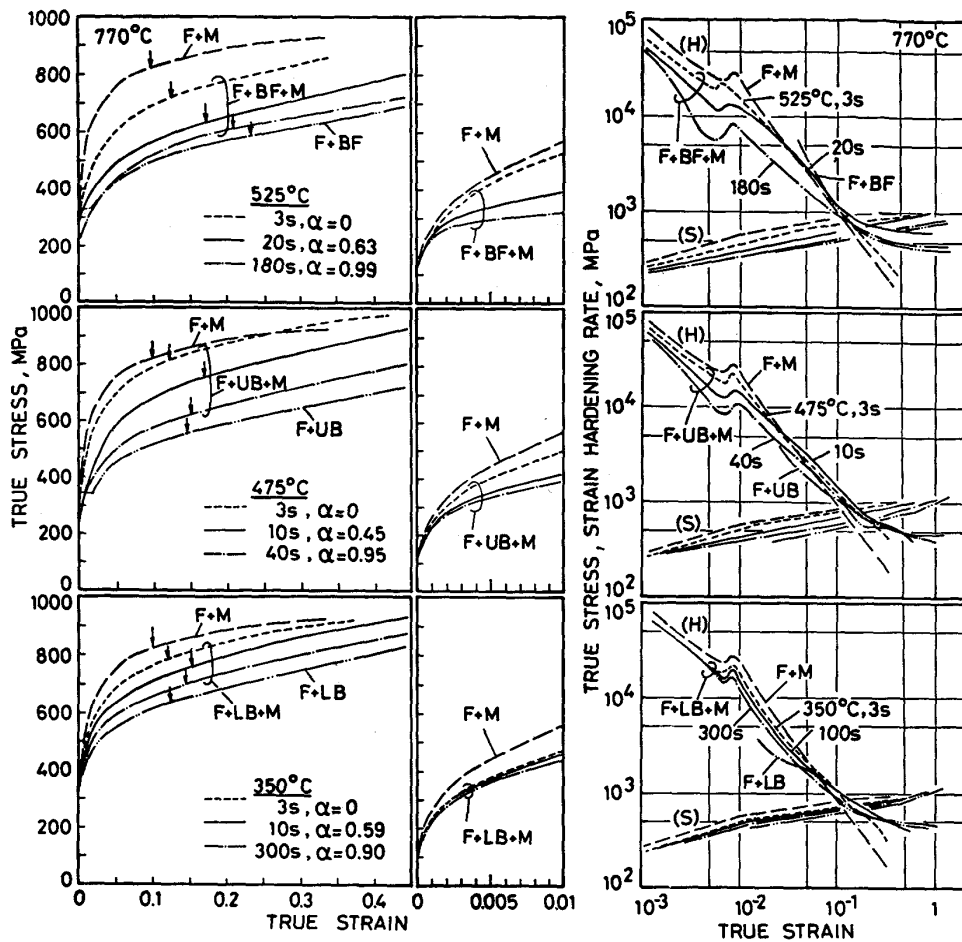


Fig. 3. Typical true stress-true plastic strain curves (S) and strain hardening rate-true plastic strain curves (H) of ferrite-martensite (F+M), ferrite-bainite-martensite (F+B+M) and ferrite-bainite (F+B) steels,  $f=0.18-0.25$ . Arrows represent points of maximum load.

て大きく影響される。そこでつぎに、ベイナイトの種類と  $\alpha$  の影響を詳細に述べる。

引張特性に対する第2相中のベイナイト体積率の割合 ( $\alpha = f_B/f$ ) の影響を Fig. 4, 5 に示す。図中のデータはすべて塩浴保持温度で 1~3600 s 保持したものをを用いた。

弾性限 ( $\sigma_0$ ) 及び 0.2% 耐力 (降伏応力) の  $\alpha$  依存性は、Fig. 4 に示したように F+UB+M 鋼及び F+LB+M 鋼では  $\alpha=1.0$  を除きみられないが、F+BF+M 鋼では  $\alpha < 0.5$  において  $\alpha$  が小さいほど弾性限及び 0.2% 耐力が高くなる。降伏比は F+BF+M 鋼ではわずかに高くなるが、いずれの F+B+M 鋼でも  $\alpha=1.0$  を除き  $\alpha$  依存性はほとんど認められない (Fig. 4)。

一樣伸び ( $e_u$ )、全伸び ( $e_t$ ) 及び絞り ( $\delta$ ) は  $\alpha$  の増加とともに大きくなる傾向がある (Fig. 4)。強度・延性バランスはつぎの  $\alpha$  の領域において高い値を有する (Fig. 5)。

F+BF+M 鋼  $\alpha=0.4-0.7$

F+UB+M 鋼  $\alpha=0.2-0.7$

F+LB+M 鋼  $\alpha=0.6-0.9$

すなわち、高い強度・延性バランスを保持するためには、ベイナイトの強度が低い場合ほど第2相中のマルテンサイト体積率を高くして強度を補う必要がある。強度・延性バランスの水準は F+UB+M 鋼及び F+BF+M 鋼で高いが、F+BF+M 鋼では2相域焼なまし温度の変化によつてその値がかなり変動する。したがつて、低降伏比型の高強度複合組織鋼として F+UB+M 鋼が実用上最も優れていると結論できる。

### 3.3 ひずみ硬化特性

ベイナイト変態温度に保持した3種類の F+B+M 鋼のひずみ硬化率は、Fig. 3 より、F+M 鋼に比較して真ひずみ  $\epsilon$  がほぼ 0.05 以下のひずみ域では低いが、真ひずみが 0.1 以上の高ひずみ域では高い傾向を示す。3種類の F+B+M 鋼のうち、高い強度・延性バランスを示す  $\alpha$  の範囲にあり、かつベイナイト相が上部ベイナイトのとき、 $\epsilon \geq 0.05$  におけるひずみ硬化率はとくに高

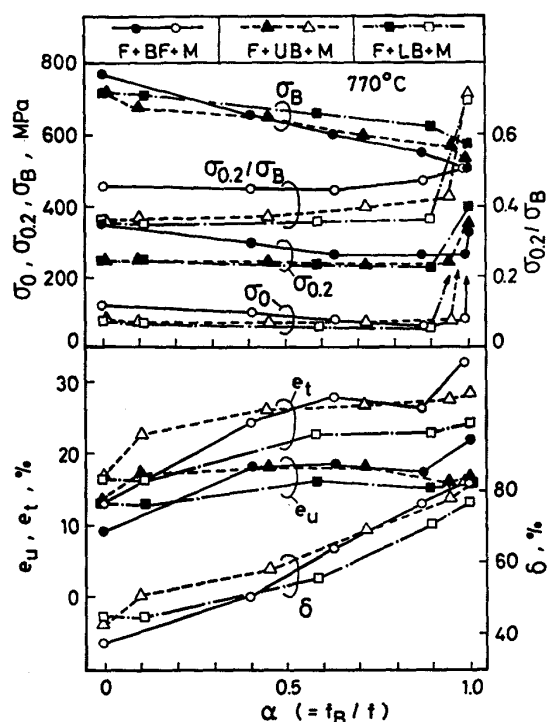


Fig. 4. Influence of  $\alpha (=f_B/f)$  on tensile properties of ferrite-bainite-martensite (F+B+M) steels,  $f=0.18-0.25$ .

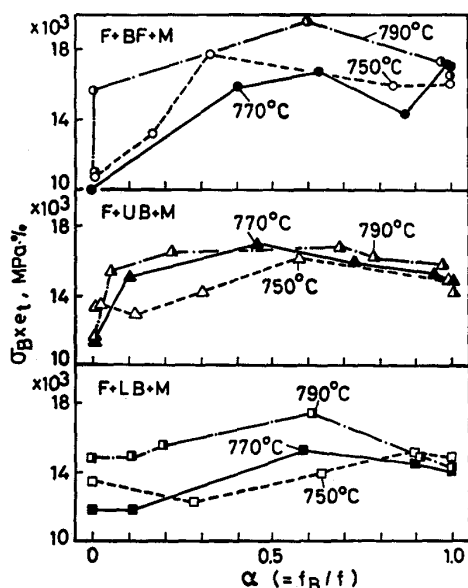


Fig. 5.  $\sigma_B \times e_t$  as a function of  $\alpha (=f_B/f)$  of ferrite-bainite-martensite (F+B+M) steels intercritically annealed at 750°, 770° and 790°C.

く、ベイニティックフェライトまたは下部ベイナイトのときは少し低い。一方、F+B鋼のひずみ硬化率は高ひずみ域に限ればF+M鋼より高いが、 $\alpha=0.2\sim 0.9$ のF+B+M鋼よりは低い。このとき、ベイナイトの種類の影響はとくに認められなかつた。

ポイドの発生ひずみを調べたところ、2相域焼なまし

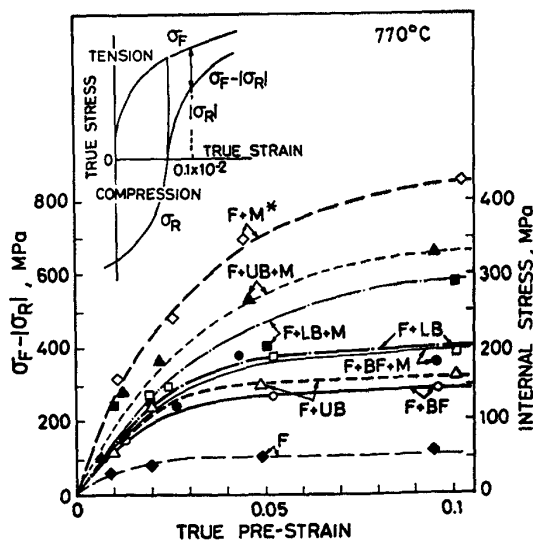
温度から直接水冷したF+M鋼では $\varepsilon \approx 0.05$  ( $e_u$ よりかなり小さい)においてマルテンサイトとフェライト界面でポイドが存在していたのに対して、F+B+M鋼及びF+B鋼では $e_u$ に等しいかまたはそれ以上のひずみで主にフェライトとマルテンサイト界面にポイドが観察された。したがって、F+B+M鋼及びF+B鋼の高ひずみ域において高いひずみ硬化率を生じた理由の一つとして、ポイドの発生が高ひずみまで抑制されたことを挙げることができる。ちなみに、フェライト・マルテンサイト界面でのポイドの発生が抑制された原因としては、マルテンサイト相が微細化すること<sup>9)</sup>及びベイナイト変態温度に保持されることにより界面が強化されたことが考えられる。

以上より、F+UB+M鋼( $\alpha=0.45$ )及びF+BF鋼において大きな一様伸びと高い強度・延性バランスが得られたのは変形応力の増加とひずみ硬化率の増加がほどよくバランスしたためであること、及び前者ではひずみ硬化率の増加の寄与がとくに大きく、後者では低い変形応力の寄与が大きいことがわかる。

#### 4. 考 察

##### 4.1 F+B+M鋼の変形モデル

著者ら<sup>5)</sup>はさきに(1)F+M複合組織鋼の連続降伏はマルテンサイト変態時の体積膨張に起因して発生する



F+M\*:  $f=0.24, \alpha=0$  (475°C, 3s)  
 F+BF+M:  $f=0.22, \alpha=0.63$  (525°C, 20s)  
 F+UB+M:  $f=0.23, \alpha=0.45$  (475°C, 10s)  
 F+LB+M:  $f=0.23, \alpha=0.59$  (350°C, 100s)  
 F+BF:  $f=0.21, \alpha=1.0$  (525°C, 3600s)  
 F+UB+M:  $f=0.22, \alpha=1.0$  (475°C, 3600s)  
 F+LB+M:  $f=0.23, \alpha=1.0$  (350°C, 3600s)

Fig. 6. Relationship between 0.1% Bauschinger stress  $\sigma_F - |\sigma_R|$  or internal stress and true pre-strain. F means annealed single phase ferrite steel containing 0.006 wt% carbon.

内部応力<sup>6)</sup>によつて生ずること、及び (2) 変形初期の高いひずみ硬化率はフェライトと第2相 (マルテンサイト) の強度差に起因して発生する内部応力によつて主に生ずることを報告した。本報の F+B+M 複合組織鋼の変形も基本的には上述の F+M 鋼と類似するという考え方に基づき、変形中に発生する内部応力 (上述の (2) の内部応力に相当する) を実際に測定した (Fig. 6)<sup>†3</sup>。Fig. 6 より、F+B+M 鋼で発生する内部応力はマルテンサイトの一部がベイナイトに置換されたことによる強度低下分だけ低下するが、内部応力は十分に高く、10% のひずみに至るまで高いひずみ硬化率を生じさせる主要な因子となり得ることがわかつた。さらに、F+B+M 鋼の変形初期ではフェライトが第2相のまわりを回り込むように優先的に塑性変形する<sup>8)</sup> とともに、強度の低いベイナイト相またはベイナイト相中の強度の低い領域から順次塑性変形を開始するという興味深い示唆が得られた。

前節の実験結果及び上述の議論に基づいて、F+B+M 鋼の変形は Fig. 7 のように考えることができる。

(i) フェライトの変態誘起降伏域内の優先降伏 (A 点) 優先降伏応力  $Y_P$  は次式で表される<sup>6)</sup>。

$$Y_P = Y^F \left[ -\frac{1}{2} \frac{Y^{FO}}{Y^F} + \left\{ 1 - \frac{3}{4} \left( \frac{Y^{FO}}{Y^F} \right)^2 \right\}^{1/2} \right] \dots (3)$$

ここで、 $Y^F$ 、 $Y^{FO}$  はそれぞれ室温またはマルテンサイト変態を生ずる温度におけるフェライトの降伏応力である。 $Y_P$  の値はほぼ弾性限  $\sigma_0$  に対応すると考えられる。

(ii) ベイナイトの降伏 ( $B_i$  点,  $i=1, 2, 3, \dots$ )

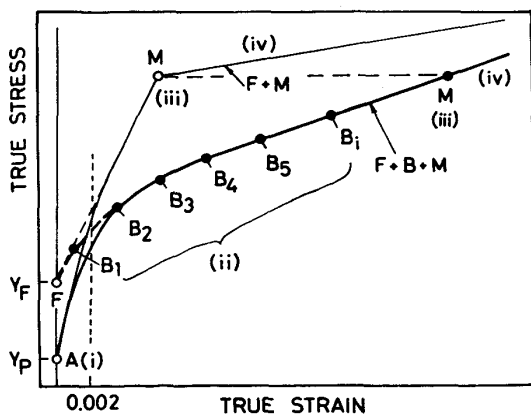


Fig. 7. Schematic flow curves proposed for ferrite-bainite-martensite (F+B+M) steel.

強度の低いベイナイト相またはベイナイト相中の強度の低い領域から順次降伏する。なお、 $i$  の値が小さいほど強度は低い。

(iii) マルテンサイトの降伏 (M点)

(iv) すべての構成相の塑性変形 (M点以降)

なお、実際の複合組織鋼ではフェライトが第2相のまわりを回り込むように優先的に変形する<sup>8)</sup> ために内部応力の塑性緩和が生じ、これにより変形応力が低下したり、第2相の降伏が TOMOTA らの理論<sup>9)</sup> から予想されるひずみよりも高ひずみ側にずれたりする。以下では、Fig. 7 の変形モデルを用いて引張特性を説明する。

#### 4.2 F+B+M 鋼の特徴的な引張特性

##### 4.2.1 低い 0.2% 耐力と降伏比

F+B+M 鋼では連続降伏が現れるとともに、0.2% 耐力と降伏比が F+M 鋼よりさらに低くなるという知見が得られた (Fig. 2, 3)。連続降伏は主にマルテンサイト及びベイナイト変態時に発生する内部応力<sup>14)</sup> に起因する<sup>6)</sup> であろう。ベイナイトが存在することによつて 0.2% 耐力が F+M 鋼よりもさらに低くなつた原因として次の二つが考えられる。

(1) 塩浴中に保持することによるフェライト中の炭素濃度の低下：フェライト相の硬さを測定したところ、3種類の F+B+M 鋼の硬度 (いずれもほぼ HV 176) は F+M 鋼の硬度 (HV 183) より低かつた。

(2) 強度の低いベイナイト相またはベイナイト相中の強度の低い領域から順次塑性変形するため、変形初期の変形応力が F+M 鋼に比べて低い。

降伏比が低かつたのは引張強さの低下に比べて 0.2% 耐力の低下が著しかつたためである。

##### 4.2.2 高い強度・延性バランス

3種類の F+B+M 鋼の高い強度・延性バランスは主に  $\epsilon \geq 0.05$  のひずみ域におけるひずみ硬化率が2相域焼なまし温度から水冷された F+M 鋼に比較して高い値に維持されたことに起因することが 3.3 で述べられた。ひずみ硬化率を高く維持した主な理由として、4.1 及び 3.3 でそれぞれ述べられた以下の二つが考えられる。

(1) フェライトと第2相の強度差に起因して発生する内部応力が比較的高く、かつ高ひずみ域に至るまで増加し続ける。ここで、塑性変形しにくいマルテンサイトが主に内部応力を高めるために主要な役割を演じ、ベイ

<sup>†3</sup> 平行部直径 5 mm, 平行部長さ 10 mm の丸棒試験片を用い、Fig. 6 に示すような引張・圧縮のパウシグナー試験を行った。内部応力は 0.1% パウシグナー応力 ( $\sigma_p - |\sigma_R|$ ) の  $1/2^{1/2}$  であると仮定した。ただし、各種複合組織鋼の真の内部応力はフェライト単相鋼 (Fig. 6 の F) 内部応力を引いた値である。また、F+M 鋼では変形早期にポイドが発生し、正確な内部応力が測定できないので、ポイドの発生が高ひずみまで抑制され、かつ実質的には F+M 鋼と等しい組織を有する F+UB+M 鋼 (475°C, 3s 保持材:  $\alpha=0$ ) を代わりに用いた。図中には F+M\* で示してある。

<sup>†4</sup> ベイナイト変態時に発生する内部応力は一般にマルテンサイト変態時に発生する内部応力よりも小さいことが知られている。また、前者の内部応力はベイナイト生成温度に保持することによつて緩和されるので、本研究においてはマルテンサイト変態時に発生する内部応力が連続降伏を生じさせていると考えている。

ナイトは補助的に内部応力を高める。ただし、ベイナイトは変形の比較的初期から順次塑性変形するため、ベイナイト相自身のもつやや高いひずみ硬化<sup>10)</sup>も内部応力の増加に寄与することになる。

(2) フェライト・第2相(主としてマルテンサイト)界面でのボイドの発生が  $\epsilon > 0.1$  の高ひずみまで抑制され、ひずみ硬化率の著しい低下を防ぐ。

上記(1)、(2)は相互に関連してひずみ硬化率を高い値に、維持するが、Fig. 6より、第2相強度が高いほど(1)の影響が相対的に大きくなることが予想できる。このほか、ベイナイト変態温度に保持することによってフェライト内の固溶炭素濃度が変化することも、F+B+M鋼のひずみ硬化率、しいては強度・延性バランスに影響を与えるであろう。

結論として、F+B+M鋼( $\alpha=0.2\sim0.9$ )では高い強度・延性バランスが得られたが、これは第2相に起因する変形応力の増加とひずみ硬化率の増加がほど良いバランスを保っていたためであるといえる。

## 5. 結 言

第2相体積率が11~33 vol%の複合組織鋼において、マルテンサイトの全部または一部をベイナイトに置換したフェライト・ベイナイト(F+B)鋼およびフェライト・ベイナイト・マルテンサイト(F+B+M)鋼の引張特性及び変形挙動を調べ、これに対するベイナイトの種類及び第2相中に占めるベイナイト体積率の割合( $\alpha$ )について詳細な検討を行った。さらに、F+B+M複合組織鋼の変形モデルを提案した。得られた主な結果を以下に要約する。

(1) F+B鋼は降伏点伸びを生ずる。このため降伏応力及び降伏比(約0.7)は高いが、F+M鋼に比べて高い強度・延性バランスを有する。とくに、ベイナイトの種類がベイニティックフェライトであるF+BF鋼は

最良の強度・延性バランスを有し、高降伏比型の高強度複合組織鋼として最適である。

(2) F+B+M鋼は連続降伏を生じ、F+M鋼と同程度かさらに低い0.2%耐力及び降伏比を有する。強度・延性バランスは第2相中に占めるベイナイト体積率の割合に強く影響されるが、F+B鋼よりさらに高い値を生ずる。この鋼の低降伏比型の高強度複合組織鋼としてF+M鋼よりはるかに優れているが、ベイナイトの種類が上部ベイナイトでかつ $\alpha=0.2\sim0.7$ のとき最適となる。

(3) フェライトの優先降伏につづき、ベイナイト相中の強度の低い領域から順次塑性変形を開始するというF+B+M鋼の変形モデルを提案し、これにより引張特性を説明するとともに、フェライトと第2相の強度差に起因して発生する内部応力が複合組織鋼のひずみ硬化に重要な役割を果たすことを示した。

## 文 献

- 1) 大森靖也: 鉄と鋼, 65 (1971), p. 126
- 2) J. M. RIGSBEE, J. K. ABRAHAM, A. T. DAVENPORT, J. E. FRANKLIN and J. W. PICKENS: Structure and Properties of Dual-Phase Steels, ed. by R. A. KOE and J. W. MORRIS (1979), p. 304 [TMS-AIME]
- 3) M. SUDO, and T. IWAH: Trans. ISIJ, 23 (1983), p. 295
- 4) M. SUDO, S. HASHIMOTO and S. KAMBE: Trans. ISIJ, 23 (1983), p. 305
- 5) 杉本公一, 坂木庸晃, 福里俊郎, 宮川大海: 鉄と鋼, 71 (1985), p. 994
- 6) T. SAKAKI, K. SUGIMOTO and T. FUKUZATO: Acta Metall., 31 (1983), p. 1737
- 7) D. V. WILSON: Acta Metall., 13 (1965), p. 807
- 8) N. K. BALLIGER and T. GLADMAN: Met. Sci., 15 (1981), p. 15
- 9) Y. TOMOTA, K. KUROKI, T. MORI and I. TAMURA: Mater. Sci. Eng. 24 (1976), p. 85
- 10) 杉本公一, 坂木庸晃, 栗橋俊也, 宮川大海: 未発表