

論 文

UDC 669.15'24'26'28-194 : 548.24 : 620.172

マルテンサイトとベイナイト二相混合組織をもつ
0.2%C-Ni-Cr-Mo 鋼の引張特性について*

富田 恵之**・中村 弘之***・岡林 邦夫**

Tensile Properties of a 0.2%C-Ni-Cr-Mo Steel Having Mixed
Structure of Martensite and Bainite

Yoshiyuki TOMITA, Hiroyuki NAKAMURA, and Kunio OKABAYASHI

Synopsis:

A study has been made of room-temperature tensile properties of a 0.2%C-Ni-Cr-Mo steel having mixed structure of martensite and bainite.

When B-III and B-II type bainite, which precipitated acicularly so as to partition prior austenite grains, associated with lath martensite, a detrimental effect was found on the strength and ductility regardless of volume fraction of the bainite and tempering conditions, as opposed to a desirable effect in the case of mixed structure of lenticular martensite and lower bainite precipitated acicularly.

From the analyses of true stress-strain diagrams and microfractographs, the decrease in the ductility results from the fact that the bainite being elongated parallel to tensile axis fractures in brittle manner, it being attributed to higher stress concentration in the vicinity of twophase interface as a result of unequal strain in the two-phases during plastic deformation.

From the above results, it was assumed that the strength and ductility of steels having mixed structure of martensite and bainite were significantly affected not only by the shape and distribution of the bainite, but also by the morphology of co-existent martensite.

1. 緒 言

前報¹⁾²⁾において、0.42%C-Ni-Cr-Mo 鋼を用いて、ベイナイトが強靱なレンズ状マルテンサイト中に存在する場合の引張特性について検討し、これら混合組織をもつ鋼の強度と延性は二相間の強度比（差）よりも第二相であるベイナイトの存在形態によつて大きく影響されることを報告した。すなわち、ベイナイトが前オーステナイト結晶粒を分割するように針状に存在する場合、ベイナイトによるマルテンサイトの下部組織の微細化と変形過程におけるマルテンサイトによるベイナイトの強い塑性拘束の両効果が相まつて、強度と延性に好ましい影響を与えるが、一方、ベイナイトが前オーステナイト結晶粒を埋めるように塊状に存在する場合には、ベイナイトによるマルテンサイトの下部組織の微細化効果があるが、二相が不均一変形して強度と延性が共に害されることを明らかにした。

一方、上記の結果をひるがえつて考えると、変形過程におけるマルテンサイトによるベイナイトの塑性拘束力の強弱がこれら引張特性に対して重要な役割を演ずることが推察される。したがつて、その引張特性はベイナイトの存在形態が同じであつても、共存するマルテンサイトの形態³⁾が変わればそれに関連して変化することが予想される。

本報告では、これら混合組織をもつ鋼の引張特性とマルテンサイトの形態の関係を明らかにすることを目的として、0.2%C-Ni-Cr-Mo 鋼を用いて、ベイナイトがラスマルテンサイト中に存在する場合の引張特性について検討を行つた。

2. 実験方法

2.1 供試鋼および熱処理

供試鋼は 0.2%C を含有する Ni-Cr-Mo 鋼で、その化学成分を Table 1 に示す。供試鋼は 90 mm ϕ の熱

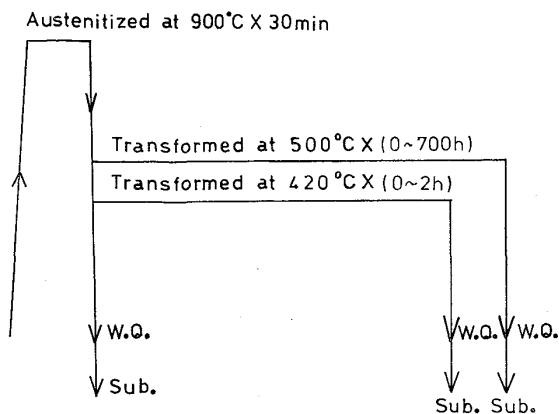
* 昭和 54 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 54 年 6 月 18 日 受付 (Received June 18, 1979)

** 大阪府立大学工学部 工博 (College of Engineering, University of Osaka Prefecture, 4-804 Mozuume-cho Sakai 591)

*** 大阪府立大学大学院 (現: 光洋自動機(株)) (Graduate School, University of Osaka Prefecture, Now Koyo Jidoki, Ltd.)

Table 1. Chemical composition of steel used (wt%)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
0.20	0.30	0.53	0.020	0.011	1.86	0.50	0.20



W.Q.=Quenching in 10% NaOH water solution,
Sub.=Subzero treatment.

Fig. 1. Schematic diagram of heat treatment for obtaining fully martensite or bainite structure, and mixed structures of martensite and bainite.

間圧延棒材として入手し、13 mm の厚さに熱間鍛造後、100 mm (長)×30 mm (幅)×5 mm (厚)に研削し、900°C×1 h 焼なましを行い試料に供した。マルテンサイトとベイナイト二相混合組織は 900°C×30 min オーステナイト化後、420 および 500°C に保持した鉛-錫浴中に投入し、所定の時間保持した後、10%NaOH 水溶液 (0°C) 中に焼入れすることによつて得た。マルテンサイトおよびベイナイト単相組織* を得るための熱処理を含めて、その熱処理の詳細を模式的に Fig. 1 に示した。

焼入れ後、深冷処理 (液体窒素中) と焼もどし処理を繰り返すことにより残留オーステナイトを可能な限り減少させた⁴⁾。焼もどしはそれぞれ油浴および鉛浴を用いて、200°C×1 h および 600°C×1 h 行い、焼もどし後は前者では空冷、後者では水冷した。

2.2 引張試験

引張試験は、最大容量 25 t のインストロン式万能材料試験機を使用して、25 mm の標点間をオートストレーンペーサーを用いて、 3.35×10^{-4} /s の一定ひずみ速度で、室温にて行つた。試験片は前報¹⁾²⁾と同様で、100 mm (長)×25 mm (幅)×1.5 mm (厚)、平行部 30 mm (長)×4 mm (幅)のものをを用いた。また、その最終仕上げは平面研磨あるいは放電加工により行つたが、前者では加工

* 微量の残留オーステナイトが含有されている可能性があり、厳密な意味で単相組織と言えないが、二相混合組織と区別する意味で使用した。

中昇温しないようにして $\pm 1/100$ mm の精度に仕上げ、後者では仕上げ粗さが 10μ 以下になるように注意して加工した。延性は破壊時における真ひずみで評価^{2)5)~10)}したが、それに必要な引張破壊後の断面積は拡大鏡 (×10~20) とコンパレータを用いて測定した。

2.3 顕微鏡観察

顕微鏡組織は光学顕微鏡および 200 kV 透過電子顕微鏡を使用して観察した。透過電子顕微鏡による観察に用いた薄膜試片は、まず 0.1 mm の厚さの試料を切り出し、それをふつ化水素酸-過酸化水素水化学研磨液で化学研磨後、りん酸-クロム酸電解液で電解研磨して作製した。

破面および破面と顕微鏡組織を直接対応させた観察¹¹⁾ならびに引張試験中の微視き裂の発生と伝播の様相の観察は走査型電子顕微鏡 (15 kV) で行つた。

3. 実験結果および考察

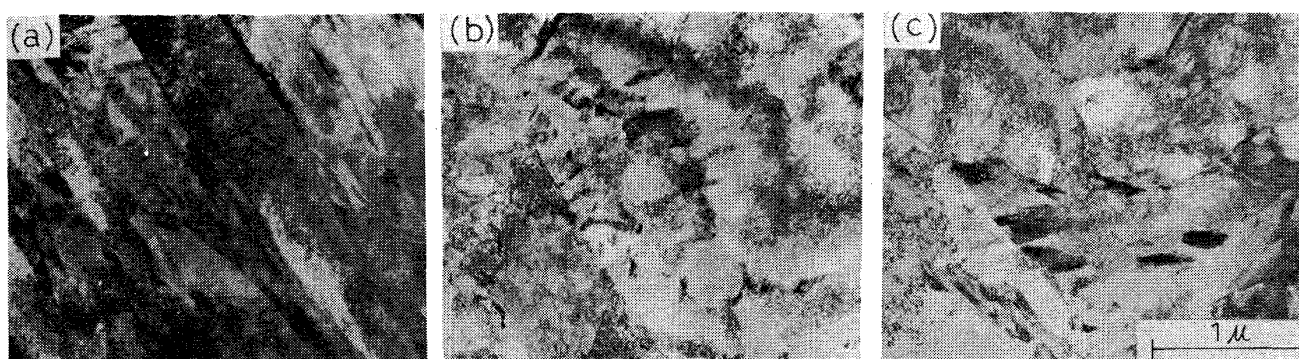
3.1 顕微鏡組織および微視組織因子

Photo. 1 は、それぞれマルテンサイト単相組織ならびに 420°C×2 h および 500°C×700 h 恒温変態させて得られたベイナイト単相組織の下部組織を透過電子顕微鏡により観察した結果を示したものである。マルテンサイトはラスマルテンサイト (Photo. 1-(a)) であるが、420°C で恒温変態させて得られたベイナイトではフェライト板状晶の内部に一方向にそろつたセメンタイト粒子が分散しているのが観察される (Photo. 1-(b))。一方、500°C で恒温変態させて得られるベイナイトでは 420°C 変態ベイナイトに比較してフェライト板状晶の寸法が大きくなるとともに、その境界にセメンタイト層が観察される (Photo. 1-(c))。大森ら¹³⁾が行つた低炭素低合金鋼におけるベイナイトの分類方法に従えば、これらベイナイト* は前者では B-III 型ベイナイト、後者では B-II 型ベイナイトであることが明らかである。

一方、二相混合組織中のベイナイトの存在形態を調べるために、組織を光学顕微鏡により観察した。Photo. 2 にその代表的な光学顕微鏡組織** を示すと同時に、Table 2 に点算法および線分析法¹⁵⁾により測定した二相混合組織の微視組織因子を掲げた。なお、Table 2 に掲げたマルテンサイトあるいはベイナイトのラス径は Fig. 2 に示すおのおのの長さの平均値¹⁾²⁾である。これ

* セメンタイトの析出形態を重視する立場¹⁴⁾から、これらベイナイトを分類すると、前者は下部ベイナイト、後者は上部ベイナイトであると考えられるが、フェライトの形態とセメンタイトの形態の双方から検討された大森らの分類方法が妥当と考え、それに従つた。

** この場合、ベイナイトの存在形態と前オーステナイト結晶粒の関係をj知るために、組織を現出させる際に表面活性剤 (0.2%ライポンF) を添加したピクリン酸飽和水溶液¹⁶⁾で前オーステナイト結晶粒界を同時に現出させた。



W.Q.=Quenching in 10% NaOH water solution, Sub.=Subzero

Photo. 1. Transmission electron micrographs of fully martensite or bainite structure.

Heat treatment:

- (a) $900^{\circ}\text{C} \times 30 \text{ min} \rightarrow \text{W.Q.} \rightarrow \text{Sub.}$ (Martensite)
 (b) $900^{\circ}\text{C} \times 30 \text{ min} \rightarrow 420^{\circ}\text{C} \times 2 \text{ h} \rightarrow \text{W.Q.} \rightarrow \text{Sub.}$ (Bainite)
 (c) $900^{\circ}\text{C} \times 30 \text{ min} \rightarrow 500^{\circ}\text{C} \times 700 \text{ h} \rightarrow \text{W.Q.} \rightarrow \text{Sub.}$ (Bainite)

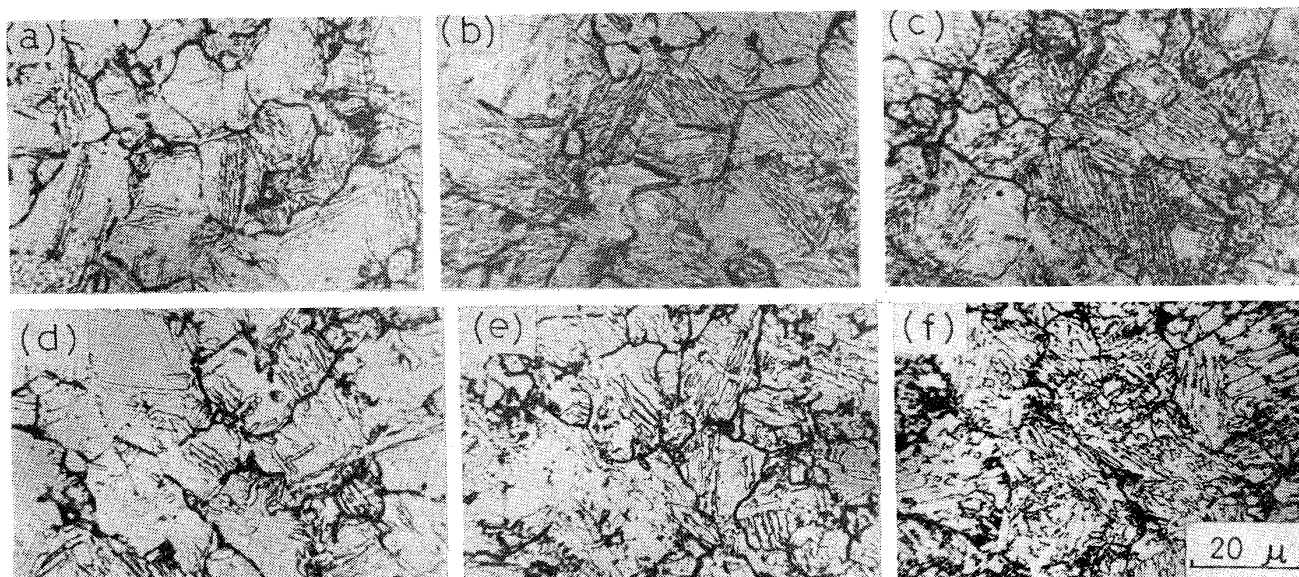


Photo. 2. Optical micrographs of mixed structure of martensite and bainite. (a), (b) and (c); containing B-III type bainite of 25, 50 and 75% in volume, respectively. (d), (e) and (f); containing B-II type bainite of 25, 50 and 75% in volume, respectively.

Table 2. Microstructural parameters of mixed structure of martensite and bainite.

Volume fraction of bainite, (%)	B-III type bainite (Transformed at 420°C)		B-II type bainite (Transformed at 500°C)	
	Lath size of bainite, (μ) B_W B_L	Lath size of martensite, (μ) M_S	Lath size of bainite, (μ) B_W B_L	Lath size of martensite, (μ) M_S
10	1.2 9.5	5.7	1.8 9.6	7.2
25	1.3 9.7	4.0	1.8 9.8	4.2
50	1.3 9.6	3.3	1.9 9.7	2.8
75	1.3 9.7	2.6	2.0 9.5	1.3

らの結果から次のことが明らかとなった。(1) B-III および B-II 型ベイナイトとも、ベイナイト体積率にかかわらず、前オーステナイト結晶粒を分割するように針

状に析出する。(2) ベイナイトのラス径(B_W)は B-III 型ベイナイトでは $1.2 \sim 1.3 \mu$ と小さいが、B-II 型ベイナイトでは $1.8 \sim 2.0 \mu$ と前者に比して大きい。(3)

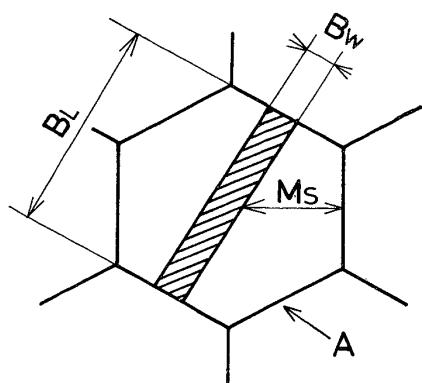
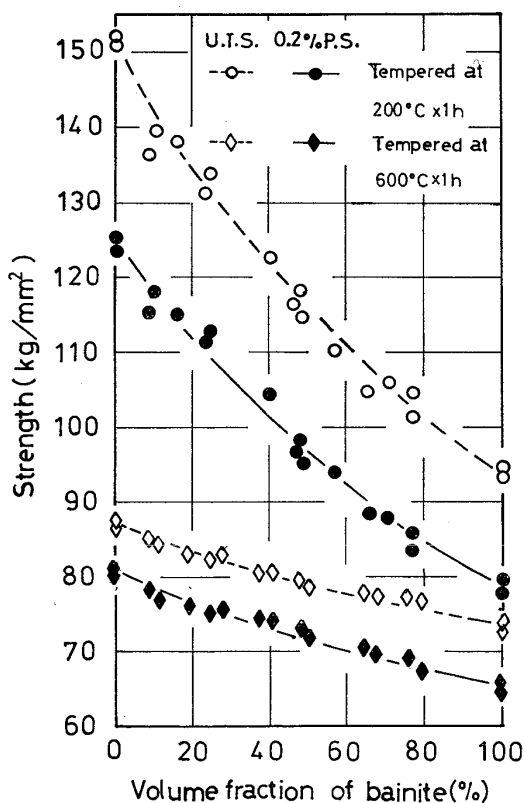


Fig. 2. Schematic diagram of lath size of martensite or bainite as shown in table 2. A indicates prior austenite grain boundary.



U.T.S.=Ultimate tensile strength, 0.2%
P.S.=0.2% proof stress.

Fig. 3. Effect of volume fraction of B-III type bainite on the strength.

マルテンサイトのラス径はベイナイト体積率の増加に伴い、B-III型ベイナイトでは $5.7 \sim 2.6 \mu$ 、B-II型ベイナイトでは $7.2 \sim 1.3 \mu$ と順次小さくなる傾向がある。

3.2 強度

3.2.1 0.2% 耐力および引張強さとベイナイト体積率の関係

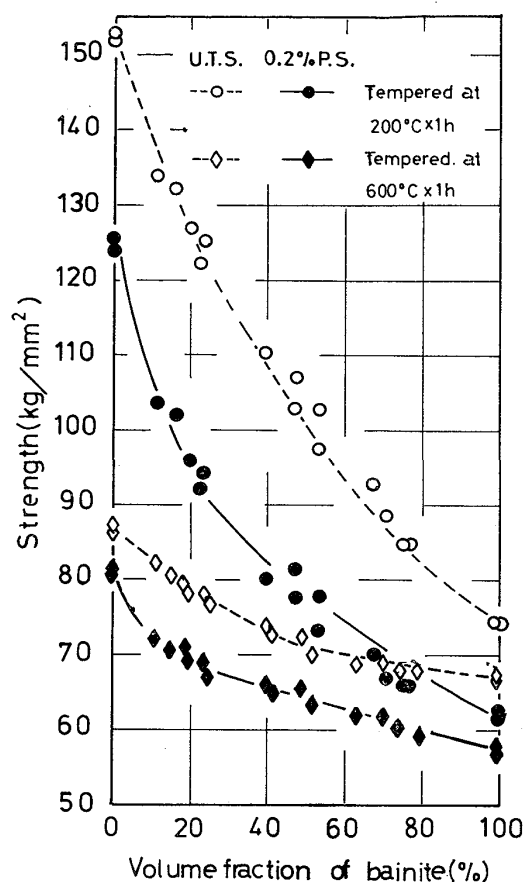


Fig. 4. Effect of volume fraction of B-II type bainite on the strength.

Fig. 3 と 4 に B-III ならびに B-II 型ベイナイトが存在する場合の 0.2% 耐力および引張強さとベイナイト体積率の関係を示した。これらの結果から、(1) 0.2% 耐力と引張強さは、ベイナイトの種類および焼もどし条件にかかわらず、ほぼ類似の傾向を示す。(2) B-III 型ベイナイトが存在する場合、焼もどし条件にかかわらず、これら強度はベイナイト体積率の増加に伴い、ほぼ直線的に低下する傾向がある。(3) 一方、B-II 型ベイナイトが存在する場合には、焼もどし条件にかかわらず、ベイナイト体積率の増加とともに強度が著しく害されることがそれぞれ明らかとなった。これらベイナイトが存在する場合の強度の挙動をさらに詳しく調べるために、強度の混合則からの偏倚について検討した。引張強さはひずみ硬化と試験片の幾何学的形状の変化による弱化とのつり合いの安定問題としての値であり、物理的意味に乏しいと言われている¹⁷⁾ので、以下では 0.2% 耐力に着目して検討を行った。

3.2.2 0.2% 耐力の混合則からの偏倚

すでに前報⁷⁾で、これら混合組織におけるマルテンサイトの下部組織がベイナイト体積率の増加に伴って変化

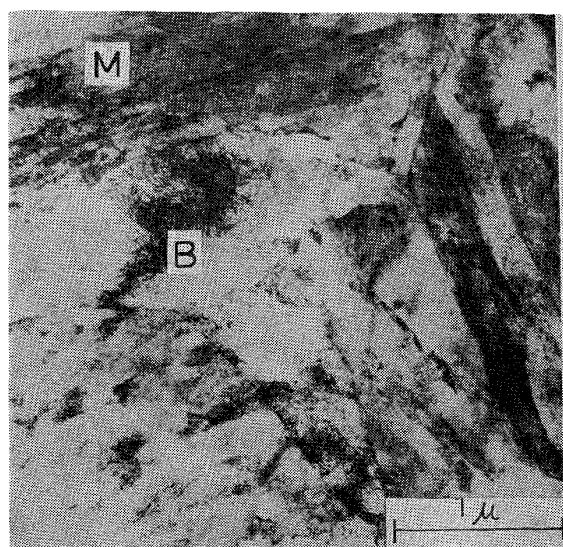


Photo. 3. Transmission electron micrograph of specimen having mixed structure of martensite and B-II type bainite ($f = 50\%$). M and B indicate martensite and bainite, respectively. Heat treatment: $900^{\circ}\text{C} \times 30 \text{ min} \rightarrow 500^{\circ}\text{C} \times 32 \text{ s} \rightarrow \text{W.Q.} \rightarrow \text{Sub.}$

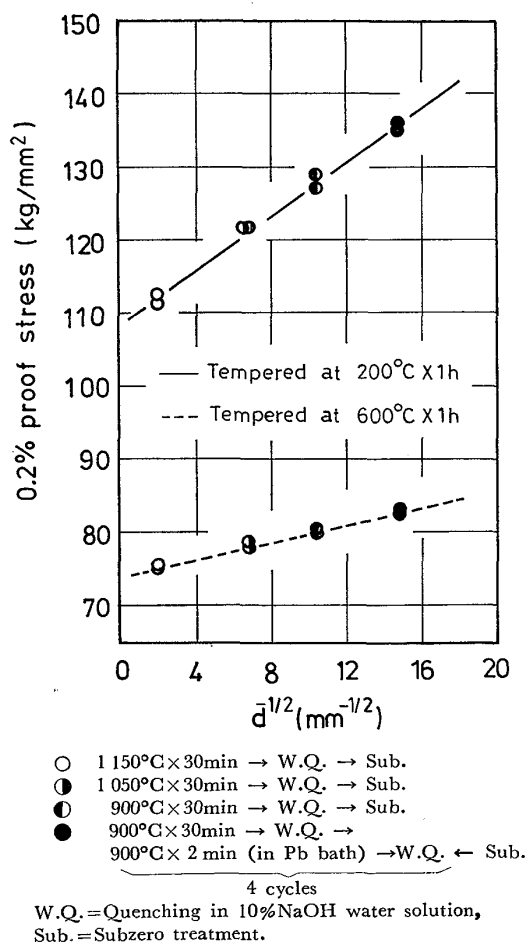


Fig. 5. Relationship between prior austenite grain size, d and 0.2% proof stress in martensite.

する場合、混合則を求めるに際してマルテンサイトのラス径を考慮に入れなければならないことを明らかにした。Photo. 3 に示すように、本実験における混合組織中のマルテンサイトも、ベイナイトの体積率の増加に伴って下部組織が微細になる傾向があるので、前報¹⁾と同様にマルテンサイトのラス径を考慮に入れた混合則を適用した。その混合則を求める方法については前報¹⁾で詳しく報告したので、ここではその詳細を省略し、結果のみを以下に示した。二相混合組織の 0.2% 耐力 $\sigma_{0.2}^{Mx}$ は f をベイナイトの体積率、 d をマルテンサイトのラス径として次式で与えられる。

$$\sigma_{0.2}^{Mx} = \langle \sigma_{0.2}^M \rangle \cdot (1 - f) + \sigma_{0.2}^B \cdot f \quad \dots\dots\dots (1)$$

$$\langle \sigma_{0.2}^M \rangle = A + B d^{-1/2}$$

ここで、 $\langle \sigma_{0.2}^M \rangle$ はラス径を考慮に入れたマルテンサイトの 0.2% 耐力であり、 $\sigma_{0.2}^B$ はベイナイト単相組織の 0.2% 耐力で、 A および B は Fig. 5 に示す関係式 (一次式) における切片と勾配である。

Fig. 6 および 7 は前項で得られた二相混合組織の 0.2% 耐力と (1) 式の対比を示したものである。なお、(1) 式を用いる際の数値 d は Table 2 より求め、 A および B は Fig. 5 から求め、 200°C 焼もどしの場合 $A = 108 \text{ kg}$, $B = 1.83 \text{ kg/mm}^{3/2}$, 600°C 焼もどしの場合には $A = 74 \text{ kg}$, $B = 0.55 \text{ kg/mm}^{3/2}$ である。これらの結果から、

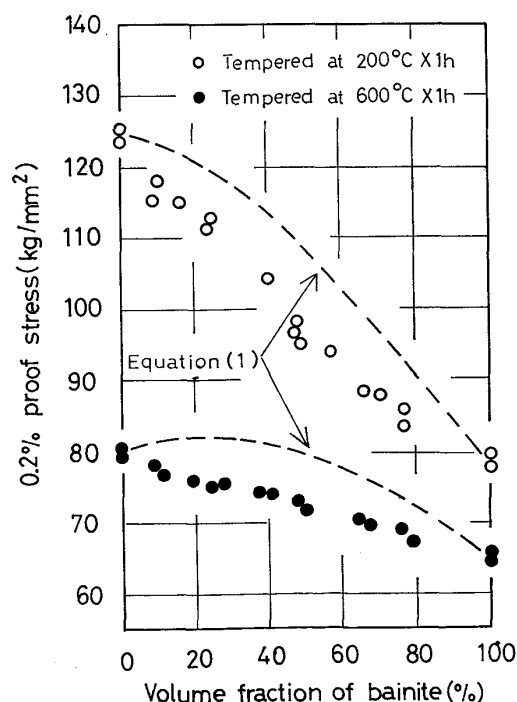


Fig. 6. Comparison of experimental values of 0.2% proof stress in mixed structure of martensite and B-III type bainite with the calculated law of mixture.

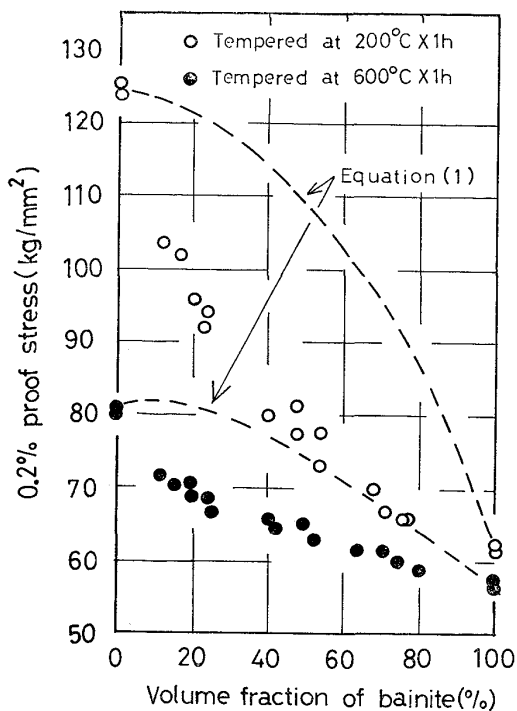


Fig. 7. Comparison of experimental values of 0.2 % proof stress in mixed structure of martensite and B-II type bainite with the calculated law of mixture.

(1) これら混合組織ではベイナイトの種類および焼もどし条件にかかわらず、0.2% 耐力は混合則(1)式から下方に偏倚する。(2)その偏倚度はベイナイトのラス径の大きい B-II 型ベイナイトが存在する場合に著しいことが明らかとなった。以上の結果は、前オーステナイト結晶粒を分割するように針状に析出する下部ベイナイトがレンズ状マルテンサイト中に存在する場合、強度に対して好影響を与えるという前報りの結果と相反する。このことは、ラスマルテンサイトはレンズ状マルテンサイトに比較して、変形過程におけるベイナイトの塑性拘束力が弱いので、それに針状のベイナイトが存在しても、二相が不均一変形を起こすことによるものと考えられる。

以上のことから、B-III ならびに B-II 型ベイナイトがラスマルテンサイト中に存在する場合、ベイナイトによるマルテンサイトの下部組織の微細化効果があるが、変形過程におけるマルテンサイトによるベイナイトの塑性拘束力が弱いために、二相が不均一変形を起こし、結果として強度が害されることが推測される。

3.3 延性

3.3.1 破壊時における真ひずみとベイナイト体積率の関係

Fig. 8 と 9 に B-III ならびに B-II 型ベイナイトが存在する場合の破壊時における真ひずみ、 $\ln A_0/A_f$ とベイナイト体積率の関係を示した。ここで、 A_0 および A_f

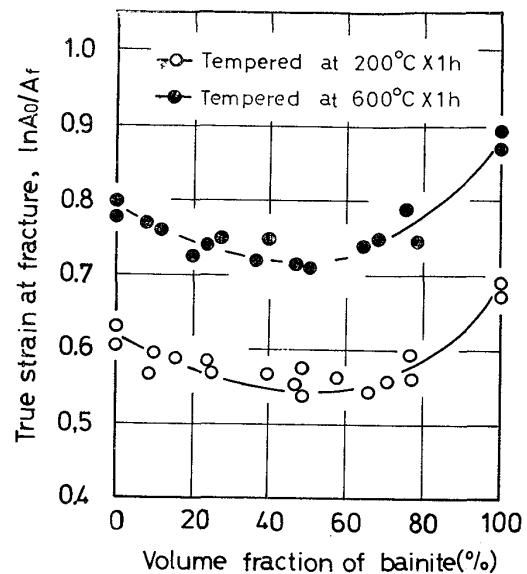


Fig. 8. Effect of volume fraction of B-III type bainite on true strain at fracture, $\ln A_0/A_f$ (where A_0 and A_f are the original area and the area at fracture, respectively).

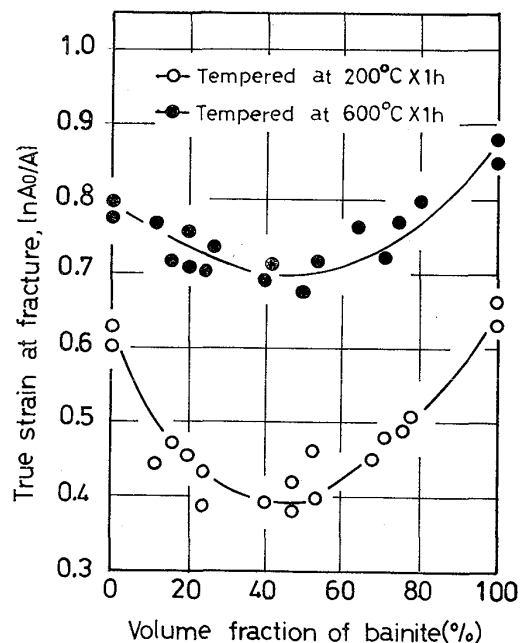


Fig. 9. Effect of volume fraction of B-II type bainite on true strain at fracture, $\ln A_0/A_f$.

はそれぞれ試験片の初期断面積および破壊後の断面積である。これらの結果から、(1) B-III ならびに B-II 型ベイナイトが存在すると、ベイナイト体積率および焼もどし条件にかかわらず、破壊時における真ひずみが害される傾向があり、それはベイナイト体積率 50% 前後で著しい。そして、(2)その傾向は B-II 型ベイナイトが存在する場合に顕著に認められることが明らかとなり、

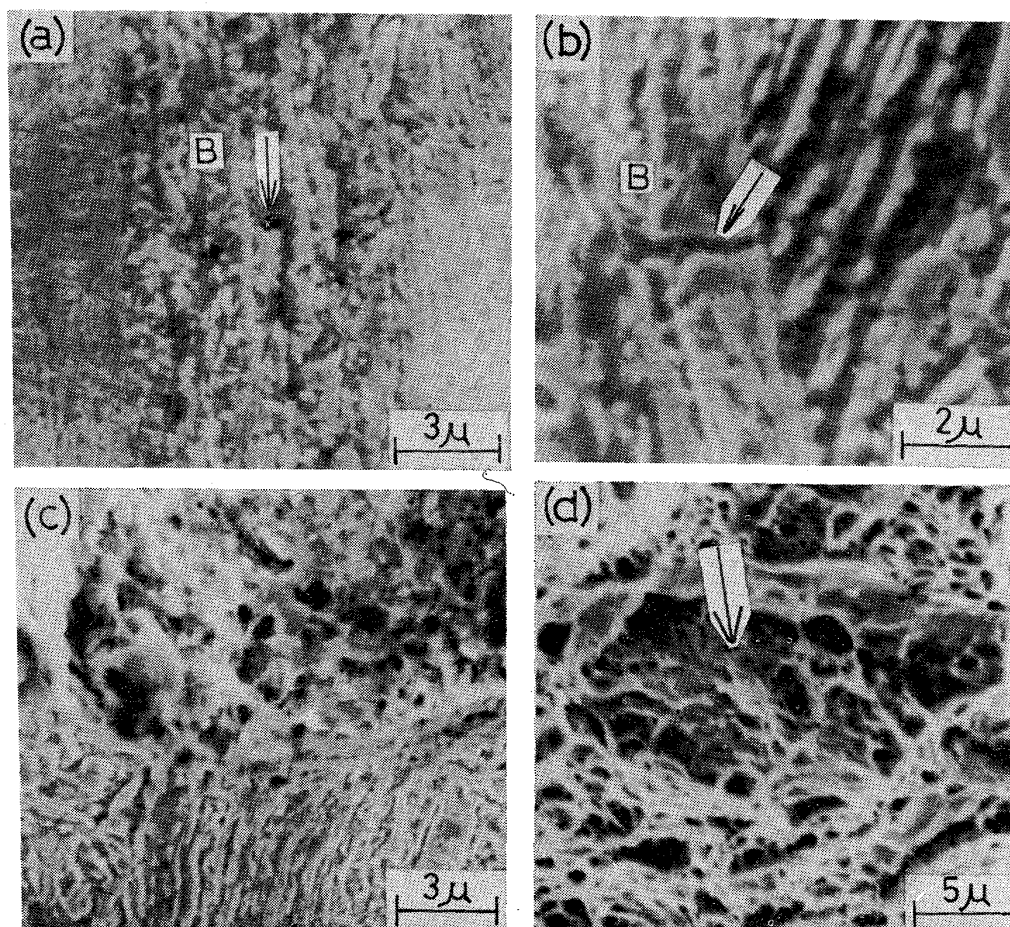


Photo. 4. Scanning electron micrographs of microcracks initiation during tensile test [(a) and (b)], a closed relation between microstructure and fracture appearances [(c)], and fracture appearance after tensile test in B-III type bainite ($f=25\%$) [(d)]. B indicates bainite. Arrows indicate microcracks. Specimens being tempered at $200^{\circ}\text{C}\times 1\text{h}$.

強度の場合と同様に、下部ベイナイトがレンズ状マルテンサイト中に存在する場合、延性に対して好ましい影響を与えるという前報²⁾の結果と異なった。そこで、これら混合組織の破壊時における真ひずみが害される原因を明らかにするために、顕微鏡観察の上で二相の組織の区別が可能な 200°C 焼もどし試料につき、その微視的破壊挙動を調べた。

3.3.2 微視的破壊挙動

Photo. 4 に B-III 型ベイナイトが存在する場合の微視的裂の発生と伝播の様相ならびに破面および破面と顕微鏡組織を直接対応させた観察の結果を示した。これらの結果から次のことが明らかとなった。(1) 微視的裂は、まず引張軸方向に長く引き伸ばされたベイナイト中に発生する (Photo. 4-(a) において矢印で示す)。その後、ベイナイトが引張軸方向に対して直角に脆性破壊する (Photo. 4-(b) において矢印で示す)。そして、破面と顕微鏡組織を直接対応させた観察結果 (Photo. 4-(c)) から分かるように、これら微視的裂はマルテンサイトを通

して連結しながらベイナイトのラス径に相当する大きさのくぼみを多数もつた円状のき裂 ($15\sim 20\mu$ の大きさ) に成長し (Photo. 4-(d) において矢印で示す)、破壊に至る。さらに、B-II 型ベイナイトが存在する場合についても上記と同様な観察を行つたが、微視的裂の発生個所が二相境界近傍に比較的多く認められるようになることを除いて、ほぼ上述したような観察結果が得られた。

以上の結果から、これらベイナイトがラスマルテンサイト中に存在する場合、破壊時における真ひずみが害されるのは、塑性変形過程で引張軸方向に長く引き伸ばされたベイナイトが早期に脆性破壊することに基づくことが推測される。

さらに、これらベイナイトが塑性変形過程で早期に脆性破壊する理由を調べるために、以下にその塑性変形過程の解析を試みた。

3.3.3 破壊時における真ひずみと加工硬化指数の関係

今、本実験におけるマルテンサイトおよびベイナイト

単相組織ならびに二相混合組織の真応力-ひずみ線図が均一ひずみ過程で Rudwik-Holloman の式[(2)式]で近似できる¹⁸⁾¹⁹⁾と仮定して、それらの真応力と真ひずみの関係 (200°C 焼もどし) を両軸対数目盛に整理した。

$$\sigma_t = K \varepsilon_t^n \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 σ_t は真応力、 ε_t は対数ひずみ、 K は強度因子で n は加工硬化指数である。その結果、ベイナイトの種類にかかわらず、マルテンサイトあるいはベイナイト単相組織では単一直線になるが、二相混合組織では塑性変形過程で明瞭な折点が認められた¹⁹⁾²⁰⁾ (Fig. 10)。これら折

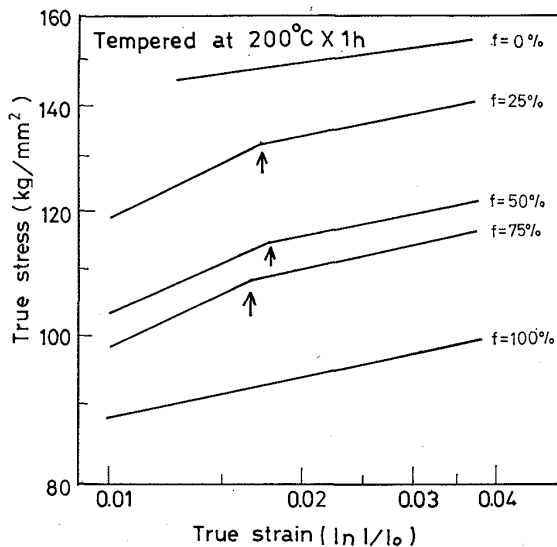


Fig. 10. Effect of volume fraction of B-III type bainite on true stress-strain diagrams. Arrows indicate a knee.

点前後の領域の加工硬化指数をそれぞれ n_1 ($\varepsilon < 0.015$), n_2 ($\varepsilon > 0.025$) として、それらをベイナイト体積率の関係において整理すると、Fig. 11 に示すように n_1 ではベイナイトの種類およびベイナイトの体積率にかかわらず、著しく高い値を示した。このことはベイナイトの種類にかかわらず、塑性変形過程の初期で二相が著しく不均一変形することを示すものであり²⁾¹⁹⁾、さらに n_1 が著しく高い値を示すのは、変形過程で二相境界近傍に局所的に高い内部応力が働くことによるものと考えられる²¹⁾。そこで、これら混合組織の破壊時における真ひずみがこれら変形初期に生ずる局所的に高い内部応力と密接に関連するものと考え、 n_1 と $\ln A_0/A_f$ の関係を整理した。その結果、Fig. 12 に示すように、ややばらつくがベイナイトの種類にかかわらず、両者の間に比較的良好な一次関係が成立した。すなわち、これら混合組織の破壊時における真ひずみは折点前の加工硬化指数が大きいほど低下する傾向がある。このことから、これらベイナイトが早期に脆性破壊するのは、塑性変形過程で二相が不均

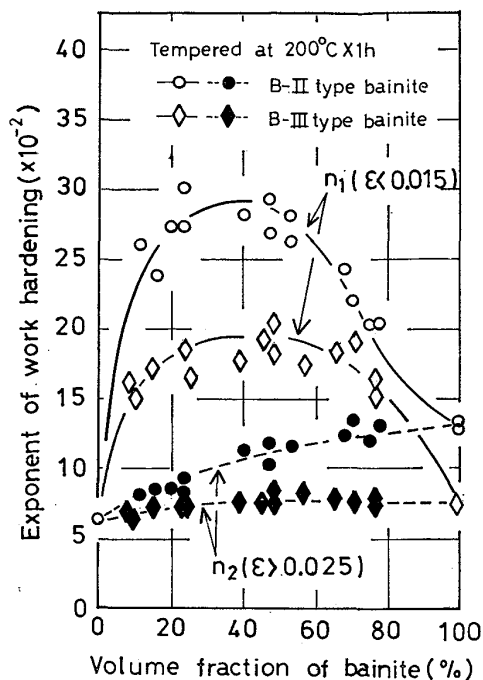


Fig. 11. Effect of volume fraction of B-III and B-II type bainite on exponent of work hardening. n_1 and n_2 indicate exponent of work hardening in earlier and latter stages during the plastic deformation, respectively.

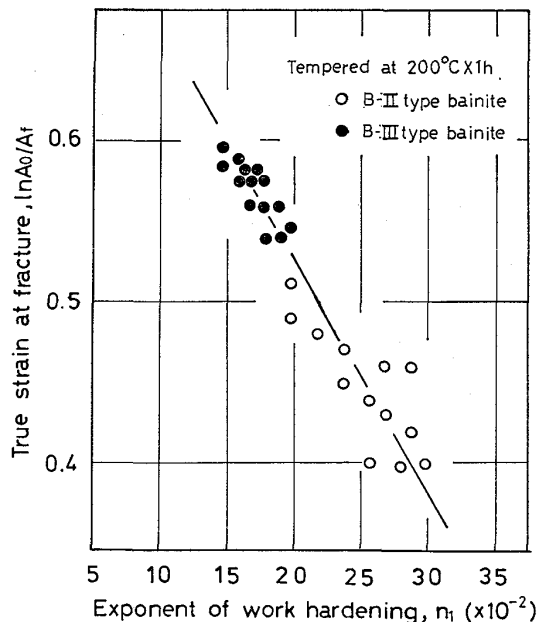


Fig. 12. Relationship between exponent of work hardening in earlier stage, n_1 and true strain at fracture, $\ln A_0/A_f$.

一変形する結果生ずる二相境界近傍における高い応力集中に基づくことが推測される。

以上のことから、レンズ状マルテンサイトと下部ベイナイト混合組織の場合と異なり、これら混合組織の延性

が害されるのは、塑性変形過程で二相が著しく不均一変形する結果生ずる二相境界近傍における高い応力集中が原因となつて、引張軸に平行に引き伸ばされたベイナイトが早期に脆性破壊することに基づくことが推測された。

本実験結果ならびにレンズ状マルテンサイトとベイナイト二相混合組織に関する前報¹⁾²⁾の結果から、マルテンサイトとベイナイト二相混合組織をもつ鋼の強度と延性はベイナイトの存在形態のみならず、共存するマルテンサイトの形態の影響を大きく受けることが推察される。

4. 結 論

マルテンサイトとベイナイト二相混合組織をもつ 0.2%C-Ni-Cr-Mo 鋼の室温における引張特性について検討し、以下に示す結論を得た。

(1) 420°C 変態 (B-Ⅲ 型ベイナイト) および 500°C 変態 (B-Ⅱ 型ベイナイト) にかかわらず、ベイナイトは前オーステナイト結晶粒を分割するように針状に析出するが、変態温度が高いほどベイナイトのラス径が大きくなる傾向が認められた。

(2) 針状に析出する下部ベイナイトがレンズ状マルテンサイト中に存在する場合、強度と延性に好影響をもたらすのに対して、B-Ⅲ ならびに B-Ⅱ 型ベイナイトがラスマルテンサイト中に存在する場合には、ベイナイト体積率および焼もどし条件にかかわらず、強度と延性が共に害され、それは B-Ⅱ 型ベイナイトが存在する場合に顕著に認められた。この主原因は、ラスマルテンサイトはレンズ状マルテンサイトに比較して、変形過程におけるベイナイトの塑性拘束力が弱いので、それに針状のベイナイトが存在しても、二相が不均一変形を起こすことにあると考えられる。

(3) 真応力-ひずみ線図と微視的破壊挙動の解析を行い、これら混合組織の延性が害される原因を詳しく検討した結果、それは塑性変形過程で二相が不均一変形する結果生ずる二相境界近傍における高い応力集中が原因となつて、引張軸に平行に引き伸ばされたベイナイトが早期に脆性破壊を起こすことに基づくことが推測された。

(4) 以上の結果から、マルテンサイトとベイナイト二相混合組織をもつ鋼の強度と延性はベイナイトの存在形態のみならず、共存するマルテンサイトの形態の影響

を大きく受けることが推察される。

終わりに、本実験における供試鋼をご提供下さった光洋精工(株)の荘司英雄氏、ならびに本実験にご協力をいただいた日本電子(株)の方々および大阪府立松原高等職業訓練校機械科の諸先生方に対し深謝の意を表します。

文 献

- 1) 富田恵之, 宮本啓太, 岡林邦夫: 鉄と鋼, 64 (1978) 6, p. 759
- 2) 富田恵之, 宮本啓太, 岡林邦夫: 鉄と鋼, 64 (1978) 9, p. 1379
- 3) たとえば, 須藤 一, 田村今男, 西沢泰二: 金属組織学, (1972), p. 170 [丸善]
- 4) 荒木 透編: 鋼の熱処理技術, (1969), p. 60 [朝倉書店]
- 5) B. I. EDELSON and W. M. BALDWIN, Jr: Trans. ASM, 55 (1962), p. 230
- 6) J. GURLAND and J. PLATEAU: Trans. ASM, 56 (1963), p. 442
- 7) C. T. LIU and J. GURLAND: Trans. ASM, 61 (1968), p. 156
- 8) P. F. THOMASON: J. Inst. Met., 96(1968), p. 360
- 9) T. GLADMAN, B. HOLMES, and F. B. PICKERING: JISI, 208(1970)2, p. 172
- 10) 井上 毅, 木下修司: 塑性と加工, 14(1973) 4, p. 291
- 11) 邦武立郎, 寺崎富久長, 大森靖也, 大谷泰夫: “鋼の強靱性”, (1971), p. 85 [Climax moly.]
- 12) 富田恵之, 沖 幸男, 岡林邦夫: 鉄と鋼, 64 (1978) 3, p. 459
- 13) 大森靖也, 大谷泰夫, 邦武立郎: 鉄と鋼, 57 (1971) 10, p. 1690
- 14) たとえば, R. W. K. HONEYCOMBE and F. B. PICKERING: Met. Trans., 3 (1972) 5, p. 1099, 西山善次著: マルテンサイト変態(応用編), (1974), p. 39
- 15) 佐久間健人, 西沢泰二: 日本金属学会会報, 10 (1971) 5, p. 279
- 16) 本間亮介, 田部博輔, 山下玉男, 工藤浩一: 鉄と鋼, 51 (1965) 5, p. 1069
- 17) 田村今男, 友田 陽, 山岡幸男, 金谷三郎, 小沢正俊, 赤尾 明: 鉄と鋼, 59 (1973) 3, p. 454
- 18) 友田 陽, 黒木剛司郎, 田村今男: 鉄と鋼, 61 (1975) 1, p. 107
- 19) 富田恵之, 沖 幸男, 岡林邦夫: 鉄と鋼, 63 (1977) 8, p. 1321
- 20) 曾山義朗: 材料, 15 (1966) 1, p. 17
- 21) 友田 陽, 田村今男: 日本金属学会会報, 14 (1975) 9, p. 657