

論 文

UDC 669.15'24'26'28-194 : 669.112.227.342 : 669.112.228.1 : 620.172

中炭素 Ni-Cr-Mo 鋼におけるマルテンサイトと残留 フェライト二相混合組織の静的引張性質について*

富田 恵之**・沖 幸男***・岡林 邦夫****

Static Tensile Properties of Mixed Structure of Martensite and Residual Ferrite in Ni-Cr-Mo Steels Containing Medium Carbon

Yoshiyuki TOMITA, Sachio OKI, and Kunio OKABAYASHI

Synopsis:

A study has been made to clarify the effect of residual ferrite on static tensile properties of Ni-Cr-Mo steels containing medium carbon. Results obtained are summarized as follows:

- (1) The 0.2% proof stress approximately follows the calculated law of mixture up to 14% of residual ferrite, but becomes to deviate significantly from it beyond 14%.
- (2) Both elongation and reduction in area remarkably decrease with an increase in residual ferrite.
- (3) From the analyses of true stress-strain diagrams and microfractographs, a detrimental effect on ductility results from the fact that, in low volume fraction of residual ferrite, microcracks are initiated by fracturing of the residual ferrite in a brittle manner due to higher plastic restraining of it by martensite in the process of plastic deformation, and that with increasing in the residual ferrite microcracks which are initiated by fracturing of it, this mainly resulting from stress concentration in the neighborhood of interfaces between martensite and residual ferrite due to ununiform deformation, become to be simultaneously propagated through embrittled martensite.

1. 緒 言

従来、マルテンサイトとフェライト二相混合組織における微視組織的因子と強度、延性および破壊挙動の関係についての研究報告は多いが^{1)~7)}、それらの多くは、軟質なフェライト基地中に第二相として少量の硬質なマルテンサイトが含有される場合の結果あるいは考え方を中心に述べられたもので、マルテンサイト中に不完全焼入組織としてフェライトが残留する場合のごとく、硬質なマルテンサイト基地中に第二相として少量の軟質なフェライトが含有される場合の結果について報告された研究報告は比較的少なく、したがって、その考え方については未だ不明な点が多い。

そこで、著者らは、これらのことを検討するために、これまで、低炭素 Ni-Cr-Mo 鋼を用いて、熱処理を種々変化させることにより体積率および残留形態の異なるマ

ルテンサイトと残留フェライト二相混合組織を作製し、さらに焼もどし条件を変えることによつてこれら二相間の強度比を変化させて、その静的引張性質について検討した⁸⁾。その結果、以下のことが明らかとなった。

(1) 強度および延性は、焼もどし条件の変化にかかわらず、フェライトの残留形態の影響をあまり受けずにその体積率によりほぼ規定される。

(2) 0.2% 耐力は、低温焼もどしではフェライトの体積率が増加するとともに計算による混合則から次第に偏倚する傾向にあるが、一方、焼もどし温度が上昇するにつれてこれら混合則にほぼ従う傾向が認められる。

(3) 少量のフェライトが低温焼もどしマルテンサイト中に残留する場合、塑性変形過程で、フェライトがマルテンサイトによつて塑性拘束を受ける結果、フェライトが脆性的に破壊し延性が害されるが、その体積率が増加すると、初期亀裂がフェライトの脆性的な破壊によつ

* 昭和50年10月本会講演大会にて発表 昭和52年3月14日受付 (Received Mar. 14, 1977)

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

*** 大阪府立大学大学院 (Graduate School, University of Osaka Prefecture)

**** 大阪府立大学工学部 工博 (College of Engineering, University of Osaka Prefecture)

て形成されるのか、あるいは体積率の増加にともなつて脆化するマルテンサイトの脆性的な破壊によつて形成されるのか明らかでないが、結果としてその双方が脆性的に破壊するようになり、体積率が小さい場合に比較して延性がより害される傾向が認められる。

本報告では、中炭素 Ni-Cr-Mo 鋼を用いて、これらフェライトがさらに強度の高いマルテンサイト中に残留する場合の強度と延性、さらには前報⁹⁾で明らかにすることができなかつた、フェライトの体積率の増加とともに基地マルテンサイトが脆化する場合の破壊挙動について検討を行なつた。

2. 実験方法

2.1 供試鋼および熱処理

供試鋼は 0.4% C を含有する Ni-Cr-Mo 鋼で、その化学成分は Table 1 に示すとおりである。供試鋼は 90 φ の熱間圧延棒材として入手し、13 mm の厚さに熱間鍛造後、5 t × 30 w × 100 l (mm) に研削し試料に供した。それらは前処理として 860°C × 1 h 焼なましを行なつた後、Table 2 に示す熱処理でマルテンサイト単相組織* およびマルテンサイトと残留フェライト（以下単にフェライトと称する）二相混合組織を作製した。

焼もどしは油浴中で 200°C × 1 h 行ない、焼もどし後は空冷した。

2.2 静的引張試験

静的引張試験は最大容量 25 t のインストロン型万能

* 残留オーステナイトがわずかに含有されている可能性があり、厳密な意味では単相組織と言えないが、本実験における二相混合組織と区別するためにこの表現を使用した。

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

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
0.42	0.16	0.63	0.011	0.008	1.91	0.83	0.17

Table 2. Heat treatment for obtaining fully martensite structure, and mixed structure of martensite and residual ferrite.

Designation of heat treatment	Heat treatment
A*	860°C × 20min → W.Q. → Sub. (−196°C × 22~24h)
B**	860°C × 20min → 630°C × 30h → A.C. → 760°C × 30min → W.Q. → Sub. (−196°C × 22~24h)
C**	860°C × 20min → 670°C × 30h → A.C. → 760°C × 30min → W.Q. → Sub. (−196°C × 22~24h)
D**	860°C × 20min → 500°C → A.C. → 760°C × 30min → W.Q. → Sub. (−196°C × 22~24h)

* Heat treatment for obtaining fully martensite structure.

** Heat treatment for obtaining mixed structure of martensite and residual ferrite.

A. C.=Air cool, W. Q.=Water quench, Sub.=Subzero treatment.

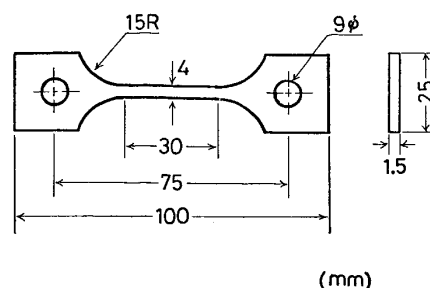


Fig. 1. Shape and dimensions of tensile-test specimen.

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パーサーを用いて、 3.35×10^{-4} /sec の一定ひずみ速度で、室温にて行なつた。これらの試験に用いた試験片の形状および寸法は Fig. 1 に示すとおりであり、それらの最終仕上げは平面研磨および放電加工により行なつたが、前者では加工中昇温しないように注意を払い、 $\pm 1/100$ mm の精度に加工し、後者では仕上げの表面粗さが 10μ 以下になるように加工した。

2.3 顕微鏡組織

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。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、それをフッ化水素酸-過酸化水素水化学研磨液で化学研磨後、磷酸-クロム酸電解液で電解研磨して作製した。

2.4 残留オーステナイトの定量

残留オーステナイトの定量は X 線回折法⁹⁾¹⁰⁾で行なつた。すなわち実験は、試料の X 線照射面を過塩素酸-無水酢酸-水の電解液で電解研磨して調製し、 $C_{\alpha}K_{\alpha}$ 線を用い、 α (211)、 γ (220) および γ (311) の回折面を使用して、スキャン速度 0.015°/min のステップスキャン法で行なつた。

2.5 破面観察

静的引張試験後の破面は 15kV 走査型電子顕微鏡で観

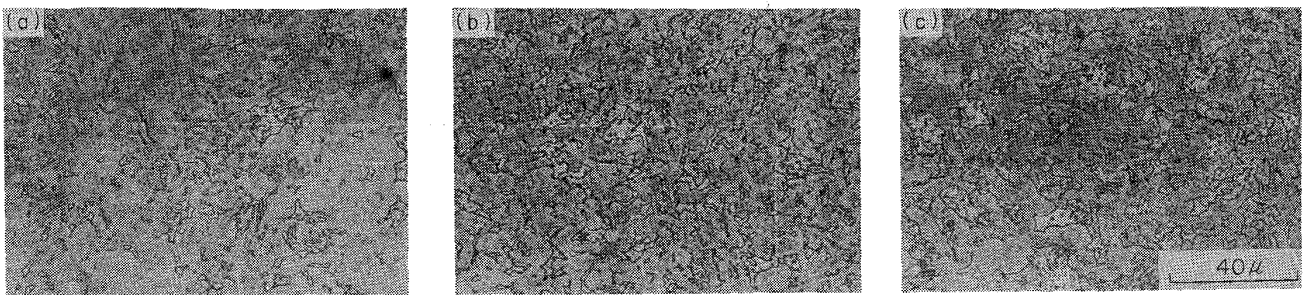


Photo. 1. Optical micrographs of mixed structure of martensite and residual ferrite. (a), (b) and (c) were heat-treated by B, C and D condition as shown in table 2, respectively.

Table 3. Heat treatment and microstructural parameters.

Designation of heat treatment	Volume fraction of residual ferrite	Mean particle size of residual ferrite, μ	Inter particle size, μ	Retained austenite %
A	0	—	—	<1.5
B	0.14	2.07	12.34	<1.5
C	0.27	2.94	7.29	<1.5
D	0.34	4.40	7.01	<1.5

察し、その横断面の観察は Ni メッキを施した後、光学顕微鏡で行なった。また、走査型電子顕微鏡を用いて、破面構成の様相と顕微鏡組織を直接対応させた観察¹¹⁾も試みた。

3. 実験結果および考察

3.1 顕微鏡組織および微視組織的因子

Photo. 1 はマルテンサイトとフェライト二相混合組織の光学顕微鏡による観察結果を示したものであり、Table 3 は光学顕微鏡による lineal analysis¹²⁾ および X線回折により測定したマルテンサイト単相組織および二相混合組織の微視組織的因子を示したものである。これらの結果から、フェライト体積率 14~27% では、その体積率が増加しても粒径はあまり変化しないで、その粒数のみが多くなり、結果として粒間隔が小さくなる傾向があり、一方、34% 体積率では、体積率 27% の場合に比較して粒間隔があまり変化せずに粒径のみが大きくなる傾向が認められた。

一方、これら二相混合組織におけるフェライト内部の微視組織を透過電子顕微鏡により観察した結果、フェライト体積率にかかわらずフェライト内部には、焼入の際の変形によって形成されたと推測される転位群が観察され、その代表的な結果を Photo. 2 に示した。

3.2 静的引張性質

3.2.1 強度

(1) 0.2% 耐力および引張強さ

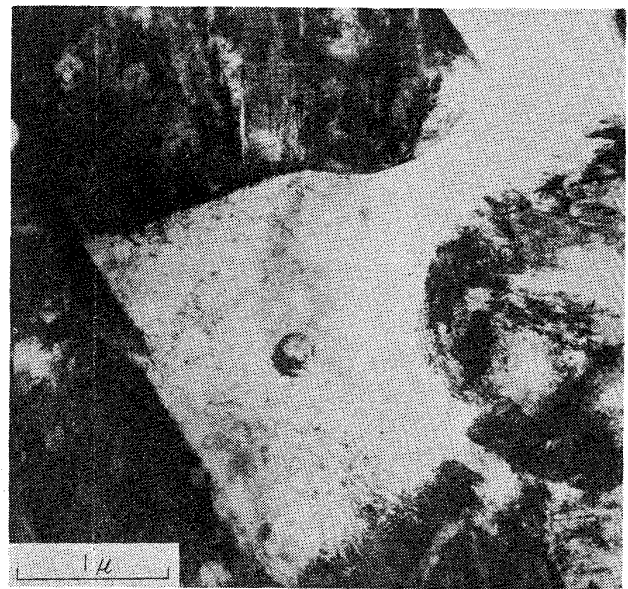


Photo. 2. Transmission electron micrograph of mixed structure of martensite and residual ferrite. The specimen was heat-treated by D condition as shown in table 2.

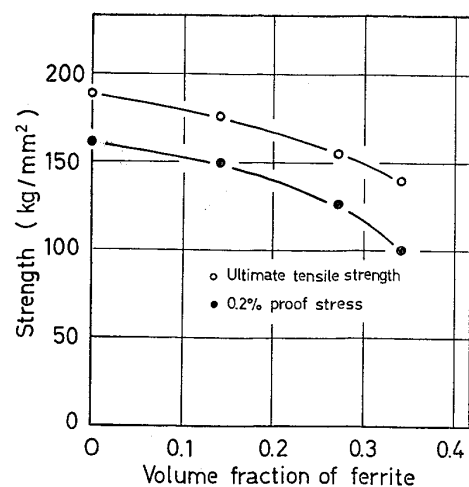


Fig. 2. Effect of volume fraction of residual ferrite on strength of specimens tempered at 200°C for 1 hour.

Fig. 2 は 200°C 焼もどしにおけるフェライト体積率と 0.2% 耐力および引張強さの関係を示したものである。これらの結果から、0.2% 耐力および引張強さはともにほぼ類似の傾向を示し、それらはフェライト体積率 14% まではあまり低下しないが、その体積率が 14% を越えると放物線的に低下する傾向が認められた。そこで、フェライト体積率とこれら強度の関係について検討するために、強度の混合則からの偏倚について調べた。一般に、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³⁾ので、以下では 0.2% 耐力に着目して検討を行なった。

(2) 0.2% 耐力の混合則からの偏倚

本実験におけるとき、一鋼種を用い、熱処理によってマルテンサイト中にフェライトを残留させる方法でマルテンサイトとフェライト二相混合組織を作製する場合、フェライト体積率の増加にともなつてマルテンサイト中の平均炭素量は次第に増大する。したがつて、これら二相混合組織における混合則を求める場合、これら平均炭素量の変化を考慮に入れなければならない。著者らは、前報⁸⁾でこれら平均炭素量を考慮に入れた混合則を求める方法の詳細についてすでに報告したので、ここではその詳細について省略し、その結果のみを以下に示す。マルテンサイトの 0.2% 耐力と平均炭素量との関係は鋼種によつて変わるが^{13~16)}、本実験におけるとき Ni-Cr-Mo 系の低合金鋼では、その平均炭素量と 0.2% 耐力が一次式で近似される¹⁴⁾ことから、今、フェライト中に含有される平均炭素量がマルテンサイト中に含有されるそれに比較して少ないので、これを無視すると、これら二相混合組織の 0.2% 耐力 $\sigma_{0.2\% \text{ Mix}}$ は、フェライト体積率 f の関数として近似的に次式で与えられる。

$$\sigma_{0.2\% \text{ Mix}} = (\sigma_{0.2\% \text{ F}} - k)f + (mC_{\text{FO}} + k) \quad \cdots (1)$$

ここで、 $\sigma_{0.2\% \text{ F}}$ はフェライト単相組織の 0.2% 耐力、 m および k はマルテンサイトの平均炭素量と 0.2% 耐力の関係式（一次式）における勾配と切片、 C_{FO} はフェライト体積率 0% におけるマルテンサイトの平均炭素量である。

Table 4 は実験によつて得られた Ni-Cr-Mo 鋼におけるマルテンサイトの平均炭素量 (0.2~0.6% C) と 0.2% 耐力の関係 (Fig. 3) から求めた m および k 、ならびに田村らの結果³⁾をもとにして得られた $\sigma_{0.2\% \text{ F}}^*$ などの値を示したものである。

Table 4. Numerical values for obtaining the calculated law of mixture of 0.2% proof stress.

$\sigma_{0.2\% \text{ F}}$ kg/mm ²	m (kg/mm ²)/%	k kg/mm ²	C_{FO} %
20*	175	90	0.4

* This value was quoted from reference (3)

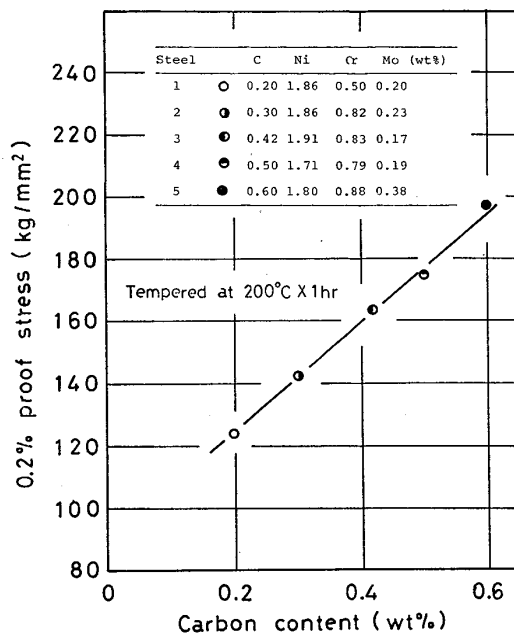


Fig. 3. Effect of carbon content on 0.2% proof stress in Ni-Cr-Mo steels.

Heat treatment :

- steel 1 : 900°C × 20 min → W. Q. → Sub.
(G. S. = 10.5μ)
steel 2 : 860°C × 20 min → W. Q. → Sub.
(G. S. = 10.3μ)
steel 3 : 860°C × 20 min → W. Q. → Sub.
(G. S. = 10.2μ)
steel 4 : 860°C × 20 min → W. Q. → Sub.
(G. S. = 9.6μ)
steel 5 : 860°C × 20 min → W. Q. → Sub.
(G. S. = 9.1μ)

W. Q. = Water quench, Sub. = Subzero treatment (-196°C × 22~24 h)

G. S. = Prior austenite grain size.

Fig. 4 は (1) 式および Table 4 の各数値を用いて計算により求めた混合則と Fig. 2 で得られた 0.2% 耐力の対比をフェライト体積率との関係において示したものである。これらの結果から、0.2% 耐力は、フェライト体積率 14% までは混合則にほぼ従うが、その体積率が 14% を越えるとそれから著しく下方に偏倚する傾向が認められた。このことから、0.2% 耐力は、フェライト体積率が小さくかつその粒径が小さい場合、それらが周囲の硬いマルテンサイトによつて強く拘束されるため、

* 硬さ試験の結果、本実験におけるフェライトの硬さが、田村らの場合の硬さの結果とあまり変わらないことから、彼らの 0.2% 耐力の結果を用いてもそれほど大きな誤差がないと考えられる。

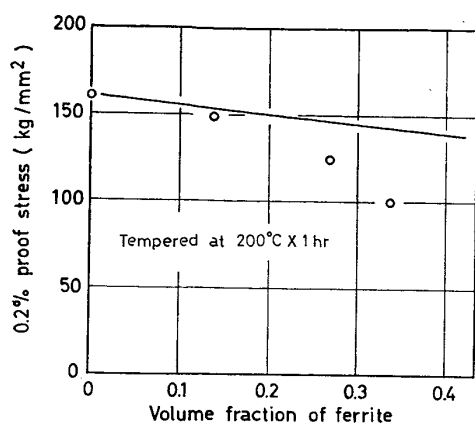


Fig. 4. Comparison of experimental values with the calculated law of mixture of 0.2% proof stress. A full line shows the calculated one according to the law of mixture.

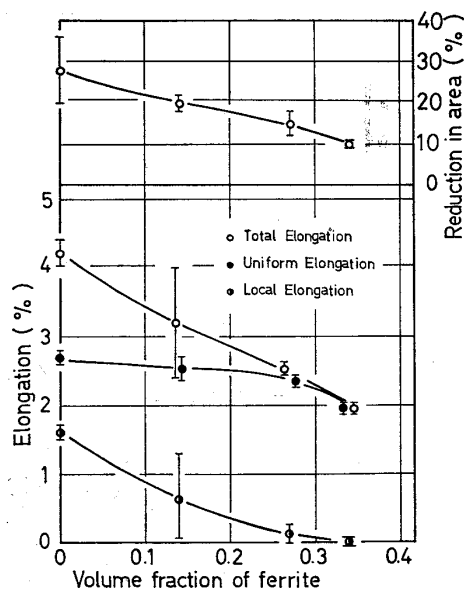


Fig. 5. Effect of volume fraction of residual ferrite on ductility of specimens tempered at 200°C for 1 hour.

ほぼひずみ一定モデルに従²⁾⁴⁾うが、その体積率が増加し、その粒径が大きくなると、これら二相間に変形の不均一が起るようになり、次第に応力一定モデル²⁾⁴⁾に接近することがそれぞれ推測された。

3.2.2 延性

(1) 伸びおよび絞り

Fig. 5 は 200°C 焼もどしにおけるフェライト体積率と伸びおよび絞りの関係を示したものである。これらの結果から、破断に至るまでの伸び（破断伸び）はフェライト体積率が増加するとともに著しく低下する傾向が認められた。これら破断伸びをネッキングが開始されるまでの伸び（均一伸び）とネッキング後破断に至るまでの

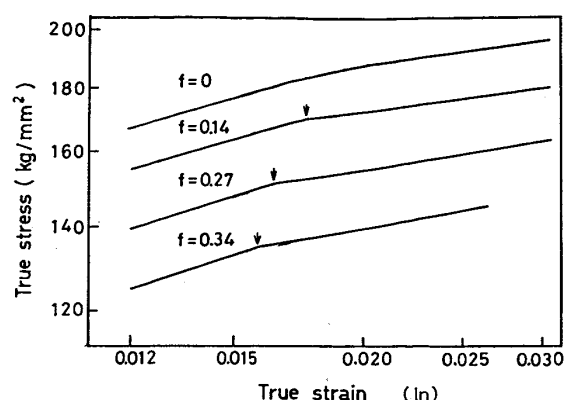


Fig. 6. Effect of volume fraction (f) of residual ferrite on true stress-strain diagrams of specimens tempered at 200°C for 1 hour. Arrows indicate a knee.

伸び（局部伸び）に二分して整理すると、均一伸びではフェライト体積率が増加してもそれほど低下しないが、局部伸びではその体積率が増加するとともに著しく低下する傾向が認められた。一方、これまで破断延性を評価する基準^{7)17)~22)}として用いられている絞りの結果をみると、それは局部伸びと同様、フェライト体積率の増加にともない著しく低下する傾向が認められた。以上の結果から、フェライトが強度の高いマルテンサイト中に残留すると、その体積率の増加にともなつて延性が著しく害されるようになることが分かったが、これら延性が害される原因を明らかにするために、これら二相混合組織における真応力-ひずみ線図の解析と破断後の破面観察を行なった。

(2) 真応力-ひずみ線図と加工硬化指数

マルテンサイト単相組織およびマルテンサイトフェライト二相混合組織における真応力-ひずみ曲線が、均一ひずみ過程で、Ludwik-Holloman の式 $\{\sigma_t = K \epsilon_t^n\}$ で近似できると仮定して⁴⁾、それらの真応力-ひずみ（対数）の関係を両軸対数目盛にプロットし Fig. 6 に示した。

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

ここで、 σ_t は真応力、 ϵ_t は真ひずみ（対数）、 K は強度因子で n は加工硬化指数である。その結果、マルテンサイト単相組織では変形の途中ゆるやかな曲線を書くが、二相混合組織になると、比較的明瞭な折点が認められるようになり、その折点の位置は前報⁸⁾と異なりフェライト体積率の増加にともなつて低ひずみ側に移動する傾向が認められた。Fig. 7 はマルテンサイト単相組織における変形の初期 ($\epsilon < 0.016$) ならびに変形の進んだ領域 ($\epsilon > 0.020$) では直線で近似できることから、それらの n を求め、二相混合組織の n とともにフェライト体積率との関係において整理したものである。なお、Fig. 7 に示す

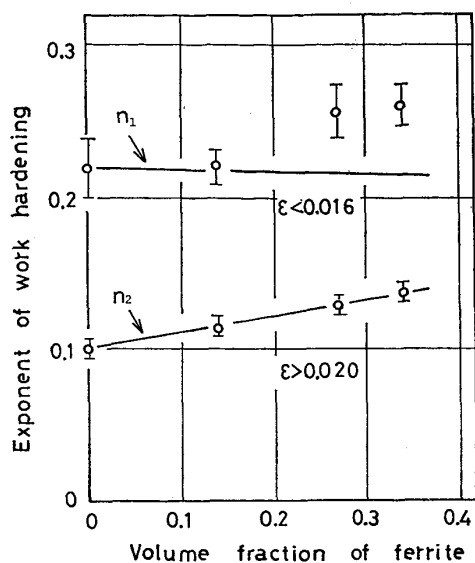


Fig. 7. Effect of volume fraction of residual ferrite on exponent of work hardening of specimens tempered at 200°C for 1 hour. Full lines show the calculated ones according to the law of mixture.

n_1 および n_2 は、それぞれ変形の初期 ($\epsilon < 0.016$) ならびに変形の進んだ領域 ($\epsilon > 0.020$) における加工硬化指数である。なお、実線で示した直線は、計算によつて求めた n_1 および n_2 の混合則* である。

その計算に際しては、次の2つの仮定をおいて行なつた。(1) 本実験におけるマルテンサイトの平均炭素量 (0.4~0.6% C) では、 n_1 および n_2 とほぼ一定値をとる (Fig. 8) (2) 本実験におけるフェライト単相組織の n が、友田らの結果⁴⁾ ($n=0.193^{**}$) に近似できる。

これらの結果から、(1) フェライト体積率 14% では n_1 および n_2 とほぼ混合則に従う傾向がある (2) その体積率が 14% を越えると、 n_1 では混合則より上方に偏倚する傾向があり、 n_2 では混合則にほぼ従う傾向がある (3) Fig. 5 の結果をあわせみると、 $n_2 > \epsilon$ (均一伸び) であるが、 n_2 と ϵ がほぼ相関関係にあることがそれぞれ明らかとなった。なお、これら混合組織の均一ひずみ過程が、Ludwik-Holloman の式に従うならば、 $n=\epsilon$ の関係が成立しなければならないが、本実験におけるごとき下部組織が複雑なオーステナイト変態生成物の場合には、くびれが拡散くびれ²³⁾のみによつて起こらずに、下部組織の複雑性から生ずる局部的なくびれ

* 混合則はフェライト体積率を f として次式で決定した。

$$n_{\text{mix}} = n_F f + n_M (1-f)$$

ここで、 n_{mix} は二相混合組織の加工硬化指数、 n_F はフェライト単相組織の加工硬化指数、 n_M はマルテンサイト単相組織の加工硬化指数である。

** 0.2% 耐力の場合と同様の観点から、この値を用いることを妥当と考えた。

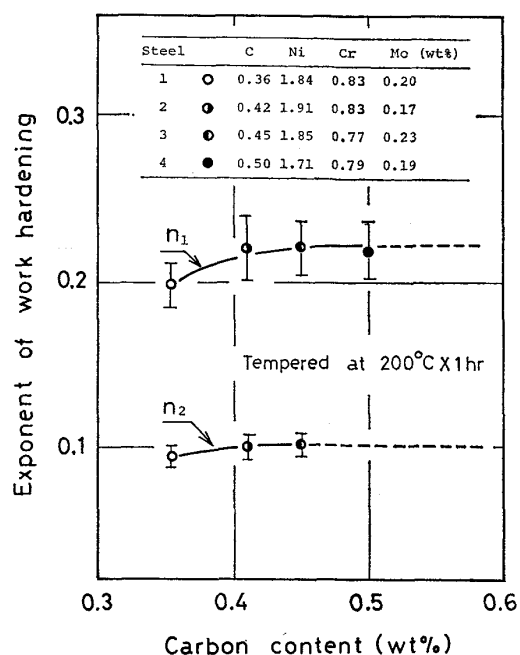


Fig. 8. Effect of carbon content on exponent of work hardening in Ni-Cr-Mo steels. n_1 and n_2 indicate exponent of work hardening in earlier and latter stages in the process of plastic deformation, respectively.

Heat treatment :

Steel 1 : 860°C × 20 min → W. Q. → Sub.

(G. S. = 10.1 μ)

Steel 2 : 860°C × 20 min → W. Q. → Sub.

(G. S. = 10.2 μ)

Steel 3 : 860°C × 20 min → W. Q. → Sub.

(G. S. = 10.2 μ)

Steel 4 : 860°C × 20 min → W. Q. → Sub.

(G. S. = 9.6 μ)

W. Q. = Water quench, Sub. = Subzero treatment (-196°C × 22~24 h),

G. S. = Prior austenite grain size.

が同時に起こるため $n > \epsilon$ になるものと考えられるが、それについてはなお検討を要する。以上の結果から、(1) フェライト体積率が小さい場合には、塑性変形過程でフェライトがマルテンサイトによつて強く塑性拘束される結果^{24)~27)}、二相が終始均一変形を行なうこと (2) その体積率が増加するにつれて、変形の初期では二相不均一変形を行ない (不均一変形の度合はフェライト体積率の増加とともに大きくなる)、変形が進むにつれて、フェライトがマルテンサイトによつて次第に塑性拘束を受けるようになり、二相が均一変形を行なうようになること (3) この場合の不均一変形から均一変形への遷移点は、フェライト体積率の増加にともない低ひずみ側に移動するようになることがそれぞれ分かった。なお、(3) は、変形の不均一によつて生ずる二相界面における局所的内部応力とその応力緩和の兼ね合いにより決定さ

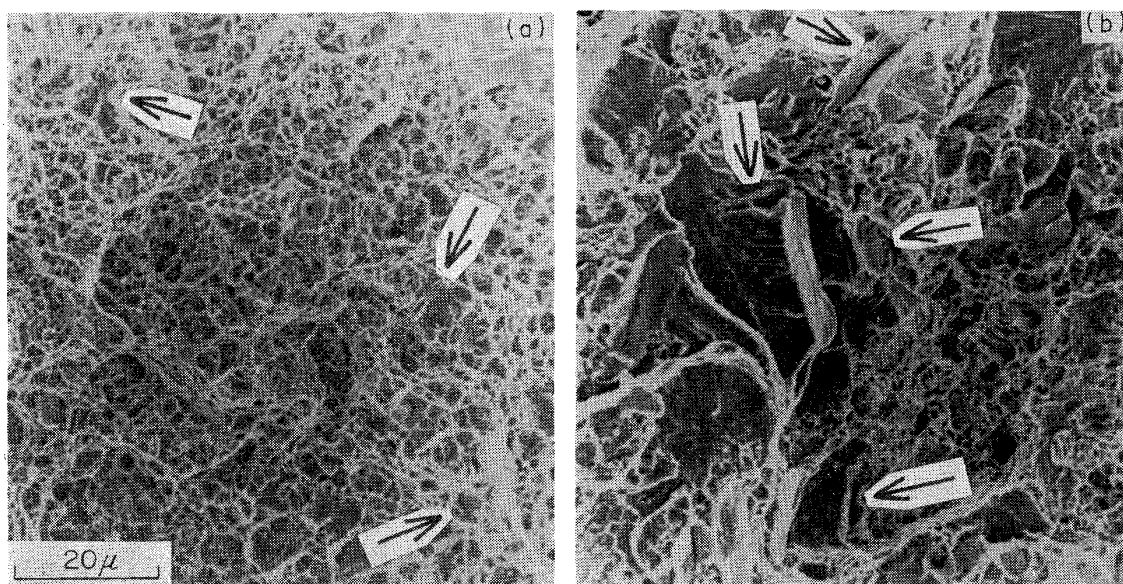


Photo. 3. Scanning electron micrographs of fracture appearances after static tensile tests. Arrows indicate fracture surfaces which seemed to be fractured in a brittle manner. The specimens of (a) and (b) were tempered at 200°C for 1 hour after being heat-treated by B or D condition as shown in table 2, respectively.

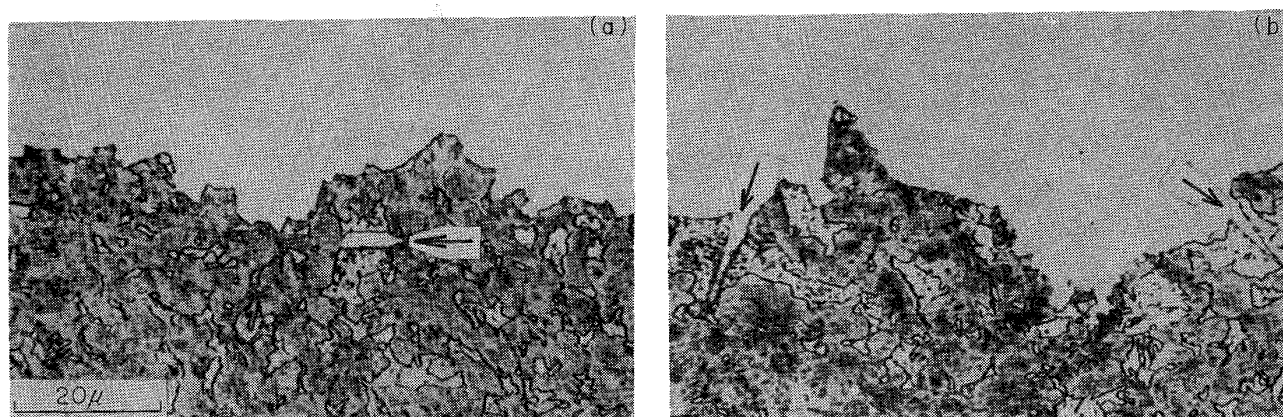


Photo. 4. Optical micrographs of nickel plated fracture surfaces after static tensile tests. Arrows indicate traces in which residual ferrite seemed to be fractured in a brittle manner. The specimens of (a) and (b) were tempered at 200°C for 1 hour after being heat-treated by B or D condition as shown in table 2, respectively.

れるものと考えられる²³⁾。すなわち、それはフェライトの粒径や形状、マルテンサイトの変形の難易度および二相間の強度比に依存するものと考えられるが、現在のところ、その定量的関係については明らかでない。

(3) 破面観察

Photo. 3 は 200°C 焼もどしにおけるマルテンサイトとフェライト二相混合組織の静的引張試験後の破面の中心部を走査型電子顕微鏡により観察した結果を示したものである。これらの結果から分かるように、フェライト体積率が小さい場合には、ディンプルパターン中にほぼフェライト粒径に相当する大きさの脆性的な破面が観察されるが (Photo. 3-(a)において矢印で示す)、一方、

その体積率が増加すると、フェライト粒径に比較して大きな脆性的な破面が観察されると同時に、引張軸方向沿いに亀裂を持つ脆性的な破面が比較的多く観察された (Photo. 3-(b)において矢印で示す)。

これら脆性的な破面の形成原因を調べるために、光学顕微鏡によりその横断面を観察した (Photo. 4)。その結果、フェライト体積率が小さい場合には、破面上にフェライトが脆性的に破壊したと考えられる痕跡が観察されると同時に、破面直下にフェライトが脆性的に破壊した後、その伝播がマルテンサイトによつて阻止されたと考

* 微視的にみると、必ずしもこのような表現をすることができないが、上述の脆性的な破面と対比させる意味でこのような表現を用いた。

えられる痕跡 (Photo. 4-(a) において矢印で示す) が観察された。一方、その体積率が増加すると、破面上には、フェライトおよびマルテンサイト双方が脆性的に破壊したと考えられる痕跡が観察される他に、粒径の大きいフェライトが引張軸沿いに亀裂を持つて脆性的に破壊した痕跡が観察され (Photo. 4-(b) において矢印で示す)、それらは上述の破面観察において認められた引張軸沿いに亀裂を持つ脆性的な破面に対応することが推測された。このことから、Photo. 3 において観察されたこれら脆性的な破面は、フェライト体積率が小さい場合には、主としてフェライトの脆性的な破壊によつて形成されるが、その体積率が増加すると、フェライトおよびマルテンサイト双方が脆性的に破壊することにより形成されることが分かった。しかしながら、ここで問題となるのは、これら混合組織が破壊する際、初期亀裂 (破壊に結びつくための大きさを持つ) が、フェライトの破壊によつて形成されるのか、あるいはマルテンサイトの破壊によつて形成されるのかである。このことを検討するために、引張試験を破断前に中止し、ネッキングを起こした部分の中心部の顕微鏡組織を走査型電子顕微鏡で観察した結果、フェライト体積率 14% では、Photo. 5 に示すようにフェライトに脆性的な亀裂が発生するのが観察された。一方、フェライト体積率が増加した場合には、ネッキング後比較的速かに破壊するため上述のごとき観察結果が得られなかったが、Photo. 6 に示すように破断部近傍にフェライトに脆性的な亀裂が発生した後、マルテンサイトに拡大する様相が、また、破面構成と顕微鏡組織の直接対応観察結果 (Photo. 7) から、破壊

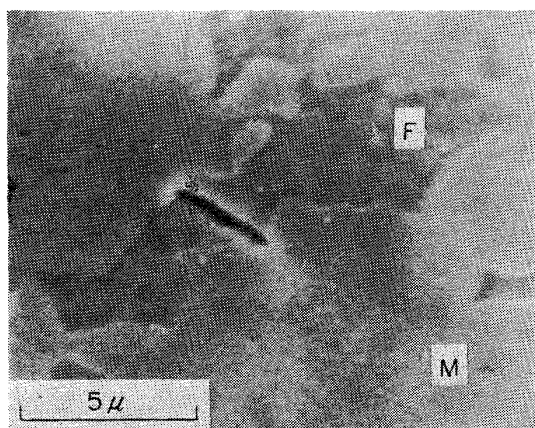


Photo. 5. Scanning electron micrograph of microcracks being initiated in residual ferrite during static tensile test. The specimen was tempered at 200°C for 1 hour after being heat-treated by B condition as shown in table 2. F and M indicate residual ferrite and martensite, respectively.

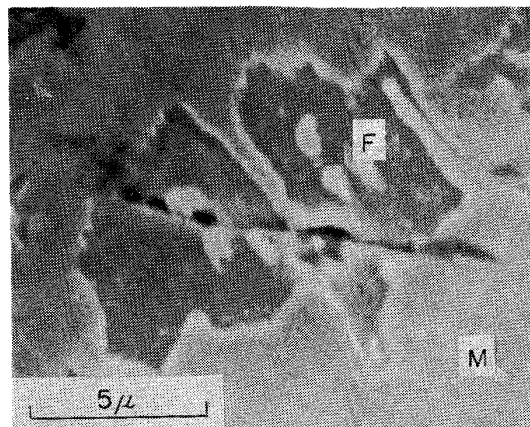


Photo. 6. Scanning electron micrograph of microcrack initiation of martensite from microcracks of residual ferrite being observed in the neighborhood of fracture surfaces. The specimen was tempered at 200°C for 1 hour after being heat-treated by D condition as shown in table 2. F and M indicate residual ferrite and martensite, respectively.

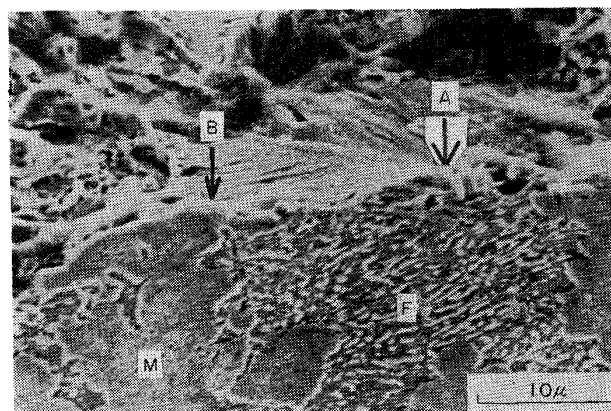


Photo. 7. Scanning electron micrograph of matching of fracture surfaces and microstructure. Arrows A and B indicate the source in which microcracks seemed to be initiated and traces in which microcracks seemed to be propagated through martensite, respectively. The specimen was tempered at 200°C for 1 hour after being heat-treated by D condition as shown in table 2. F and M indicate residual ferrite and martensite, respectively.

の起点がフェライト内 (マルテンサイトとフェライト二相界面近傍の) にあつて、それからリバーがフェライトを通してマルテンサイトに向つて放射状に拡大する様相がそれぞれ観察された。このことは、(1)フェライト体積率に関係なく初期亀裂がフェライトの脆性的な破壊によつて形成されること (2) フェライト体積率が増加すると、これら初期亀裂がマルテンサイトに向つて脆性的に伝播するようになることをそれぞれ示唆するものであ

る。

以上の真応力-ひずみ線図 および 破面の解析の結果から、これら二相混合組織の延性が害される理由について考察すると以下ようになる。フェライト体積率が小さい場合には、塑性変形過程でフェライトが周囲のマartenサイトによって強い塑性拘束を受ける結果（フェライトに対して強い三軸性の引張応力が働く）、初期亀裂がフェライトの脆性的な破壊によって形成され延性が害されるが、その体積率が増加すると、二相が不均一変形する結果、二相界面近傍に応力集中が生じ、結果としてフェライトが脆性的に破壊することにより初期亀裂が形成され、同時に、脆化したマartenサイト（フェライト体積率の増加とともにマartenサイトの平均炭素量が増加し、マartenサイト中に多くの双晶欠陥が含まれるようになるため^{29)~32)}）がフェライトの破壊の際に生ずる弾性ひずみエネルギーの散逸により脆性的に破壊し、体積率が小さい場合に比較して延性がより害されることがそれぞれ推測される。このように軟質な第二相の粒径が大きくなり、二相が不均一変形を行なう結果、第二相が脆性的に破壊し³³⁾³⁴⁾延性が害されるという事実は、マartenサイトとベイナイト二相混合組織においても認められており³⁵⁾、この場合のフェライトが脆性的に破壊するのは、変形が進むにつれて生ずるマartenサイトによる塑性拘束²⁸⁾ならびに変形以前にすでにフェライトに対して働いていると考えられる引張残留応力³⁶⁾³⁷⁾に帰するものと推測される。

4. 結 論

中炭素 Ni-Cr-Mo 鋼におけるマartenサイトと残留フェライト二相混合組織の静的引張性質におよぼす残留フェライトの影響について検討し、以下のごとき結論を得た。

(1) 0.2% 耐力は、残留フェライトの体積率が 14% まで計算による混合則にほぼ従うが、その体積率が 14% を越えるとこれら混合則から著しく下方に偏倚する傾向が認められた。

(2) 伸びおよび絞り双方とも、残留フェライトの体積率が増加するとともに著しく低下する傾向が認められた。

(3) 真応力-ひずみ線図 および 破面の解析の結果から、これら延性が害されるのは、残留フェライトの体積率が小さい場合には、主として塑性変形過程でフェライトがマartenサイトによって強く塑性拘束される結果、初期亀裂がフェライトの脆性的な破壊により形成されること、また、その体積率が増加すると、主として二相が

不均一変形する結果、マartenサイトとフェライト二相界面近傍に応力集中が生じ、その結果フェライトが脆性的に破壊することによって初期亀裂が形成されるが、同時に、それらが脆化したマartenサイトを通して脆性的に伝播することにそれぞれ帰することが推測された。

終りにのぞみ、本実験における供試鋼をご提供下さった山陽特殊製鋼(株)の小柳明および森田剛太郎の両氏ならびに本実験にご協力下さった日本電子(株)の方々および大阪府立松原高等職業訓練校の機械科の諸先生方に対し、あわせて深謝の意を表します。

文 献

- 1) 曾山義朗, 多賀谷正義: 材料, 14 (1965) 7, p. 542
- 2) 曾山義朗: 材料, 15 (1966) 1, p. 17
- 3) 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. 96
- 4) 友田 陽, 黒木剛司郎, 田村今男: 鉄と鋼, 61 (1975) 1, p. 107
- 5) R. L. CAIRNS and J. A. CHARLES: JISI, 205 (1976) 10, p. 1044
- 6) H. W. HAYDEN and S. FLORRN: Met. Trans., 1 (1970) 7, p. 1955
- 7) 国尾 武, 清水真佐男, 山田邦博, 鈴木秀人: 第 20 回 材料強度と破壊国内総合シンポジウム論文集, (1975), p. 15
- 8) 富田恵之, 沖 幸男, 岡林邦夫: 鉄と鋼, 63 (1977) 8, p. 1321
- 9) J. DURNIN and K. A. RIDAL: JISI, 206 (1968) 1, p. 60
- 10) 岡林邦夫, 富田恵之, 黒木郁夫: 鉄と鋼, 62 (1976) 6, p. 661
- 11) 邦武立郎, 寺崎富久長, 大森靖也, 大谷泰夫: “鋼の強靱性” [Climax moly.], (1971), p. 85
- 12) 佐久間健人, 西沢泰二: 日本金属学会会報, 10 (1971) 5, p. 279
- 13) P. G. WINCHELL and M. COHEN: Trans. ASM, 55 (1962), p. 347
Electron Microscopy and Strength of Crystal, (1963), p. 995 [John Wiley and Sons, New York, London]
- 14) W. C. LESLIE and R. J. SOBER: Trans. ASM, 60 (1967), p. 459
- 15) M. J. ROBERTS and W. S. OWEN: JISI, 206 (1968) 4, p. 375
- 16) G. R. SPEICH and H. WARLIMONT: JISI, 206 (1968) 4, p. 385
- 17) B. I. EDELSON and W. M. BALDWIN, Jr.: Trans. ASM, 55 (1962), p. 230
- 18) J. GURLAND and J. PLATEAU: Trans. ASM, 56 (1963), p. 442
- 19) C. T. LIU and J. GURLAND: Trans. ASM, 61 (1968), p. 156
- 20) P. F. THOMASON: J. Inst. Met., 96 (1968), p.

- 156
- 21) T. GLADMAN, B. HOLMES, and F. B. PICKERING: JISI, 208 (1970) 2, p. 172
- 22) 井上 毅, 木下修司: 塑性と加工, 14 (1973) 4, p. 291
- 23) 山田嘉昭著: 塑性力学, (1968), p.5 [日刊工業]
- 24) N. BREDZS: Welding J., 33 (1954) 12, p. 545-s
- 25) 佐藤邦彦, 土井 勉, 豊田政男: 溶接学会誌, 37 (1968) 11, p. 1214
- 26) 佐藤邦彦, 豊田政男: 溶接学会誌, 40 (1971) 9, p. 885
- 27) 小川清六, 寺口彰俊, 河本明孝, 神藤克巳: 溶接学会全国大会講演概要, 19 (1976), p. 382
- 28) 友田 陽, 田村今男: 日本金属学会会報, 14 (1975) 9, p. 657
- 29) E. S. DAVENPORT, E. L. ROFF, and E. C. BAIN: Trans. ASM, 22 (1934), p. 289
- 30) A. H. RAUCH and W. R. THURTLIE: Met. Prog., 69 (1956) 4, p. 73
- 31) A. R. MARDEN, A. O. BENSCTER, and G. KRAUSS: Met. Trans., 1 (1970) 6, p. 1545
- 32) 須藤 一: 鉄鋼の強度と靱性 (第2回強度と靱性部会) (1971), p. 19
- 33) E. SMITH: Int. J. Fract. Mech., 4 (1968) 2, p. 131
- 34) T. C. LINDLEY, G. OATES, and E. RICHARDS: Acta Met., 18 (1970) 11, p. 1127
- 35) 富田恵之, 宮本啓太, 岡林邦夫: 鉄と鋼に投稿中
- 36) 田中 実: 熱処理, 16 (1976) 5, p. 295
- 37) 岡林邦夫, 富田恵之, 山口俊雄: 鉄と鋼, 63 (1977) 1, p. 98