

UDC 669.14.018.292 : 669.15'24'26'28-194 : 539.4.015.1 :
669.112.228.1 : 669.112.227.34

論 文

低炭素 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 Low Carbon

Yoshiyuki TOMITA, Sachio OKI, and Kunio OKABAYASHI

Synopsis :

A study has been made of static tensile properties of mixed structure of martensite and residual ferrite in Ni-Cr-Mo steels containing low carbon. Results obtained are as follows :

(1) Both of the strength and ductility were approximately specified by volume fraction of residual ferrite.

(2) The 0.2% proof stress gradually deviated from the law of mixture with an increase in residual ferrite at 200°C temper, but approximately followed it at 600°C temper.

(3) Reduction in area gradually decreased at 200°C temper, but somewhat increased at 600°C temper with an increase in residual ferrite.

(4) From the analyses of true stress-true strain diagrams and microfractographs, it is considered that residual ferrite, when it appeared in lower tempered martensite, has a detrimental effect on ductility, because the residual ferrite in a low fraction fractures in a brittle manner due to plastic restraining of it by surrounding martensite matrix in the process of plastic deformation, and that with increasing in the residual ferrite both of the martensite matrix which become to be more brittle and the residual ferrite fracture in a brittle manner.

1. 緒 言

著者らは、低合金構造用鋼を中心に、マルテンサイト基地中に第二相を有する混合組織の微視組織的因子と破壊特性の関係について、一連の検討を行なっており、これまで第二相として、残留オーステナイトおよび未溶解炭化物を取り上げ、それらの体積率あるいは残留形態を変化させて、それらが低温焼もどしマルテンサイト中に残留する場合の静的引張性質ならびに静的および衝撃曲げ破壊について検討し、その結果について報告した^{1)~3)}。

本研究は、同様の観点から、これら第二相として、オーステナイト化不完全のため、マルテンサイト中に残留するフェライトを取り上げ、それらの強度、延性および破壊特性におよぼす影響について検討を行なつた。これまで、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および延性の関係については、曾山ら⁴⁾⁵⁾、田村ら⁶⁾および友田ら⁷⁾によつて、また、そ

れらと静的あるいは衝撃破壊特性の関係については、CAIRNS ら⁸⁾、HYDEN ら⁹⁾および国尾ら¹⁰⁾によつてそれぞれ報告されているが、それらの多くは、マルテンサイトとフェライト二相間の強度比が比較的小さい場合かあるいはこれら二相混合組織における強度、延性あるいは破壊挙動についての考え方が、軟質なフェライト基地中に硬質な第二相マルテンサイトが比較的少ない体積率で含有される場合を中心に論ぜられている。

しかしながら、本研究で取り扱うマルテンサイトと残留フェライト二相混合組織は、これら二相間の強度比が比較的大きく、また、硬質なマルテンサイト基地中に軟質な第二相フェライトがおよそ 50% 以下の体積率で含有される場合であり、塑性変形過程でこれらフェライトがマルテンサイトによつて強い塑性拘束を受けることが考えられ^{11)~14)}、従来報告されたマルテンサイトとフェライト二相混合組織における結果あるいは考え方とかなり相違することが予想される。

* 昭和 51 年 8 月 26 日受付 (Received Aug. 26, 1976)

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

Table 1. Chemical composition of steels 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

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

Designation of heat treatment		Heat treatment
A*		900°C×20 min→W. Q.→Sub.
B**	(a)	900°C×20 min $\xrightarrow{60^\circ\text{C/h}}$ 500°C→A. C. $\xrightarrow{60^\circ\text{C/h}}$ 770°C×60 min→W. Q.→Sub.
	(b)	900°C×20 min $\xrightarrow{60^\circ\text{C/h}}$ 500°C→A. C. $\xrightarrow{60^\circ\text{C/h}}$ 760°C×50 min→W. Q.→Sub.
C**	(a)	900°C×20 min $\xrightarrow{90^\circ\text{C/h}}$ 500°C→A. C. $\xrightarrow{60^\circ\text{C/h}}$ 770°C×60 min→W. Q.→Sub.
	(b)	900°C×20 min $\xrightarrow{90^\circ\text{C/h}}$ 500°C→A. C. $\xrightarrow{60^\circ\text{C/h}}$ 760°C×60 min→W. Q.→Sub.
	(c)	900°C×20 min $\xrightarrow{90^\circ\text{C/h}}$ 500°C→A. C. $\xrightarrow{60^\circ\text{C/h}}$ 760°C×20 min→W. Q.→Sub.
D**	(a)	900°C×20 min $\xrightarrow{120^\circ\text{C/h}}$ 500°C→A. C. $\xrightarrow{60^\circ\text{C/h}}$ 770°C×70 min→W. Q.→Sub.
	(b)	900°C×20 min $\xrightarrow{120^\circ\text{C/h}}$ 500°C→A. C. $\xrightarrow{60^\circ\text{C/h}}$ 760°C×50 min→W. Q.→Sub.
E**	(a)	900°C×20 min→630°C×15h→A. C. $\xrightarrow{60^\circ\text{C/h}}$ 770°C×60 min→W. Q.→Sub.
	(b)	900°C×20 min→630°C×15h→A. C. $\xrightarrow{60^\circ\text{C/h}}$ 760°C×60 min→W. Q.→Sub.
	(c)	900°C×20 min→630°C×15h→A. C. $\xrightarrow{60^\circ\text{C/h}}$ 760°C×17 min→W. Q.→Sub.

* 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 (-196°C×22~24 h)

本報告では、低炭素 Ni-Cr-Mo 鋼を用いて、前熱処理およびオーステナイト化条件を種々変化させることにより、マルテンサイト中に体積率およそ 50% 以下のフェライトが残留す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化させることにより、これら二相間の強度比を変えて、それらの静的引張性質について検討を行なった。

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、その化学成分は Table 1 に示すとおりである。供試鋼は 90φ の熱間圧延棒材として入手し、13 mm の厚さに熱間鍛造後、5t×30w×100 l (mm) に研削後試料に供した。それらは前処理として、900°C×1h 焼なましを行なった後、Table 2 に示す熱処理でマルテンサイト単相組織*および

* 残留オーステナイトがわずかに含まれている可能性があり、厳密な意味では単相組織でないが、本実験における二相混合組織と区別するために使用した。

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。焼もどしは油浴および鉛-錫浴中で 200 および 600°C でそれぞれ 1h 行ない、焼もどし後は前者では空冷、後者では水冷した。

2.2 静的引張試験

静的引張試験は最大容量 25t 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、 $3.35 \times 10^{-4}/\text{sec}$ の一定ひずみ速度で、室温にて行なった。それらの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あるいは放電加工により行なったが、前者では加工中昇温しないように、また、後者では仕上げ粗さが 10μ になるように注意して加工した。

2.3 顕微鏡組織

微視組織は光学顕微鏡および 200kV 透過型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、試料を 0.1 mm 厚に切り出し、フッ化水素酸-過酸化水素化学研磨液で化学研磨後、燐酸-クロ

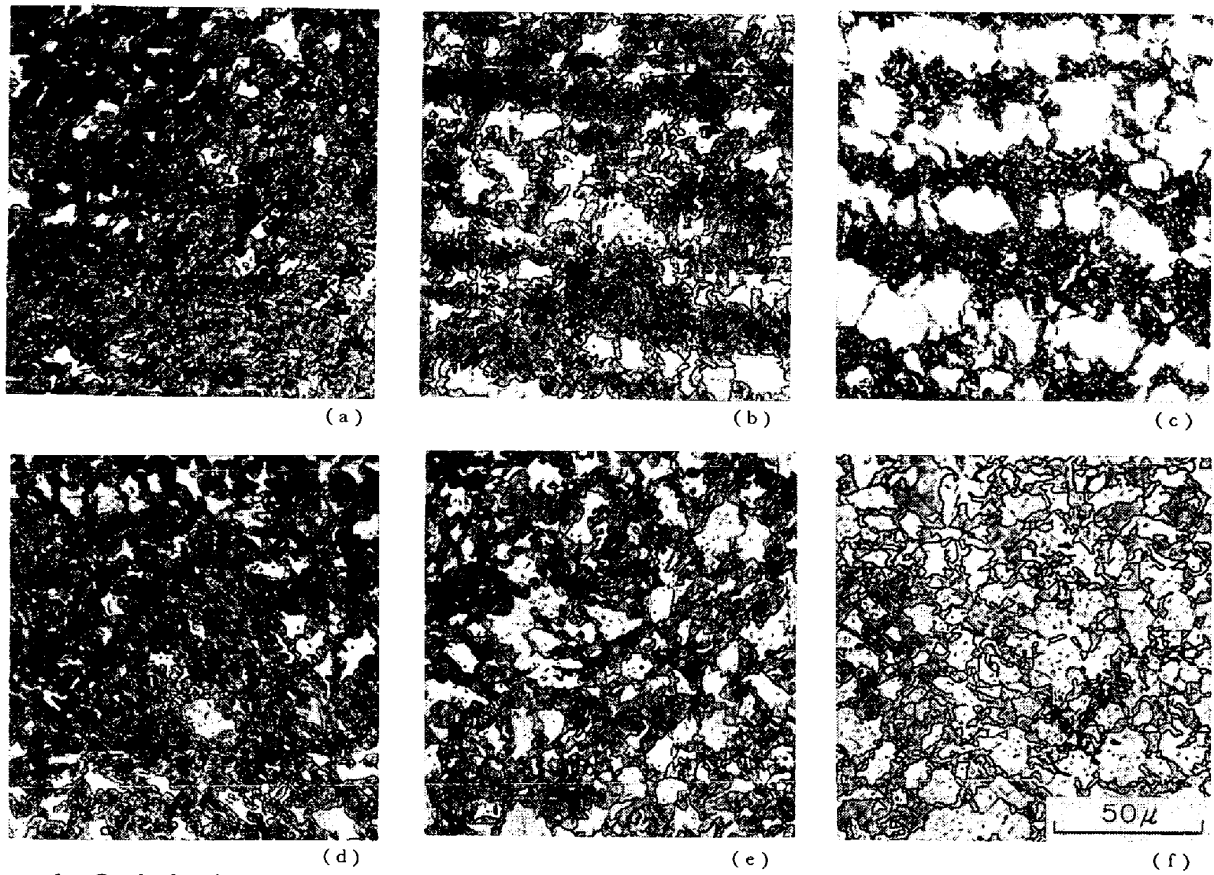


Photo. 1. Optical micrographs of mixed structure of martensite and residual ferrite. (a), (b), (c), (d), (e) and (f) were heat-treated by C(a), C(b), C(c), E(a), E(b) and E(c), respectively.

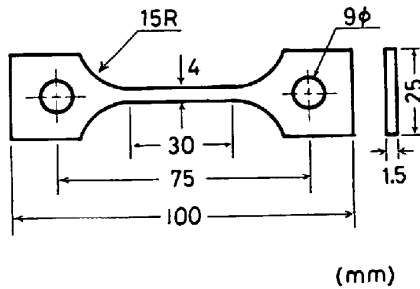


Fig. 1. Shape and dimensions of tensile-test specimens.

△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¹⁵⁾で行ない、実験は CoK α 線を用い、 $\alpha(211)$, $\gamma(220)$ および $\gamma(311)$ の回折面を使用してステップスキャンニング法で行なった。

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。

Table 3. Heat treatment and microstructural parameters.

Designation of heat treatment	Volume fraction of ferrite	Mean particle size of ferrite, μ	Inter particle distance, μ	
B	(a)	0.195	6.40	21.67
	(b)	0.312	5.73	10.14
C	(a)	0.155	4.03	23.99
	(b)	0.312	5.91	19.23
	(c)	0.501	13.91	13.03
D	(a)	0.294	6.34	10.66
	(b)	0.449	6.84	8.20
E	(a)	0.155	3.74	23.73
	(b)	0.297	6.14	14.56
	(c)	0.466	5.96	6.80

3. 実験結果

3.1 微視組織的因子

Table 3は光学顕微鏡による lineal analysis¹⁶⁾ で測定したマルテンサイトとフェライト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、B～D熱処理の場合、フェライト体積率が増加するとともに、フェライトの平均粒径が順次大きくなり、それに



Photo. 2. Transmission electron micrograph of mixed of structure martensite and residual ferrite. Heat treatment : C(c). Arrow indicates the group of dislocations in residual ferrite.

じてフェライト粒間隔が順次小さくなるが、E熱処理ではフェライト体積率が30~40%に増加しても、フェライトの平均粒径があまり変化せず、フェライト粒間隔のみが小さくなる傾向が認められ、Photo. 1にCおよびE熱処理の光学顕微鏡組織写真を示した。また、マルテンサイト単相組織およびこれら二相混合組織中に含有される残留オーステナイト量をX線回折で測定した結果、すべて1.5%以下であった。

3.2 フェライトの微視組織

マルテンサイトとフェライト二相混合組織におけるフェライトの微視組織を薄膜による透過電子顕微鏡で観察した結果、フェライト内部では、Photo. 2に示すように、フェライト体積率の増加にともなう焼入の際に变形によつて導入されたと推測される転位群が次第に多く観察される傾向が認められた(Photo. 2において矢印で示す)。

3.3 静的引張試験

Fig. 2および3は焼もどし条件を変化させた場合のフェライト体積率と強度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とも、焼もどし条件に関係なくほぼ類似の傾向を示し、フェライトの粒径や分布形態にあまり影響されずに、フェライト体積率によりほぼ規定され、フェライト体積率の増加にともなうほぼ直線的に低下する傾向が認められた。

Fig. 4および5は同じく、焼もどし条件を変化させた場合のフェライト体積率と延性の関係を示したものである。これらの結果から、延性もまた、ある程度のばらつきを示すものの、フェライト体積率によりほぼ規定されたが、それらのフェライト体積率に対する傾向は、焼もどし条件の相違によりその様相を異にした。すなわち、

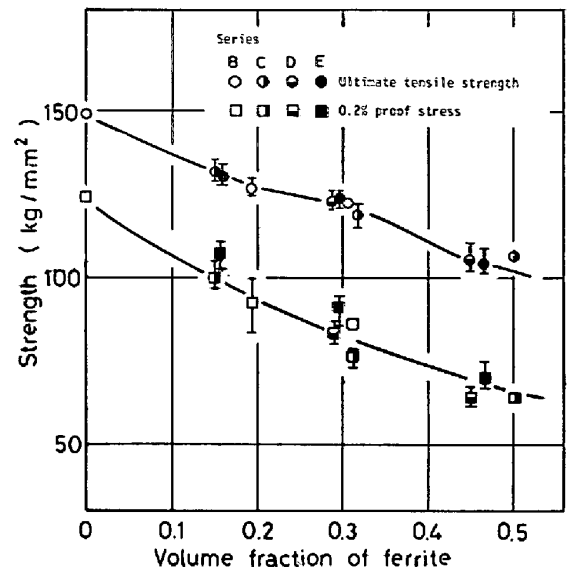


Fig. 2. Effect of volume fraction of residual ferrite on strength of specimens tempered at 200°C for 1h.

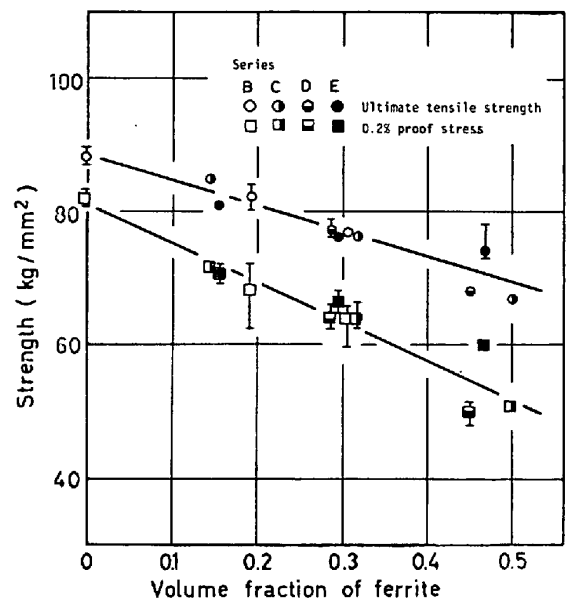


Fig. 3. Effect of volume fraction of residual ferrite on strength of specimens tempered at 600°C for 1h.

破断伸びは、200°C焼もどしでは総じてフェライト体積率が増加するとともに低下するが、600°C焼もどしではフェライト体積率がおよそ30%まで上昇し、それ以上になるとやや低下する傾向が認められた。さらに、この破断伸びをネッキングが開始するまでの均一伸びとネッキングの開始から破断までの局部伸びに二分して整理すると、200°C焼もどしでは均一伸びはフェライト体積率に対してほぼ一定であるが、局部伸びはフェライト体積率が増加するとともに、次第に低下する傾向があり、一方、600°C焼もどしでは均一伸びは破断伸びとほぼ同

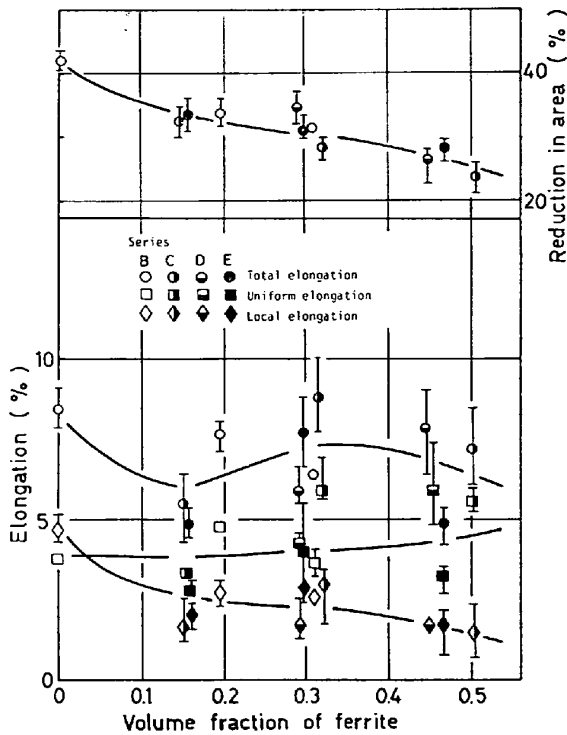


Fig. 4. Effect of volume fraction of residual ferrite on ductility of specimens tempered at 200°C for 1h.

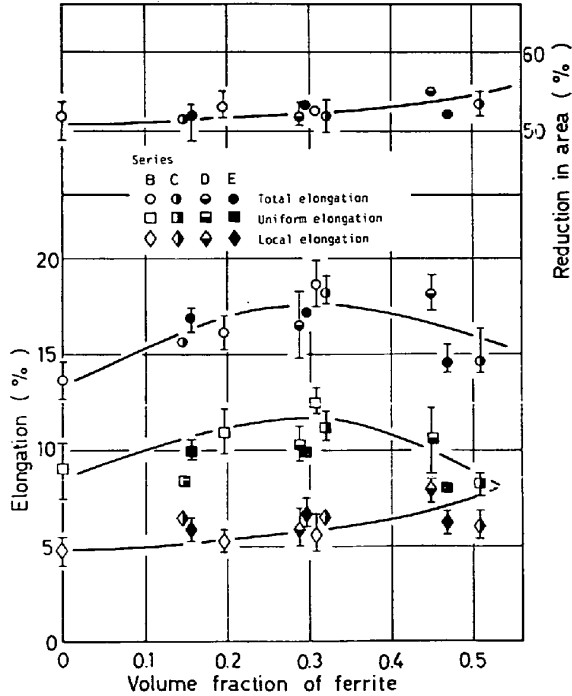


Fig. 5. Effect of volume fraction of residual ferrite on ductility of specimens tempered at 600°C for 1h.

傾向を示すが局部伸びはフェライト体積率が増加するとともに、やや増加する傾向が認められた。他方、これまで破断延性の評価^{10)17)~22)}に用いられている絞り値は、

200°C焼もどしではフェライト体積率が増加するとともに次第に低下するが、600°C焼もどしではその体積率の増加にともない、やや増加する傾向が認められた。

4. 考 察

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、ネッキングまでのひずみ量(均一伸び)は合金によつて異なるなど物理的意味に乏しいと言われている⁶⁾。したがつて、ここでは、これら二相混合組織の0.2%耐力と破断延性について若干の考察を行なつてみる。

4.1 0.2% 耐力

今、 σ_1 の強度を持つ相と σ_2 の強度を持つ相($\sigma_1 > \sigma_2$)からなる二相混合組織において、二相のひずみ量が一定であると仮定すると、これら二相混合組織の強度 σ_{mix} は、 f を第二相の体積率として次式で与えられる。

$$\sigma_{mix} = \sigma_1(1-f) + \sigma_2 f \dots \dots \dots (1)$$

この関係は一般に混合則と呼ばれ、結晶粒の大きさのオーダーの二相からなる混合組織^{5)~7)}あるいは繊維強化複合材料²³⁾における強度を評価する基準となつている。しかしながら、これら混合則は二相境界における各相の挙動の影響などについて全く考慮されておらず、したがつて、二相混合組織の強度がこれら混合則に従うのはある限定された条件の場合であると考えられる。田村および友田らは種々の相からなる二相混合組織の強度について一連の検討を行ない、0.2%耐力がこれら混合則に従うのは、二相間の0.2%耐力の比(C)が3以下であることを報告した。このような観点から、ここでは本実験におけるマルテンサイトとフェライト二相混合組織の0.2%耐力のこれら混合則からの偏位について検討する。

3.2項で述べたごとく、本実験におけるマルテンサイトとフェライト二相混合組織では、フェライト体積率の増加にともなつて、基地マルテンサイト中の平均炭素量が増加するものと考えられるので、これら二相混合組織の混合則を求める場合このことを考慮する必要がある。

今、これら二相混合組織におけるフェライト中に含有される炭素量が、基地マルテンサイト中に含有されるそれに比較して非常に少ないと考え、これを無視すると、基地マルテンサイト中の平均炭素量はフェライト体積率 f に対して、近似的に、 $C_{f_0}/1-f$ で与えられる。ここで、 C_{f_0} はフェライト体積率0%におけるマルテンサイト中の平均炭素量である。一方、実験の結果、本実験における平均炭素量の変化の範囲内(0.2~0.4% C)では、

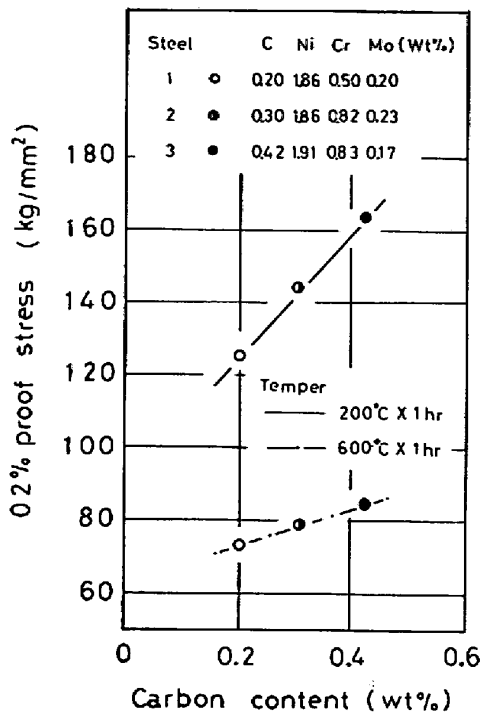


Fig. 6. Effect of carbon content on 0.2% proof stress in Ni-Cr-Mo steels. Steels 1, 2 and 3 were heat-treated by 900°C×20min→W.Q.→Sub. (G.S.=10.5μ), 860°C×20min→W.Q.→Sub. (G.S.=10.3μ), and 860°C×20min→W.Q.→Sub. (G.S.=10.2μ), respectively. W.Q.=Water quench, Sub.=Subzero treatment (-196°C×22~24h), G. S.=Prior γ grain size.

マルテンサイトの0.2%耐力は焼もどし条件に関係なくほぼ直線的に増加するので (Fig. 6), 今, この直線の勾配を m , 切片を k と置くと, マルテンサイトの0.2%耐力 $\sigma_{0.2\%M}$ は体積率 f の変化に対して, 近似的に

$$\sigma_{0.2\%M} = mC_{f_0}/1 - f + k \dots\dots\dots (2)$$

で与えられる. したがって, 本実験におけるマルテンサイトとフェライト二相混合組織の0.2%耐力 $\sigma_{0.2\%mix}$ は, $\sigma_{0.2\%F}$ をフェライトの0.2%耐力として, 前述の混合則 (1) 式から体積率 f の関数として

$$\sigma_{0.2\%mix} = (\sigma_{0.2\%F} - k) f + mC_{f_0} + k \dots\dots\dots (3)$$

で与えられる.

Table 4は(3)式により混合則を求める場合の各数値*を示したものであり, Fig. 7は3・3項で得られた各焼もどし条件における0.2%耐力の結果と(3)式によつて求めた混合則の対比を示したものである. これらの結果から, 0.2%耐力は, 200°C焼もどしでは ($C=6.5$) フェライト体積率が小さい場合これら混合則からあまり偏

* 本実験におけるフェライトの0.2%耐力は実験によって求めることができなかったが, 硬さ試験の結果, フェライトの硬さが田村ら⁶⁾の結果とはほぼ一致することが推測されたので, ここでは彼らの結果を使用した.

Table 4. Numerical values for obtaining the calculated law of mixture in mixed structure of martensite and residual ferrite.

Tempering temperature (°C)	0.2%F (kg/mm²)	m (kg/mm² /%)	k (kg/mm²)	C_{f_0} (%)
200	20*	175	90	0.2
600	15*	50	64	0.2

* These values were quoted by reference (6).

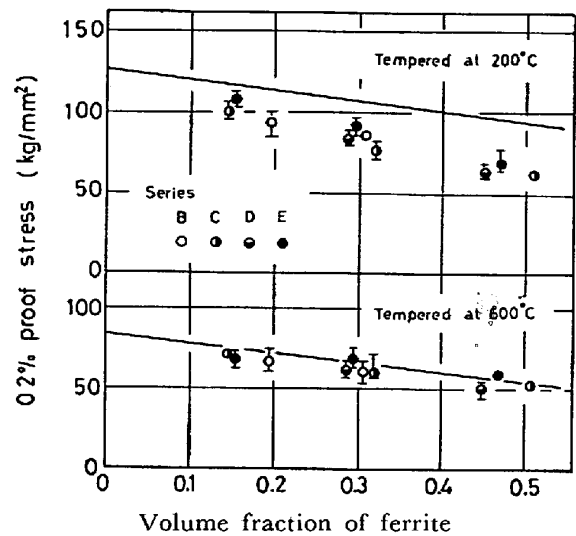


Fig. 7. Comparison of experimental values with the calculated law of mixture of 0.2% proof stress. Full lines show the calculated law of mixture.

倚しないが, フェライト体積率が増加するにともなつて次第にこれら混合則から大きく偏倚する傾向が認められ, 一方, 600°C焼もどしになると ($C=5$) フェライト体積率に関係なくこれら混合則にほぼ従う傾向が認められた. このことは, 前者ではフェライト体積率が小さい場合フェライトが周囲の硬質なマルテンサイトによつて強い塑性拘束を受けるが, フェライト体積率が増加するにともなつて次第にフェライトの優先的変形が起こるようになることに起因し^{11)~13)}, 後者では C 値が田村ら⁶⁾の指摘する値より大きいのかかわらず, これら混合則に従うのは, 硬質母相中に軟質相が含有される場合, 軟質相の優先的変形が周囲の硬質母相によつてある程度拘束されるために, C 値が大きいても必ずみ一定モデルに従うものと推測される.

4.2 破断延性

3・3項で述べたごとく, 本実験におけるマルテンサイトとフェライト二相混合組織におけるフェライト体積率と破断延性の関係は, 焼もどし条件の相違によつてその

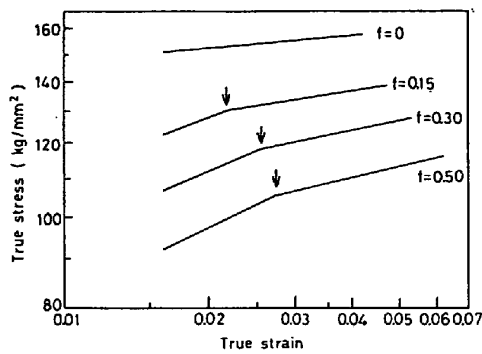


Fig. 8. Effect of volume fraction of residual ferrite on log true stress-log true strain diagram of specimens tempered at 200°C for 1h. Arrows indicate a knee.

様相が異なつた。ここでは、これら二相混合組織の真応力-真ひずみ線図の解析と破断後の破面観察から、これら二相混合組織の破断延性について若干の検討を行なつた。

Fig. 8 は 200°C 焼もどしを行なつた場合の塑性変形過程における真応力と真ひずみの関係 ($\epsilon > 0.016$) を両対数でプロットしたものである。これらの結果から、マルテンサイト単相では一本の直線で整理することができるが、マルテンサイトとフェライト二相混合組織になると明瞭な折点が認められた (Fig. 8 において矢印で示す)。曾山は⁵⁾、フェライト基地中に体積率 37% までのマルテンサイトが含有される二相混合組織において、これらと同様な折点が生ずることを指摘し、(1)マルテンサイトの体積率に関係なく、折点前後の領域での加工硬化指数 (n) が一定であること、(2)折点における応力がマルテンサイトの降伏応力の約 60% の一定値をとることから、この原因として、折点前の領域でフェライトが優先的に降伏あるいは塑性変形し、マルテンサイトに作用する応力が降伏応力に達することをあげている。しかしながら、本実験における折点での応力は、Fig. 8 から明らかなように、フェライト体積率に対して一定値をとらず、また、Fig. 9 に示すごとく、折点前における n^* もフェライト体積率に対して一定値をとらずにフェライト体積率の増加とともに急激に増加し、フェライト単相の n に収束する傾向が認められた。

このことは、200°C 焼もどしでは曾山が指摘するようなフェライトのみの優先的変形が行なわれるのではなく、フェライトが周囲のマルテンサイトによつて塑性拘束を受けながら変形すること、また、この塑性拘束はフェライト体積率の小さいほど著しいことをそれぞれ示唆

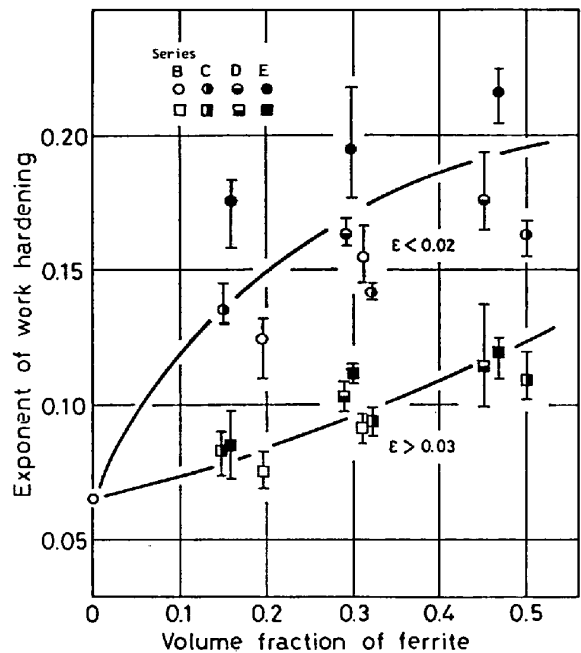


Fig. 9. Effect of volume fraction of residual ferrite on exponent of work hardening of specimens tempered at 200°C for 1h.

するものである。

一方、600°C 焼もどしの場合にも、200°C 焼もどしの場合と同様、真応力と真ひずみの関係を求めたが、この場合には、マルテンサイト単相組織およびマルテンサイトとフェライト二相混合組織にかかわらず、一本の直線で整理することができ、フェライト体積率に関係なく二相均一ひずみ変形が行なわれることが推測された。

次に、破断時の様相を観察するために、各焼もどし温度における静的引張試験後の破面の微視的観察を行なつた。

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破面の中心部を走査型電子顕微鏡により観察したものの中の代表的な観察結果を示したものである。これらの結果から、フェライト体積率が小さい場合、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傾向があり、一方、フェライト体積率が大きくなると、5~30 μ の範囲内で種々の大きさを持つ脆性的な破面が多く観察される傾向が認められた (Photo. 3 において矢印で示す)。これら脆性的な破面の形成原因について調べるために、同じく破面の中心部の横断面を光学顕微鏡で観察し、その結果を Photo. 4 に示した。その結果、フェライト体積率が小さい場合、フェライトが脆性的に破壊したと推測される痕跡が観察され (Photo. 4-(a) において矢印 A で示す)、一方、フェライト体積率が大きくなると、フェラ

* フェライト単相の n は友田らの結果⁷⁾をもとに推測し、0.01% C 鋼では $n=0.193$ (200°C 焼もどし)

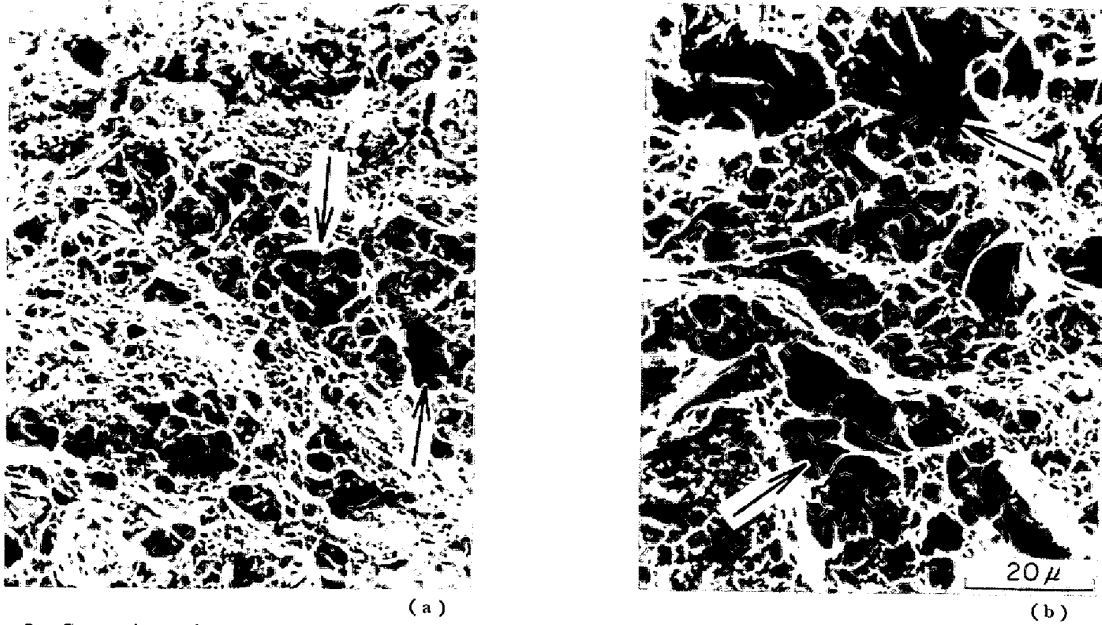


Photo. 3. Scanning electron micrographs of fracture appearances after static tensile test. (a) and (b) were tempered at 200°C for 1 h after heat treatment of C(a) and C(c), respectively. Arrows indicate fracture surfaces which seemed to be fractured in a brittle manner.

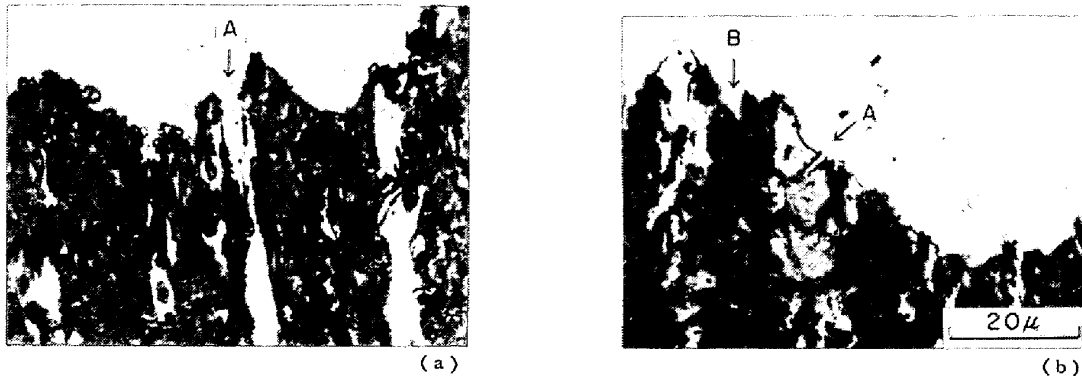


Photo. 4. Optical micrographs of section of nickel plated fracture surfaces after static tensile test. (a) and (b) were tempered at 200°C for 1 h after heat treatment of C(a) and C(c), respectively. Arrows A and B indicate traces in which residual ferrite and martensite matrix seemed to be fractured in brittle manner, respectively.

イトが脆性的に破壊したと推測される痕跡 (Photo. 4-(b)において矢印Aで示す) の他に、基地マルテンサイトが脆性的に破壊したと推測される痕跡 (Photo. 4-(b)において矢印Bで示す) がそれぞれ観察された。これらの結果から、これら脆性的な破面は、フェライト体積率の小さい場合フェライトの脆性的な破壊によつて形成されるが、フェイト体積率が大きくなると、それらはフェライトおよび基地マルテンサイト双方の脆性的な破壊によつて形成されることが推測された。

一方、600°C焼もどしを行なつたものについても同様の観察を行ない、その代表的な観察結果をPhoto. 5に示した。この場合には200°C焼もどしを行なつたものと異なり、フェライト体積率に関係なくディンプルパターン中に、引張軸に対して垂直方向に長く伸び、かつそれら

の側面にわずかストレッチを持つ底の深くほみが観察され (Photo. 5 において矢印で示す)、二相境界破壊が起こつたことが推測された。

以上のことから、マルテンサイトとフェライト二相間の強度比が大きい200°C焼もどしでは、フェライト体積率が小さい場合塑性変形過程でフェライトが周囲のマルテンサイトによつて強い塑性拘束を受ける結果、三軸性の応力が負荷されるネッキング過程でフェライトが脆性的に破壊し、それらが初期亀裂となつて破壊に至るため破断延性が害されるが、フェライト体積率が大きくなると、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のかあるいはフェライト体積率の増加にともなつて次第に脆化する基地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、現段階においては明らかでな

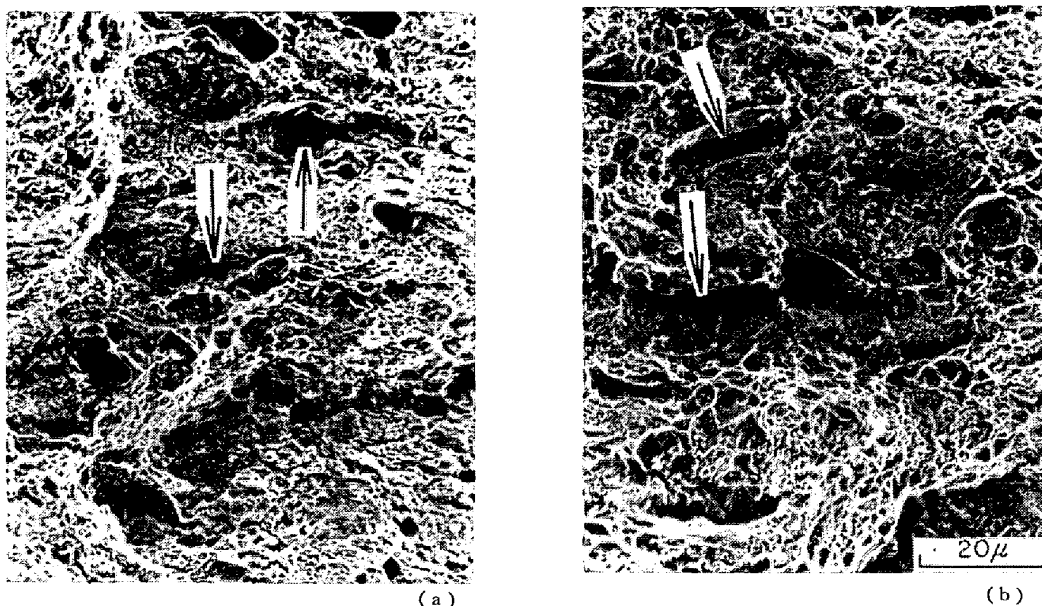


Photo. 5. Scanning electron micrographs of fracture appearances after static tensile test. (a) and (b) were tempered at 600°C for 1 h after heat treatment of C(a) and C(c), respectively. Arrows indicate fracture surfaces in which fracture seemed to occur at boundaries between martensite and residual ferrite.

く、それは今後の検討課題であるが、いずれにせよ、結果としてその双方が脆性的に破壊することにより、フェライト体積率が小さい場合に比較して破断延性が害されるようになるものと推測される。一方、これら二相間の強度比が小さくなる600°C焼もどしでは、基地マルテンサイトによるフェライトの塑性拘束力が弱く、したがって、フェライト体積率にかかわらず、ネッキング過程で二相境界における転位の集積による応力集中によつて、二相境界に初期亀裂が形成され¹⁾破壊に至るため、破断延性が害されないものと推測される。

5. 結 論

低炭素 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検討し、以下のごとき結論を得た。

(1) 強度および延性は、残留フェライトの粒径や分布形態によつてあまり影響を受けずに、その体積率によりほぼ規定された。

(2) 0.2% 耐力は、200°C焼もどしでは残留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が、600°C焼もどしではこれら混合則にはほぼ従う傾向が認められた。

(3) 絞り値は、200°C焼もどしでは残留フェライトの体積率が増加するとともに次第に低下するが、600°C焼もどしではその体積率の増加にともなつてやや増加する傾向が認められた。

(4) 真応力-真ひずみ線図の解析と破面観察の結果から、フェライトが低温焼もどしマルテンサイト中に少量残留する場合、塑性変形過程でフェライトが周囲の基地マルテンサイトにより強い塑性拘束を受ける結果、それらが脆性的に破壊し延性が害されることが推測された。一方、これら残留フェライトの体積率が増加する場合、その破壊が、塑性拘束を受けたフェライトの脆性的な破壊によつて支配されるのかあるいはその体積率の増加とともに次第に脆化する基地マルテンサイトの脆性的な破壊によつて支配されるのか、本実験では明らかにされなかつたが、結果として、その双方が脆性的に破壊することによつて延性がより害されるものと推測された。

終りにのぞみ、本実験における供試鋼をご提供下さつた光洋精工(株)の荘司英雄氏、ならびに本実験にご協力下さつた日本電子(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) 岡林邦夫, 富田恵之, 黒木郁夫: 鉄と鋼, 62(1976) 6, p. 661
- 2) 岡林邦夫, 富田恵之, 黒木郁夫: 鉄と鋼, 62(1976) 8, p. 991
- 3) 岡林邦夫, 富田恵之, 山口俊雄: 鉄と鋼, 63(1977) 1, p. 98
- 4) 曾山義朗, 多賀谷正義: 材料, 14(1965) 7, p. 8
- 5) 曾山義朗: 材料, 15(1966) 1, p. 17

- 6) 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
- 7) 友田陽, 黒木剛司郎, 田村今男: 鉄と鋼, 61 (1975) 1, p. 107
- 8) R. L. CAIRNS and J. A. CARLES: JISI, 205 (1967) 11, p. 1044
- 9) H. W. HAYDEN and S. FLOREEN: Met. Trans. 1 (1970) 7, p. 1955
- 10) 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
- 11) N. BREDS: Welding J., 33 (1954) 12, p. 545-s
- 12) 佐藤邦彦, 土井勉, 豊田政男: 溶接学会誌, 37 (1968) 11, p. 58
- 13) 佐藤邦彦, 豊田政男: 溶接学会誌, 40 (1971) 9, p. 885
- 14) 小川清六, 寺口彰俊, 河本明孝, 神藤克己: 溶接学会全国大会講演概要, 19 (1976), p. 382
- 15) J. DURNIN and K. A. RIDAL: JISI, 206 (1968) 1, p. 60
- 16) 佐久間健人, 西沢泰二: 日本金属学会報, 10 (1971) 5, p. 279
- 17) B. I. EDELSON and W. M. BALDWIN, Jr: Trans. ASM, 55 (1963), 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. THMASON: J. Inst. Met., 96 (1968), p. 360
- 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) たとえば, 田中英八郎, 大山致知: 複合材料 (1969), p. 25, [日刊工業]