

論 文

UDC 669.15'26'28-194.55-194.57 : 539.4 : 539.55 : 620.182.12

二相混合組織をもつ 0.2% C-Ni-Cr-Mo 鋼の引張特性
と破壊靱性について*

斎藤 鉄哉**・内山 郁***

Tensile Properties and Fracture Toughness of Two-phase 0.2% C-Ni-Cr-Mo Steel

Tetsuya SAITO and Iku UCHIYAMA

Synopsis:

Two-phase steels of ferrite-martensite were used to study the tensile properties and plane strain fracture toughness which was estimated by experimentally determined critical J -value. The ferrite-martensite two-phase structures of a 0.2% C-Ni-Cr-Mo steel were obtained either by heating at intercritical temperatures and quenching or by hot-rolling (rolling reduction of area $\approx 50\%$) at that temperature range and direct quenching.

Main results obtained are as following.

- (1) The 0.2% offset proof stress and tensile strength decrease with an increase in the volume fraction of the ferrite phase; this shows a deviation from the so-called mixture rule.
- (2) The tensile ductility is not improved by mixing of the ferrite phase in the range of small volume fraction.
- (3) The fracture toughness remains nearly constant in the range of small volume fraction of ferrite phase. This may be attributed to the fracture at ferrite-martensite interfaces.
- (4) The tensile properties and fracture toughness are improved by hot-rolling and direct quenching in comparison with those by heating at intercritical temperatures and quenching. One of the main reasons of the improvement in the fracture toughness seems to be the relaxation of plastic constraint due to the fracture along the mechanical fibers produced by the hot-rolling.

1. 緒 言

二相混合組織をもつ鋼としては、たとえば 9% Ni 鋼¹⁾ や二相ステンレス²⁾ のように両相の特質を利用し良好な性質を得ているものがある。低合金強力鋼においても、マルテンサイト-下部ベーナイト混合組織をもつ Ni-Cr-Mo 鋼の靱性が、各相の靱性値から予想されるよりもよくなること³⁾、あるいは 4340 鋼などをフェライト-マルテンサイト二相混合組織にすることによつて硫化水素割れ抵抗が増すこと⁴⁾、さらにまた、フェライト-マルテンサイトやフェライト-ベーナイト二相混合組織による焼もどし脆性の阻止⁵⁾ などの性質改善についての報告がなされている。

最近、田村ら⁶⁾ は各種の二相混合組織を有する鉄合金の引張性質について報告し、両相の強度比が混合組織鋼の引張性質に重要な因子であることを示した。

本報告は Ni-Cr-Mo 鋼の引張性質および平面歪破壊靱性値がフェライト-マルテンサイト二相混合組織の状態でどのように変化するかをしらべ、さらに Ni-Cr-Mo 鋼の熱間圧延直接焼入れにより得られる層状のフェライト-マルテンサイト二相混合組織に関してその引張性質および平面歪破壊靱性値について検討することを目的とした。

2. 供試材と実験方法

2.1 供試材

実験に用いた材料は市販の SNCM 23 (100 mm ϕ 丸棒) で、その化学成分を Table 1 に示す。1200°C で熱間鍛圧により約 23 mm 角および一部を約 16.5 mm 角の棒材とした。その後の処理は Fig. 1 に模式的に示した。すなわち、上記 16.5 mm 角棒はソルトバスで 900°C、20 min 加熱後空冷し、850~710°C の適当な

* 昭和 50 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 51 年 6 月 2 日受付 (Received June 2, 1976)

** 金属材料技術研究所 (National Research Institute for Metals, 2-3-12 Nakameguro Meguro-ku Tokyo 153)

*** 金属材料技術研究所 工博 (National Research Institute for Metals)

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

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Al	N
0.20	0.25	0.51	0.009	0.012	1.72	0.46	0.15	0.032	0.0098

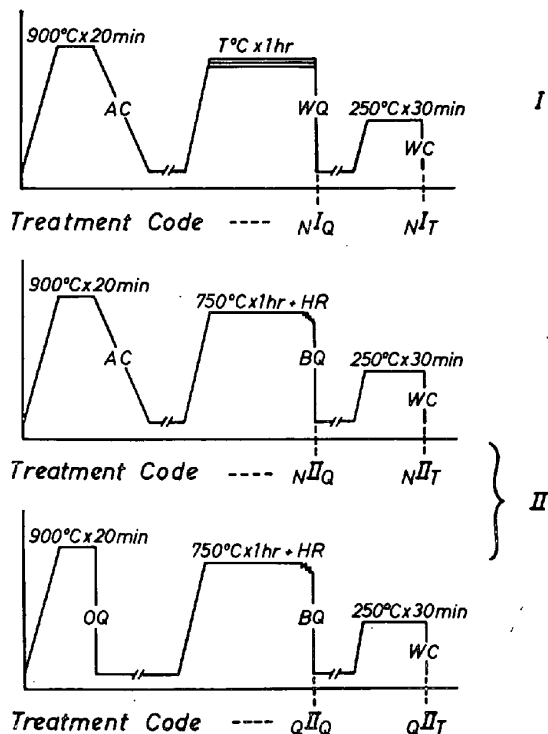


Fig. 1. Schematic diagram of material treatments.

一定温度に 1 h 加熱保持後水冷を行い種々の体積率のフェライト-マルテンサイト二相混合組織を得た。(処理記号: $N I_Q$) さらに一部は 250°C, 30 min の焼もどしを行った。(処理記号: $N I_T$) この両者は中間温度での熱処理のみによる二相混合組織である。(両者を総称して、以下 I 処理とする。) 一方、1200°C 熱間鍛圧による 23 mm 角棒は 900°C, 20 min の加熱空冷の前処理を行い、750°C, 1 h 加熱保持し 2 パスの熱間圧延により約 16.5 mm 角の棒材とし直ちに食塩水中に焼入れた。(処理記号: $N II_Q$) さらに一部は 250°C, 30 min の焼もどしを行った。(処理記号: $N II_T$) 前処理として 900°C, 20 min 加熱後油冷を行った後、同様に熱間圧延直接焼入れ (処理記号: $Q II_Q$) および 250°C, 30 min 焼もどし (処理記号: $Q II_T$) をも行った。これら四者はいずれも熱間圧延直接焼入れによりフェライト-マルテンサイト二相混合組織としたものである。(以下総称して II 処理とする。) なお、いずれの場合も中間温度 750°C での 2 パス圧延は、合計見かけ上の圧延率(断面減少率)で約 48% である。

2.2 引張試験

引張試験片の形状は前報⁷⁾と同様であり、平行部長さ

40 mm, 平行部直径 7 mm の丸棒試験片である。10 t 容量のインストロン型試験機を用い、試験片に歪ゲージ式伸び計を装着して、荷重-伸び曲線を X-Y レコーダに記録した。(ただし、伸び計は最高荷重到達後取りはずし、荷重-時間曲線に切り換えた。) クロスヘッド速度は 1.0 mm/min で、すべて室温で試験を実施した。

2.3 曲げ試験

曲げ試験片および試験方法もほぼ前報⁷⁾と同様であり、詳細は省略する。試験片には、電磁共振型疲労試験機(容量 10 t)を用い 2~5 mm の種々の長さの予き裂を導入した。この予き裂長さを得るために必要な荷重繰返し数は $10^4 \sim 10^6$ 程度であり、予き裂導入の最終段階では、荷重を十分に低下させた。予き裂導入後、曲げ試験はインストロン型試験機により、圧縮用ロードセルに直接曲げ治具を置く方式によつて、クロスヘッド速度 0.5 mm/min で行つた。荷重点における荷重方向への試験片のたわみ(以下単にたわみと称す。) Δ を差動トランス型変位計で検出し荷重-たわみ量曲線を、また、標準型クリップゲージを用いて試験片の切欠き側表面での開口変位(以下単に開口変位とする。) V_g を検出し、荷重-開口変位量曲線を各々同時に X-Y レコーダにより記録した。これらの曲線から破壊靱性値として臨界 J 値を求め、材料の平面歪破壊靱性値 K_{IC} を得た⁷⁾。なお、上記の疲労予き裂の導入およびその後の静的三点曲げ試験もすべて室温で行つた。

2.4 組織および破面観察

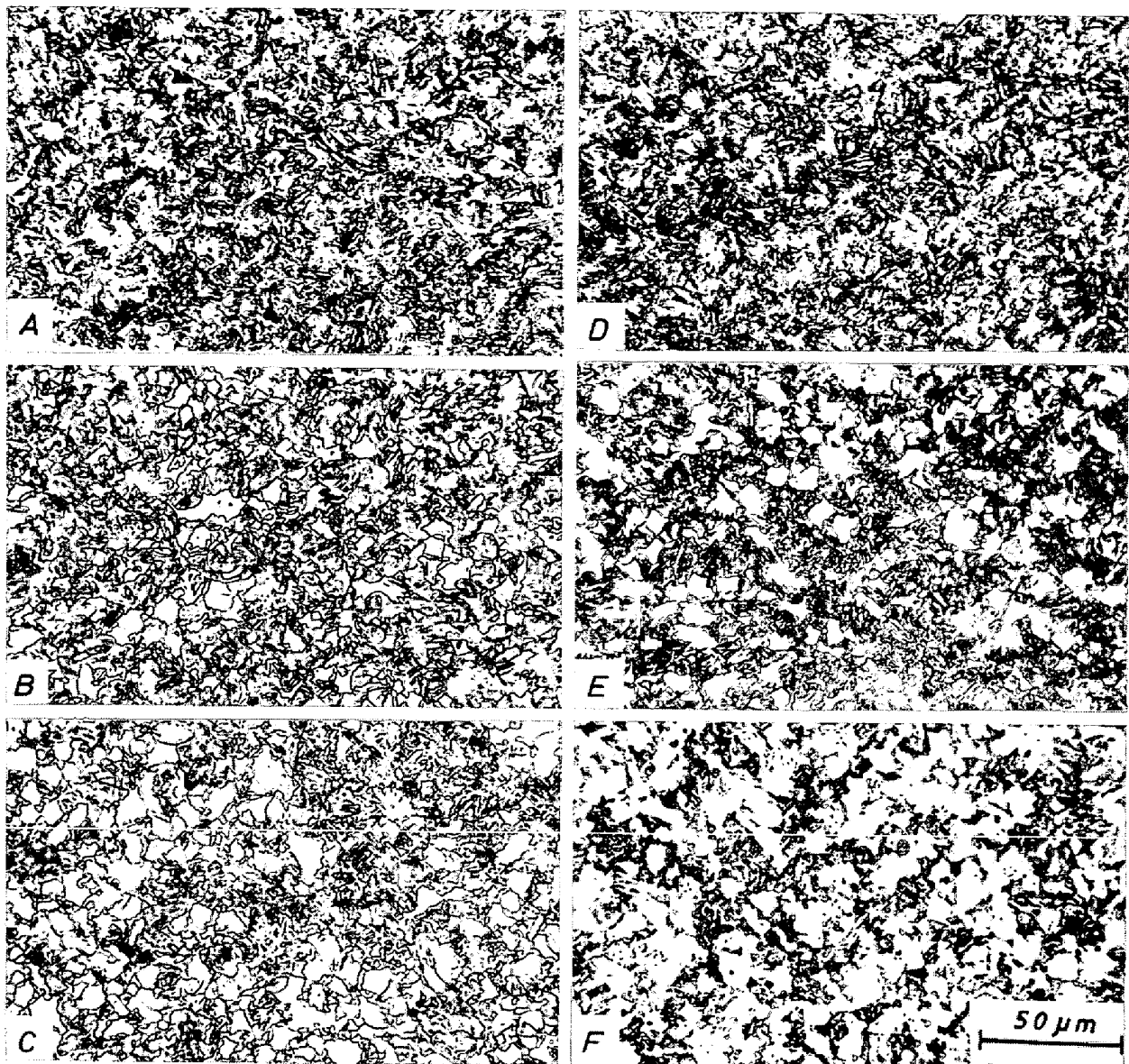
二相組織の混合割合は点算法により 60 視野について測定し、フェライトの面積率 $A_f(\%)$ したがつて、体積率 $V_f(\%)$ ⁸⁾ は次式で与えた。

$$A_f = V_f = \frac{n}{60 \times N} \times 100(\%) \dots\dots\dots (1)$$

ただし、ここで n は総格子数 $N (=400)$ の中でフェライト相により占められた格子数である。

各試料から薄膜を作成し、150 kv 電子顕微鏡により、下部組織の直接観察を行なつた。

引張および曲げ試験片については破断後、25 kv 走査型電子顕微鏡により破面の観察を行なつた。また、曲げ試験片に導入された疲労予き裂長さは破断後工具顕微鏡を用い、倍率 30 で測定して求めた。



A) $V_f=0.0$, as quenched ($N I_Q$)
 B) $V_f=0.17$, as quenched ($N I_Q$)
 C) $V_f=0.29$, as quenched ($N I_Q$)

D) $V_f=0.0$, tempered at 250°C ($N I_T$)
 E) $V_f=0.25$, tempered at 250°C ($N I_T$)
 F) $V_f=0.67$, tempered at 250°C ($N I_T$)

Photo. 1. Optical micrographs of ferrite-martensite two-phase microstructures obtained by heating.

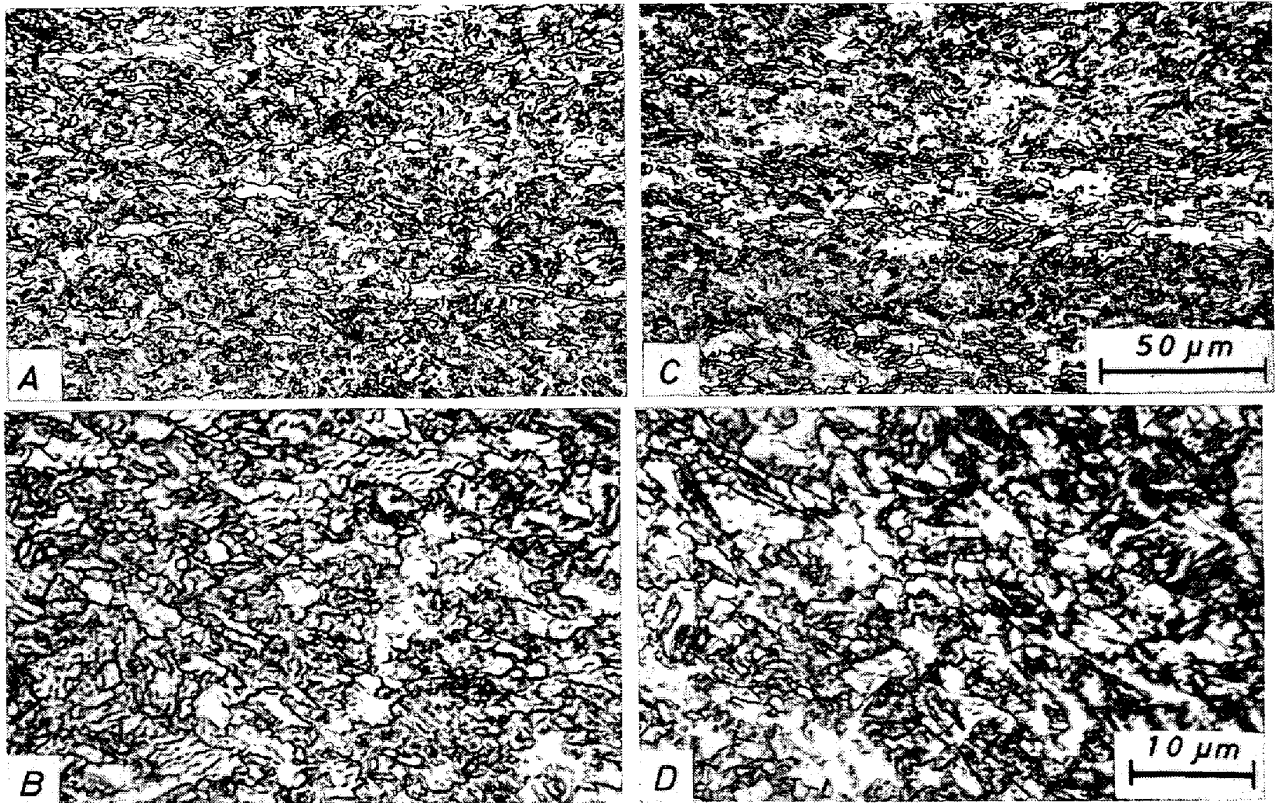
3. 実験結果

3.1 二相混合組織の観察

Photo. 1 は中間温度での熱処理 (I 処理) により得られたフェライト-マルテンサイト二相混合組織の光学顕微鏡写真である。A), B) および C) は焼入れのまま ($N I_Q$)、D), E) および F) は 250°C 焼もどし状態 ($N I_T$) を示す。二相混合組織におけるフェライト-粒径は $\sim 10 \mu\text{m}$ 程度で比較的微細で、ほぼ一様に分布していることがわかる。

Photo. 2 は 750°C で熱間圧延後直接食塩水中に焼入れ (II 処理) して得たフェライト-マルテンサイト二相混合組織で、A) および B) はそれぞれ 900°C 加熱後

空冷、熱間圧延直接焼入れ ($N II_Q$) および 250°C 焼もどし ($N II_T$) の状態を示す。また、C) および D) はそれぞれ 900°C 加熱油冷後、上記熱間圧延直接焼入れを行なったまま ($Q II_Q$) および 250°C 焼もどし ($Q II_T$) の組織である。A) および C) は圧延方向に平行な断面であり、混合組織は圧延方向に伸延されている。中間温度での圧延によりフェライト-オーステナイトは伸延され、直後の焼入れにより、オーステナイトはマルテンサイトに変態し圧延方向に伸びたフェライト-マルテンサイト二相混合組織となつたものと思われる。また、B) および D) は圧延方向に垂直な断面であり、この断面での二相混合組織のフェライト粒径は微細であることがわかる。しかし、前処理の差 (たとえば、Photo. 2 B) と



A) $V_f=0.32$, as quenched, prior heat treatment; normalizing (NII_Q) (Parallel to the rolling direction)
 B) $V_f=0.39$, tempered at 250°C, prior heat treatment; normalizing (NIT) (Perpendicular to the rolling direction)
 C) $V_f=0.32$, as quenched, prior heat treatment; quenching (QII_Q) (parallel to the rolling direction)
 D) $V_f=0.37$, tempered at 250°C, prior heat treatment; quenching (QIT) (Perpendicular to the rolling direction)

Photo. 2. Optical micrographs of ferrite-martensite two-phase microstructures obtained by hot-rolling and direct quenching.



Photo. 3. Transmission electron micrograph of 250 °C tempered two-phase structure obtained by heating. $V_f=0.29$ (NIT).

D) の差) によりフェライト粒径に大きい差は認められない。

透過電子顕微鏡観察によれば、マルテンサイト一相の焼入れ組織はラス型であるが、二相混合組織におけるフェライト体積率 V_f が 30% 程度となると、双晶型マルテンサイトが散見されるようになる。(Photo. 3 参照)

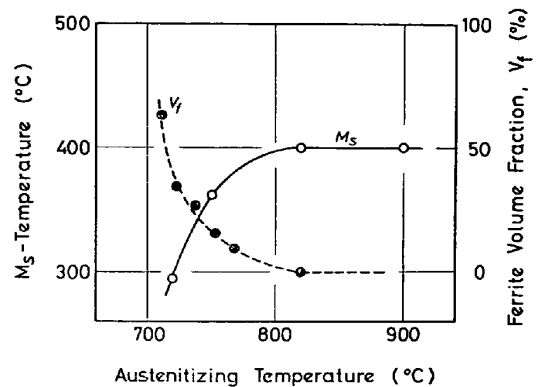


Fig. 2. M_s -temperature and volume fraction of ferrite phase as a function of austenitizing temperature, at which specimens were held for 1 h.

オーステナイト化温度が低下することにより、オーステナイトの体積率は減少しその合金元素濃度は大となり焼入れにより双晶型マルテンサイトを生じるようになる。オーステナイト化温度が高くなると、オーステナイトの占める割合は増加し、合金元素濃度は低下するため、双晶型マルテンサイトは少くなり、ラスマルテンサイトが

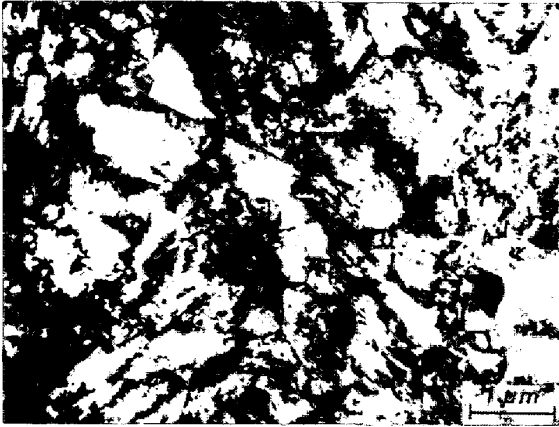
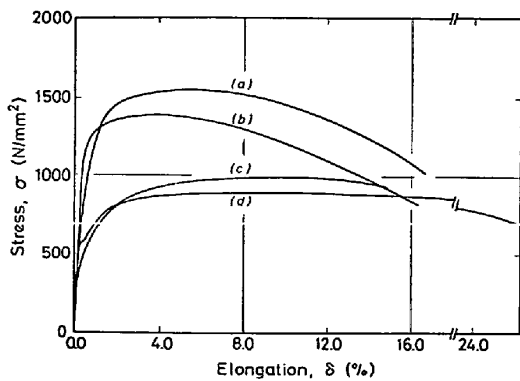


Photo. 4. Transmission electron micrograph of 250 °C tempered two-phase structure obtained by hot-rolling and direct quenching, prior heat treatment; quenching. $V_f=0.37$ (ϕ_{II_T}) The surface of the thin foil is perpendicular to the rolling direction.



- a) $V_f=0.0$, as quenched (NI_Q)
- b) $V_f=0.0$, tempered at 250°C (NI_T)
- c) $V_f=0.46$, as quenched (NI_Q)
- d) $V_f=0.46$, tempered at 250°C (NI_T)

Fig. 3. Typical stress-elongation curves of specimens with two-phase structures of various fractions.

支配的になつてくる。このような関係は Fig. 2 から認められる。オーステナイト化温度が約 810°C 程度までは 100% マルテンサイト組織となり、 M_s 点は約 400°C であるが、オーステナイト化温度が低下するにしたがつて、二相混合組織におけるフェライト体積率が増加しオーステナイトすなわち焼入れ処理後のマルテンサイト体積率は減少する。それともなつて M_s 点は低下し、オーステナイト中の合金元素濃度の上昇による低温型マルテンサイトの生成することを示している。

熱間圧延直接焼入れ (II 処理) によつて得られたフェライト-マルテンサイト二相混合組織の透過電子顕微鏡写真の一例を Photo. 4 に示す。薄膜は圧延方向に直角な方向から採取している。フェライト結晶粒径は微細

で、1 μm 程度であり (Photo. 2 参照)、同時にフェライト粒内の転位は、熱処理のみ (I 処理) による二相混合組織の場合 (Photo. 3) に比較して、高密度であることが特徴的である。この場合のフェライト体積率 V_f は 37% 程度であり、熱処理のみ (I 処理) による場合と同様に、双晶型マルテンサイトの存在が認められる。

3.2 二相混合組織鋼の引張試験

Fig. 3 は引張試験により得られた応力-伸び曲線の代表的な例を示している。曲線 (a) と (b) あるいは曲線 (c) と (d) を比較するとマルテンサイト一相あるいはフェライト-マルテンサイト二相混合 いづれの場合にも、引張初期段階で焼入れ材の方が焼もどし材よりも、塑性変形量が大きく曲線は伸びの小さい領域ですでに直線からのずれを示している。したがつて、0.2% 耐力 (以下降伏点という) を比較すると、焼入れ材の方が焼もどし材に比較して小である。これは、X 線回折によりオーステナイト相が同定されなかつたことから考え、焼もどしによる転位の消滅あるいは炭化物の折出などによる可動転位の減少などが主原因であろう。

引張強さについては、マルテンサイト一相、フェライト-マルテンサイト二相混合 いづれの場合にも焼もどし軟化を生じるために、焼入れのままの状態の方が大である。一方、曲線 (a) と (c) との比較によりわかるように、フェライト相が混在することにより、焼入れのままでは強度は大幅に低下するがそれともなう伸びの増加は見られず、むしろ多少減少している。また、曲線 (c) と (d) の比較により、同一フェライト体積率の二相混合材は、焼もどしにより破断伸びが大きく増加することがわかる。さらに、フェライト体積率が約 46% 以上の二相混合材で、焼もどし処理を行つた場合明確な降伏現象が見られたが (曲線 (d)), 焼入れのままの状態では認められなかつた。なお、本実験では、すべての場合において、応力-伸び曲線に二相混合による二つの降伏現象⁹⁾を認めることはできなかつた⁶⁾。

Fig. 4 はフェライト-マルテンサイト二相混合組織におけるフェライト体積率と降伏点および引張強さとの関係を示している。フェライト体積率の増加ともなつて、降伏点および引張強さは単調な減少傾向を示す。しかし熱間圧延直接焼入れ (II 処理) による二相混合材は、その前処理に関係なく、同一フェライト体積率の熱処理のみ (I 処理) によるものに比べて、降伏点および引張強さの上昇が認められる。この場合すべて引張方向は圧延方向に平行であり、後に指摘するように機械的性質の異方性については当然予想されることである。なお、図中 Δ と \blacktriangle , \square と \blacksquare の体積率の差は焼もどし処理によ

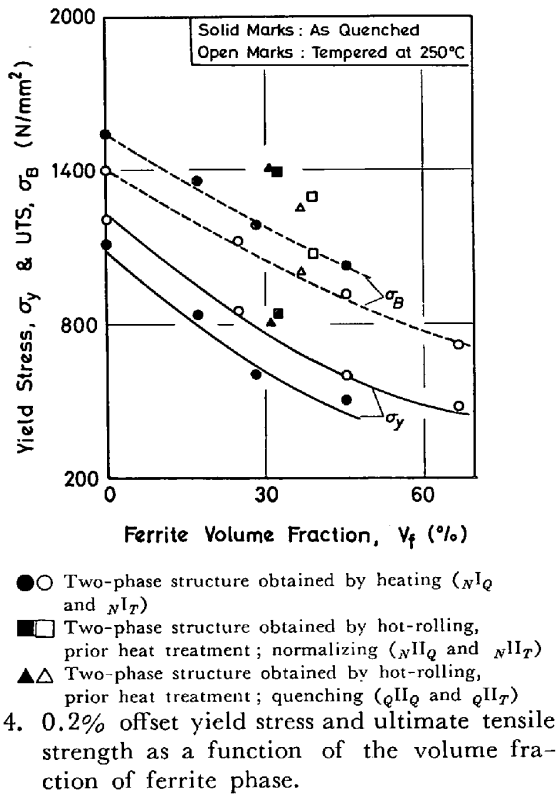


Fig. 4. 0.2% offset yield stress and ultimate tensile strength as a function of the volume fraction of ferrite phase.

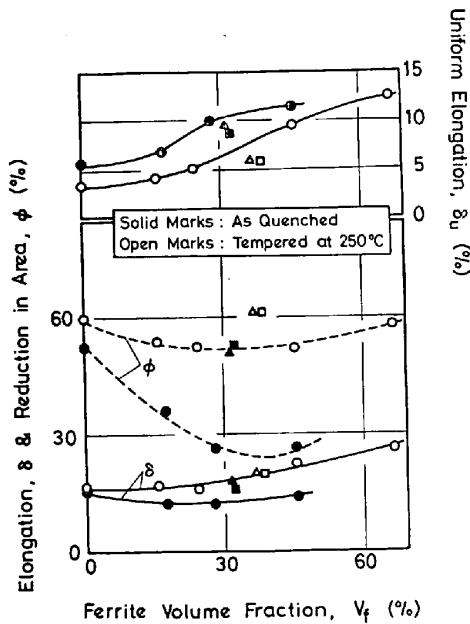


Fig. 5. Total and uniform elongation and reduction in area as a function of the volume fraction of ferrite phase. The marks used denote the same as in Fig. 4.

り生じたものではなく、圧延温度の差によるものである。

Fig. 5は引張延性と二相混合組織におけるフェライト体積率との関係を示す。破断伸びは、約30%のフェライト体積率までは、ほぼ一定ないし多少減少傾向を示し、その後フェライト量の増加とともに上昇する。この傾向

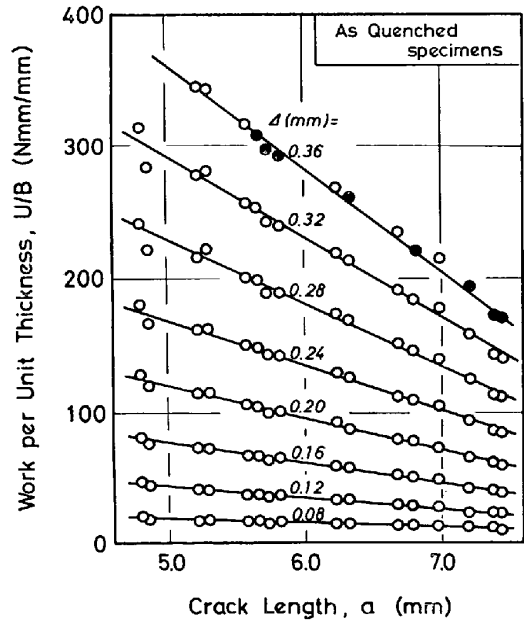


Fig. 6. Work done to the unit thickness of the specimen as a function of crack length for the specimens with as quenched two-phase structure obtained by hot-rolling and direct quenching, prior heat treatment; quenching. $V_f=0.39$ ($q \parallel r$). The solid marks denote the displacement range of $\Delta \geq \Delta_{crit}$.

は絞りについてもほぼ同様であり、特に焼入れのまま ($N I_Q$) では、約30%までの減少が急激である。これに反し、均一伸びは最初から多少の上昇傾向を示し、12~13%程度でその上昇傾向はさらに緩やかになり飽和するようである。熱間圧延直接焼入れ (II 処理) による二相混合材は、破断伸び特に絞りが、同一フェライト体積率の熱処理のみ (I 処理) による二相混合材のそれらに比して高い値を示すが、均一伸びに関しては、むしろ逆の傾向が認められる。

3.3 二相混合組織の曲げ試験

Fig. 6は種々の予き裂長さ a を有する試験片による曲げ試験結果の一例であり、仕事量 U は、荷重-たわみ曲線下の面積を求面積分して求めた。 U/B と a との関係は測定範囲全域にわたってほぼ直線関係として近似される⁷⁾。このような関係から、

$$J_{crit} = - \frac{\partial(U/B)}{\partial a} \Big|_{\Delta_{a/W}=0.5} \dots\dots\dots (2)$$

(ここで、 U , B , a および W はそれぞれ上記仕事量、試験片厚さ、予き裂長さおよび試験片幅を示す) を用いて、臨界 J 値を求めた。 J_{crit} が平面歪状態における値であるための条件として

$$B, a, (W-a) \geq \alpha \equiv 25 J_{crit} / \sigma_y \dots\dots\dots (3)$$

が提案されている¹⁰⁾。本実験では一試験結果を除き、す

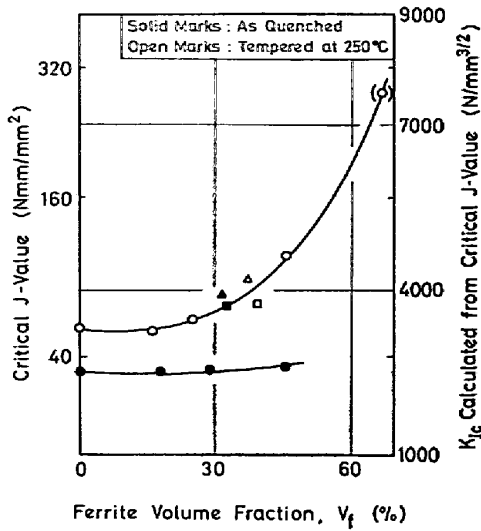


Fig. 7. Plane strain fracture toughness of two-phase materials as a function of the volume fraction of ferrite phase. The marks used denote the same as in Fig. 4.

べて、この最小試験片寸法以上となっている。(同条件を満足しない一試験結果は後出 Fig. 7 と 8 中記号を () で囲んで示されている。) したがって、次式を用いて平面歪破壊靱性値 K_{IC} に換算することができる⁷⁾¹¹⁾。

$$K_{IC} = \sqrt{\frac{J_{Crit} \cdot E}{1 - \nu^2}} \dots \dots \dots (4)$$

ここで、 E はヤング率、 ν はポアソン比を示す。

これらの結果を、二相混合組織におけるフェライト体積率と関係づけて Fig. 7 に示す。熱処理のみによる二相混合組織の焼入れのまま ($N I_Q$) の場合、実験範囲内では、破壊靱性値はフェライト体積率によらず大きい差は見られない。同上の焼もどし材 ($N I_T$) においては、フェライト体積率が小の範囲では破壊靱性には大きい変化は見られないが、フェライト量がさらに増加すると、破壊靱性値は急速に大となる。また、上記の $N I_Q$ 材と $N I_T$ 材を同一フェライト体積率で比較すると、焼もどしにより破壊靱性値は大となることわかる。一方、熱間圧延直接焼入れ (II 処理) を行なつたものは、その前処理に関係なく、焼入れのまま ($N II_Q$ と $Q II_Q$) および焼もどし状態 ($N II_T$ と $Q II_T$) いずれの場合も、ほぼ同程度の破壊靱性値を示し、フェライト含有量一定で比較すれば、熱処理のみによる二相混合材の焼もどし状態 ($N I_T$) のそれとほとんど等しい。

4. 考 察

4.1 二相混合組織と引張性質について

降伏点および引張強さについては従来の研究結果とほぼ一致した傾向を示している。今、混合則が成立すると

仮定すれば

$$\sigma_{mix} = \sigma^f V_f + \sigma^m (1 - V_f) \dots \dots \dots (5)$$

ただし、 σ_{mix} 、 σ^f および σ^m はそれぞれ二相混合材、フェライト相およびマルテンサイト相の強度、 V_f はフェライト体積率を示す。しかし、Fig. 4 から明らかのように、単純な混合則(5)式は成立しないことがわかる。両相の強度比 (σ^m / σ^f) が小の場合混合則に近い、大の場合には強度の低い相が少量混在すると強度低下は混合則から予想されるよりも急であることが示されている⁶⁾¹²⁾¹³⁾。本実験でも、二相の強度比が大であり混合則からはづれてきたものである。すなわち、各相中の歪は均一でなく、歪不均一を生じているものと思われる。さらに、3.1 で指摘したようにフェライト体積率が増加するにつれて、マルテンサイトは低温型となり、ラスマルテンサイトから双晶マルテンサイトが混在してくる。このため、マルテンサイト自体の強度はフェライト体積率の増加とともに大となる。その結果、二相の強度比はフェライト量の増加につれて大となり、歪の不均一性は助長されると思われる。友田ら¹²⁾は Fe-0.4%C マルテンサイトとフェライトの二相混合組織を 200°C で焼もどし、両相の平均歪の比 m が

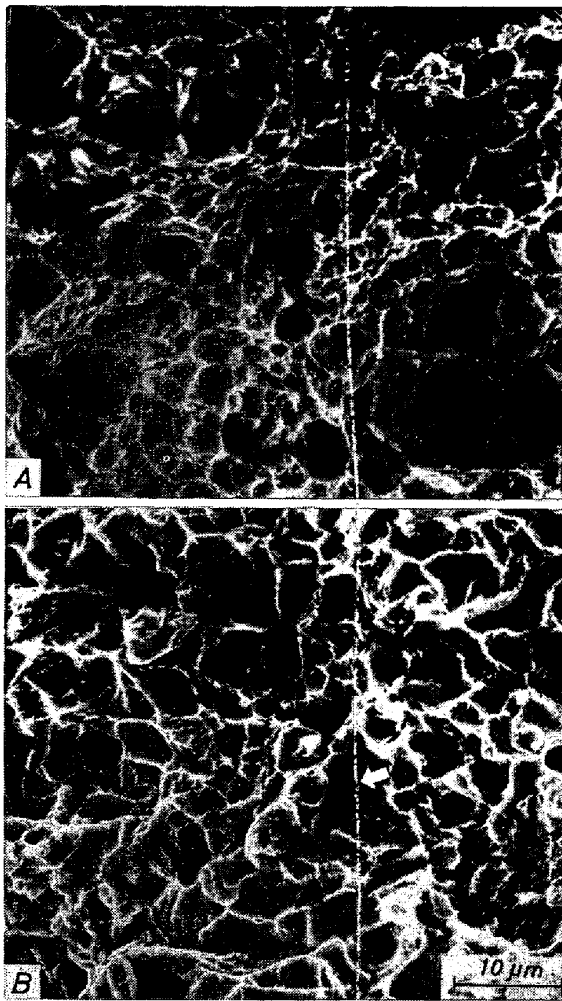
$$m = \bar{\epsilon}_m / \bar{\epsilon}_f \approx 0.01 \text{ (at } V_f = 0.48) \dots \dots \dots (6)$$

程度であり、強度比の増加あるいはフェライト体積率の増加により、 m はさらに小となり両相の歪はより不均一度を増すことを示している。(6)式の類推から、 $m = 1/100$ と仮定すると

$$\begin{aligned} \epsilon_{mix} &= \bar{\epsilon}_f V_f + \bar{\epsilon}_m (1 - V_f) \\ &= (1 + 99 V_f) \bar{\epsilon}_m \dots \dots \dots (7) \end{aligned}$$

となり、二相混合組織材が Necking を生じる際 ($\epsilon_{mix} \approx 10 \sim 12\%$) のマルテンサイト相の平均歪 $\bar{\epsilon}_m$ は 0.20 ~ 0.25% 程度であり、フェライト相では $\bar{\epsilon}_f = 20 \sim 25\%$ 程度となる。上記の推定は粗いものであり、特に本実験では強度比もフェライト体積率に依存するので、 m は一定ではないが、二相混合組織全体としては Necking を生じる場合にもマルテンサイト相の塑性変形量はきわめて微小であり、一方、フェライト相は大きい塑性変形を受け塑性不安定を生じるような領域に達していることが推察される。この傾向は両相の強度比が大きい場合に著しく、そのために、焼入れのままの状態 ($N I_Q$) の方が焼もどし材 ($N I_T$) に比較して、均一伸びの増加は、フェライト体積率の小の領域で飽和し一定値となる傾向がある。

Necking 後の変形すなわち絞りについては、軟いフェライト相の増加とともに減少する領域が存在する。これは歪の不均一な分布とも関連があり、強度比の大きい焼



A) $V_f=0.0$, as quenched ($N I_Q$)
 B) $V_f=0.29$, as quenched ($N I_Q$)

Photo. 5. Scanning electron fractographs of tensile specimens with two-phase structure obtained by heating.

入れのままの状態 ($N I_Q$) の方がその領域での絞りの減少が著しい。先に推定したように、マルテンサイト相は完全剛性体として近似できるほど塑性歪が小で、フェライト相は大きい塑性変形を生じているため、両相の界面状態によつては界面で歪適合条件¹⁴⁾を満たし得ず、界面でき裂を生じ、界面分離を起こす可能性が大きい。Photo. 5 A) および B) は、それぞれマルテンサイト一相および熱処理のみによる二相混合組織の焼入れのままの状態 ($N I_Q$) での引張破面を示している。A) は典型的な Dimple 破面であるが B) はフェライト相の混在により、featureless な脆性破面 (図中矢印参照) が混在するようになり、界面での破壊が生じたことを示している。したがつて、絞りは界面破壊の難易により影響される。すなわち、i) フェライトおよびマルテンサイト相の平均歪の比したがつて強度比、ii) フェライト-マルテンサイト界面の性質、および iii) マルテンサイト-マルテンサイト

やフェライト-フェライト界面に対するフェライト-マルテンサイト界面の量的割合が重要である。焼入れのままの状態 ($N I_Q$) および焼もどし状態 ($N I_T$) でフェライト体積率 30~40% で絞りが最小値を示すのは iii) の影響が大きいものと思われる。一方、焼入れのままの状態 ($N I_T$) と焼もどし状態とを比較すると前者の絞りの減少が急激である。これは上記 i) と ii) が焼もどし処理で炭化物の析出などの影響により変化したためである。

破断伸びについては、均一伸びの増加と絞りの減少すなわちマルテンサイト-フェライト界面破壊による Necking 後の伸びの減少のため、両者の中間的傾向を示している。

以上は、熱処理のみ (I 処理) による二相混合組織について述べたものであるが、熱間圧延直接焼入れ (II 処理) による二相混合組織においては、同一フェライト量で比較すると、強度、延性ともに前者の組織に比べて優れている。この原因については、影響因子が多く複雑にからみ合つており明確ではないが、第一に結晶粒径の微細化およびフェライト-マルテンサイト二相の層状的組織による機械的性質の異方性を指摘することができる。一般的には、圧延温度の低下にともなつて、フェライトの下部組織は動的 (あるいは静的) に回復した Subgrain 組織さらには冷間加工的な変形を受けた組織となる。(Photo. 4 参照) したがつて、強度あるいは延性への集合組織の影響も考慮しなければならない。また、圧延に起因する旧オーステナイト粒界にそつた Mechanical fibering¹⁵⁾¹⁶⁾ からはく離が発生し、き裂伝播の径路に影響することによる強度、延性への効果も十分に考えられる。

4.2 二相混合組織と破壊靱性について

S. D. ANTOLOVICH ら¹⁷⁾ は 300 級マルエージ鋼の繰返し熱処理によつて得られる逆変態オーステナイト相をもつ二相組織の破壊靱性値について検討し、次式により実験結果を説明している。

$$G_{IC}^{m1x} = G_{IC}^f V_f + G_{IC}^m (1 - V_f) \dots \dots \dots (8)$$

ここで、 G_{IC}^{m1x} 、 G_{IC}^f および G_{IC}^m はおのおの二相混合材、靱性の高い相および靱性の低い相の歪エネルギー解放率をまた V_f は靱性の高い相の体積率を示す。したがつて、二相混合組織の平面歪破壊靱性値 K_{IC}^{m1x} は次式で与えられる。

$$K_{IC}^{m1x} = \left[\frac{E}{1-\nu^2} \{ G_{IC}^f V_f + G_{IC}^m (1 - V_f) \} \right]^{1/2} \dots \dots \dots (9)$$

この式によれば、二相混合組織の靱性値は靱性の高い相の体積率とともに増加する。しかし、このような傾向は

かならずしも一般的なものではなく、例えば、C. S. CARTER¹⁸⁾は350級マルエージ鋼中に逆変態オーステナイト相が混在した場合、強度の低下にかかわらず破壊靱性値にはほとんど変化が見られないこと、あるいはD. WESTER¹⁹⁾はAFC 77鋼に δ フェライトが混在すると、強度とともに破壊靱性値も低下することを報告している。

本実験においても、Fig. 7から明らかなように、マルテンサイト相にフェライト相が混在しても、フェライト含有率のかなり広い範囲に渡って、破壊靱性値はほとんど変化しない。特に焼入れのままの状態 ($N I_Q$) ではその傾向が大である。このことは定性的には次のように説明できる。すなわち、4.1で述べたように、フェライト-マルテンサイト界面での破壊が生じやすいと思われる。Photo. 6は、焼入れのままの混合組織 ($N I_Q$) を有する曲げ試験片の予き裂と静的曲げき裂との境界付近を示している。Photo. 5 B)と同様にfeaturelessな破面が認められ界面破壊が生じたことがわかる。(図中矢印参照) この界面での破壊は二相混合組織の破壊靱性を低下させると考えられる。したがって、フェライト体積率の増加にともなつて、フェライト-マルテンサイト界面の割合が増加し、それにともなつて混合組織の破壊靱性は減少する。しかしさらにフェライト量が増すと、フェライト-フェライト界面の割合が増して、フェライト-マルテンサイト界面の影響は減少する。さらに、フェライト自体の低強度高靱性という性質が相乗して、フェライト量の少ない範囲では破壊靱性値は大きい変化を示さず、フェライト体積率が大の範囲で靱性は急速に上昇すると考え

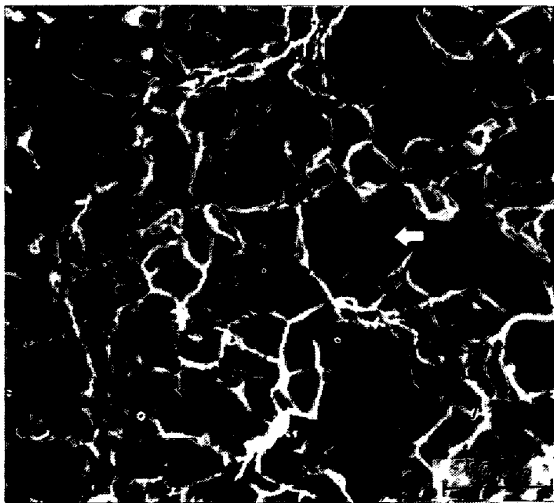


Photo. 6. Scanning electron fractograph of fractured surface adjacent to the fatigue precrack in bending specimen with as quenched two-phase structure obtained by heating. $V_f=0.29$ ($N I_Q$)

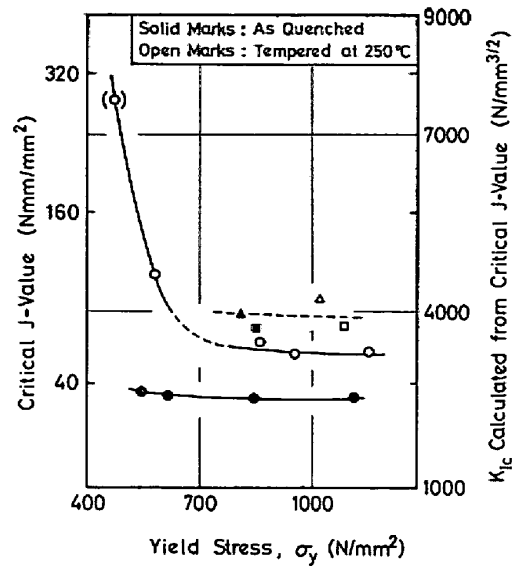


Fig. 8. Plane strain fracture toughness of two-phase materials as a function of 0.2% offset yield stress. The marks used denote the same as in Fig. 4.

られる。

以上は熱処理のみ (I 処理) による二相混合組織の場合であるが、Fig. 8に示すように、熱間圧延直接焼入れ (II 処理) による二相混合組織は、同一強度レベルで破壊靱性値を比較すると、最も優れていることがわかる。しかし、前処理による差はほとんど認められない。このように破壊靱性値が優れている理由として、4.1で熱間圧延直接焼入れ (II 処理) による強度、延性の改善に影響

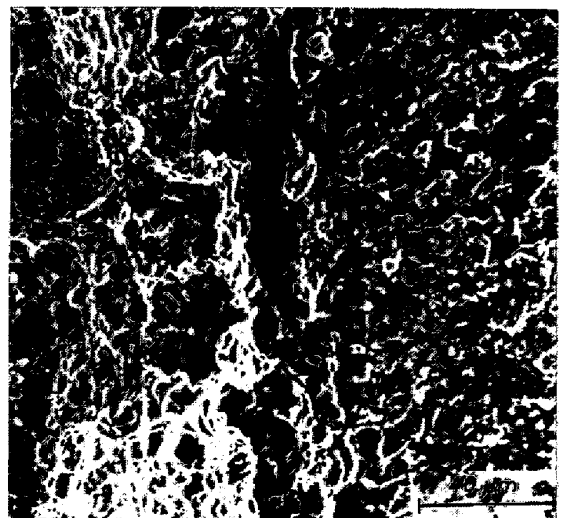


Photo. 7. Scanning electron fractograph of fractured surface adjacent to the fatigue precrack in bending specimen with 250°C tempered two-phase structure obtained by hot-rolling and direct quenching, prior heat treatment; quenching. $V_f=0.37$ ($Q I_T$)

する因子について述べたが、同様なことが考えられる。Photo. 7は曲げ試験片の予き裂と静的曲げき裂との境界付近を示しているが、試験片厚さ方向のほぼ中央部、三軸応力性最大の領域で、き裂は破面に対して直角方向すなわち圧延方向に平行にも発生していることがわかる。観察を行ったすべての熱間圧延直接焼入れ（Ⅱ処理）材で、このような二次き裂の存在が認められた。この二次き裂は、熱処理のみ（Ⅰ処理）による二相混合組織に関する結果から類推し、フェライト-マルテンサイト界面にそつて生じたと思われる。あるいはまた旧オーステナイト粒界が寄与していることも十分考えられるであろう。いづれにしろ、このような低温での圧延に起因する Mechanical fibering¹⁵⁾¹⁶⁾にそつた二次き裂の発生は、三軸応力性を緩和し、また、き裂径路の変化を可能にし、その伝播抵抗を増大する。このことが、熱間圧延直接焼入れ（Ⅱ処理）による二相混合組織の高い靱性の原因の一つと考えられる。

なお本実験においては、炭化物の効果については、明確な影響は認められず、一応考察から除外しているが、さらに詳細な研究が必要であろう。

5. 結 言

0.2% C-Ni-Cr-Mo 鋼を用いて、オーステナイト-フェライト二相混合域の種々の温度に加熱保持後焼入れて得たフェライト-マルテンサイト二相混合組織および同温度域で熱間圧延直接焼入れによるフェライト-マルテンサイト二相の層状混合組織の引張性質および臨界 J 値の実測による平面歪破壊靱性について検討した。得られた結果は次のとおりである。

(1) 0.2% 耐力、引張強さともにフェライト体積率の増加につれて低下するが、混合側から予想されるより急激である。

(2) 均一伸び (Necking を生じるまでの塑性伸び) は、フェライト体積率の増加とともに大となるが、フェライト体積率の比較的小的領域でその増加は飽和する。

(3) 絞りはフェライト体積率の増加にともなつて減少し、フェライト量がさらに増すと大きく増加する。これはフェライト-マルテンサイト界面にそつた破壊によると思われる。また、破断伸びは均一伸びと絞りの変化の中間的傾向を示す。

(4) 平面歪破壊靱性値は、フェライト体積率の増加に関係なくほぼ一定であるがさらに体積率が増すと急速に大となる。この結果もフェライト-マルテンサイト界

面での破壊により説明できる。

(5) 熱間圧延直接焼入れにより得られた二相混合組織は、焼入れのままあるいは焼もどした状態で機械的性質に大きい差は見られないが、同一フェライト量で比較すると、熱処理のみによる二相混合組織に比べ強度、延性ともに向上が認められる。

(6) 同一強度レベルで比較すると、破壊靱性値は、熱処理のみによる二相混合組織の焼入れのままの状態、同焼もどし状態、そして熱間圧延直接焼入れによる二相混合材の順に高い値を示す。熱間圧延直接焼入れによる二相混合組織では、前処理の違いあるいは焼もどし処理の有無により破壊靱性値に大きい差は生じない。この場合の高靱性は、圧延方向への二次き裂の発生が寄与していると推察される。

終りに、本実験に関し有益な御助言をいただいた金属材料技術研究所、強力材料研究部津谷和男部長に感謝します。また実験の遂行にあたっては同所、丸山典夫氏の御協力を得たことを記して、謝意にかえます。

文 献

- 1) C. W. MARSCHALL, R. F. HEHEMANN, and A. R. TROIANO: Trans. ASM, 55 (1966), p. 135
- 2) R. C. GIBSON, H. W. HAYDEN, and J. H. BROPHY: Trans. ASM, 61 (1968), p. 85
- 3) D. P. EDWARDS: JISI, 207 (1968), p. 1494
- 4) E. SNAPE, F. W. SCHALLER and R. M. FORBES-JONES: Corrosion, 25 (1969), p. 380
- 5) T. WADA and D. V. DOANE: Met. Trans., 5 (1974), p. 231
- 6) 田村, 友田, 山岡, 金谷, 小沢, 赤尾: 鉄と鋼, 59 (1973), p. 454
- 7) 斎藤, 内山: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 2038
- 8) 佐久間, 西沢: 日本金属学会会報, 10 (1971), p. 279
- 9) 曾山: 材料, 15 (1966), p. 17
- 10) J. D. LANDES and J. A. BEGLEY: ASTM STP, 560 (1974), p. 170
- 11) J. A. BEGLEY and J. D. LANDES: ASTM STP, 514 (1971), p. 1
- 12) 友田, 黒木, 田村: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 107
- 13) B. KARLSSON and G. LINDÉN: Mater. Sci. Engng., 17 (1975), p. 153
- 14) M. F. ASHBY: Strengthening Method in Crystals, ed. by A. Kelly and R. B. Nicholson, (1971), p. 137 [Elsevier Pub.]
- 15) A. T. ENGLISH: J. Metals, 17 (1965), p. 395
- 16) 久保田, 小指, 清水: 日本金属学会誌, 11 (1968), p. 1074
- 17) S. D. ANTOLOVICH, A. SAXENA, and G. R. CHANANI: Met. Trans., 5 (1974), p. 623
- 18) C. S. CARTER: Met. Trans., 1 (1970), p. 1551
- 19) D. WEBSTER: Met. Trans., 2 (1971), p. 1857