

論 文

UDC 669.15'24'26'28-194.55-194.57 : 538.56

マルテンサイトと残留フェライト二相混合組織をもつ
中炭素 Ni-Cr-Mo 鋼の切欠き靱性について*

富田 恵之**・沖 幸男***・岡林 邦夫****

Notched Toughness of Medium Carbon Ni-Cr-Mo Steels Having
Mixed Structure of Martensite and Residual Ferrite

Yoshiyuki TOMITA, Sachio OKI, and Kunio OKABAYASHI

Synopsis:

Slow bending and Charpy impact bending tests have been performed with V-notched and fatigue-pre-cracked specimens to study notched toughness of medium carbon Ni-Cr-Mo steels having mixed structure of martensite and residual ferrite.

It has been found that residual ferrite, when it remained in lower tempered martensite, had detrimental effects on the slow bending and Charpy impact bending toughness even though characteristic relationship between the toughness and volume fraction of residual ferrite was found by the variation in the notched radius and loading speed. When the residual ferrite appeared in higher tempered martensite, harmless effect was found on the Charpy impact bending toughness in a state of upper shelf beyond room temperature, but the toughness became to be significantly deteriorated with a decrease in test temperature. From the analyses of microfractographs, the detrimental effect on the toughness primarily results from the fact that residual ferrite under V-notch and fatigue-precrack fractures in a brittle manner.

1. 緒 言

フェライト-パーライト鋼および α - γ 二相ステンレス鋼を初めとして、実用鋼には、各相が互に結晶粒程度のオーダーの大きさをもつ二相混合組織を有する鋼が多く、これまで、それらの微視組織の因子と機械的性質の関係について多くの研究が行なわれている¹⁾。しかしながら、これら二相混合組織をもつ鋼の中でも、硬質母相中に軟質な第二相をもつ鋼の微視組織的因子と強度、延性あるいは破壊挙動の関係について報告された研究報告は比較的少なく²⁾³⁾、特に、その考え方については未だ不明な点が多い。著者らは、これらの関係を明らかにするために、低合金構造用鋼を用いて、マルテンサイト基地中に第二相として残留フェライトをもつ二相混合組織を作製し、その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一連の検討を行なっており、すでに、これら二相混合組織の静的引張性質について検討した⁴⁾。その結果、これら二相混合組織の静的引張性質は、

(1)フェライトの残留形態の影響をあまり受けずに、その体積率によつてほぼ規定される (2)二相間の強度比(差)や残留フェライトの体積率によつて変化するマルテンサイトの残留フェライトに対する塑性拘束力の強弱ならびに残留フェライトの体積率の増加にともなつて生ずるマルテンサイト基地の強化あるいは脆化の因子によつて大きく影響されるなどが明らかとなつた。

本報告では、V切欠きおよび疲労予亀裂をもつ試験片を用いて、静的曲げおよびシャルピー衝撃曲げ試験を行ない、マルテンサイトと残留フェライト二相混合組織をもつ中炭素 Ni-Cr-Mo 鋼の切欠き靱性について検討した。

2. 実 験 方 法

2.1 供試鋼および熱処理

供試鋼は前報⁵⁾と同様、0.4%Cを含有する中炭素 Ni-Cr-Mo 鋼で、その化学成分および変態点は Table 1に示すとおりである。供試鋼は 5t×30w×120l(mm)に

* 昭和 52 年 5 月 23 日受付 (Received May 23, 1977)

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

*** 大阪府立大学工学部大学院 (Graduate School, College of Engineering, Chiversity of Osaka Prefecture)

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

Table 1. Chemical composition (wt%) and transformation point ($^{\circ}\text{C}$) of steel used.

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Ac ₁ *	Ac ₃ *
0.42	0.16	0.63	0.011	0.008	1.91	0.83	0.17	718	780

* Heated by $60^{\circ}\text{C}/\text{h}$. The specimens were previously annealed at 860°C and air-cooled.

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

Designation of heat treatment	Heat treatment
A*	$866^{\circ}\text{C} \times 20 \text{ min} \rightarrow \text{W.Q.} \rightarrow \text{Sub.} (-196^{\circ}\text{C} \times 22 \sim 24 \text{ h})$ $60^{\circ}\text{C} / \text{h}$
B**	$860^{\circ}\text{C} \times 20 \text{ min} \rightarrow 630^{\circ}\text{C} \times 30 \text{ h} \rightarrow \text{A.C.} \rightarrow 760^{\circ}\text{C} \times 30 \text{ min} \rightarrow \text{W.Q.} \rightarrow \text{Sub.} (-196^{\circ}\text{C} \times 22 \sim 24 \text{ h})$ $60^{\circ}\text{C} / \text{h}$
C**	$860^{\circ}\text{C} \times 20 \text{ min} \rightarrow 670^{\circ}\text{C} \times 30 \text{ h} \rightarrow \text{A.C.} \rightarrow 760^{\circ}\text{C} \times 30 \text{ min} \rightarrow \text{W.Q.} \rightarrow \text{Sub.} (-196^{\circ}\text{C} \times 22 \sim 24 \text{ h})$ $10^{\circ}\text{C} / \text{h}$ $60^{\circ}\text{C} / \text{h}$
D**	$860^{\circ}\text{C} \times 20 \text{ min} \rightarrow 500^{\circ}\text{C} \rightarrow \text{A.C.} \rightarrow 760^{\circ}\text{C} \times 30 \text{ min} \rightarrow \text{W.Q.} \rightarrow \text{Sub.} (-196^{\circ}\text{C} \times 22 \sim 24 \text{ h})$

* 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.

研削後、前処理として $860^{\circ}\text{C} \times 1 \text{ h}$ 焼なましを行なった。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（以下フェライトと称する）二相混合組織を作製する熱処理法については、前報⁵⁾で報告したが、それを Table 2 に再記した。焼もどしは、油浴および鉛浴中でそれぞれ $200^{\circ}\text{C} \times 1 \text{ h}$ および $600^{\circ}\text{C} \times 20 \text{ h}$ 行ない、焼もどし後は前者では空冷し、後者では水冷した。

2.2 曲げ試験および試験片

静的曲げ試験は最大容量 25 t のインストロン式万能材料試験機を使用して、スパン長 40 mm で、負荷速度を 0.05, 2, 20 および 50 mm/min に変化させて、3 点曲げで室温 (18°C) にて行ない、また、衝撃曲げ試験は最大容量 5 kg·m のシャルピー衝撃試験機を使用して、 $-170 \sim 200^{\circ}\text{C}$ の温度範囲で行なった。試験片は 3 t $\times$ 10 w $\times$ 551 (mm) の寸法形状のものに、放電加工機により切欠き底の曲率半径 0.25 mm (表面粗さ 10μ 以下) の 2 mm V 切欠きを挿入したもの (以下この試験片を用いて行なった試験を V 試験と称する) ならびに 2 mm V 切欠きを挿入後、最大容量 4 kg·m のシェンク式繰返疲労試験機を使用して、 $3 \sim 5 \times 10^4$ サイクルで 2 mm V 切欠き底から 0.2~0.3 mm の長さの疲労予亀裂を生じさせたもの (以下この試験片を用いて行なった試験を V P 試験と称する) をそれぞれ用いた。これらの試験片の平面および側面は、平面研摩盤により試験片が昇温しないよう特に注意をはらい、 $\pm 1/100 \text{ mm}$ の精度に仕上げた。

曲げ試験による靱性の評価は、静的曲げ試験の場合には、破断までに要した全吸収エネルギー⁶⁾⁷⁾ (以下吸収エ

ネルギーと称する) で、衝撃曲げ試験の場合には、シャルピー衝撃値でそれぞれ行なった。

2.3 破面観察

静的曲げおよび衝撃曲げ試験片の破面について、走査型電子顕微鏡を用いることによつて、破面観察ならびに破面構成の様相と顕微鏡組織を直接対応させた観察⁸⁾ を行なった。この後者における観察方法は、破面の腐食液による浸食の防止と破面と組織面の交線をシャープにするため、破面にあらかじめ Ni メッキを施し、破面と垂直な断面を破面の中心部まで研摩し、その後、5 % ナイタルで腐食を行ない組織を現出させ、それから Ni メッキ層の一端をペンチではさんで引きはがし、破面を露出させた後、破面と 45° 傾斜方向より観察した。

3. 実験結果

3.1 微視組織的因子

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顕微鏡組織およびその微視組織的因子については、前報⁵⁾で詳しく報告したのでその詳細については省略するが以下の考察過程で必要と考えられる微視組織的因子を Table 3 に再記した。

3.2 曲げ試験

3.2.1 200°C 焼もどし

Fig. 1 および 2 は焼もどし温度が 200°C で、負荷速度を 0.05~50 mm/min に変化させた場合の静的曲げ V 試験結果を示したものである。これらの結果から、フェライトが含有されると、負荷速度に関係なく吸収エネルギーはマルテンサイト単相組織に比較して著しく低下す

* 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。

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

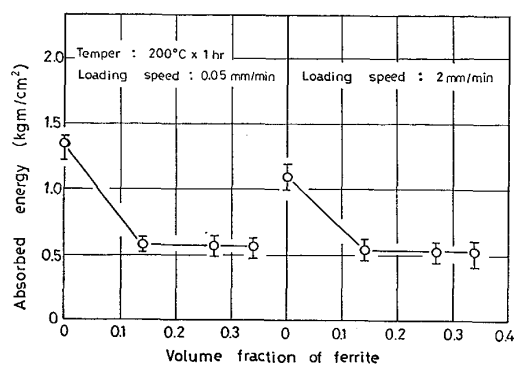


Fig. 1. Effect of volume fraction of residual ferrite on absorbed energy in V-notched slow bending test at 18°C.

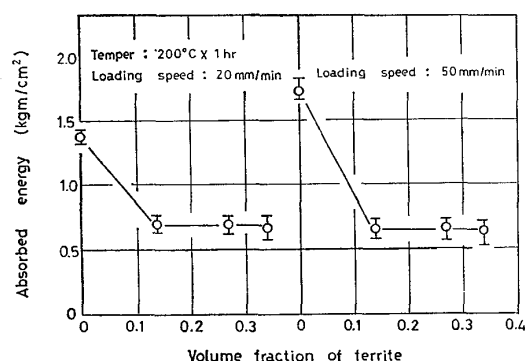


Fig. 2. Effect of volume fraction of residual ferrite on absorbed energy in V-notched slow bending test at 18°C.

る傾向があり、また、フェライト体積率と吸収エネルギーの関係をみると、吸収エネルギーはフェライト体積率に対してほぼ一定値をとる傾向が認められた。

負荷速度をさらに増大させた場合の影響をみるために、同じく 200°C 焼もどしを行なったものについて衝撃曲げV試験を行なった。Fig. 3 は試験温度を 0~200°C に変化させた場合の衝撃遷移曲線を示したものであるが、これらの結果から分かるように、衝撃曲げ試験でも静的曲げ試験の場合と同様、フェライトが含有されると衝撃値が著しく低下し、この傾向は試験温度が変化しても変わらなかった。そして、フェライト体積率と衝撃値の関係をみると、衝撃値はフェライト体積率の増加とともに僅かながら減少する傾向が認められた。

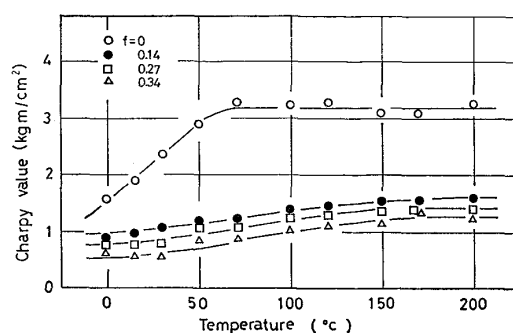
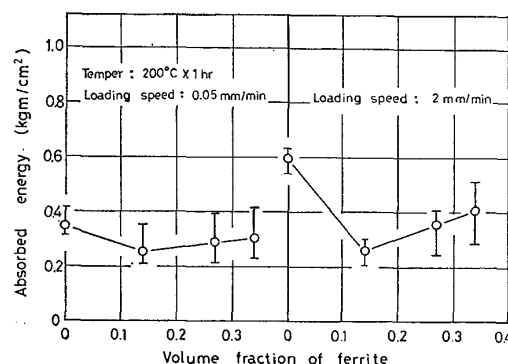
Fig. 3. Transition of Charpy value in V-notched Charpy impact bending test. f indicates volume fraction of residual ferrite. Specimens were tempered at for 1h.

Fig. 4. Effect of volume fraction of residual ferrite on absorbed energy in VP-notched slow bending test at 18°C.

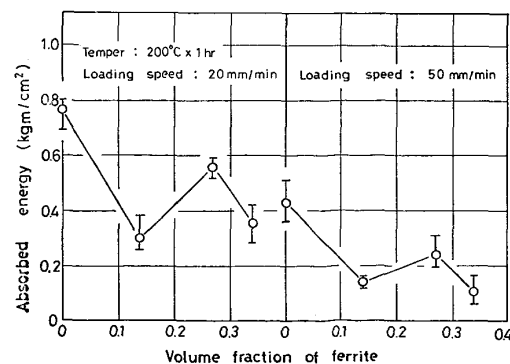


Fig. 5. Effect of volume fraction of residual ferrite on absorbed energy in VP-notched slow bending test at 18°C.

Fig. 4 および 5 は同じく 200°C 焼もどしを行なったものについて、負荷速度を 0.05~50 mm/min に変化さ

せて行なつた静的曲げ V P 試験結果を示したものである。これらの結果から、V P 試験でも V 試験と同様、フェライトが含有されると負荷速度に関係なく吸収エネルギーが低下する傾向にあるが、フェライト体積率と吸収エネルギーの関係は、V 試験の場合と様相を異にした。すなわち、低負荷速度域 (0.05 および 2 mm/min) ではフェライト体積率の増加にともない吸収エネルギーが次第に上昇する傾向にあるが、一方、高負荷速度域 (20 および 50 mm/min) ではフェライト体積率 27% まで吸収エネルギーが上昇するが、その体積率が 34% になると、吸収エネルギーが再び低下する傾向が認められた。さらに V P 試験でも、V 試験と同じように衝撃曲げ試験を行なつたが、その場合、試験温度にかかわらず衝撃値の絶対値が小さく、マルテンサイト単相組織と二相混合組織の間に明瞭な差が認められなかった。

(2) 600°C 焼もどし

Fig. 6 は焼もどし温度が 600°C で、試験温度を -170

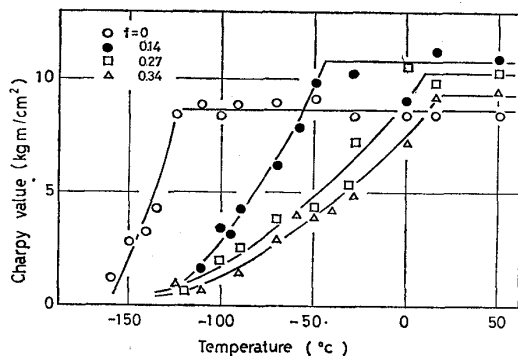


Fig. 6. Transition of Charpy value in V-notched Charpy impact bending test. f indicates volume fraction of residual ferrite. Specimens were tempered at 600°C for 20 h.

→ Direction of crack propagation

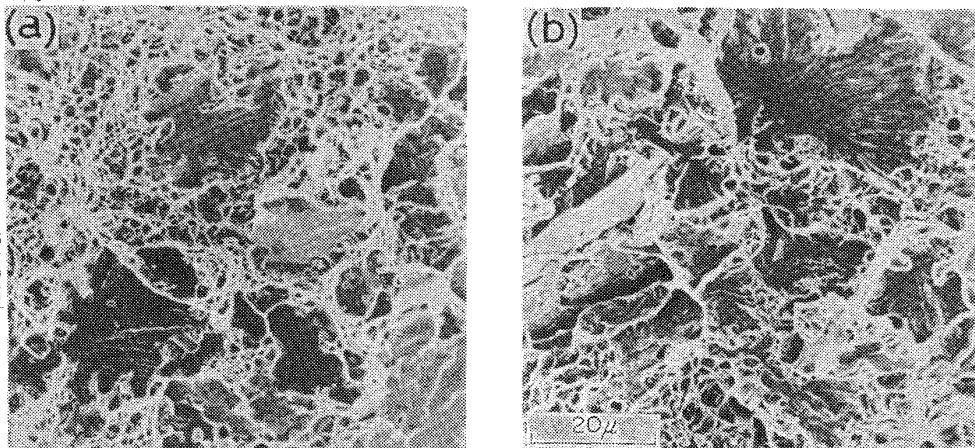


Photo. 1. Scanning electron micrographs of fracture appearances in V-notched specimens (Loading speed : 0.05 mm/min. Test temp. : 18°C). (a) and (b) were tempered at 200°C for 1h after heat treatment of B and D as shown in table 2.

～50°C に変化させて行なつた衝撃曲げ V 試験結果を示したものである。これらの結果から、600°C 焼もどしの場合には、室温以上で upper shelf に到達しており、その状態での衝撃値はフェライト体積率によつて変化しているが、総じて、マルテンサイト単相組織より二相混合組織の方がやや高い傾向が認められた。しかしながら、試験温度が低下するにつれて、フェライト体積率の増加とともに衝撃値が著しく低下する傾向が認められた。一方、衝撃曲げ V P 試験では 200°C 焼もどしの場合と同様、衝撃値の絶対値が小さく、マルテンサイト単相組織と二相混合組織の間に明瞭な差が認められなかった。

3.3 破面観察

Photo. 1 は 200°C 焼もどしを行ない、低負荷速度域 (0.05 mm/min) で行なつた静的曲げ V 試験片の切欠き直下の破面を観察したものである。これらの結果から、切欠き直下ではフェライト体積率にかかわらず大きな脆性的な破面が観察された。これら脆性的な破面の形成原因を調べるために、破面と顕微鏡組織を直接対応させた観察を行ない、その結果を Photo. 2 に示した。その結果、脆性的な破面に見られたリバーの起点がフェライトにあつて、それがマルテンサイトに向かつて放射状に拡大している様相が観察された。一方、これら破面近傍の顕微鏡組織を観察した結果、Photo. 3 に示すように、フェライトに発生した脆性的な二次亀裂が観察された。このことから、これら脆性的な破面は、初期亀裂がフェライトの脆性的な破壊によつて発生し、それらがマルテンサイトに向かつて脆性的に伝播することによつて形成されたものであることが推測された。また、高負荷速度域で行なつた試験片についても同様な観察を行なつたが、この場合には、ディンプル部が多少細くなる程度で、

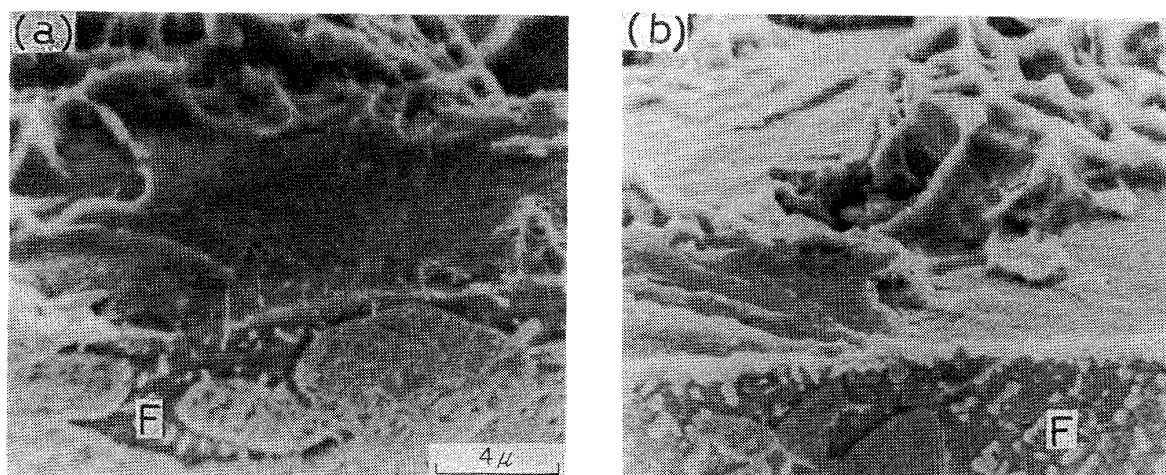


Photo. 2. Scanning electron micrographs showing a closed relation between microstructures and fracture appearances in V-notched specimens (Loading speed : 0.05 mm/min. Test temp. : 18°C). F indicates residual ferrite. (a) and (b) were tempered at 200°C for 1h after heat treatment of B and D as shown in table 2.

→ Direction of main crack

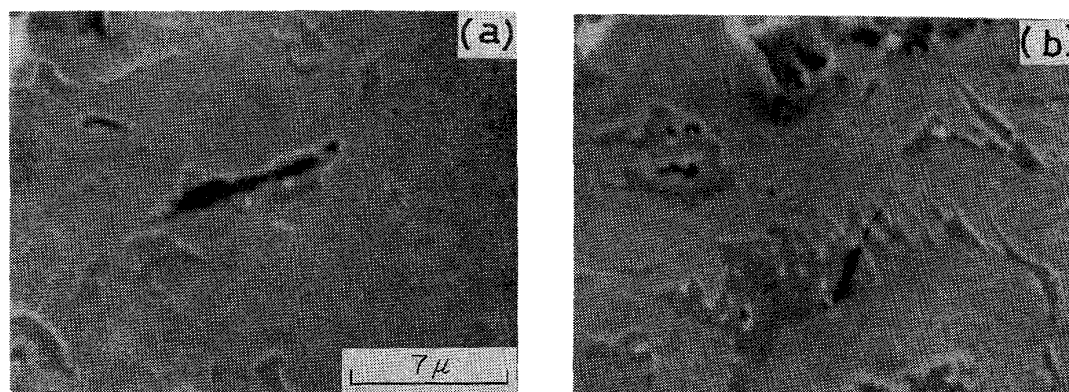


Photo. 3. Scanning electron micrographs of microcracks being initiated during V-notched test (Loading speed : 0.05 mm/min. Test temp. : 18°C). (a) and (b) were tempered at 200°C for 1h after heat treatment of B and D as shown in table 2.

上述の低負荷速度域の場合とほぼ同様な観察結果が得られた。一方、衝撃曲げ試験片について、切欠き直下の破面を観察したところ、試験温度が上昇するとともに多少ディンプルパターンが多く認められるようになるが、静的曲げ試験の場合と同様、フェライト体積率にかかわらず大きな脆性的な破面が観察された。これら脆性的な破面の形成原因を調べるために静的曲げ試験の場合と同様、破面と顕微鏡組織を直接対応させた観察ならびに破面近傍の顕微鏡組織を観察し、その結果を Photo. 4 および 5 に示した。その結果、(1) Photo. 4 の破面と顕微鏡組織の直接対応観察結果から分かるように、リバーの起点がフェライトにあり、それがマルテンサイトに向かって放射状に拡大している様相が観察される。(2) Photo. 5 の破面近傍の顕微鏡組織の観察結果から分かるように、切欠き直下でフェライトに発生した脆性的な二

次亀裂が比較的多く観察されることが明らかとなった。このことから、衝撃曲げ試験の場合でも静的曲げ試験の場合と同様、これら脆性的な破面は、初期亀裂がフェライトの脆性的な破壊によつて発生し、それらがマルテンサイトに向かって脆性的に伝播することによつて形成されることが推測された。

Photo. 6 は 200°C 焼もどしを行ない、低負荷速度域 (2 mm/min) で行なつた静的曲げ V P 試験片の疲労予亀裂に隣接した破面を観察したものである。これらの結果で注目すべきことは、(1) V 試験と同様、疲労予亀裂下に脆性的な破面が観察されるが、その大きさは V 試験に比較して小さい。(2) しかしながら、それはフェライト体積率が増加するとともに次第に大きくなる。(3) V 試験に比較してディンプルパターンが多く観察され、それはフェライト体積率が増加するとともに微細になり、特

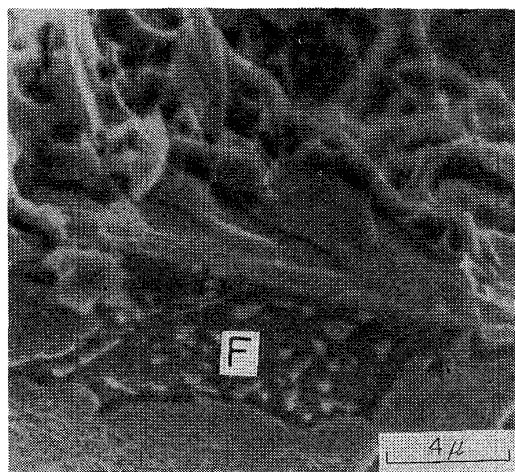


Photo. 4. Scanning electron micrograph showing a closed relation between microstructures and fracture appearance in Charpy V-notched specimen (Test temp. : 100°C). F indicates residual ferrite. Specimen was tempered at 200°C for 1h after heat treatment of D as shown in table 2.

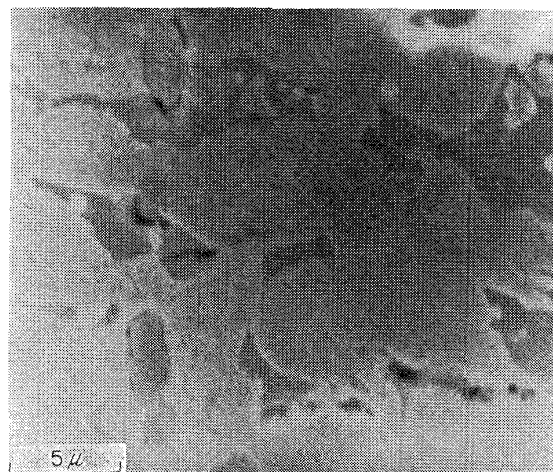


Photo. 5. Scanning electron micrograph of micro-cracks being initiated during Charpy impact bending test (Test temp. : 100°C). Specimen was tempered at 200°C for 1 h after heat treatment as shown in table 2.

→ Direction of crack propagation

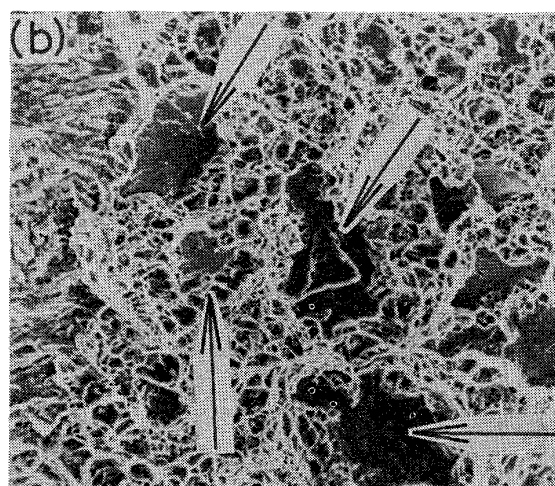
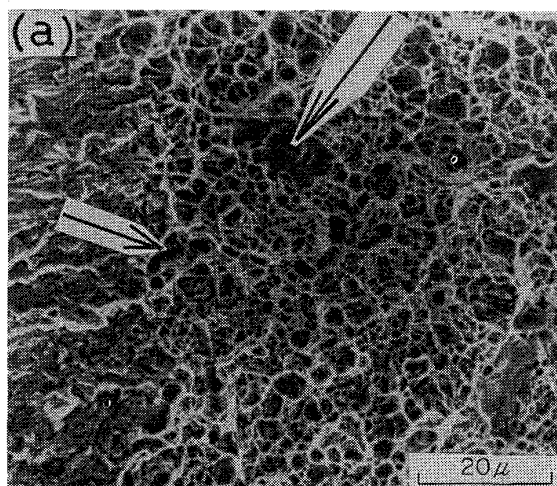


Photo. 6. Scanning electron micrographs of fracture appearances adjacent to fatigue-precrack in VP-notched specimens (Loading speed : 0.05 mm/min. Test temp. : 18°C). Arrows indicate fractured surfaces seemed to be fractured in a brittle manner. (a) and (b) were tempered at 200°C for 1h after heat treatment of B and D as shown in table 2.

に、フェライト体積率が大きい場合には、脆性的な破面の周囲に網目状のディンプルパターンが観察されることである。Photo. 7はこれら疲労予亀裂に隣接した破面と顕微鏡組織を直接対応させた観察結果を示したものである。これらの結果から、これら脆性的な破面は、リバーの様相からフェライトの破壊によって形成されているが、V試験の場合と異なりそれはマルテンサイトにあまり拡大していないことが分かった。一方、高負荷速度域で行なつた試験片では、フェライト体積率 27% までは低負荷速度域で行なつた試験片と同様な観察結果が得られ

たが、その体積率が 34% になると、疲労予亀裂下ではプルパターンがほとんどなくなり、破面全体が脆性的にディンプル傾向が認められた。

他方、600°C 焼もどしを行なつた衝撃曲げ試験片について、200°C 焼もどしの場合と同様、切欠き直下の破面を観察したが、upper shelf に到達する室温以上では、マルテンサイト単相組織および二相混合組織とも、全面がディンプルパターンを呈し、それらの間に明瞭な差異が認められないが、試験温度が低下すると、Photo. 8に示す破面と顕微鏡組織の直接対応させた観察結果から分

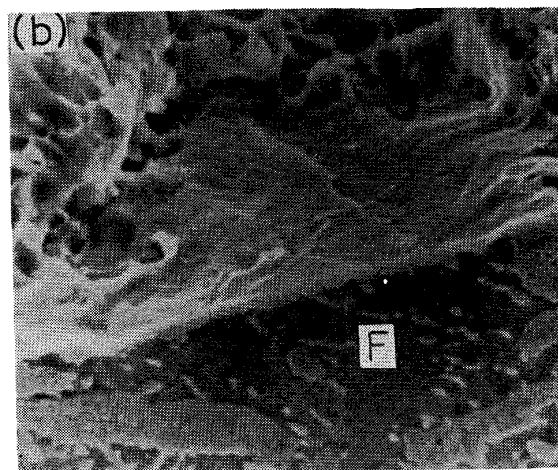
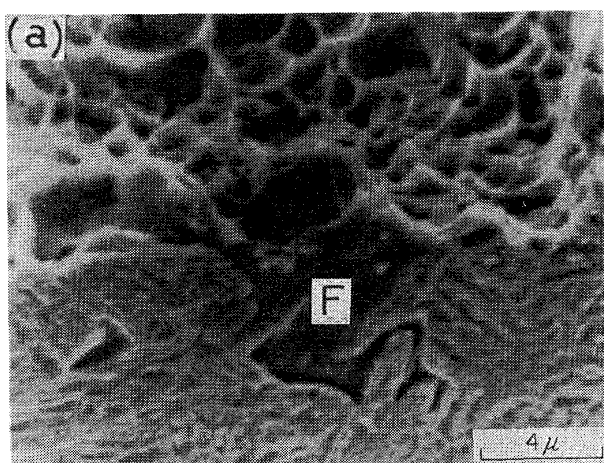


Photo. 7. Scanning electron micrographs showing a closed relation between microstructures and fracture appearances in VP-notched specimens (Loading speed : 2 mm/min. Test temp. : 18°C). F indicates residual ferrite. (a) and (b) were tempered at 200°C for 1h after heat treatment of B and D as shown in table 2.

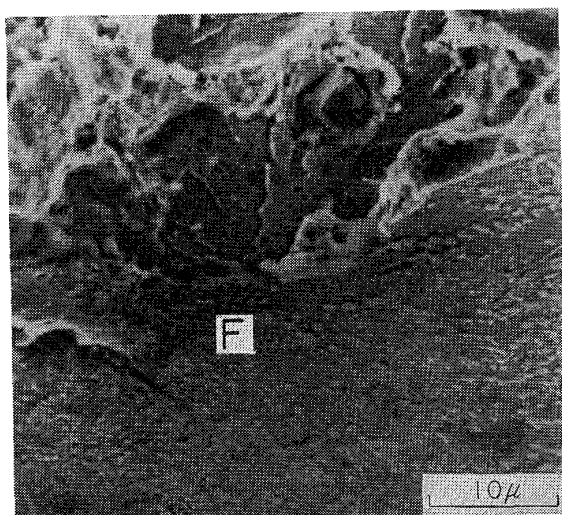


Photo. 8. Scanning electron micrograph showing a closed relation between microstructures and fracture appearances in Charpy V-notched specimen (Test temp. : -50°C). F indicates residual ferrite. Specimen was tempered at 600°C for 20h after heat treatment of D as shown in table 2.

かるように、切欠き直下では初期亀裂がフェライトの脆性的な破壊によつて発生し、それがマルテンサイトに向かつて脆性的に伝播する様相が観察された。

4. 考 察

以上の実験結果から、マルテンサイトとフェライト二相混合組織の切欠き靱性がマルテンサイト単相組織のそれに比較して低下するのは、主として、切欠き下のフェライトが早期に脆性的破壊を起すことによるものと推測される。そして、これらフェライトが脆性的に破壊するのは、前報⁴⁾⁵⁾でも報告したように、フェライトが周囲

のマルテンサイトによつて受ける強い塑性拘束あるいはそれに加えて、二相が微視的に不均一変形を行なう結果生ずるフェライトに対する高い応力集中によるものと推測される。しかしながら、フェライト体積率と吸収エネルギー（衝撃値を含む）の関係をみると、静的引張試験における破断延性が、フェライト体積率に対して比較的単調に変化するのに対して、それは二相間の強度比(差)、切欠き形状、負荷速度あるいは試験温度によつて特徴的な現象を示した。このことは、フェライトに対するマルテンサイトの塑性拘束の程度が、二相間の強度比(差)、切欠き形状、負荷速度あるいは試験温度が変化することによつて変わることを、あるいは破壊形態が負荷方法や切欠き形状の変化によつて変わることに由来するものと考えられる。そこで、ここではこれら二相混合組織にみられたフェライト体積率と吸収エネルギーの特徴的な関係を、二相間の強度比(差)および切欠き形状などの立場から若干の考察を行なつてみる。

4.1 200°C 焼もどし

4.1.1 V試験

3.2 項で示したように、二相間の強度比(差)が大きい 200°C 焼もどしにおけるV試験では、負荷速度に関係なく、フェライトが含有されるとマルテンサイト単相組織に比較して吸収エネルギーが著しく低下するが、その体積率が増加してもそれはあまり変化しなかつた。このことは、高強度鋼におけるV試験の破壊形態から考えて⁷⁾、初期亀裂の発生がこれら吸収エネルギーを大きく支配するものと考え、以下亀裂発生エネルギーについて検討した。

RONALD は⁹⁾、高強度鋼のV試験における曲げ荷重-

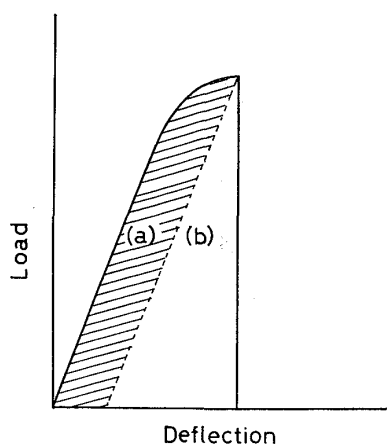


Fig. 7. Schematic diagram of load-deflection curve in slow bending test. (a) and (b) correspond to plastic crack initiation energy, and the sum of crack propagation and stored elastic-strain energy, respectively.

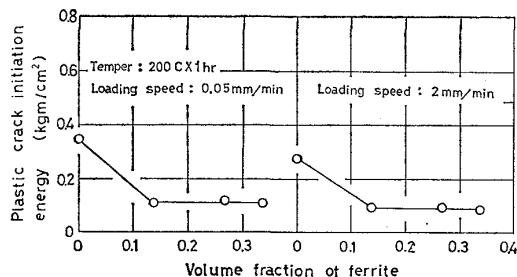


Fig. 8. Effect of volume fraction of residual ferrite on plastic crack initiation energy in V-notched slow bending test at 18°C.

たわみ曲線が Fig. 7 に示すような曲線（最大曲げ荷重後ただちに破壊に至る）を画く場合には、その吸収エネルギーは、塑性亀裂発生エネルギー（Fig. 7 において斜線部 (a) で示す）と亀裂伝播エネルギーおよび貯蔵弾性ひずみエネルギー（Fig. 7 において無地部 (b) で示す）の和であると定義した。今、3.2 項で得られた低負荷速度域における静的曲げ V 試験の曲げ荷重-たわみ曲線が、フェライト体積率にかかわらず Fig. 7 に示すような曲線を画くことから、上述の定義にしたがつて、その吸収エネルギーから塑性亀裂発生エネルギーを取り出し、フェライト体積率との関係において整理し、その結果を Fig. 8 に示した。その結果、3.2 項で得られたフェライト体積率と吸収エネルギーの関係と同様、塑性亀裂発生エネルギーはフェライトが含有されると著しく低下するが、その体積率が増加してもそれはあまり変化しないことが分かった。そこで、これらの結果と 3.3 項で得られた破面観察結果をあわせ、これら低負荷速度域における静的曲げ V 試験の破壊過程を推測すると以下ようになる。外部応力が増し、変形が進むにつれて、フェライト

体積率が小さく、その粒径が小さい場合には、切欠下の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⁴⁾⁵⁾、また、フェライト体積率が大きく、その粒径が大きい場合には、切欠き下では上述のことに加えて、二相の微視的不均一変形があいつて⁵⁾、みかけ上フェライトの体積率およびその粒径にかかわらずほぼ同等の吸収エネルギーでもつてフェライトが脆性的に破壊し、初期亀裂が形成される。その後、これら初期亀裂は貯蔵された弾性ひずみエネルギーによつて、マルテンサイトを通して脆性的に連結して破壊に至るものと推測される。このため、低負荷速度域における静的曲げ V 試験の吸収エネルギーは、フェライトが含有されると著しく低下するが、フェライト体積率に対してあまり変化しないものと推測される。一方、高負荷速度域における静的曲げ試験あるいは衝撃曲げ試験では、上述のように塑性亀裂発生エネルギーを取り出し検討することができなかったが、3.3 項で得られた破面観察結果が、低負荷速度域における静的曲げ試験で得られたそれとほぼ同じような傾向を示していることから、これら V 試験でも、やはり上述のような破壊過程をとるため、フェライトが含有されると吸収エネルギーが著しく低下するが、それはフェライト体積率に対してあまり変化しないものと推測される。

4.1.2 VP 試験

今、3.2 項で得られた 200°C 焼もどしにおける静的曲げ VP 試験のフェライト体積率と吸収エネルギーの関係を整理してみると、Fig. 9 に模式的に示すように、それは 2 つのタイプに分類することができる。すなわち、1 つは、Fig. 9-(a) に示すように、フェライトが含有されると吸収エネルギーが著しく低下するが、その体積率が増加するにつれて、次第にそれが上昇するタイプで、低負荷速度域における VP 試験結果がこれに属する。他の 1 つは、Fig. 9-(b) に示すように、タイプ (a) と同じように、フェライトが含有されると吸収エネルギーが著しく低下し、それはフェライト体積率が増加すると

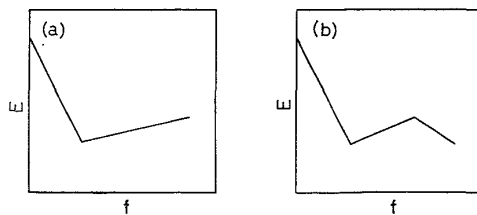


Fig. 9. Schematic diagrams of absorbed energy, E as a function of volume fraction of residual ferrite, f in VP-notched test.

上昇するが、その体積率がより増加すると再び吸収エネルギーの低下が認められるタイプで、高負荷速度域における V P 試験結果がこれに属する。そこで、以下ではこれら V P 試験におけるフェライト体積率と吸収エネルギーの関係が、これらの2つのタイプの現象を呈する理由について若干の考察を行なつてみる。

本実験における静的曲げ V P 試験の曲げ荷重-たわみ曲線を見ると、負荷速度にかかわらず巨視的弾性域内で破壊していることから、今、RONALD⁹⁾の定義にしたがつてその吸収エネルギーを亀裂伝播エネルギーと仮定すると、その吸収エネルギーの大小は亀裂伝播経路によつて左右されるものと考えられる⁶⁾⁷⁾¹⁰⁾。このような観点に立脚して、V 試験結果を考察すると以下ようになる。

(1) 低負荷速度域の場合

3・3 項の破面観察結果から分かるように、低負荷速度域では、二相混合組織の亀裂の伝播は、微視的にフェライトの脆性的な破壊とマルテンサイトの延性的な破壊によつて進行する。今、この場合にも、V 試験と同様、疲労予亀裂による高い応力集中の結果、フェライトを破壊するための吸収エネルギーがフェライトの粒径に依存しないと仮定すると、その吸収エネルギーは、フェライトを破壊することによつて二相界面に到達した亀裂の尖端がマルテンサイトを通して進行しようとする応力によつて支配されると考えられる。そこで、これらの破壊に NEUBER と OROWAN¹¹⁾¹²⁾の応力集中の関係を適用した。彼らによれば、巨視的弾性域内で破壊が起こるという条件のもとで、試験片の幅に比較して切欠き深さが浅く、また、切欠き尖端の半径が切欠き部断面の幅と切欠き深さに比較して非常に小さい場合（最も極端な場合、切欠き尖端の半径が原子間オーダーである場合）、その尖端における最大応力 σ_m は、外部応力 σ に対して次式で与えられる。

$$\sigma_m = \sigma \cdot 2\sqrt{c/a} \dots\dots\dots (1)$$

ここで c は切欠き深さ、 $2a$ は切欠き尖端の直径である。そこで、(1)式をこれら二相混合組織に適用し $2a = \bar{d}$ (フェライトの平均粒径とおくと、(1)式は

$$\sigma_m = \sigma \cdot 2\sqrt{2c/\bar{d}} \dots\dots\dots (2)$$

となり、外部応力一定条件のもとでは、マルテンサイトを通して進行しようとする応力は、フェライト粒径が大なるにつれて小さくなる。このようなわけで、低負荷速度域では(a)タイプの現象を呈するものと考えられる。このような考えは、(1)本実験における二相混合組織中のフェライトが球形でないこと、(2)フェライト体積率が一定でないことから定性的域を脱することができないが、破面観察の結果、フェライト体積率が増加する

とともに脆性的な破面の周囲に網目状の細かいディンプルパターンが観察されるようになることから十分妥当性を有するものと考えられる。

(2) 高負荷速度域の場合

3・3 項で述べたように、高負荷速度域では、フェライト体積率が 27% までは低負荷速度域の場合とほぼ同様な破面を呈するが、その体積率が 34% になると破面全体が脆性的になる傾向が認められる。このことから、負荷速度が増大し、疲労予亀裂下で弾性限および降伏点が上昇して moving plastic zone が狭くなると¹³⁾、マルテンサイトが脆化するフェライト体積率の大きい場合には、マルテンサイトが、フェライトが脆性的に破壊することによつて生ずる弾性ひずみエネルギーを塑性変形によつて吸収できずに、脆性的破壊を起こすようになり¹⁴⁾¹⁵⁾、(b)タイプの現象を呈するようになるものと推測される。

4・2 600°C 焼もどし

3・2 項で示したように、二相間の強度比が小さくなる 600°C 焼もどしでの衝撃遷移曲線は、200°C 焼もどしの場合のそれと異なり、試験温度によつてその様相を異にした。すなわち、室温以上に到達する upper shelf 状態での衝撃値は、二相混合組織の方がマルテンサイト単相組織より高いが、試験温度が低下すると、フェライト体積率が増加するとともに衝撃値が著しく低下する傾向が認められる。これら衝撃値が試験温度の低下とともに低下するようになるのは、3・3 項で得られた破面観察結果から考えると、二相間の強度比が小さい場合でも、試験温度が低下するにつれて、マルテンサイトが次第に剛性化するため¹⁶⁾、フェライトに対するマルテンサイトの塑性拘束力が強くなり、200°C 焼もどしの場合と同様、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ようになり、衝撃値が著しく低下するようになるものと推測される。一方、upper shelf 状態での衝撃値とフェライト体積率の関係が、低温におけるそれと相反する理由については、現在のところ明らかでないが、(1)試験温度が高くなると、フェライトに対するマルテンサイトの塑性拘束力が弱くなること、(2)これら upper shelf 状態での衝撃値とフェライト体積率の関係が、静的引張試験における破断延性とフェライト体積率のそれとほぼ類似していること⁴⁾から、upper shelf 状態では、初期亀裂がこれら二相境界に発生することに起因するものと推測される⁴⁾が、それについてはなお検討を要する。

5. 結 論

V 切欠きおよび疲労予亀裂をもつ試験片を用いて、静

的曲げおよびシャルピー衝撃曲げ試験を行ない，マルテンサイトと残留フェライト二相混合組織をもつ中炭素 Ni-Cr-Mo 鋼の切欠き靱性について検討し，以下のごとき結論を得た．

(1) 低温焼もどし試料につき，静的曲げおよびシャルピー衝撃曲げ試験を行なった結果，切欠き形状や負荷速度が変化することによつて，切欠き靱性と残留フェライトの体積率の間に特徴的な関係が認められるが，フェライトが残留すると，総じて，その体積率にかかわらず切欠き靱性が害される傾向が認められる．

(2) 高温焼もどし試料につき，シャルピー衝撃曲げ試験を行なった結果，室温以上で到達する upper shelf 状態ではフェライトが残留しても切欠き靱性が害されないが，試験温度が低下するにつれて，残留フェライトの体積率の増加にともない切欠き靱性が著しく害されるようになった．

(3) 破面の微視的様相を解析した結果，これら切欠き靱性が害されるのは，主として V 切欠きおよび疲労予亀裂下に存在する残留フェライトが，早期に脆性的破壊を起すことによるものと推測される．

終りにのぞみ，本実験における供試鋼をご提供下さつた山陽特殊製鋼(株)の小柳明および森田剛太郎の両氏ならびに本実験における試験片作製にご協力をいただいた

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てあわせ深謝の意を表します．

文 献

- 1) たとえば，日本金属学会会報，14 (1975) 9 に集録されている．
- 2) D. WEBSTER: Met. Trans., 2 (1971) 7, p. 1857
- 3) 斎藤鉄哉，内山 郁：鉄と鋼，63 (1977) 3, p. 478
- 4) 富田恵之，沖 幸男，岡林邦夫：鉄と鋼，63 (1977) 8, p. 1321
- 5) 富田恵之，沖 幸男，岡林邦夫：鉄と鋼，64 (1978) 1, p. 78
- 6) 岡林邦夫，富田恵之，黒木郁夫：鉄と鋼，62 (1976) 8, p. 991
- 7) 岡林邦夫，富田恵之，山口俊雄：鉄と鋼，63 (1977) 1, p. 98
- 8) 邦武立郎，寺崎富久長，大森靖也，大谷泰夫：“鋼の強靱性” Climax Moly., Kyoto, (1971), p. 85
- 9) T. M. F. RONALD: Met. Trans., 1 (1970) 9, p. 2583
- 10) J. GURLAND: Trans. AIME, 227 (1963) 10, p. 1146
- 11) E. OROWAN: Welding J., 34 (1955) 3, p. 157-s
- 12) 渡辺正紀，佐藤邦彦：溶接力学とその応用，(1965), p. 93
- 13) 須藤 一：鉄鋼の強度と靱性（第二回強度と靱性部会），(1971), p. 19
- 14) E. SMITH: Int. J. Fract. Mech., 4-2 (1968), p. 131
- 15) T. C. LINDLEY, G. OATES, and C. E. RICHARDS: Acta Met., 18 (1970), p. 1127
- 16) 吉岡正三著：金属組織学，(1966), p. 306