

## 高マンガン鋳鋼の靱性に及ぼす熱処理の影響

小林俊郎\*・八木 渉\*<sup>2</sup>・梶野利彦\*<sup>3</sup>・上田倭完\*<sup>4</sup>

## Effect of Heat Treatment on Toughness of High Manganese Cast Steel

Toshiro KOBAYASHI, Wataru YAGI, Toshihiko KAZINO, and Yoshisada UEDA

## Synopsis :

Low carbon high manganese cast steels with various Mn contents were processed by Q, QT and QLT treatments to examine the toughness in V-notched Charpy impact and dynamic fracture toughness tests. For 5%Mn steel, the toughness was improved greatly by the microstructural refinement and the introduction of stable and fine retained austenite during the QLT treatment. The retained austenite is considered to give transformation induced plasticity. For 10%Mn and 15%Mn steels, the QLT treatment did not improve the low temperature toughness because of a large amount of epsilon martensite contained.

The dynamic fracture toughness did not always correspond to the Charpy impact toughness owing to notch tip effect.

## 1. 緒 言

Hadfield 鋼で代表される高マンガン鋼は重要な耐摩耗材料<sup>1)</sup>である。また Fe-Cr-Ni 系ステンレス鋼は最も有用なオーステナイト型の商用鋼であるが高温での S attack や Ni の節減などから代用鋼の開発が進められ、高 Mn 鋼が注目され<sup>2)</sup>、最近では核融合炉部材やリニヤモーターカー用部材に高 Mn 非磁性鋼の適用が検討されている<sup>3)</sup>。Mn はオーステナイト ( $\gamma$ ) 形成・安定化元素であり<sup>4)</sup>、加工誘起変態により靱性改善の可能性があり TRIP 効果の利用の面でも関心がもたれる。一方、鋼の熱処理による強靱化法のうちで焼入れ後の焼もどしの前に ( $\alpha + \gamma$ ) 2 相温度域に保持したのち焼入れする、いわゆる QLT 処理による方法が各種の鋼について報告されており<sup>5)~8)</sup>、高 Mn 鋼においても ( $\alpha + \gamma$ ) 域が存在する組成でこの可能性が期待される<sup>9)10)</sup>。このような背景から、本研究では高 Mn 鋳鋼について Mn 量を変えて種々の温度で静的引張試験、計装化シャルピー衝撃試験、破壊靱性試験を行い靱性特性を調べ、あわせて QLT 処理による強靱化の可能性について検討した。

## 2. 実験方法

## 2.1 供試材

供試材は大気溶解し 1570°C で Y ブロック形状 (押湯を除く 試料部寸法 : 305 L × 150 H × 55 W mm<sup>3</sup>) の CO<sub>2</sub>

鋳型に鋳込み、その後 1200°C で 24 h 保持の拡散焼なましをし空冷した。各鋼種の化学組成を Table 1 に示す。鋼種 A は比較のための SUS 304 相当材で Ni 当量を 20.7% に調製した。鋼種 B~E は靱性と溶接性の観点から C ≤ 0.01% とし靱性に及ぼす Mn 量の影響を検討するために 5, 10, 15 および 20%Mn とした。

## 2.2 熱処理

静的引張試験用、V 切り欠きシャルピー衝撃試験用および動的破壊靱性試験用の各試験片はその長手方向が鋼塊の高さ方向に一致するように採取し機械加工して所定の寸法に仕上げた (Fig. 1)。熱処理は (1) 溶体化処理 (以下 Q 処理と略記)、(2) 溶体化 + 焼もどし処理 (QT 処理)、(3) 溶体化 + ( $\alpha + \gamma$ ) 2 相域処理 + 焼もどし処理 (QLT 処理) とした。溶体化は 1050°C に 1 h 保持した。その後鋼種 A, E は水冷 (WQ) と油冷 (OQ) を施した。鋼種 B, C, D は熱膨張測定 (装置 : Formaster F, 試料 :  $\phi 4 \times 12$  mm<sup>3</sup>, 加熱速度 : 約 10°C/min) の結果 (Table 2) を参考にして Fig. 2 に示す熱処理を施した。焼もどし温度は焼もどし脆性を避けると同時

Table 1. Chemical composition of steels (wt%).

| Steel | C     | Si   | Mn    | P     | S     | Ni   | Cr    |
|-------|-------|------|-------|-------|-------|------|-------|
| A     | 0.010 | 0.31 | 1.46  | 0.001 | 0.009 | 7.95 | 16.87 |
| B     | 0.005 | 0.04 | 5.06  | 0.002 | 0.004 | —    | —     |
| C     | 0.010 | 0.08 | 10.14 | 0.001 | 0.003 | —    | —     |
| D     | 0.007 | 0.09 | 14.97 | 0.001 | 0.003 | —    | —     |
| E     | 0.006 | 0.11 | 20.57 | 0.002 | 0.003 | —    | —     |

昭和 57 年 9 月本会講演大会にて発表 昭和 58 年 8 月 22 日受付 (Received Aug. 22, 1983)

\* 豊橋技術科学大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Toyohashi University of Technology)

\*<sup>2</sup> 名古屋大学大学院 (現 : アイシン精機(株)) (Graduate School, Nagoya University, Now Aisin Seiki Co., Ltd)

\*<sup>3</sup> 鈴鹿工業高等専門学校 (Suzuka Technical College, Shiroko-cho Suzuka 510-02)

\*<sup>4</sup> 名古屋大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Nagoya University)

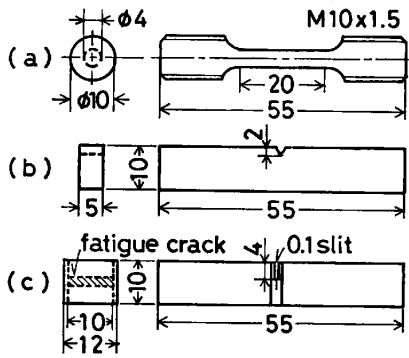
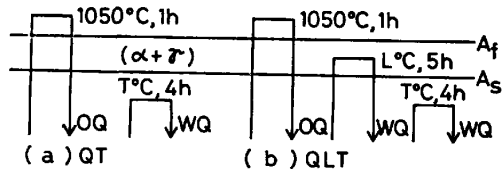


Fig. 1. Specimen for tensile test (a), Charpy impact test (b) and dynamic fracture toughness test (c).

Table 2. Transformation temperature of steels (°C).

|       | B   | C   | D   |
|-------|-----|-----|-----|
| $A_s$ | 675 | 590 | 575 |
| $A_f$ | 750 | 665 | 610 |



|   | B   | C   | D   |
|---|-----|-----|-----|
| L | 710 | 620 | 590 |
| T | 630 | 550 | 540 |

Fig. 2. Heat treatment diagram.

に  $\gamma$  の安定化をねらい  $A_s$  温度直下とした<sup>11)</sup>.

### 2.3 組織観察と各相の定量

検鏡用腐食液には 1% ピクリン酸アルコールと塩酸の 100:15 の混合液を用いた。また旧  $\gamma$  粒界の現出には鋼種 A と E には 3% ナイタルを、鋼種 B, C, D にはエチルアルコール-硝酸-塩酸-ピクリン酸からなる混合溶液<sup>12)</sup>を用いた。各相の定量にあたっては機械研磨の影響を避けるために試料表面を電解研磨した。 $\alpha'$ -マルテンサイト ( $\alpha'$  相)の定量はその強磁性を利用して磁気的方法<sup>13)14)</sup>によった。 $\epsilon$ -マルテンサイト ( $\epsilon$  相)は REED ら<sup>15)</sup>による X 線回折法に準拠して定量した。

### 2.4 引張試験

引張試験はインストロン型試験機を用い、-30 および 30°C で行つた。クロスヘッド速度は 1 mm/min (ひずみ速度  $8 \times 10^{-4} s^{-1}$  に相当)とした。

### 2.5 シャルピー衝撃試験

シャルピー衝撃試験は容量 490 J の計装化シャルピー衝撃試験機 (東京試験機製)を用い、-196~100°C で実施した。衝撃時の荷重-変位 ( $P-\delta$ ) 曲線から吸収エネルギー ( $E_t$ )、最大荷重 ( $P_m$ )などを演算装置で求め<sup>16)</sup>,

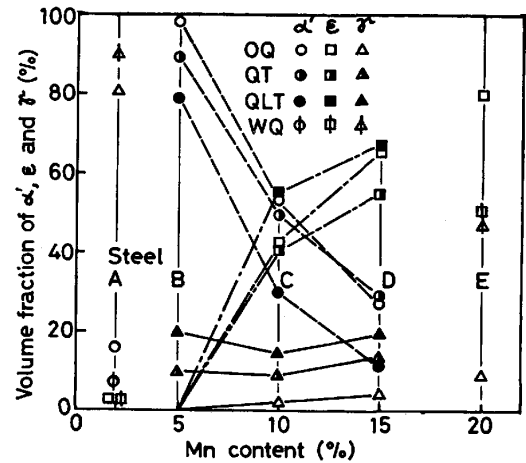


Fig. 3. Change of volume fraction of  $\alpha'$ ,  $\epsilon$  and  $\gamma$  phase with Mn content in steel.

各熱処理材の遷移挙動を調べた。

### 2.6 動的破壊靱性の測定

動的破壊靱性用試験片は側面グループ付きの深切り欠き試験片 (切り欠き深さ比  $a/W=0.4$ ) を用い、ASTM E-399 に準拠して繰返し数  $(3\sim 5) \times 10^4$  回で疲労き裂を付加し、全切り欠き深さ比を 0.6 以上にした。計装化シャルピー試験を行いその時の  $P-\delta$  曲線からき裂発生エネルギーを求め、J. R. RICE の式<sup>17)</sup>により J 積分値を算出した。試験に際しては衝撃に伴う振動波の影響を避けるために試験機の容量を 49 J に設定した (衝撃速度  $1.7 ms^{-1}$ )。動的 J 積分値を求める時にはき裂発生点の正確な位置の確認は容易でないが、本実験では著者らの従来の研究<sup>16)18)</sup>から次のよういき裂発生エネルギーを決定した。試験片が延性破壊する場合には  $P-\delta$  曲線の  $P_m$  点までの吸収エネルギーに 0.8 を乗じたものを、また  $P_m$  点以前で脆性破壊する場合には脆性破壊の発生までの吸収エネルギーを、き裂発生エネルギーとした。き裂発生点は材料特性や塑性拘束度などで変化することは当然予想されるが<sup>19)</sup>、本実験では簡便法として上述のように仮定した。また測定系のコンプライアンス補正<sup>16)</sup>も行つた。上記の各種実験・試験のほかには走査型電子顕微鏡 (SEM) による破面観察を行つた。また X 線マイクロアナライザ (EPMA) により鋼中の Mn の偏析状態についても調べた。

## 3. 実験結果と考察

### 3.1 各相の定量

鋼種 A~E の各相 ( $\alpha'$ ,  $\epsilon$  および  $\gamma$ ) の体積率を Fig. 3 に示す。鋼種 A は 80% 以上の  $\gamma$  が存在し他に 10% ほどの  $\alpha'$  と少量の  $\epsilon$  が認められた。また  $\delta$ -フェライトが存在する可能性も考えられたが、Cr 当量<sup>20)</sup>を

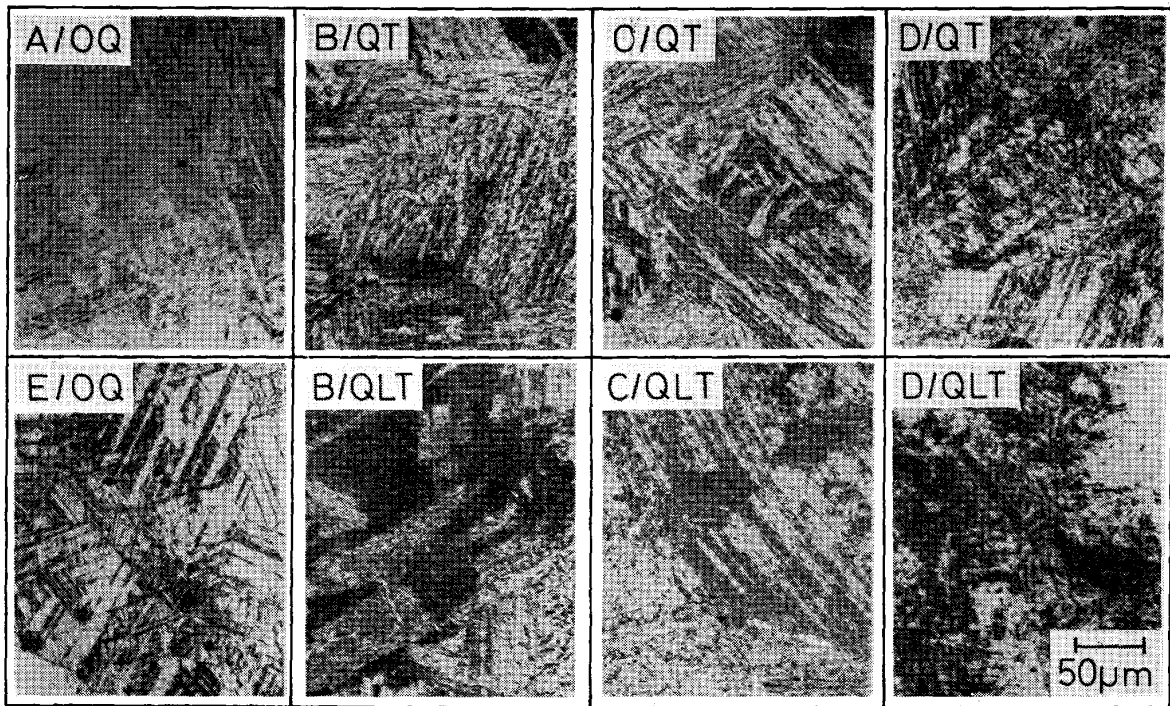


Photo. 1. Microstructure of steels.

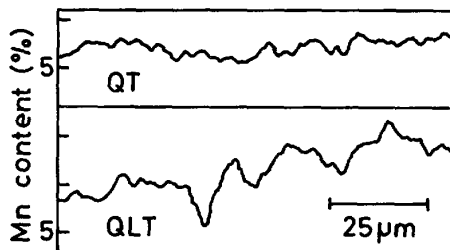


Fig. 4. EPMA result of Mn distributin in steel B.

検討した結果その存在は否定された。鋼種BのQ処理材は100% $\alpha'$ を示した。QT, QLT材では $\gamma$ 量がそれぞれ10, 20%となり比較的Mn量が少ないにもかかわらずTおよびLT処理によりかなりの量の $\gamma$ 相が導入された。また $\epsilon$ 相は存在せず従来の報告<sup>9)21)~23)</sup>と一致した。

鋼種C, DにみられるようにMn量が増すと $\alpha'$ の減少と $\epsilon$ の増大が著しい。TおよびLT処理により、20%程度までの $\gamma$ の増大をもたらすが同時に $\epsilon$ もかなり増量する。ここで鋼種C, Dでの各相の割合は従来の報告<sup>10)21)~24)</sup>と異なる。この点に関しては変態の駆動力による説明<sup>23)</sup>が行われているが、これは合金組成、製造過程、 $\gamma$ 化温度・時間および冷却速度などの影響により変動することは十分に考えられる。各相の割合が研究者により異なるのは高Mn鋼に特有の複雑な変態機構の一つの現れといえよう。

鋼種Eでは $\alpha'$ 相が出現しなかつた。OQ材で約80

%存在した $\epsilon$ 相は、より速い冷却速度のWQ材では $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態がかなり阻止され約50%に減少した。

### 3.2 光学顕微鏡組織

各鋼種の代表的な光学顕微鏡組織をPhoto. 1に示す。鋼種AはOQ, WQ材とも $\gamma$ 基地であつた。鋼種BのQ材は典型的なラス状マルテンサイトのパケット組織を呈した。鋼種BのQT材(以下簡単のためB/QTのように示す)はQ材と同様であり特にパケットサイズに変化はなかつた。B/QLTは $\alpha'$ のパケットが細かく分断されており、これはL処理による $\alpha' \rightarrow \gamma$ 逆変態の結果の現れであり、L処理が組織微細化効果をもつことが光学顕微鏡組織の面からも首肯される。B/QT, B/QLTでそれぞれ約10, 20%残留した $\gamma$ 相は光学顕微鏡組織上では識別できず、旧 $\gamma$ 粒界やラス境界などに薄片状に散在していると考えられる<sup>9)</sup>。ここでB/QT, B/QLTについてのEPMAによるMn濃度の分布状態をFig. 4に示す。QT材ではMn濃度の分布が総体的に一樣で大きな変化は見られないが、QLT材では軽少ながらMnの濃化が認められる。したがってその部分に未変態あるいは焼もどしによる $\gamma$ が分布していると理解される。しかしいずれにしても著しいMnの局部的偏析は見られず、これは組織要素の $\gamma$ 相が極めて微細なためと考えられる。熱処理による微細 $\gamma$ の様相、合金元素の分配濃化の程度などについては今後さらに検討することが必要と考えている。

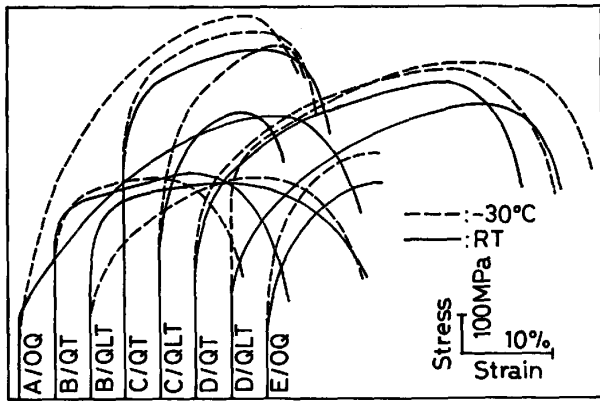


Fig. 5. Nominal stress-strain curve of steels in static tensile test at RT and  $-30^{\circ}\text{C}$ .

C/QT, C/QLT では  $\alpha'$  と  $\epsilon$  が旧  $\gamma$  粒内にわたって層状に混合しており, 鋼種CではL処理による組織微細化は鋼種Bほどの顕著な結果でないといえる. 鋼種Dの組織は鋼種B, Cとは異なる様相を呈し両鋼種よりも微細に見えるが, QT材とQLT材での差は特にないようである. 鋼種EのOQ材は高 $\epsilon$ 量により典型的なウイドマンシュテッテン組織<sup>22)</sup>を示した.

3.3 引張特性

鋼種A~Eについての室温と $-30^{\circ}\text{C}$ の応力-ひずみ曲線を Fig. 5 に示す. 鋼種Aは両温度で一樣伸びの大きい加工硬化型の引張特性を示し, 特に室温ではTRIP現象を起こしているのではないかと考えられる. 鋼種Bは一樣伸びが大きく, 特にQLT材は $-30^{\circ}\text{C}$ で加工誘起変態を起こしているものと推測される. 鋼種Dはすべての条件において一樣伸びが大きく現れている.

3.4 遷移特性

V切り欠き試験片での計装化シャルピー衝撃試験による各鋼種についての  $E_t$ ,  $P_m$  遷移曲線を Fig. 6 に示す. 鋼種AはNi当量 ( $\text{Ni}_{\text{eq}}$ )<sup>25)</sup> を計算した結果20.7%であった.  $\text{Ni}_{\text{eq}} \geq 25.7\%$  ならば  $M_d$  点は室温以下で, 室温加工ではマルテンサイト変態を誘起せず,  $20.7\% < \text{Ni}_{\text{eq}} < 25.7\%$  では室温加工でマルテンサイト変態を誘起し,  $\text{Ni}_{\text{eq}}$  が低いほど加工誘起マルテンサイトが多量に混在するとの報告がある<sup>26)</sup>. Fig. 6 の  $E_t$  についてのA/OQ曲線で室温近くに見られるゆるやかなピークはシャルピー試験により $\gamma$ がマルテンサイト変態を誘起し, TRIP現象を起こした結果の現れと考えられる. また鋼種Aは $\gamma$ 基地のため温度低下に伴い  $P_m$  が一樣に増大し,  $-196^{\circ}\text{C}$  における  $E_t$  も全鋼種中で最も高い.

鋼種BのQ材は100% $\alpha'$ 相で硬く延性に乏しいため, 遷移温度は室温よりもかなり高く室温でも脆性破壊を示していた. Fig. 6 にみられるようにB/QTの  $E_t$  の

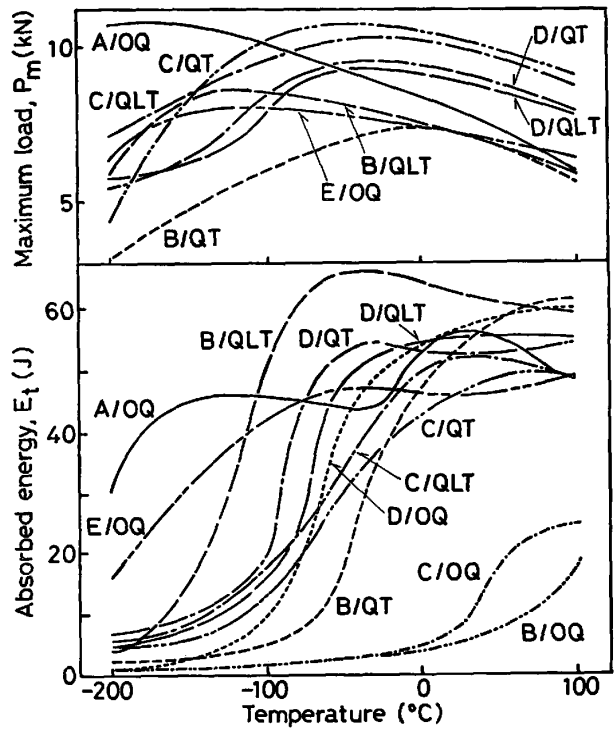


Fig. 6. Transition curve of absorbed energy and maximum load of steels in Charpy impact test.

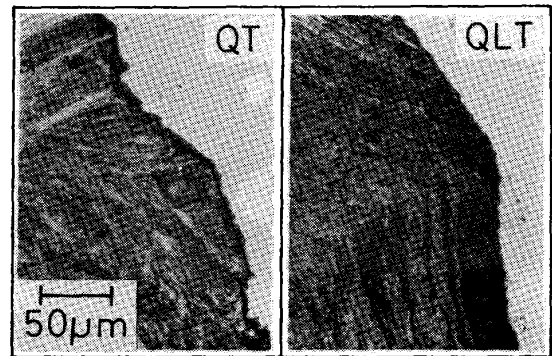


Photo. 2. Strain induced  $\alpha'$ -martensite near fracture surface of steel B in Charpy impact test at RT.

遷移温度 ( $\nu\text{Tr}_E$ )は $-30^{\circ}\text{C}$ まで低下し靱性がかなり改善された. さらにB/QLTの $\nu\text{Tr}_E$ は $-100^{\circ}\text{C}$ 以下になると共に上部セルフエネルギー (USE) が全鋼種中で最も高く, すぐれた靱性を示す. 鋼種Bのこのような靱性の著しい改善はT処理による $\alpha'$ の軟化とL処理による組織微細化による効果のほかに, 10~20%の安定な残留 $\gamma$ の導入により, それが有効なTRIP効果をもたらしたためである. これはPhoto. 2に示す破面近傍組織において, QLT材で他と比べ加工によるかなりの $\alpha'$ 相の増加が認められることから推定される.

鋼種CのQ材では $\nu\text{Tr}_E$ はかなり高かった. これはフェライト系Mn鋼が高い遷移温度をもち, 特に粒界破壊しやすい<sup>9)</sup>ことに対応する. C/QT, C/QLTの順に

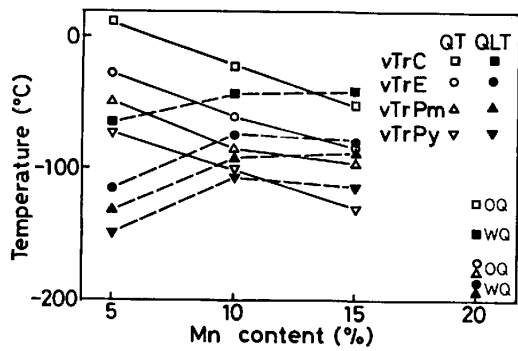


Fig. 7. Change of various transition temperatures with Mn content in steel.

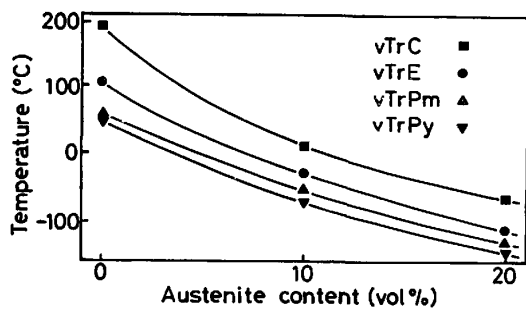


Fig. 8. Relation between various transition temperatures and austenite content in steel B.

高い  $E_t$  曲線と低い  $vTr_E$  を示し靱性が改善されたが両者の差は少ない。これは組織中に  $\epsilon$  相が 50% 前後含まれることから L 処理において  $\alpha' \rightarrow \alpha + \gamma$  の拡散型の変態前に多量の  $\epsilon \rightarrow \gamma$  の無拡散型の逆変態が起こることと<sup>10)</sup>、安定な残留  $\gamma$  の微細分散や合金元素の分配が ( $\alpha + \gamma$ ) 域が低温側であることもあつて起こりにくいため L 処理の効果が有効に現れなかつたものと考えられる。鋼種 D の  $E_t$  遷移挙動での熱処理の影響は小さいが、Q 材も含めすべての熱処理材で  $vTr_E$  が  $-50^\circ\text{C}$  以下になつた点が注目される。これは 10~20% の  $\gamma$  相が安定に導入され秀れた低温靱性を示したといえるが、不安定な  $\epsilon$  相も増えたことと ( $\alpha + \gamma$ ) 域が低温のために L 処理の効果が十分には現れなかつた。鋼種 D は  $E_t$  と  $P_m$  がともに鋼種 B と C の中間にある。鋼種 E は  $\alpha'$  相が存在しないため他の高 Mn 鋼と異なり  $P_m$  が全体に低く、USE もやや低いが約  $-100^\circ\text{C}$  以上ではほぼ一定であり低温靱性にすぐれる。

次に各種の遷移温度を下のように定義し<sup>26)27)</sup>、それらの Mn 量による変化を Fig. 7 に示す。(1)  $vTr_E$ :  $E_t$  が USE の 1/2 となる温度 (2)  $vTr_E$ : はじめて脆性破面が出現する温度。これは大型試験での脆性き裂伝播停止温度に相当するとされる。(3)  $vTr_{Pm}$ : 最大荷重点で試験片が脆性破壊する温度。脆性き裂の発生特性を示し実用上の安全側を推測する目安とされる。(4)

$vTr_{Py}$ : 降伏荷重で脆性破壊する温度。無延性遷移温度といわれる。Fig. 7 に見るように各遷移温度は  $vTr_C$ ,  $vTr_E$ ,  $vTr_{Pm}$ ,  $vTr_{Py}$  の順に低い。10%Mn までは QT 材の方が QLT 材よりも高いが、15%Mn でその関係が逆転した。鋼種 E ではさらに低くなつた。

鋼種 B ではすでに触れたように Q 材に比べて QT, QLT 材で遷移温度が大幅に低下したので、各種遷移温度について靱化要因のひとつである  $\gamma$  量との関係を調べた結果を Fig. 8 に示す。遷移温度は  $\gamma$  量の増加に伴い低下するが、低下の度合は 0~10%  $\gamma$  間でやや大きく、この傾向は  $vTr_C$ ,  $vTr_E$  についてより明確である。他の高 Mn 鋼では  $\epsilon$  相の存在により複雑で鋼種 B のような簡単な関係は認められなかつた。

### 3.5 フラクトグラフィー

シャルピー衝撃破面の SEM による観察結果の代表例として室温での鋼種 B について Photo. 3 に示す。切り欠き直下は延性破面に特有のディンプルを呈し、QT 材では大きなディンプル中により小さいディンプルが幾つも含まれているのに対し、QLT 材では大きなディンプルのまわりに小さいディンプルのネットワークが見られ、QT 材に比べ径の小さいディンプルが増すと共にそれらが深く絞られている様子から靱性の高いことがうかがわれる。高温焼もどされたマルテンサイトと一部は TRIP を起こしたマルテンサイトによるものではないかと推定される。他方、破面中央部においては、QT 材ではへき開破面が見られ、また小さなディンプルの割合は増しているもののネットワークは見られない。QLT 材では径 7.5~15  $\mu\text{m}$  の小さいディンプルが全体の半分以上を占め、L 処理による組織微細化を反映していると考えられる。

鋼種 C, D では径が大きく深さの浅いディンプルが増す傾向にあつた。浅いものが増したのは  $\epsilon$  相の存在や残留  $\gamma$  の破壊時での早期変態に関係があると考えられる。また加工誘起変態による  $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$ ,  $\epsilon \rightarrow \alpha'$  変態が複雑に影響することも考えられる。最近では Hadfield 鋼でもいわゆるマルテンサイト変態が生じるのではなく、著しい加工硬化がそのすぐれた耐摩耗性の原因であるといわれている<sup>28)</sup>。しかし本研究におけるような低炭素の鋼では事情はやや異なると考えるが、詳細は今後の検討課題である。

次にディンプルの定量的パラメータとして、その径と深さをそれぞれ SEM によるマイクロ破面写真と光学顕微鏡による破面プロフィール写真で測定した。いまディンプルの深さと径の比 [深さ/径,  $D/W$ ] をディンプルの延性・靱性度とみなし、それと  $E_t$  の関係を Fig. 9 に示

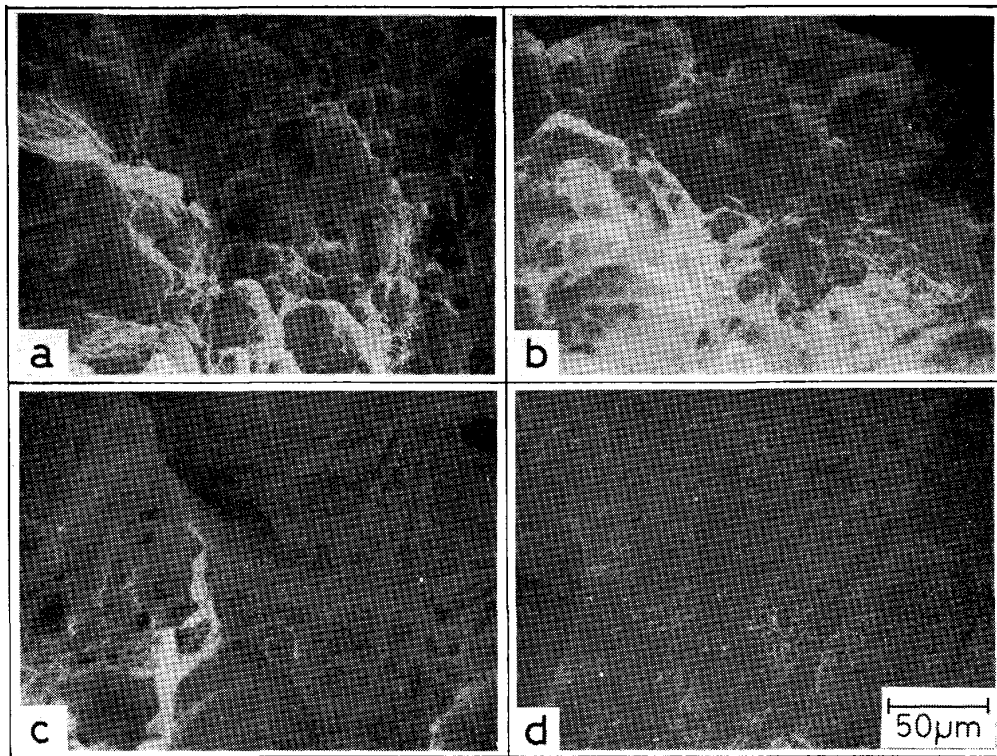


Photo. 3. SEM microfractograph of steel B fractured in Charpy impact test at RT; bottom of notch in QT (a) and QLT (b), center of fracture surface in QT (c) and QLT (d).

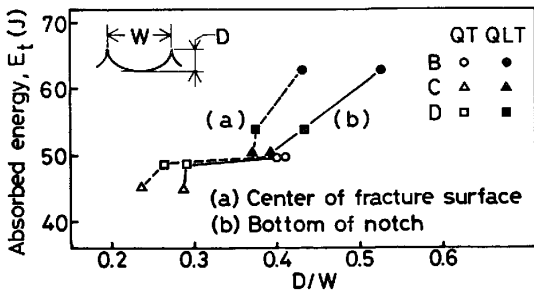


Fig. 9. Relation between absorbed energy and depth/width ( $D/W$ ) of dimple on fracture surface in Charpy impact test at RT.

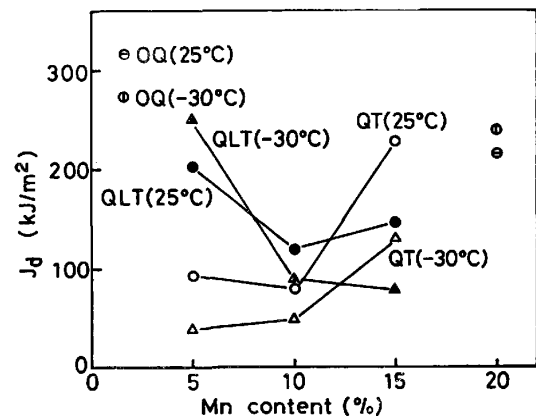


Fig. 10. Change of dynamic fracture toughness ( $J_d$ ) with Mn content in steel.

す。QT, QLT 材とも切り欠き直下と破面中央部での  $D/W$  が  $E_t$  と共に増し、相関性は QLT 材の方で強い。また 2 軸応力下にある切り欠き直下の方が 3 軸応力下の破面中央部より  $D/W$  が大きく変化する傾向が認められる。これは応力 3 軸度が増すとディンプルの径が大きくなり同時に深さが浅くなるという報告<sup>29)</sup>と一致する。以上により衝撃靱性は破面形態に反映し、特に QLT 材では  $E_t$  が  $D/W$  に強く依存することがわかった。これは破面形態に関係する旧  $\gamma$  粒界などに生じた安定な  $\gamma$  による焼もどしに伴う脆性 (粒界割れ) の抑止効果、組織の微細分断効果あるいは場合によっては  $\gamma$  の TRIP 現象などの要因が有効に作用して靱性が改善されたと考えられる。

### 3.6 破壊靱性

各鋼種についての動的破壊靱性 ( $J$  積分値) の 25 および  $-30^\circ\text{C}$  の測定結果を Fig. 10 に示す。図中の値は PARIS<sup>30)</sup> や LANDES ら<sup>31)</sup>の平面ひずみ条件式を満足しなかつたため  $J_d$  (見掛けの動的な  $J$  値) として表した。25°C での  $J_d$  値は 10%Mn で QT, QLT 材とも最も低い。QT 材では次いで 5%, 15%Mn の順に、また QLT 材では 15%, 5%Mn の順に増している。さらに各鋼種での熱処理による違いを見ると、鋼種 B では QLT 材でかなり高いが鋼種 C ではその差がわずか

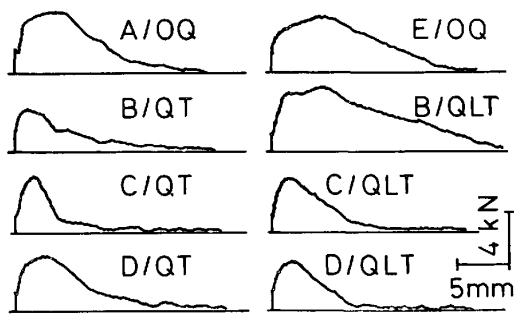


Fig. 11. Load-deflection curve in dynamic fracture toughness test at  $-30^{\circ}\text{C}$ .

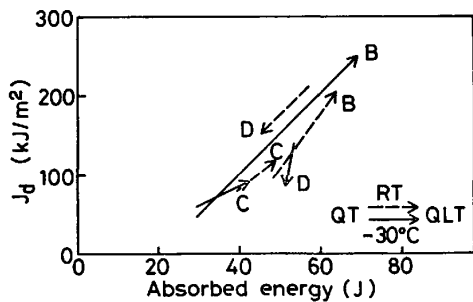


Fig. 12. Vector expression of relation between absorbed energy and dynamic fracture toughness ( $J_d$ ).

になり鋼種Dでは QT 材の方が高い。また鋼種Aの値に比べると全体的に低い。 $-30^{\circ}\text{C}$ の場合、5%Mnの鋼種Bでは QT 材での  $J_d$  値がかなり低下したが QLT 材では  $25^{\circ}\text{C}$  での値よりも良好であり鋼種Aに近づいている。ここで B/QLT の破壊靱性値の著しい向上は Fig. 11 に示した  $P-\delta$  曲線で  $P_m$  点が著しく高変位側に移行したためである。また SEM による破面観察では、QT 材が両温度で擬脆性の破面を呈したのに対して QLT 材はディンプルを伴う延性破面を呈した。これらのことから、鋼種BにおいてはL処理により導入された  $\gamma$  が低温でも比較的安定なため、靱性改善に結びつく TRIP 現象を起こしたものと推測される。鋼種C, D の破壊靱性値が両温度で QLT 材においても特に改善されず、鋼種Dではむしろ劣る結果になったのは、 $P-\delta$  曲線で  $P_m$  がほぼ同変位かあるいは鋼種Dでは QLT 材の方が低変位側に移行したためである。しかし破面観察では鋼種Cは QLT 材の方が両温度で幾らか延性的な破面を呈した。鋼種Dでも  $25^{\circ}\text{C}$  のものには焼もどされた  $\alpha'$  によるものと見られる細かいディンプルのネットワークが両材で見られ特に大差はなく、また  $-30^{\circ}\text{C}$  では双方とも所々に脆性の破面が見られ破壊靱性値に現れたほどの差は見分けられなかった。

次に、こうしたJ積分値の熱処理による変化は先述のV切り欠きシャルピー試験での結果と異なる点もある。

Fig. 12 は室温と  $-30^{\circ}\text{C}$  での  $E_t$  と  $J_d$  の熱処理による変化を示す。同一鋼種での QT 材から QLT 材への変化を矢印で示す。両温度で鋼種Cと特にBの矢印は右上向きであり、 $E_t$  と  $J_d$  の双方が QT 材よりも QLT 材で向上したことがわかる。他方、鋼種Dは両温度とも左下向きで、特に  $E_t$  の減少はわずかなのに  $J_d$  の減少が大きい。こうしたことは鈍いV切り欠き（先端半径  $0.25\text{ mm}$ ）と鋭い疲労き裂（先端半径  $0$  と考えられる）に対する靱性に相違があることを示唆する。すなわち疲労き裂付加試験片では、その先端での応力集中が高いため早期に  $\gamma$  域が  $\epsilon$  および  $\alpha'$  に変態し、有効な TRIP 効果が起こらないものと考えられる。つまり切り欠き感受性が大きいといえよう。

#### 4. 結 言

5~20%Mn の低炭素高 Mn 鋳鋼について種々の温度で延性靱性に関して実験を行い、合わせて QLT 処理による強靱化の可能性について検討し、次のような結論を得た。

- (1) フェライト系 5%Mn 鋳鋼は QLT 処理により低温靱性が著しく改善される。これは QLT 処理による組織微細化と安定な残留  $\gamma$  の導入がみられ、この残留  $\gamma$  が試験時に有効に TRIP 現象を起こすためと考えられる。
- (2) 10%, 15%Mn 鋳鋼の靱性は、QLT 処理により必ずしも改善されない。これは  $\epsilon$ -マルテンサイトの存在と、 $(\alpha + \gamma)$  域の低温側への移行によりL処理を施しても適切な残留  $\gamma$  の微細導入や合金元素の分配が起こらないためと考えられる。
- (3) QLT 処理により導入される残留  $\gamma$  は、L処理時に Mn などの合金元素が旧  $\gamma$  粒界やマルテンサイトのラス境界などに濃化するために、 $A_s$  点が局部的に下がるためその後のT処理が  $(\alpha + \gamma)$  域直下となることにより、微細に導入されるものと推測される。
- (4) V切り欠き試験片に比べ破壊靱性試験片では早期に  $\alpha'$ -マルテンサイトへの変態が起こるため、QLT 処理の効果が現れにくい場合もある。
- (5) 延性破壊域でのマイクロ破面におけるディンプルの「深さ/径」が吸収エネルギーと比例関係を示す。
- (6) 引張特性において、フェライト系 5%Mn 鋳鋼は QLT 処理により、強度を劣化させることなく延性を向上する。この場合にも残留  $\gamma$  が TRIP 現象を起こしていると推測される。

実験の遂行に協力された名古屋大学工学部学生大藪浩延君（現・豊和工業株式会社）並びに試料の溶製に御協



力いただいた川崎重工業株式会社に対し深甚なる謝意を表します。

### 文 献

- 1) 橋浦広吉: 日本金属学会会報, 16 (1977), p. 681
- 2) V. F. ZACKAY and E. R. PARKER: Proc. Battelle Inst. Mater. Sci. Colloq., 10th, USA (1977), p. 109
- 3) たとえば, 佐々木晃史, 渡辺健次, 野原清彦, 近藤信行, 小野 寛, 佐野周三, 一瀬 功: 鉄と鋼, 77 (1981), p. A81
- 4) たとえば, 田村今男: 鉄鋼材料強度学 (1969), p. 51 [日刊工業新聞社]
- 5) 瀬川 清, 長嶋晋一, 関野昌藏, 島田春夫: 鉄と鋼, 49 (1963), p. 914
- 6) H. W. HAYDEN and S. FLOREEN: Metall. Trans., 1 (1970), p. 1955
- 7) 小林俊郎, 橋 敬, 八木 涉, 上田俊完: 日本金属学会誌, 46 (1982), p. 433
- 8) 小林俊郎, 橋 敬, 上田俊完: 鉄と鋼, 68 (1982), p. 1054
- 9) M. NIKURA and J. W. MORRIS, Jr.: Metall. Trans., 11A (1980), p. 1531
- 10) S. K. HWANG and J. W. MORRIS, Jr.: Metall. Trans., 10A (1979), p. 545
- 11) 須藤 一: 日本金属学会誌, 14 (1975), p. 681
- 12) G. PETZOW, 松村源太郎: 金属エッチング技術 (1977), p. 69 [アグネ社]
- 13) R. P. REED: Acta Metall., 10 (1962), p. 865
- 14) R. P. REED and R. P. MIKESSELL: Advan. Cryog. Eng., 4 (1960), p. 84
- 15) R. P. REED and C. J. GUNTNER: Trans. ASM, 230 (1964), p. 1713
- 16) 小林俊郎, 松原 等, 上田俊完: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 2216
- 17) J. R. RICE, P. C. PARIS, and J. G. MERKLE: ASTM STP 536 (1973), p. 231
- 18) 小林俊郎: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 1460
- 19) 小林俊郎, 松原 等, 藤井 斎, 上田俊完: 鉄と鋼, 68 (1982), p. 1839
- 20) F. A. BRANDT, H. F. BISHOP, and W. S. PELLINI: Trans. ASM, 48 (1956), p. 368
- 21) C. H. WHITE and P. W. K. HONEYCOMBE: JISI, 202 (1962), p. 457
- 22) H. SCHUMANN: Arch. Eisenhüttenwes., 38 (1967), p. 647; 40 (1969), p. 1027
- 23) A. HOLDEN, J. D. BOLTON, and E. R. PETTY: JISI, 209 (1971), p. 721
- 24) T. KATO, S. FUKUI, M. FUJIKURA, and K. ISHIDA: Trans. ISIJ, 16 (1976), p. 673
- 25) 平山俊成, 小切間正彦: 日本金属学会誌, 34 (1970), p. 507
- 26) 小林俊郎, 高井耕一, 間庭秀世: 日本金属学会誌, 30 (1966), p. 700
- 27) 小林俊郎: 日本金属学会会報, 12 (1973), p. 546
- 28) Y. N. DASTUR and W. C. LESLIE: Metall. Trans., 12A (1981), p. 749
- 29) 大塚昭夫: 材料科学, 17 (1981), p. 266
- 30) P. C. PARIS: ASTM STP 514 (1972), p. 21
- 31) J. D. LANDES and J. A. BEGLEY: ASTM STP 560 (1974), p. 170