

## 論 文

UDC 669.14.018.295 : 539.42 : 539.374 : 620.192.45 :  
546.711'22 : 669.15'24'26'27-194高張力鋼の延性および延性破壊過程におよぼす  
MnS 介在物の影響\*

岡本節男\*\*・寺崎富久長\*\*\*・邦武立郎\*\*\*\*

Influence of MnS Inclusion on Ductility and Ductile  
Fracture Process of High Strength Steels

Setuo OKAMOTO, Fukunaga TERASAKI, and Taturu KUNITAKE

## Synopsis:

The influence of MnS inclusion on ductility and ductile fracture process was investigated using quenched and tempered 70 kg/mm<sup>2</sup> class weldable high strength steels with a variation of sulfur content of 0.005 to 0.045 wt %.

The influence of sulfur content on the tensile fracture strain and impact shelf energy was greater in the cross direction than in the longitudinal direction, and shelf energy was more affected than the fracture strain in the low sulfur level. In the case of materials with higher ductility which were tempered at higher temperatures, the influence became more pronounced. Shelf energies of 2 mm V notched specimen were nearly the same as those of 2 mm deep fatigue notched and lower than those of 2 mm V notched. The difference among shelf energies was independent on sulfur content.

In Charpy test, MnS inclusion affected the crack propagation rather than the crack initiation. On the other hand, in the tensile test, the true strain to crack initiation was pronouncedly affected by MnS inclusion.

The ductile fracture process of weldable high strength steels consists of two processes: relatively large void formation around inclusions which is detectable by an optical microscope, and coalescence of a void with other voids or notch or crack tip through "sheet of voids" as Rogers proposed. The size of void concerning "sheet of voids" in the present paper was very small and of electron microscopic order. A quantitative analysis made on the fracture surface proved that there existed a fairly good correlation between the shelf energy and area of small dimples due to "sheet of voids", suggesting that the coalescence process was strongly affected by the matrix properties such as hardness, size of carbide and so on. The carbide particles larger than approximately 0.1 micron played an important role to the formation of small voids.

## 1. 結 言

鉄鋼材料の延性破壊については、かなり古くから研究が行なわれており、これらの研究は介在物や炭化物などの第2相が引張試験における破断延性にいかなる影響を与えるかの究明が主であつた<sup>1)~19)</sup>。最近では、破断延性の他に、シャルピー衝撃試験におけるシェルフエネルギーやCOD試験などとの関連についても論じられるようになった<sup>20)~30)</sup>。

延性破断は別名過荷重破断とも呼ばれるように、脆性破断に比して大きい事故を生ずる可能性が少ないため比

較的研究は少なかつた。しかしながら材料の高強度化につれて延性の低下が問題となり、また不安定延性破壊<sup>31)~33)</sup>のような現象も見出されるようになり、研究も活発に行なわれるようになった。延性破壊におよぼす材料因子としては主として MnS のごとき介在物やパーライトのごとき炭化物の影響が主として論じられており、強度レベルの影響や微細析出物の影響もあわせて調査された報告は少ない。さらに延性破壊におよぼす介在物の影響を論ずる場合においても、丸棒引張試験のごとく一様な変形を受けてから破断が生ずる場合とシャルピー衝撃試験のごとき切欠曲げの場合とは必ずしも同一とは考え

\* 昭和 51 年 9 月 8 日受付 (Received Sept. 8, 1976)

\*\* 住友金属工業(株)中央技術研究所(現 鹿島製鉄所)(Central Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries Ltd.)

\*\*\* 住友金属工業(株)中央技術研究所 工博(Central Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries Ltd., 1-3 hondori Nishinagasu Amagasaki 660)

\*\*\*\* 住友金属工業(株)中央技術研究所 理博(Central Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries Ltd.)

られないが、これらについて詳しく調査した報告は見当たらない。

本報では、上記の観点から丸棒引張、衝撃試験を用いて延性破壊の性質を調査した。材料因子としては、0.1% C-1.0% Ni-0.5% Cr-0.5% Mo 系 70 kg/mm<sup>2</sup> 級高張力鋼をもととして、S 含有量、焼戻温度を変えて実験を行なった。特に、延性破断過程を亀裂の発生・伝播過程に分離し、これらにおよぼす MnS 介在物、強度レベルなどの影響を論じた。実用条件においては、延性破壊であつても切欠の存在なども重要と考えられるので、この意味から衝撃試験においては、U切欠、V切欠の他に疲労切欠についても実験を行ない、その影響を調査した。

## 2. 供試材および実験方法

### 2.1 供試材

供試材は、電解鉄を用いて高周波溶解炉にて溶製した 100 kg 鋼塊を、1200°C 加熱後、28 mm 厚に鍛造し、さらに最終圧延温度 950°C で圧延した 13 mm 厚の板である。化学組成については、MnS 介在物の量を変えるために、S 含有量を 0.005, 0.015, 0.025, 0.045% と 4 段階にわけた。70 kg/mm<sup>2</sup> 級高張力鋼として C を 0.1% にし、所要の焼入性を与えるための合金元素として、Ni, Cr, Mo をおのおの 1.0, 0.5, 0.5% を目標に溶製した。100 kg 鋼塊材の量的不足のため、50 kg 鋼塊を追加した。おのおの化学組成を Table 1 に示す。これらの供試材の強度性質はほぼ同一の値を示した。

供試材は、1300°C に 1 h 保持して拡散焼なましを行なったのち、オーステナイト化温度 930°C に 1 h 保持後水焼入れし、650°C で 1 h 焼戻を行なった。比較のために、拡散焼なまし処理なしのもの、および強度レベル、転位密度、炭化物サイズを変えるため、200, 600°C で各 1 h 焼戻を行なったものをあわせて供試した。

### 2.2 実験方法

Table 1. Chemical composition of steels used (%). Upper values in each column indicate chemical compositions of 100 kg ingots, and lowers those of 50 kg ingots.

Steel	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Sol. Al
293	0.12	0.34	0.79	0.003	0.005	1.01	0.53	0.57	0.037
	0.11	0.29	0.80	0.002	0.007	1.00	0.50	0.50	0.024
294	0.12	0.31	0.80	0.005	0.015	1.00	0.52	0.50	0.035
	0.09	0.31	0.78	0.008	0.017	1.01	0.53	0.50	0.028
295	0.12	0.29	0.75	0.005	0.023	1.00	0.52	0.50	0.032
	0.08	0.32	0.82	0.002	0.024	1.00	0.51	0.51	0.063
296	0.11	0.29	0.77	0.006	0.046	1.02	0.51	0.50	0.036
	0.09	0.36	0.85	0.006	0.042	1.02	0.51	0.52	0.078

### 2.2.1 シャルピー衝撃試験および引張試験

シェルフ・エネルギーを求めるため、切欠先端半径 0.25 mm の標準 2 mm V 切欠シャルピー試験片を用いた。シャルピー試験片の切欠尖鋭度の影響を調べるため、切欠先端半径 1.00 mm の 2 mm U 切欠および疲労切欠付きシャルピー試験片も用いた。また、破断延性を求めるため、平行部径 8.5 mm、標点間距離 50 mm の平滑引張試験片を用いて引張試験を行なった。

### 2.2.2 破断過程の調査

衝撃による延性破壊の亀裂発生・伝播過程を調べるため、2 mm V 切欠および 2 mm V 切欠付きシャルピー試験片を用い、二重衝撃試験を行なった。二重衝撃試験は、第 1 次衝撃時、ハンマー振上げ角度を小さくすることにより、予亀裂を導入し、通常振上げ角度の第 2 次衝撃により、完全破断せしめた。1 mm saw cut したシャルピー試験片に疲労亀裂を導入し、その深さを種々変えた試験片についても実験した。疲労亀裂を導入したものを 650°C で 30 min 真空焼なまし後、炉冷して残留歪を除去し、通常の衝撃試験に供した。シャルピー破断過程観察のため、常温で衝撃亀裂導入後、断面を光学顕微鏡で調べた。また、液体窒素温度で完全破断後、走査型電子顕微鏡で観察した。種々の真歪で試験を中断して引張による延性破壊過程を調査した。局部収縮部の中心軸を含み、圧延面に垂直な面を光学顕微鏡で観察した。

### 2.2.3 破面観察

延性破面形態を調査するため、走査型電子顕微鏡で、シャルピー破面および引張破面を観察した。微小 dimple については、破面に直接カーボン真空蒸着させ、direct carbon replica 法により透過型電子顕微鏡で、詳細に観察した。

## 3. 実験結果

### 3.1 延性におよぼす S 含有量、熱処理、切欠尖鋭度の影響

MnS 介在物の量および母材の性質の影響を調べるため、S 含有量、焼戻温度を種々変えて実験を行なった。引張試験の破断延性 ( $\epsilon_f$ ) およびシェルフ・エネルギーにおよぼす S 含有量の影響を Fig. 1 に示す。Fig. 1 では焼鈍温度 650°C の場合のみ記したが、680°C の場合には延性が若干向上するが、傾向は同じである。他方 200°C の焼もどしでは、延性の低下の他に S 含有量依存性も低下した。

Fig. 1 からわかるように L 方向では C 方向に比し S 含有量依存性は少なく、また  $\epsilon_f$  値はシェルフ・エネルギーに比し S 含有量依存性は少なくなる傾向が認められ

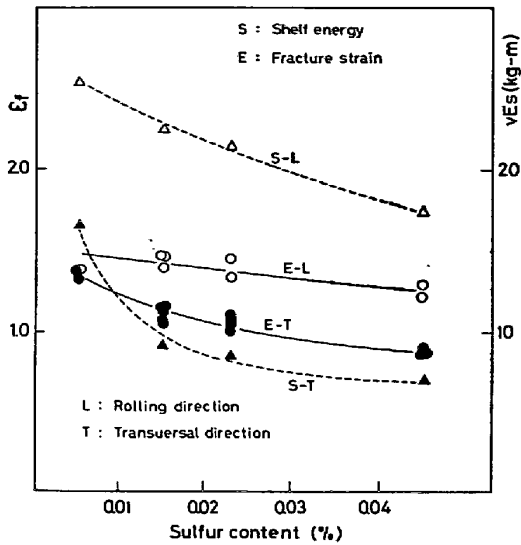


Fig. 1. Influence of sulfur content on shelf energy and fracture strain.

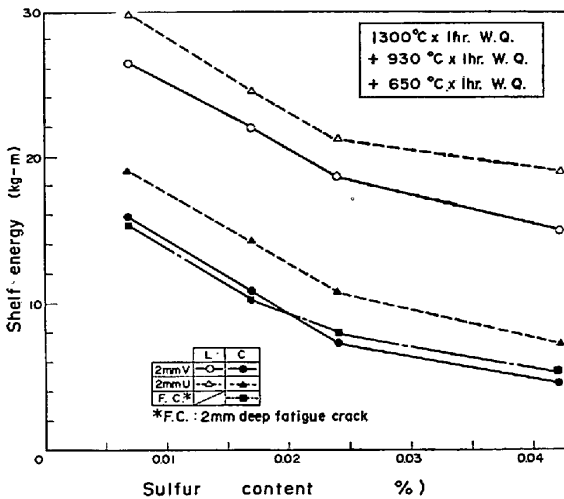


Fig. 2. Influence of notch sharpness on shelf energy.

る。このように延性はS含有量のみでなく母材の性質や試験法によつて影響を受ける。この結果はシェルフ・エネルギーとして通常の2mmV切欠材を用いたものであるが、切欠尖鋭度の影響を以下に示す。

2mmV切欠、2mmU切欠、疲労切欠付きシャルピー試験片を用い比較した結果をFig. 2に示す。2mmU切欠付き試験片のシェルフエネルギーは2mmV切欠付きに比し、S含有量、L、C方向によらず、約3.5kg・m高い。後述の実験結果とあわせて考えると、このことは、本実験範囲の、MnS介在物の差は、シャルピー試験での亀裂発生に大きな影響をおよぼさないことを示唆するものと考えられる。2mmV切欠付きおよび疲労切欠付き試験片のシェルフエネルギーは、S含有量によ

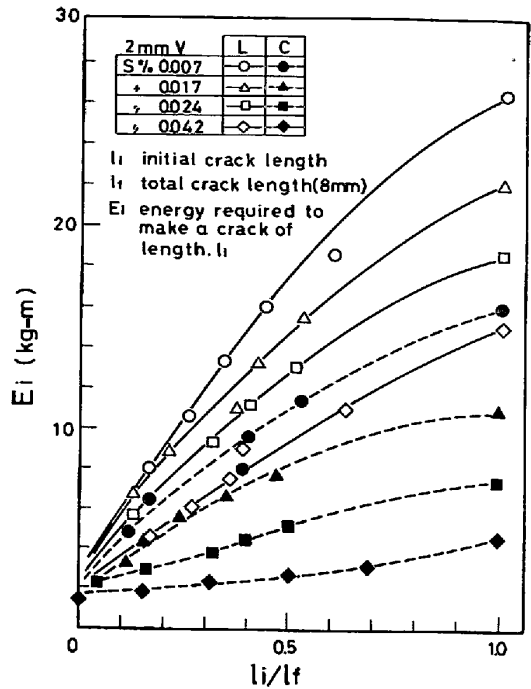


Fig. 3. Influence of sulfur content on crack initiation and propagation.

らず、ほぼ、同一であり、この程度の切欠尖鋭度の相違は、シェルフ・エネルギーにほとんど、影響しないようである。

### 3.2 シャルピー衝撃試験での亀裂発生・伝播過程の調査

Fig. 2で得られたMnS介在物の亀裂発生過程におよぼす影響を詳細に調べるため、二重衝撃試験により、シャルピー試験での延性破壊を亀裂発生と伝播に分離した。シェルフ・エネルギーの30、40、50、60、70%を第1次衝撃により常温で吸収させ、亀裂発生・伝播を起こさせた。ついで、300°Cで10min保持後、空冷し、亀裂面を酸化させることにより、第2次衝撃による破断部分と区別した。2mmV切欠付きシャルピー試験片を用いた結果を、Fig. 3に示す。 $l_i$ は第1次衝撃による初期亀裂長さ、 $l_f$ は全破断長さ、 $E_i$ は初期亀裂長さ $l_i$ を形成するに要するエネルギーとする。S含有量およびL、C方向によらず、亀裂発生エネルギーは、約2kg・m前後であり、MnS介在物は、亀裂発生過程よりも伝播過程で大きな影響を与えられられる。また、 $E_i$ は $l_i/l_f$ に関して直線ではなく、 $l_i$ が大きいく程、単位長さ破断当りに要するエネルギーは減少する傾向にある (Fig. 4参照)。これは、後で述べるように、亀裂進展に伴い、亀裂先端部で空洞が発生・成長する際の応力条件の変化などに起因すると考えられる。2mmU切欠付きシャルピー試験片を用い、同様の調査を行なった。その結果は、2mmV切欠付きシャルピー試験片の場合と、ほぼ同様

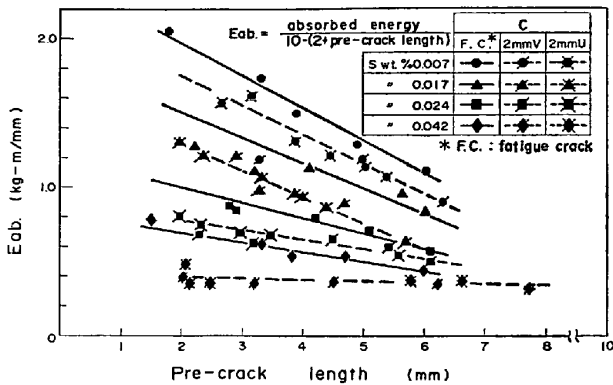


Fig. 4. Influence of sulfur content on crack propagation in pre-cracked Charpy impact specimen.

の傾向を示し、MnS 介在物は亀裂発生よりも伝播過程での影響が大であった。亀裂発生エネルギーは S 含有量および L, C 方向によらず、大差なく、2 mm V 切欠に比し、大であった。このように、シャルピー衝撃による延性破壊の亀裂発生過程には、切欠形状による差はあるが、MnS 介在物の量には大きく依存しない結果が得られた。なお、吸収エネルギーは衝撃速度依存性をもつものと考えられるが、第 1 次、第 2 次、衝撃による吸収エネルギーの和とシェルフエネルギーの比較を行なったが、この程度の範囲では両者の間には大差がなかった。

つぎに、疲労および衝撃により予亀裂導入後、通常の衝撃試験を行ない、伝播過程を重点的に調査した。結果を、Fig. 4 に示す。E<sub>ab</sub> は吸収エネルギーを破断長さで除した商である。いずれの予亀裂導入法も E<sub>ab</sub> は、S 含有量により明確に分離している。これらは、MnS 介在物が伝播過程に大きな影響をおよぼすことを示すものと考えられる。2 mm V と 2 mm U 切欠付きの結果は、S 含有量、予亀裂長さにかかわらず、よく一致しており、亀裂発生後の空洞形成形態は切欠形状によつて、大きな影響を受けないことを示している。すなわち、Fig. 2 で述べたシェルフ・エネルギーの相違は、亀裂発生までの過程に起因していると考えられる。疲労切欠は衝撃により予亀裂を導入したものに比し、E<sub>ab</sub> が大である。このことは、あとに示すように、延性破壊発生は単に亀裂を発生させるのみでなく、亀裂先端部に塑性変形や空洞の形成などを伴っていることに由来すると考えられる。

以上、亀裂発生・伝播過程調査により、MnS 介在物はシャルピー衝撃による亀裂発生過程より伝播過程で影響が大であることが明瞭になった。

つぎに、シャルピー衝撃による延性破壊過程の観察を行なった結果について述べる。Photo. 1 は縦断面の光学顕微鏡写真であり、亀裂先端部からかなりの領域にわた

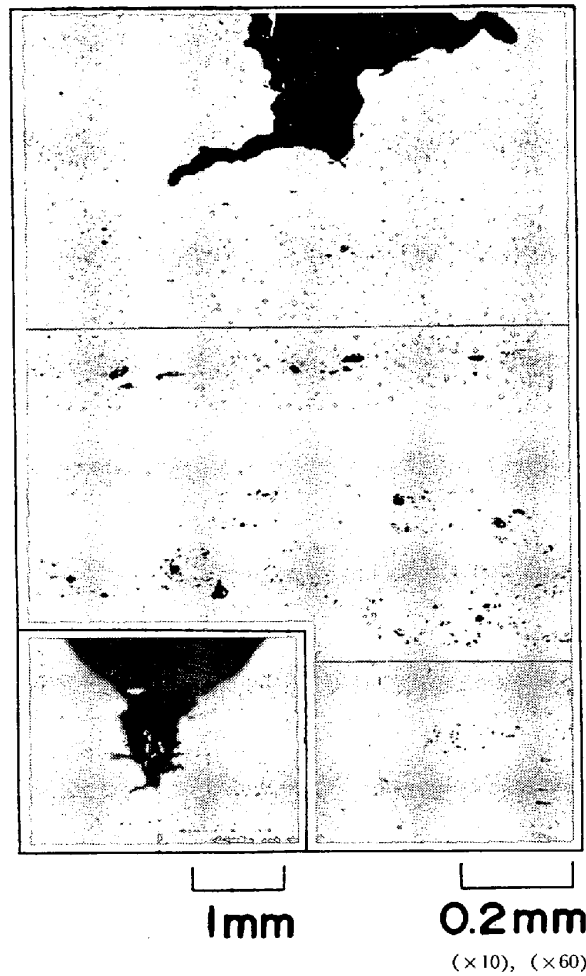


Photo. 1. Observation of crack tip of Charpy impact specimen by optical microscope.

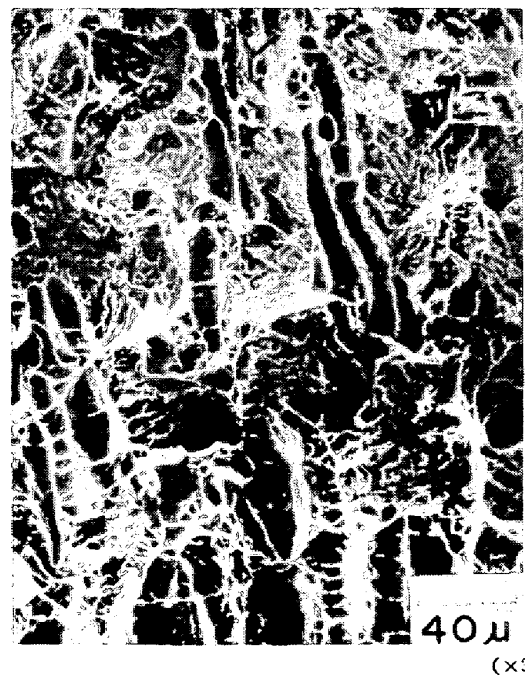


Photo. 2. Observation of crack tip of Charpy impact specimen by scanning electron microscope.

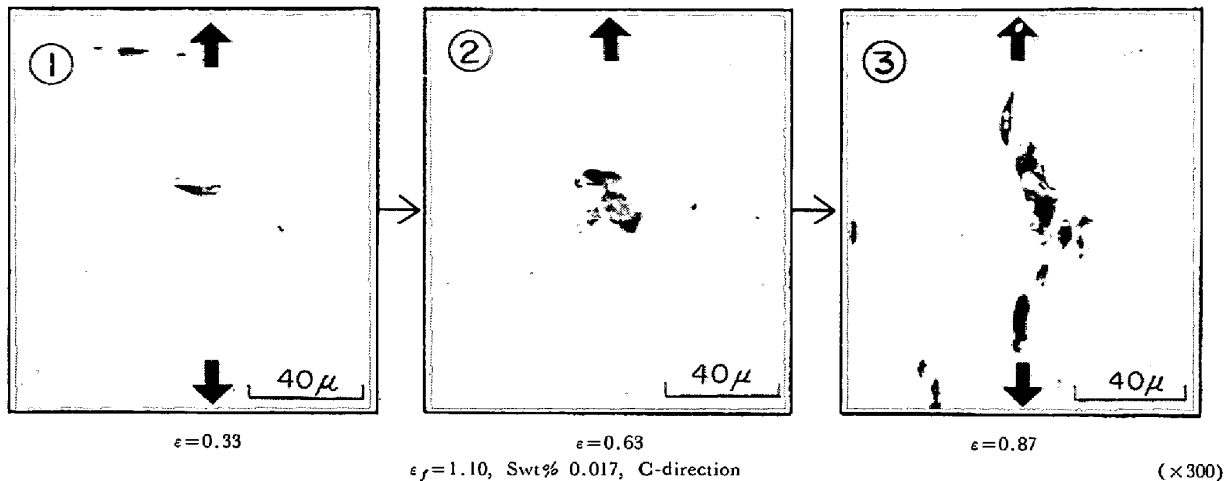


Photo. 3. Observation of void nucleation and growth in C directional tensile specimen. ( $\epsilon_f=1.10$ , S% 0.07, C-direction)

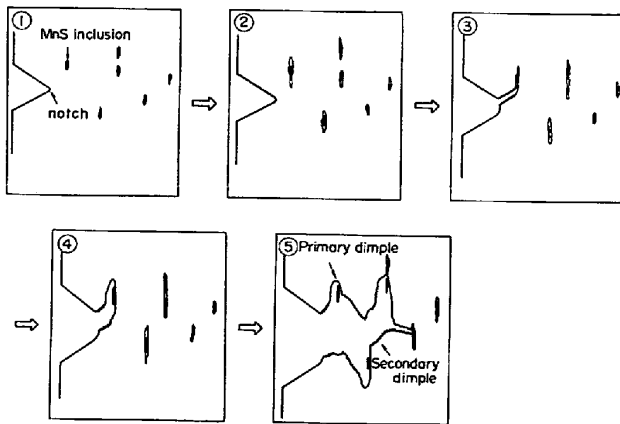


Fig. 5. Schematic illustration of Charpy impact fracture process.

り、大きな空洞が形成されている。Photo. 2は常温でシャルピー衝撃亀裂導入後、液体窒素温度で破断したものの走査型電子顕微鏡写真である。写真下部の一面に連続したディンプルは常温での衝撃亀裂導入時、生じたものである。その亀裂先端部の劈開面中にも大きな凹みが観察される。これからも、Photo. 1にみられるように、亀裂先端部で大きな空洞が生じていたことがわかる。これらの観察結果から、シャルピー衝撃による延性破壊は、Fig. 5に模式図を示すように、切欠から生じた亀裂と亀裂先端部で発生・成長した大きな空洞との連結により順次、進展すると考えられる。

3.3 引張破断過程の調査

シャルピー衝撃と引張では、応力状態が異なっており延性破壊過程におよぼす MnS 介在物の影響は相違すると思われるので、引張破壊過程についても調べた。Photo. 3-①にC方向試験片中の空洞発生核の代表例を示す。空洞の核は、MnS 介在物と母材の引張方向への

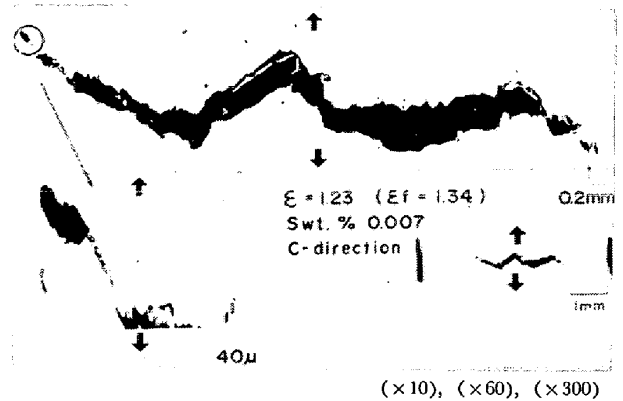


Photo. 4. Coalescence of crack with voids in the crack tip.

剝離により発生する。L方向試験片中の空洞発生核は、延伸状 MnS 介在物の細い分離により生じる空隙が主である。一部、小さい MnS 介在物と母材の剝離による空隙も観察される。このように、MnS 介在物を起点として発生した空洞の核は、Photo. 3に示すように、歪増大に伴い、引張軸方向に成長し大きな空洞を形成する。この大きな空洞は試験片半径方向に対し、かなり一様に分布している。つぎに、さらに、変形が進むと、引張中心軸付近で大きな空洞が連結し亀裂を生ずる。より高歪段階に達すると亀裂先端部の大きな空洞と連結することにより成長し、引張軸とほぼ垂直方向にジグザグ状に進展する。その代表例を Photo. 4に示す。このように、シャルピー衝撃と引張とでは延性破壊過程が相違している点もある。すなわち、シャルピー衝撃の場合、切欠から生じた亀裂と亀裂先端で発生・成長した大きな空洞との連結により、順次破壊が進展する。これに対し、引張の場合、亀裂発生までに大きな空洞が試験片半径方向に、かなり一様に生成しており、引張中心軸付近に存在する

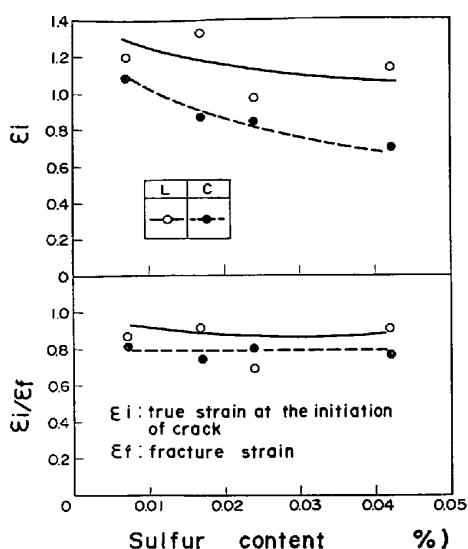


Fig. 6. Influence of sulfur content on  $\epsilon_i$  and  $\epsilon_i/\epsilon_f$ .

大きな空洞の連結により、亀裂を生じ、亀裂先端部の大きな空洞との連結により、進展する。

上述した観察過程にもとづいて、亀裂発生に要する真歪  $\epsilon_i$  を測定した。  $\epsilon_i = \ln(A_i/A_0)$  であり、ここでは  $A_i$  は亀裂発生時の局部収縮部断面積、  $A_0$  は原断面積である。 Fig. 6 に結果を示すように、  $\epsilon_i$  は S 含有量の増大に伴い減少し、特に、 C 方向で顕著である。 このように、引張の場合 MnS 介在物は亀裂発生過程にかなりの影響があるようであり、シャルピー衝撃の場合とやや異なっている。 亀裂発生に要する真歪  $\epsilon_i$  と破断延性  $\epsilon_f$  の比、  $\epsilon_i/\epsilon_f$  は S 含有量にかかわらずほぼ一定であり、 L 方向は、約 0.9 程度、 C 方向は、約 0.8 程度である。 すなわち、 S 含有量によらず、 L 方向は、破断延性の約 90%、 C 方向は約 80% 前後で亀裂が発生し、空洞連結は引張破断過程のかなり後期である。

### 3.4 フラクトグラフィ

3.2, 3.3 で述べたように、シャルピー衝撃、引張による延性破壊は、亀裂と亀裂先端部に存在する大きな空洞の連結により進展することが示された。 この連結過程を詳細に調べるため、破面観察を行なった。 Photo. 5 に C 方向の代表的延性破面の走査型電子顕微鏡写真を示す。 延性破面は、福井ら<sup>18)</sup>が観察したように、写真に示すごとく、大きな凹みの 1 次ディンプル (primary dimple) と、その間の領域をうめている微小な凹みの 2 次ディンプル (secondary dimple) から構成されている。 1 次ディンプルの底には、延伸状 MnS 介在物や、その痕跡などが認められるが、 2 次ディンプルの底には、写真の観察倍率 (  $\times 1000$  ) 程度では、第 2 相粒子の存在が確認できない。 2 次ディンプルを詳しく調べるため、

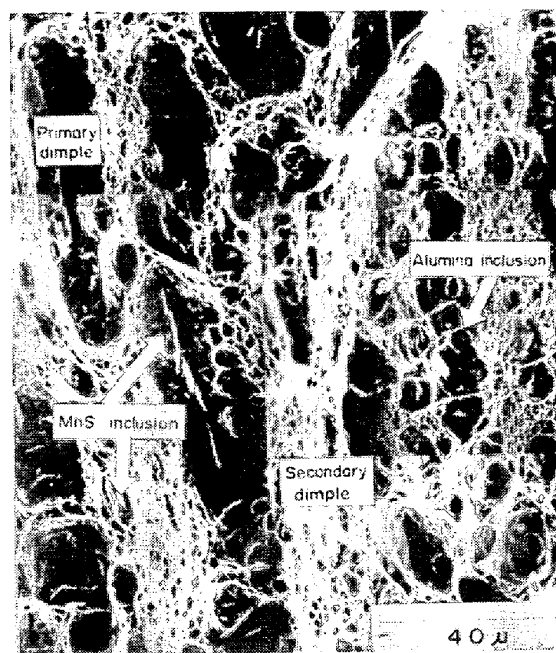


Photo. 5. Scanning electron micrograph representative of ductile fracture surface.

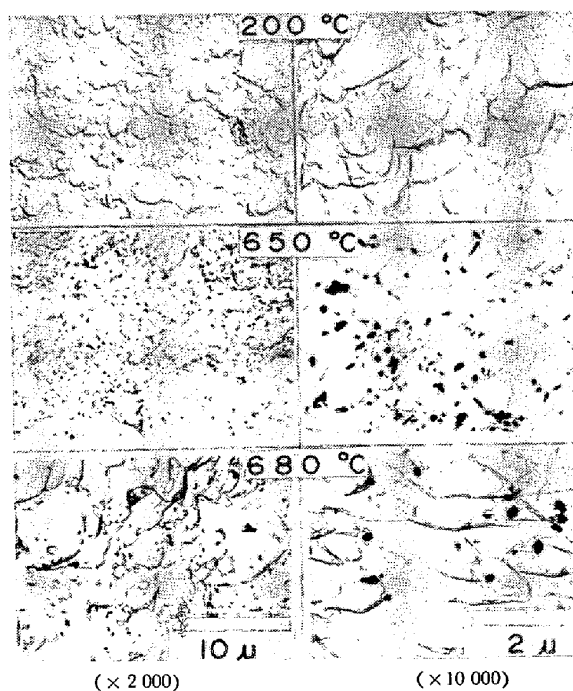


Photo. 6. Observation of secondary dimple by direct carbon method.

レプリカ法により観察した。 その一例を Photo. 6 に示す。 いずれも 2 次ディンプルの形状は、せん断または、引裂きにより、生ずる形態を呈しており、空洞が相互成長・合体する場合の引張により生ずる破面とは異なっている。 焼戻温度 650, 680°C では、 2 次ディンプルの底に、おのおの約 0.1~0.2  $\mu$ 、約 0.2~0.3  $\mu$  の炭化物が認められる。 焼戻温度 200°C では、その底に明瞭では

ないが、微細な炭化物が多数認められるようである。換言すれば、650、680°Cでは、1つの炭化物は1つの2次ディンプルに対応するが、200°Cの場合は、対応しない。2次ディンプルサイズは、680°Cの方が650°Cに比し、やや大きく、これは、炭化物分布の差異に対応している。200°Cの場合、炭化物は、2次ディンプル形成には、関与しておらず、空洞発生は炭化物以外の他の因子に支配されていると推定され、650°Cに比してむしろ大きくなっている。このことから、2次ディンプル形成機構をすべて同一の観点から比較できないと考えられる。

以上の観察結果より、最初 MnS 介在物に起因した大きな空洞（1次ディンプル）が生じ、つぎに、それらが炭化物などに起因した小さな空洞（2次ディンプル）により連結され破壊が発生・進展すると考えられる。大きな空洞が、小さな空洞により連結されるまでの塑性歪量は硬さなどの母材の性質が反映されると考えられ、この意味から2次ディンプルの面積率とシェルフ・エネルギーの関係を定量的に調査した。その結果を Fig. 7 に示す。Fig. 7 によれば2次ディンプルの面積率増大に伴い、シェルフ・エネルギーが低下している。この関係は L, C 方向で分離しているが、S 含有量、焼戻温度の相違によらず、かなり、よい相関を示している。

Fig. 1 にみられるように、マトリックスの性質が同一であれば、シェルフ・エネルギーは S 含有量すなわち1次ディンプルの大きさ、分布に支配されるが、Fig. 7 の結果はマトリックスの性質が異なれば1次ディンプルの影響も異なることを示している。すなわち、MnS が少

ない場合にも、マトリックスが延性に富んでいれば、MnS の周りの空洞は十分に発達し、破面上の1次ディンプルの面積を増加せしめる。他方 MnS が多い場合でも、その結合が容易であれば1次ディンプルの面積は破面上に占める MnS のそれに近くなることを意味している。Fig. 7 の結果は1次ディンプルの結合にはマトリックスの性質が影響していることを示すものである。

## 4. 考 察

### 4.1 空洞連結過程および延性破面について

小野寺ら<sup>14)</sup>は、延性破壊の最終段階は空洞間物質のインターナルネッキングにより生ずると述べており、従来報告されている亀裂による空洞の連結は、研磨方法の不備または、過度の慎重さのため、見かけ上観察されるだけのものであると報告している。本実験についても、このような懸念があるため、小野寺らの実験と同様の研磨および腐食法で検討した。試料には Photo. 4 に示した引張試験を破断直前で中止したものを用いた。第1段階として、平均粒径  $\sim 0.5 \mu$  のアルミナ懸濁液で約 2 min 間および平均粒径  $\sim 0.05 \mu$  の同液で約 30 s 間バフ研磨、第2段階として、2% ナイタル液で 7 s 間腐食、第3段階として、さらに、同液で 7 s 間腐食。第4段階としてさらに、同液で 7 s 間腐食後、平均粒径  $\sim 0.5 \mu$  のアルミナ懸濁液で 30 s 間バフ研磨を行なつて各段階の後に光学顕微鏡観察を行なつた。しかしながら亀裂は、各段階で変化せず、亀裂の空洞化や亀裂が太くなる現象は全く観察されなかつた。したがって、本実験で観察された空洞間の亀裂は、研磨上の問題から生ずるものでないと考えられる。

以上述べたように、空洞間が亀裂により連結されること、さらに、空洞連結部が2次ディンプルにより構成されていること、およびそのディンプルが放物線状形態を呈し、破壊モードが引張に対応しないことは、かかる実用鋼の場合光学顕微鏡で観察可能な1次ディンプルを形成する空洞相互の連結機構に、インターナルネッキング説を直接当てはめることは必ずしも妥当ではないことを示していると考えられる。

3 で述べた観察結果および上述した検討結果から延性破壊は MnS 介在物に起因した大きな空洞の連結により生じた亀裂と亀裂先端部の MnS 介在物に起因した大きな空洞との連結を、順次、繰返しながらジグザグ状に進展することが示された。延性破壊がこのように亀裂の成長により進展するという観察結果は、すでに CLAUSING<sup>9)</sup>、小指<sup>38)</sup>、丹羽<sup>39)</sup> からも、報告している。亀裂と大きな空洞の連結は、ROGERS<sup>41)</sup> の提案したように、炭化物など

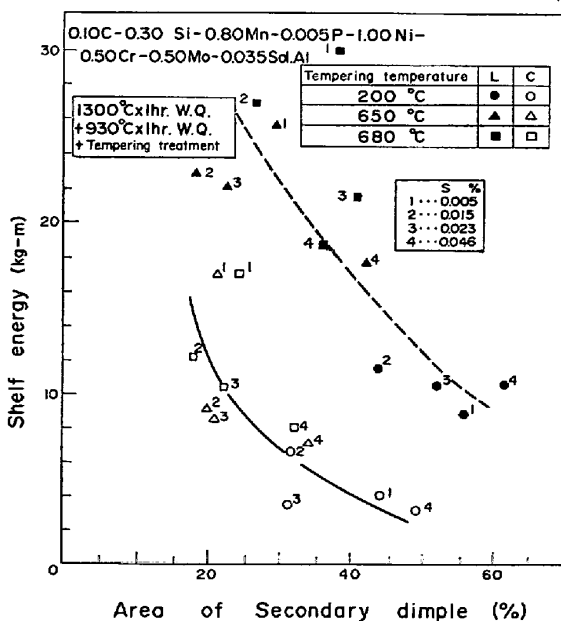


Fig. 7. Relationship between shelf energy and area of secondary dimple.

を起点にし発生した微小空洞群, ボイド・シート (void sheet) が, せん断応力により相互に成長・合体し, 起こるものと考えられる. 福井ら<sup>10)</sup>は, この連結部の小さなディンプルを2次ディンプル, MnS 介在物を起点とした大きなディンプルを1次ディンプルと称しており, 本報もそれに追従したが, このように延性破面が大小二種のディンプルから構成されているという観察結果はこの他に, 大路ら<sup>10)</sup>, 正勝<sup>12)</sup>の報告にも見られる.

本実験での2次ディンプルの起点は焼戻温度により異なり 650, 680°C 焼戻ではおのおの, 約 0.1~0.2  $\mu$ , 約 0.2~0.3  $\mu$  の  $\theta$ -炭化物であり, ディンプルサイズも炭化物サイズに応じて, 680°C 焼戻の方が若干, 大きい. 一方, 200°C 焼戻では, ディンプルの底に  $\epsilon$ -炭化物と考えられる多数の微細な第2相粒子が存在しているようであるが (未同定), ディンプルサイズも 650°C に比し, むしろ大きくなっており, 空洞発生は, 別の因子に支配されている. 空洞発生のための第2相粒子に臨界サイズが存在することは知られているが, 例えば, ROESCH ら<sup>41)</sup>の研究によれば, 18%Ni マルエージング鋼の場合 200 Å のオーダーとされている. 本供試材の場合の臨界サイズは, 観察結果から見れば, 約0.1~0.2  $\mu$  程度以下と考えられる.

#### 4.2 シェルフ・エネルギーおよび切欠尖鋭度の影響

破壊靱性におよぼす切欠尖鋭度の影響は, 主として歪速度の遅い COD 試験により行なわれてきた<sup>42)~44)</sup>.

本実験ではシャルピー衝撃試験により調査し, シェルフ・エネルギーが MnS 介在物によらず, 2 mm V 切欠と疲労切欠では大差なく, 2 mm U 切欠では両者に比し, 約 3.5 kg·m 高い結果が示された. HARSEM ら<sup>45)</sup>は切欠先端半径 3 および 1 mm の U 切欠および通常の V 切欠シャルピー衝撃試験片を用いて比較し, 切欠先端半径の小さくなる程, シェルフ・エネルギーが減少すると述べている. また, 切欠先端半径 0.02 mm のプレス切欠付き試験片のシェルフ・エネルギーは V 切欠付きのものと同程度であることも報告している. SMITH ら<sup>46)</sup>は V 切欠と 0.15 mm スリット切欠ではシェルフ・エネルギーに差がないことを示しており, HARTBOWER<sup>25)</sup>も V 切欠と疲労切欠では同程度であると述べている. これらの報告は本実験結果とよく一致しており, 疲労切欠から 2 mm V 切欠程度の尖鋭度では, シェルフ・エネルギーにおよぼす影響はほとんどなく, 2 mm U 切欠になれば亀裂発生までかなりの吸収エネルギーを必要とする. これらの事実は応力条件よりもむしろ歪集中度が問題であり<sup>23) 25)</sup>引張引張試験の結果からみて, 亀裂発生までの歪がかなり大きいとき, 疲労切欠のごとき鋭い切欠でもかな

りの鈍化が生じることによるものと考えられる.

#### 4.3 亀裂発生過程におよぼす MnS 介在物の影響

本実験により MnS 介在物はシャルピー衝撃による亀裂発生にあまり影響しないが, 引張では影響大であるという結果が示された. シャルピー衝撃の場合, 切欠底近傍と大きな空洞がせん断により連結され, 亀裂が発生する. この空洞は切欠底に対する最近接 MnS 介在物を起点としている. このため, 本調査で用いたような S, 0.005~0.046% の材料では, MnS 介在物の量, 配列状態はシャルピー衝撃の亀裂発生に大きな影響をおよぼさないと考えられる. なお, 伝播過程におよぼす MnS 介在物の影響は大であり, これは, 3.2 で述べたように亀裂先端部の広い領域にわたり, MnS 介在物に起因する大きな空洞が形成されるためであると考えられる. 一方, 引張では塑性変形中に試験片半径方向の広い領域にわたり MnS 介在物に起因した大きな空洞が発生する. それらの連結は MnS 介在物の単位体積当りの量, および引張軸に対する配列状態の影響を顕著に受ける. このため, S 含有量, L, C 方向の相違は引張による亀裂発生に大きな影響をおよぼすものと考えられる.

## 5. 結 論

実用 70 kg/mm<sup>2</sup> 級高張力鋼を用い, 延性におよぼす S 含有量, 熱処理, 切欠尖鋭度の影響調査, シャルピー衝撃試験での亀裂発生・伝播過程調査, 引張破断過程調査および破面観察などを行ない, 以下の結果が得られた.

(1) 同一強度レベルでは, 破断延性, シェルフ・エネルギーにおよぼす S 含有量の影響は, L 方向より C 方向が顕著に受ける. またシェルフ・エネルギーの方が破断延性に比し S 量の影響を受ける度合いは大きい.

(2) シェルフ・エネルギーにおよぼす切欠尖鋭度の影響として, 強度レベル 65~75 kg/mm<sup>2</sup> の場合, 2 mm V 切欠は S 含有量によらず, 深さの疲労切欠とほぼ同一であり, 2 mm U 切欠に比し, S 含有量, L, C 方向によらず, 約 3.5 kg·m 小さい.

(3) 二重衝撃試験, 疲労切欠付衝撃試験により亀裂の発生と伝播の分離を試みた. MnS 介在物の影響は亀裂発生よりも, むしろ伝播に大きな影響を与える.

(4) 引張破断過程観察により, MnS 介在物からの空洞発生にはかなりの塑性歪を要し, また空洞連結は破断直前に生ずる. 空洞連結に要する真歪  $\epsilon_i$  は S 含有量増大に伴ない低下し, その影響は, 方向に比し方向で顕著に生ずる. このように MnS 介在物の亀裂発生におよぼす影響は, 衝撃試験と引張試験とは相違している.



(5) 破断過程調査および破面観察から、引張破断は最初 MnS 介在物を起点として大きな空洞が生じ、つぎにこれらの空洞が引張中心軸付近で、ROGERS<sup>11)</sup> の提唱したように、せん破応力により微少空洞群、ポイドシートで連結し、亀裂を生じジグザグ状に進展する。シャルピー衝撃破断の場合、切欠または亀裂とその先端部の空洞との連結により亀裂が発生・進展する。

(6) 延性破面の定量解析の結果、本実験結果の範囲では、連結部(2次ディンプル)の面積は、S量や熱処理によらずシェルフ・エネルギーとほぼ対応する結果が得られた。このことは延性破壊に対して炭化物などマトリックスの性質も重要な影響をもつことを示している。炭化物の寸法が約 0.1 $\mu$  以上の場合にはこれらの炭化物粒子がディンプルの形成に寄与するものと考えられる。

おわりに本研究の発表を許可された中央技術研究所長小田尚輝博士ならびにご鞭撻いただいた副所長三好栄次博士に感謝の意を表す。また本実験遂行にあたり、終始ご助力いただいた田頭一氏に感謝の意を表す。

#### 文 献

- 1) B. I. EDELSON and W. M. BOLDWIN: Trans. ASM, 55 (1962), p. 230
- 2) C. T. LIU and J. GURLAND: Trans. ASM 61 (1968), p. 156
- 3) F. B. PICKERING: 鋼の強靱性シンポジウム (1971, 京都) 論文集 p. 9
- 4) F. A. McCLINTOCK: Ductility (1968), p. 255 ASM
- 5) L. ROESCH: Mém. Sci. Rev. Met., 66 (1969), p. 29
- 6) D. BROEK: A Study on Ductile Fracture (1971) Ph. D. Thesis of Delft Tech. Univ.
- 7) 井上 毅, 木下修司: 鉄鋼協会第 88 回討論会講演概要, 鉄と鋼, 60 (1974) '74-A119
- 8) L. E. MILLER and G. C. SMITH: JISI, 208 (1970), p. 998
- 9) D. P. CLAUSING: Trans. ASM, (1967), p. 504
- 10) 大路清嗣, 小倉敬二, 武藤陸治: 日本機械学会論文集 (I), 40 (1974), p. 2979
- 11) H. C. ROGERS: Trans. AIME, 218 (1960), p. 498
- 12) 正脇謙三, 山中敏行: 塑性と加工, 14 (1973), p. 953
- 13) 小林芳人, 高島洋一, 統木 茂, 清水真佐男, 国尾 武: 日本機械学会論文集 (I), 40 (1974), p. 2117
- 14) 小野寺龍太, 豊島清三: 日本金属学会誌, 39 (1975), p. 648
- 15) 大矢根守哉: 日本機械学会誌, 75 (1972), p. 596
- 16) 南雲道彦: 第 16 回材料強度と破壊国内総合シンポジウム論文集 (1971) p. 104
- 17) 三浦維四, 浅岡憲三: 日本金属学会誌, 39 (1975), p. 1025
- 18) 福井彰一, 上原紀興: 電気製鋼, 43 (1972), p. 4
- 19) J. GURLAND and J. PLATEAU: Trans. ASM, 56 (1963), p. 442
- 20) A. BROWNRIGG and F. M. CHAMBERS: JISI, 208 (1970), p. 1078
- 21) 小指軍夫, 大北智良: 鋼の組織と強度靱性, (1973), p. 53, 鉄鋼基礎共同研究会, 強度と靱性部会
- 22) 小指軍夫, 田中淳一: 鋼の強化組織と延性, 靱性 (1975), p. 159, 鉄鋼基礎共同研究会, 強度と靱性部会
- 23) 松原博義, 大須賀立美, 小指軍夫, 東田幸四郎: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 1848
- 24) A. G. FRANKLIN and W. J. McG. TEGART: JISI, 202 (1964), p. 588
- 25) P. J. KONKOL and M. F. BALDY: Met. Technology, 1 (1974), p. 332
- 26) T. J. BAKER and J. A. CHARLES: Effect of Second-phase particles on the mechanical properties of steel (1971) p. 79. The Iron and Steel Institute
- 27) J. C. M. FARRAR: Weld. J., 53 (1974), 321-S
- 28) C. E. HARTBOWER: Weld. J., 36 (1957), 494-S
- 29) H. W. HAYCLEN and S. FLOREEN: Acta. Met., 17 (1969), p. 213
- 30) R. R. PRESTON: Effect of second-phase particles on the mechanical properties of steels (1971), p. 79, The Iron and Steel Institute
- 31) W. A. MAXY and A. R. DUFFY: Ductile fracture behavior in 48 diameter pipe, (1971) Res. Report. Battel Colom. Lab.
- 32) J. E. HOOD and R. M. JAMIESON: JISI, 211 (1973), p. 369
- 33) 三村 宏: 鋼の組織と強度, 靱性, (1973), p. 45 鉄鋼基礎共同研究会, 強度と靱性部会
- 34) T. J. BAKER and J. A. CHARLES: JISI, 211 (1973), p. 187
- 35) P. C. WILSON, Y. V. MURTY, T. Z. KATTAMIS, and R. MEHRABIAN: Met. Technology, 2 (1975), p. 241
- 36) C. D. BEACHEM: Met. Trans., 6A (1975), p. 377
- 37) P. F. THOMASON: J. Inst. Metals, 96 (1968), p. 360
- 38) 小指軍夫: 鉄鋼基礎共同研究会第 2 回強度と靱性部会, シンポジウム資料 (1971), p. 69
- 39) 丹羽直毅, 大久保忠恒: 日本金属学会誌, 39 (1975), p. 635
- 40) 今井勇之進: 日本金属学会報, 14 (1975), p. 405
- 41) L. ROESCH and G. HENRY: Electron microfractography, (1969), p. 3, ASTM. STP No. 453
- 42) E. SMITH and B. M. PATCHETT: Weld. J., 54 (1975), 226-S
- 43) G. JOLLEY, I. M. KILPATRICK and R. MAIN: Weld. J., 52, (1973), 543-S
- 44) G. BIRKBECK and A. E. WAITH: Met. Trans., 1 (1970), p. 1474
- 45) Ø HARSEM and H. WINTERMARK: Impact testing of Metals, (1970), p. 53 ASTM STP No. 466
- 46) E. SMITH and B. M. PATCHETT: Weld. J., 54 (1975), 169-S