

.....  
 論 文  
 .....

## 鋼の衝撃性質に及ぼす非金属介在物の影響\*

斎 藤 鉄 哉\*\*・内 山 郁\*\*\*

### Effect of Nonmetallic Inclusions on Impact Property of Steels

Tetsuya SAITO and Iku UCHIYAMA

#### Synopsis:

In order to study the relationship between FeO type inclusions and impact property of steels, 30-kgm U-notched charpy impact test of specimens with different oxygen content was carried out. The fracture surfaces obtained by this test were observed with an electron microscope by two-steps carbon replica technique or directly with a scanning electron microscope and the profiles of these fracture surfaces were observed with an optical microscope. A quantitative estimation was made on the degree of effect of FeO type inclusions on impact property of steels, on the basis of the relationship between absorbed energy in impact test and the number of inclusions associated with the fracture surface. Some of the results obtained are as follows:

- 1) Impact property becomes worse with an increase in inclusion content. But the effect of inclusion content on absorbed energy in brittle fracture range can not be recognized.
- 2) FeO type inclusions seem, in some cases, to act as barriers to the propagation of cleavage crack.
- 3) The degree of effect of FeO type inclusions on impact fracture increases with an increase in grain size of specimen.

(Received July 2, 1970)

#### 1. 結 言

鉄鋼の機械的性質を論ずる場合、それに影響をあたえる因子として、非金属介在物は欠くことができない。従来より、鋼のじん性、疲労性質、加工性その他種々の性質に非金属介在物は大きい影響をあたえるといわれている。鋼のじん性と非金属介在物との関係については、多くの研究報告が行なわれており<sup>1)~5)</sup>、しだいに明らかにされてきている。しかしながら、これらの研究の多くは硫化物系介在物に関するものであり、酸化物系介在物についての研究はきわめて少ない。

一般に、鋼の破壊は亀裂の発生およびその伝播の2つの段階に分けて考えられている。亀裂の発生という点からすれば、非金属介在物が果たす役割として、大きく3つに分けることができる。その第一は、STROH<sup>6)</sup>あるいはKOEHLER<sup>7)</sup>らによつて指摘されているように、結晶粒界などの障害物のために刃状転位が堆積し、その転位群の端ですべり面に垂直な面に引張応力が発生して、これが亀裂の発生に寄与する。さらにこの考え方は横堀ら<sup>8)</sup>によつて発展させられ、非金属介在物も上に述べた障害物と考えられた。いいかえれば、介在物のまわりに堆積

した転位によつて亀裂が発生する場合である。第二は、変形しやすい基地鉄が変形しにくい介在物のまわりで塑性流動すると大きい張力を生じて介在物と基地鉄との界面がはく離する場合である<sup>9)</sup>。そして第三は介在物のまわりの応力集中によつて、介在物自体が破壊して空隙を発生する場合である<sup>10)</sup>。

中西ら<sup>11)</sup>はセミキルド鋼を用いて、V切欠き引張試験を行ない、その脆性破面を電子顕微鏡で観察して、球形介在物は亀裂の伝播にはほとんど関係がないが、伸延性の介在物の場合には、介在物に亀裂があたると、その一方の端から亀裂が発生して進行し、また亀裂の径路は介在物によつて曲げられるとしている。一方VOGELSら<sup>12)</sup>は脆性破壊の場合、亀裂の径路と介在物との関係については否定的な見解を述べている。

延性破壊の場合、亀裂の径路は、負荷応力と応力集中物 (Stress concentrator: たとえば介在物によつて生ずる空隙など) によつて決定される。亀裂の伝播は、空隙

\* 昭和44年10月本会講演大会にて発表  
 昭和45年7月2日受付

\*\* 金属材料技術研究所

\*\*\* 金属材料技術研究所 工博

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

	C	Si	Mn	S	P	Al	N	O	Remarks
SP 101	0.005	0.004	0.002	0.004	0.002	0.004	0.0038	0.19	Open melted and enriched oxygen content by adding $\text{Fe}_2\text{O}_3$
SP 111	0.005	n. d.	0.003	0.006	0.001	0.002	0.0045	0.11	Open melted
SP 116	0.006	n. d.	n. d.	0.006	n. d.	0.008	0.0042	0.064	Melted under Ar atmosphere and added a small amount of Al
108V	0.006	0.006	0.001	0.004	0.002	0.003	0.0014	0.004	Vacuum melted and deoxidized with carbon
SP 301	0.004	n. d.	0.003	0.006	0.001	0.002	0.0045	0.11	Open melted and annealed*
SP 303	0.005	n. d.	0.003	0.006	0.001	0.004	0.0055	0.11	Open melted, 10% pre-strained and annealed*

\* 850°C×1 hr

の発生, さらに局部塑性歪によるその凝集という過程をとる<sup>13)</sup>. したがって, 延性破壊においては, 介在物は空隙の発生という段階を通して, 亀裂の発生のみならずその伝播にも影響をおよぼすことが考えられる.

介在物が亀裂の発生, 伝播にどのような影響を与えているかは, 破壊の様式, 基地鉄と介在物との相対的強度差, 両者の界面の状態, 弾性係数の差, 介在物の形, 大きさ, 量, 分布状態などを考慮しなければならない.

本実験の目的は, U切欠きシャルピー衝撃曲げ試験を行なつて, FeO系球形介在物が破壊の様式によつて, 亀裂の発生あるいはその伝播におよぼす影響がどのように異なるかを検討し, さらにフェライトの結晶粒度によつて鋼の衝撃特性におよぼす介在物の影響度合にどのような差があるかを考察し, その影響度合を定量的に比較することにある.

## 2. 試料および実験方法

### 2.1 供試材

供試材の化学組成を Table 1 に一括して示した. 基本原材料として電解鉄を用い, 溶解はすべて 10 kg 高周波誘導炉で行なつたが, 鋼中の酸素量したがって FeO系介在物量を変えるために, つぎの 4 種類の溶製を行なつた. すなわち, SP 101 は大気中で, 溶け落ち後ただちに,  $\text{Fe}_2\text{O}_3$  を添加して酸素を富化した試料である. SP 111 は大気中で普通に溶製した. SP 116 は溶け落ち後溶湯表面に Ar ガスを吹きつけさらにごく少量の Al を添加, 脱酸を行なつた. しかし Table 1 からわかるように, これによる Al 量の増加はほとんど無視できる程度であつた. 108V は真空中で溶解し, 少量の炭素を

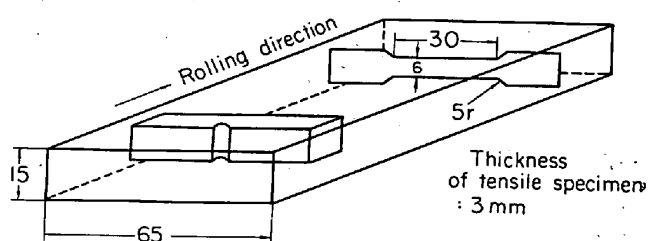


Fig. 1. Dimensions (mm) and directions of specimens for Charpy impact and tensile tests.

添加して脱酸を行なつた. なお SP 301 および SP 303 はともに SP 111 と同様すなわち大気中で普通に溶製し, 結晶粒度を変える試料とした. これらの鋼塊は, すべて 1200°C 加熱後熱間鍛圧を行ない厚さ 15 mm, 幅 65 mm の板に仕上げた. U切欠きシャルピー曲げ試験片はすべて Fig. 1 に示すように圧延方向に直角に採取した. 試験片は切り出して粗加工し, 950°C×1 hr 加熱後仕上げ加工を行なつた. しかし SP 301 および SP 303 については, 前者は試験片切り出し粗加工後, 850°C×1 hr 加熱を行なつて仕上げ加工した. また後者は, まず約 10% の引張歪を与えた後に, 切り出し粗加工し, つぎに 850°C×1 hr の加熱を行なつて結晶粒度粗大化処理を行ない, 最後に仕上げ加工を施した.

### 2.2 試験および観察方法

#### 2.2.1 衝撃試験

W. P. REES<sup>14)</sup>らは, V切欠きシャルピー衝撃曲げ試験を行なつて, 酸素量が 0.002% 以下の場合, 衝撃遷移温度は  $-9 \sim -18^\circ\text{C}$  であつたものが, 酸素量が約 0.27% になると約 560°C に達すると述べている. 本実験では, 予備実験の結果をもとにして, 遷移温度が低温

側に移動するように、JIS (JIS Z 2202) 三号試験片 (U 切欠き試験片) を用いて実験を行なった。すなわち 30 kg·m シャルピー衝撃曲げ試験機を用い、約  $-50^{\circ}\text{C}$  ~  $100^{\circ}\text{C}$  の温度範囲で温度-吸収エネルギー曲線を求めた。完全に脆性的あるいは延性的な破壊をすることを考えられる温度範囲以外では、各試験温度について、少なくとも 3 本の試験片で試験をくり返して、温度-吸収エネルギー曲線を決定した。

### 2.2.2 引張試験

Fig. 1 に示すような小型引張試験片を用い、インストロン引張試験機で行なった。応力-ひずみ線図は、クロスヘッド速度 2mm/min に対し、チャート速度 30mm/min で記録した。加工硬化能が低い鋼の場合、引張り応力下で空隙の凝集が若干容易であるといわれているので<sup>15)</sup>、この応力-ひずみ線図より  $\sigma = K\varepsilon^n$  で定義される加工硬化指数  $n$  および強度係数  $K$  を求めて比較した。この場合、 $n$  は、応力-ひずみ線図の一樣伸び範囲で 5 点を取り、最小二乗法で直線を引き、その傾きから求めた。また、引張試験片の熱処理はシャルピー衝撃曲げ試験片の場合とまったく同様に行ない、試験は室温で行なった。

### 2.2.3 観察方法

衝撃曲げ試験によつてえた破断片のいつぼうは、走査型電子顕微鏡あるいは二段カーボンレプリカ法により電子顕微鏡で破面の観察をするのに供した。他方の破断片は、破面にニッケルメッキを施して、破面の中央部を通つて切欠きを含むように試験片を縦方向に二分し、鏡面に仕上げ、破面のプロファイルを光学顕微鏡で観察した。またこのプロファイルにより、破面線にそつて破面に関連している介在物の数を測定した。同時に破面近傍の  $100\mu \times 100\mu$  内に存在する介在物の数を任意の 50 視野について測定した。これらの測定が終わるごとに、 $0.2 \sim 0.3\text{ mm}$  を研磨しておとし、同一試験片につき少なくとも 5 回の測定をくり返した。この場合の顕微鏡の倍率は 1000 倍 (油浸) で、介在物は大きさによつて、

$5\mu$  以上とそれ以下に分けて測定した。しかし  $5\mu$  以下の介在物に比べて、それ以上のものは数が少なく、統計的に扱うとバラツキが大となるので、本実験では、一応総計をもとにして、考察を行なった。なお鏡面に仕上げるさいに介在物が脱落する可能性があるので、バフ研磨は条件を一定にするために、自動研磨機によつて行なった。

## 3. 実験結果

### 3.1 引張試験

Table 2 に引張試験結果および各試験片の結晶粒度を一括して示した。SP 101, SP 111, SP 116, 108V (これらを SP I シリーズと呼ぶ) の各試料の結晶粒の大きさはほとんど同じである。また、 $n$  値、 $K$  値および UTS についてもあまり変化は認められない。いつぼう伸びと絞りに関しては、とくに真空溶解で作つた 108V のそれらが著しく異なり、鋼中の酸素量の相違に起因するものと考えられる。鉄中の酸素は、粒界に偏析し、粒界破壊の原因となることが古くからいわれているが、本実験の場合は 108V を除く試料はすべて固溶限以上の酸素を含有しており、酸素の粒界偏析の点では同一条件にあるといえよう。したがつて、前述の酸素量の相違によるということは、鋼中の介在物の量の違いによるものと考えうる。Photo. 1 に、各試料中の介在物の分布状況を示した。

Fig. 2 に SP I シリーズの試料について JIS 法 (JIS G 0555) によつて測定した介在物の面積率と UTS、絞りおよび伸びとの関係を示した。UTS については、実験範囲内の介在物量ではほとんど変化がないが、絞りおよび伸びは最初介在物量の増加とともに急激に低下し、その後は低下の割合はしだいに減少する。とくにに絞りについてはその傾向が大である。

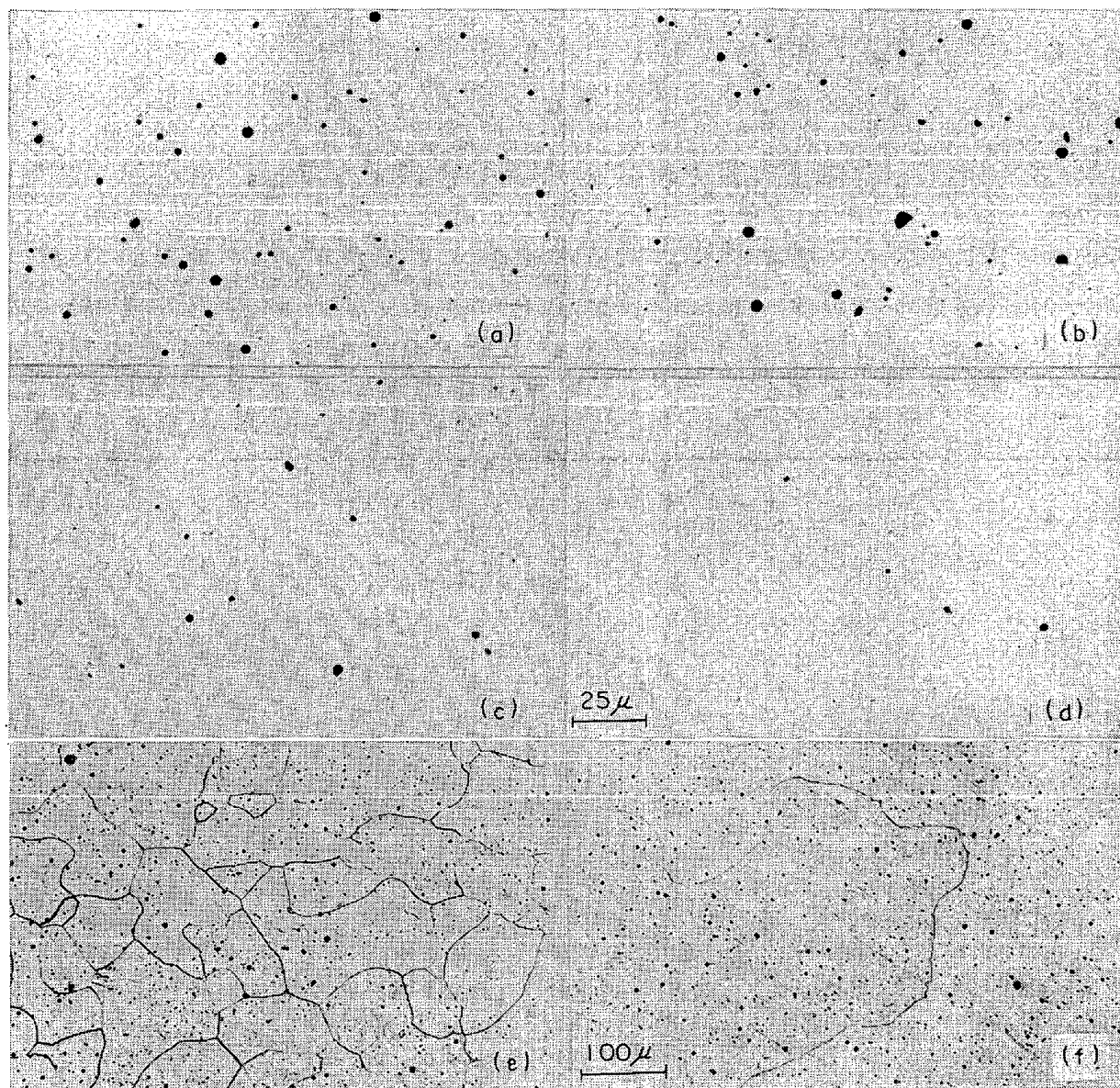
### 3.2 衝撃曲げ試験

衝撃曲げ試験によつてえられた温度-吸収エネルギー曲線を Fig. 3 および Fig. 4 に示した。SP 301 および SP 303 の試料 (これらを SP 3 シリーズと呼ぶ) に対す

Table 2. Mechanical properties and grain size of specimens.

	Elongation (%)	Reduction (%)	UTS (kg/mm <sup>2</sup> )	$n$ -value*	$K$ -value* (kg/mm <sup>2</sup> )	Grain size ( $\mu$ )
SP 101	29.3	63.3	26.5	0.29	51.9	108
SP 111	28.9	53.6	28.2	0.33	57.8	111
SP 116	30.6	59.6	28.7	0.35	60.6	109
108V	44.6	80.9	25.5	0.39	56.7	107
SP 301	30.7	63.1	27.9	0.30	54.3	74
SP 303	28.3	58.1	26.8	0.31	53.2	175

\*  $n$  and  $K$  are respectively the strain-hardening coefficient and the strength coefficient defined by the equation  $\sigma = K\varepsilon^n$



(a) SP 101 (b) SP 111 (c) SP 116 (d) 108 V (e) SP 301 (f) SP 303

Photo. 1. Distribution of inclusions in samples.

る温度-吸収エネルギー曲線は結晶粒度の差異にもかかわらず、この経過にはほとんど変化が見られないが、吸収エネルギーの最高値は、最高試験温度 100°C までの範囲では、結晶粒径の小さい SP 301 のほうが多少高い<sup>10)</sup>ように思われる。また同一熱処理を行なっている SP1 シリーズの試料について、4 kgm/cm<sup>2</sup> あるいは 8 kgm/cm<sup>2</sup> の各吸収エネルギーを示す試験温度が介在物の量によつてどのように変化するか、および室温あるいは 100°C での吸収エネルギーが介在物の量によつてどのように変化するかを、まとめて Fig. 5 に示した。この図から、介在物の量が増加するにつれて、一定の吸収エネルギーを示す温度は急速に増加し、また一定の試験温度における吸収エネルギーも急速に減少すること、すなわち

鋼の衝撃曲げ性質は、介在物の量が増加するとともに、急激に劣化することがわかる。しかしながら Fig. 3 および Fig. 4 からわかるように、脆性破壊の温度領域での吸収エネルギーは試料により変化はなく、したがつて介在物量はあまり影響しないものと考えられる。

Fig. 6 (a), (b), (c) はシャルピー衝撃曲げ破面のプロフィールにより、破面線近傍の任意の 10<sup>-2</sup> mm<sup>2</sup> に存在する平均介在物数  $N_0$ 、および破面線にそつて測定した破面と関連している介在物 [Photo. 2 (a), (b) にその例を示す。Photo. 2 (a) は延性破面と、Photo. 2 (b) は脆性破面と関連している介在物である。] の数  $N_1$  より

$$E = N_1 / N_0 \dots \dots \dots (2)$$

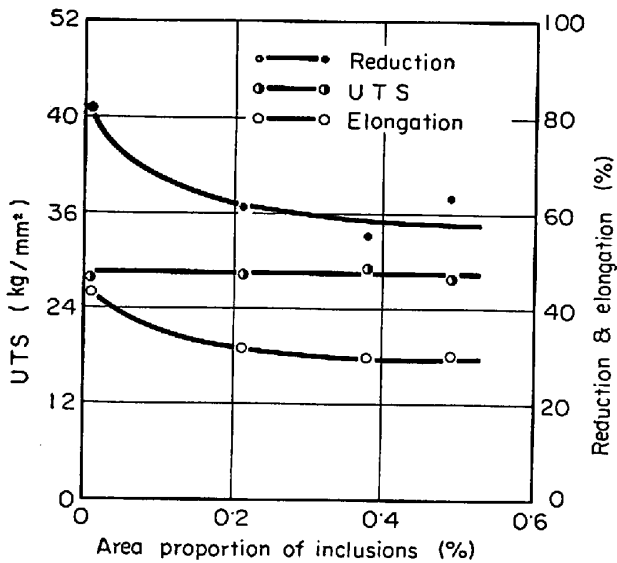


Fig. 2. Effect of area proportion of inclusions in SP 1 series specimens on tensile properties (UTS, reduction of area and elongation).

を求めて吸収エネルギーとE値との関係を SP 101, SP 111, SP 116 の各試料について示したものである。これらの図中に示されている黒丸は、各温度における測定値の平均値を示し、また実直線はこれらの平均値をもとにして描いたものである。また図に示されている各 E-値のバラツキの原因として

- (1) 研磨時などにおける介在物の脱落。
- (2) 破壊面の面積すなわちプロフィールにおける破面線の長さは、各プロフィールにおいてかならずしも一定でないこと。
- (3) 延性、脆性両破面が混在しているような破面では、同一試料でも各プロフィールによつてその割合が異なる場合があること。

などが考えられるであろう。しかし E-値は吸収エネルギーの増加にともなつて、増加する傾向があることは同図から明確に認められる。

Fig. 7 (a), (b) はそれぞれ SP 301 および SP 303 に

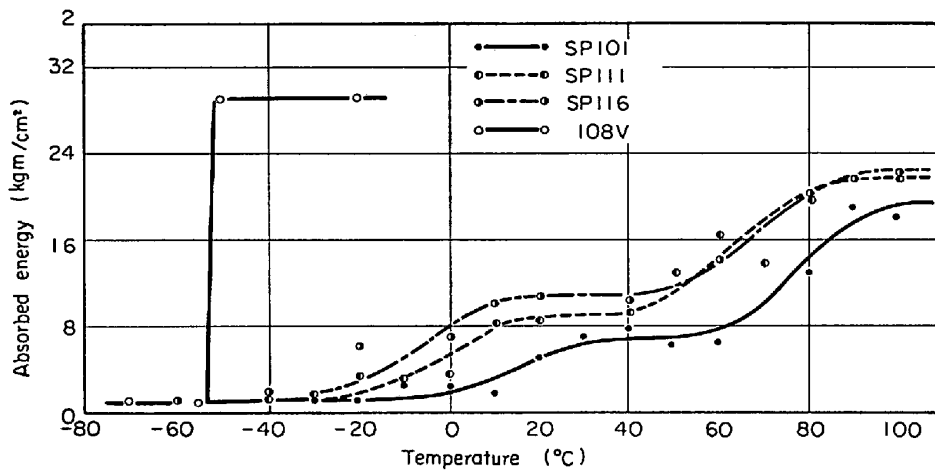


Fig. 3. Relationship between absorbed energy by U-notch Charpy impact test and test temperature for SP 1 series specimens.

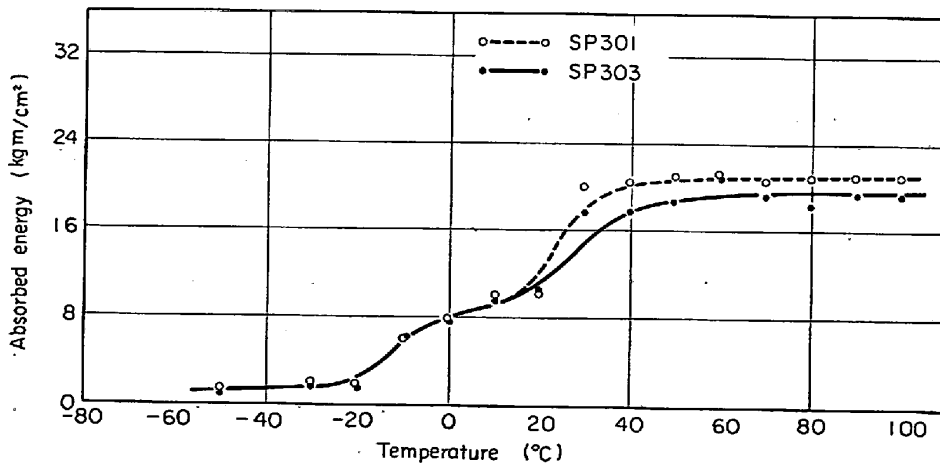


Fig. 4. Relationship between absorbed energy by U-notch Charpy impact test and test temperature for SP 3 series specimens.

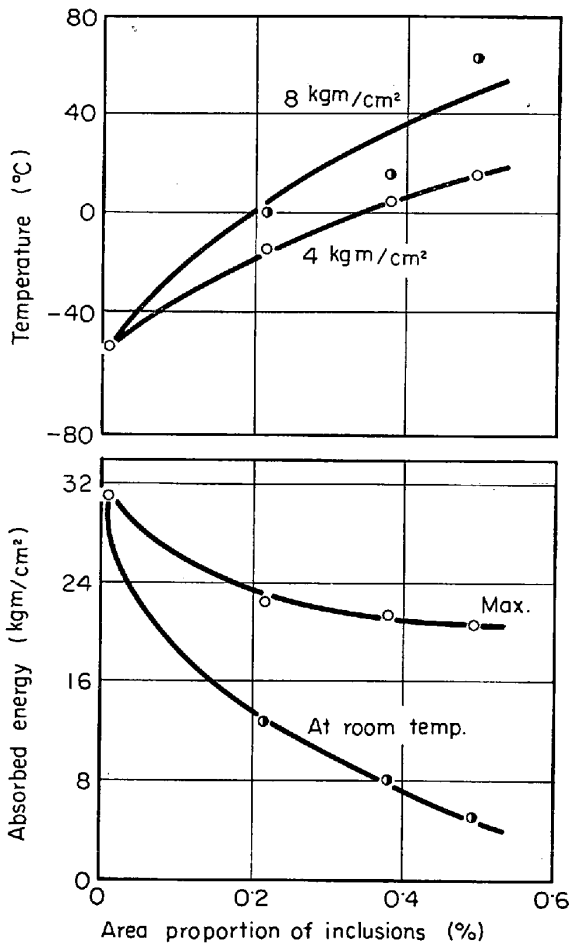
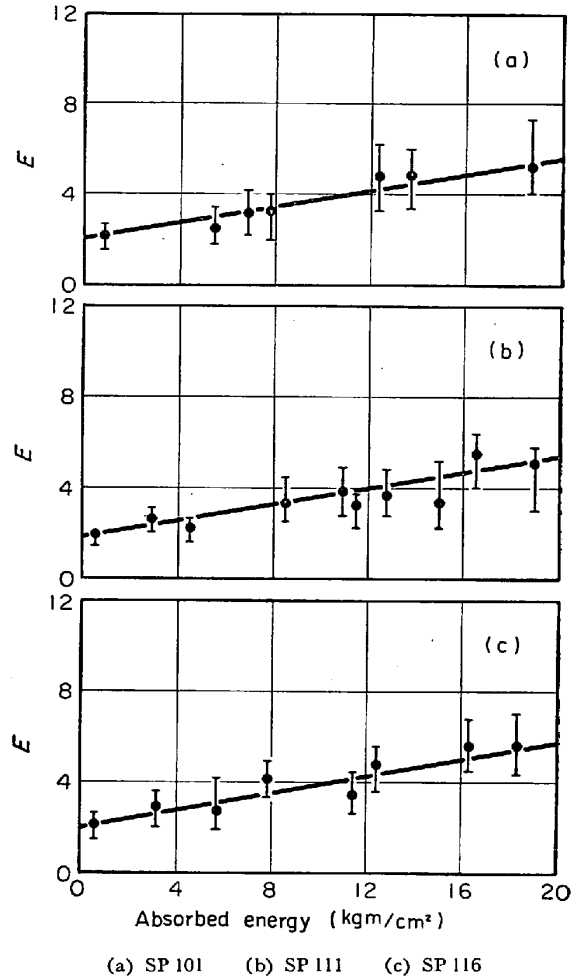


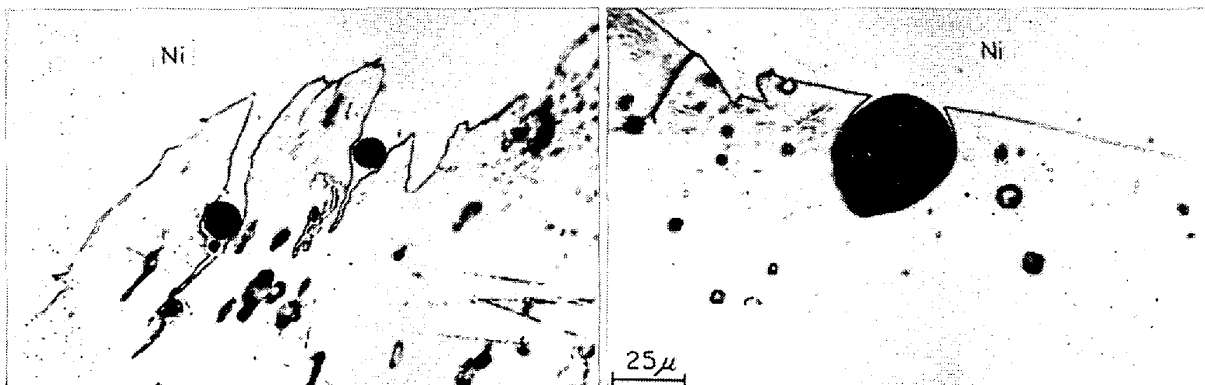
Fig. 5. Effect of area proportion of inclusions in specimen on temperatures at which absorbed energy was 4 and 8 kgm/cm<sup>2</sup> and on absorbed energy at room temperature and 100°C.



(a) SP 101 (b) SP 111 (c) SP 116  
Fig. 6.  $E$ -value as a function of absorbed energy determined by charpy impact test for SP 1 series specimens.  $E = N_1/N_0$ , where  $N_1$  is number of inclusions associated with fracture surface on fracture profile and  $N_0$  is number of inclusions in area of  $10^{-2}$ mm<sup>2</sup> near the fracture surface.

ついて、まったく同様にしてえた結果を図示したものである。SP 303 のほうは、SP 301 に比べて  $E$ -値対吸収エネルギーの直線の傾き  $dE/dA$  がかなり大であることがわかる。SP 301 および SP 303 においては、試料中

の酸素量すなわち FeO 系介在物量 ((2) 式中の  $N_0$ )



(a) Inclusions associated with ductile fracture surface (SP 101, absorbed energy=8.9 kgm/cm<sup>2</sup>, at 30°C)  
(b) Inclusions associated with brittle fracture surface (SP 101, absorbed energy=18.5 kgm/cm<sup>2</sup>, at 100°C)

Photo. 2. Inclusions on fracture profile.

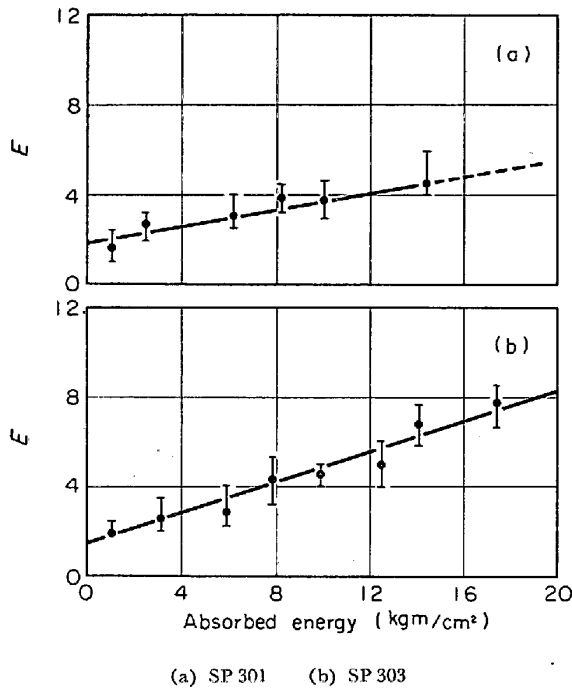


Fig. 7.  $E$ -value as a function of absorbed energy determined by charpy impact test for SP 3 series specimens.

は等しい。したがって、 $E$ -値対吸収エネルギーの直線の傾き  $dE/dA$  が大であることは、同一吸収エネルギーを有する破壊において SP 301 に比べ SP 303 のほうが、破面と関連のある介在物の数 ((2) 式中の  $N_i$ ) が多いことを示している。しかし鋼中の酸素量したがって FeO 系介在物量が大きく異なる試料については、このような考え方をすることはできないであろう。というのは、介在物の絶対量が多い試料すなわち (2) 式の  $N_0$  が大である試料の場合には、その少ない試料に比べて、破面と関連している介在物数 ((2) 式の  $N_i$ ) は当然多くなるであろうが、これら両者はかならずしも比例関係にはないからである。したがってこのように介在物の量の異なる試料についての比較に関しては、のちに考察することにする。

### 3. 考 察

#### 3.1 破面について

Photo. 3 に、試験温度 100°C で、衝撃曲げにより破壊した SP 101 の破面の走査型電子顕微鏡写真を示す。これから、破面は典型的な dimple pattern であり、介在物のほとんどがその内部に存在することがわかる。また Photo. 3 および Photo. 2 (a) からわかるように、dimple 内に存在する介在物はそれ自体破壊しておらず、介在物と基地鉄の界面ではく離している。そして、これ

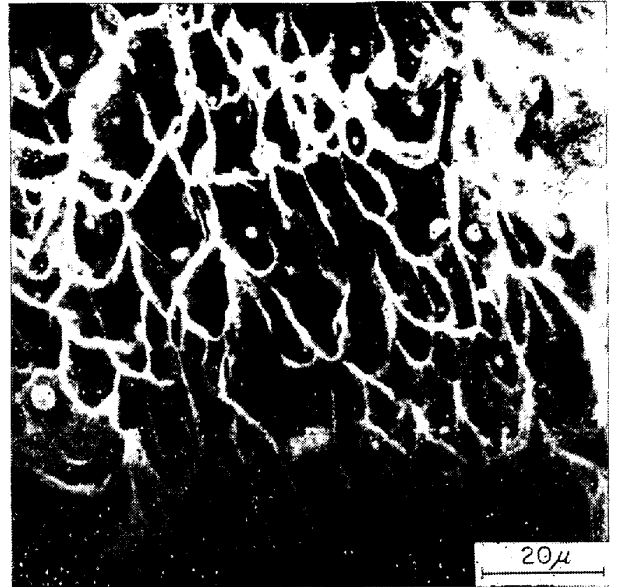


Photo. 3. Scanning electron micrograph of ductile fracture surface (SP 101, absorbed energy = 18.5 kgm/cm², at 100°C).

らのはく離は、基地鉄の塑性変形が進むにつれて大きくなり、凝集して破壊にいたつたと考えられる。したがって、延性破壊においては、介在物は亀裂の発生源としてのみでなく、空隙の凝集という過程をとおして亀裂の伝播にも影響をおよぼすであろう。すなわち、介在物が存在すると、応力集中により空隙の発生が容易になり、介在物の量が多くなるとこれらの空隙の凝集がより容易となる。それゆえ、介在物量と鋼の機械的性質の間に相関関係があることが当然考えられる (Fig. 2 および Fig. 3 参照)。このような観点から、前述の  $n$  値および  $K$  値に対しては基地鉄の塑性変形の影響が大きいとしても介在物の影響があらわれてよいと考えられるが、本実験では認められなかつた。これは、 $n$  値、 $K$  値のとり方その他に起因するかもしれない。

Photo. 4 (a), (b) は破面が完全に延性破壊の様相を示す温度での衝撃曲げ試験片の破面の電子顕微鏡レプリカ写真を示す。両方ともに dimple pattern が明りように認められる。なお Photo. 4 (b) 中の黒い球状部はレプリカ作製の段階でうつしとられた介在物である。これは破面の走査型電子顕微鏡写真 Photo. 3 あるいは破面プロフィール Photo. 2 (a) からわかるように dimple 内に存在する介在物はきわめて脱落しやすい状態で存在していることを示すものである。

一方、試験温度を下げていくと、破面は Photo. 5 に示すように、dimple pattern の延性破壊部分と脆性破壊部分とが混在した状態になる。同写真中央部の比較的平坦な部分には river marking が認められ、明らかにへ



(a)



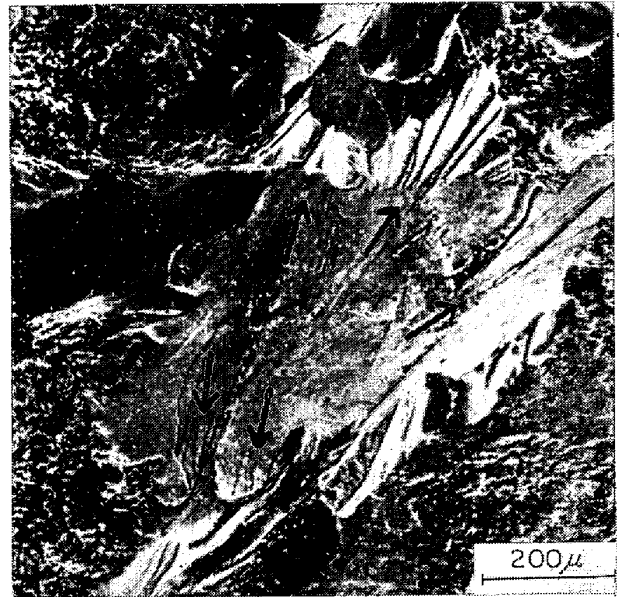
(b)

(a) 108 V, absorbed energy = 29.7 kgm/cm<sup>2</sup> at -20°C  
 (b) SP 101, absorbed energy = 6.5 kgm/cm<sup>2</sup> at 60°C

Photo. 4. Dimple pattern on ductile surface.  
 Electron micrograph using two-steps carbon replica.

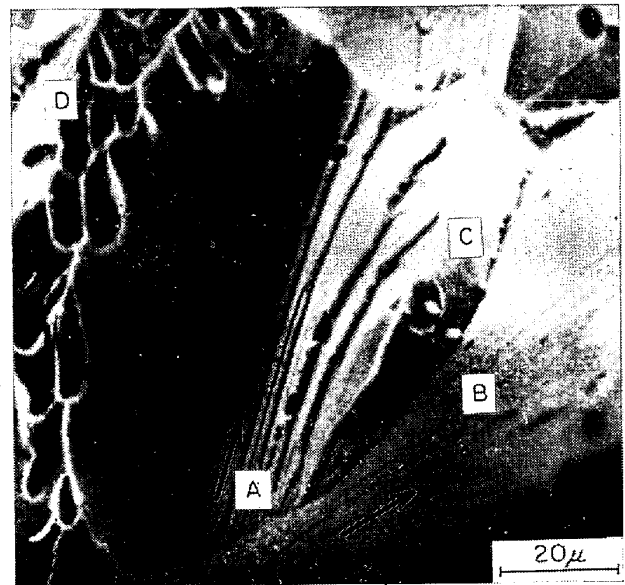
き開破壊である。この部分での亀裂の進行方向は、矢印で示すように放射状であり、主亀裂進行方向とは全く逆方向の部分が存在しており、別の亀裂発生点が存在していたことがわかる。

Photo. 6 には脆性破壊領域の温度で衝撃曲げ試験を行なった試験片の破面の様相を走査型電子顕微鏡写真によつて示した。鉄中の酸素量が増加すると破壊は結晶粒界にそつたいわゆる粒界破壊となるといわれている<sup>17)</sup>。それにしたがうと、本実験のような高酸素量の試験片では、当然粒界破壊をすることが予想される。しかし、破面を腐食してファセットピット法により、面方位の決定を行なったところ、破面のかなりの部分がへき開破壊によるものであることが認められた。同写真に示すAの部分は river marking が密集しており、結晶粒界があることがわかる。またBで示す部分にも river marking が見られ、やはりへき開面に沿つた脆性破面である。さらに



Arrows show the direction of cleavage crack propagation (PS 303, absorbed energy = 7.2 kgm/cm<sup>2</sup> at 20°C)

Photo. 5. Scanning electron micrograph of fracture surface mixed of cleavage and tear rupture.

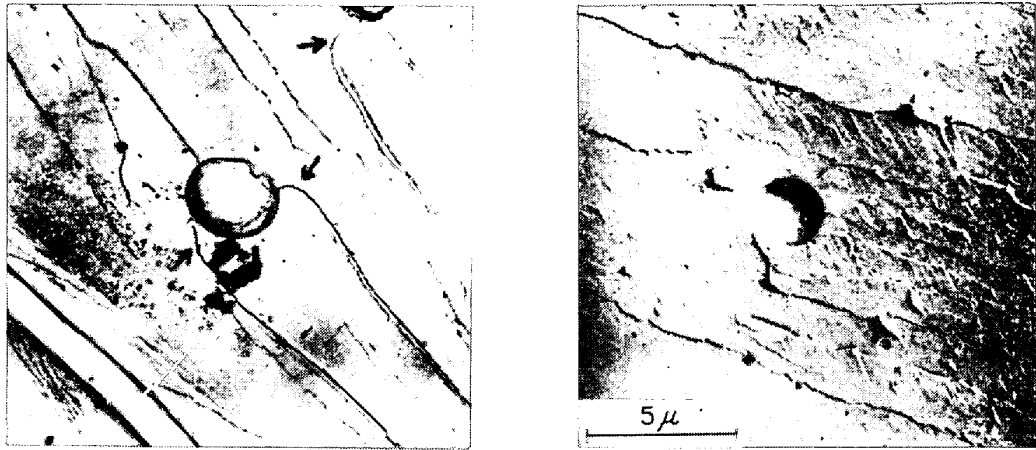


A and B: cleavage fracture surface. C: grain boundary fracture surface, D: tear rupture, arrows: the direction of crack propagation (SP 101, absorbed energy = 0.9 kgm/cm<sup>2</sup> at -20°C)

Photo. 6. Scanning electron micrograph of brittle fracture surface.

これら2つの面には含まれているCの部分は featureless であり、先に述べた粒界破壊である。さらにDで示した部分は tear rupture による dimple pattern が見られる。このような部分の dimple においても、その内部には介在物が認められ、介在物が前述したように亀裂の発生および伝播に役割をはたしていることが推察される。なお同写真中の矢印は亀裂の進行方向を示している。





(a) Relationship between inclusion and river markings (SP 303, absorbed energy=1.9kgm/cm<sup>2</sup> at -10°C)  
 (b) Relationship between inclusion, tongues and river markings (SP 101, absorbed energy=3.0kgm/cm<sup>2</sup> at -30°C)  
 Two-steps carbon replica.

Photo. 7. Inclusions on cleavage fracture surfaces.

Photo. 7 (a), (b) はへき開面にそつた脆性破面の特徴をなす river marking および tongue と介在物との関係を示す。多くの場合, river marking の進行方向したがつてへき開亀裂の進行方向は介在物によつてほとんど影響されないようである。しかしながら, Photo. 7 (a) に示すように river marking が介在物の側方のあまり遠くないところを通ろうとする場合には, river marking はその進行方向を変えて介在物につきあたるようになる<sup>10)</sup>ことがある。(図中の小さい矢印参照)。また多くの river marking が介在物に向つて流れ込み介在物を通りこすと1本の river marking に統一されてしまう。Fig. 8 は上述したことを図式的に示したものである。river marking は crack front に対して直角の方向に生ずる。したがつて, crack front の形は図中に点線で示したような形をとり, また矢印は crack front の進行方向を示している。すなわち, crack front が介在物に接近すると, 介在物の近傍では亀裂の伝播速度は, 介在物から十分に離れたところにおけるそれと比べて, 遅くなることわかる。少なくともへき開破壊の crack front が介在物に接近するとその速度が低下することから考えて, subcrack が介在物によつてその伝播を阻止されることは十分考えられる。Photo. 8 は本実験で観察されたその例である。一方 crack front が介在物を通過した後は, cleavage step の数は減少し, したがつてエネルギー的にへき開亀裂の伝播に対して有利になることも考えられる。すなわち, 微視的に見た場合, 介在物はへき開亀裂の伝播に対して上述のような2つのまったく逆な効果をもつことが考えられるので, 介在物のへき開亀裂伝播に対する巨視的な影響を, この結果から一義的に論じることとは困難であろう。

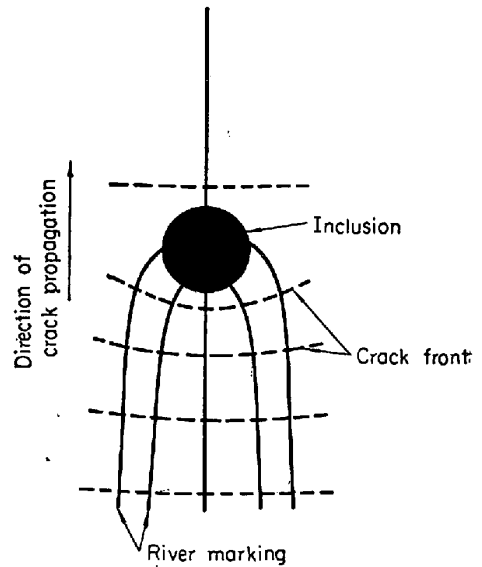


Fig. 8. Schematic diagram of crack front and river markings, of which direction is changed by an inclusion.

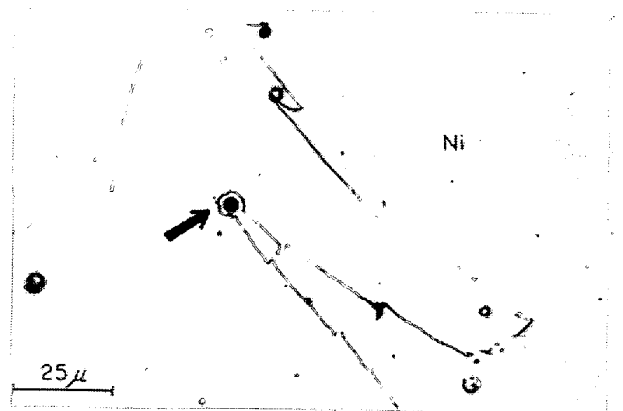


Photo. 8. Cleavage crack stopped by an inclusion. Arrow shows the end of cleavage crack.

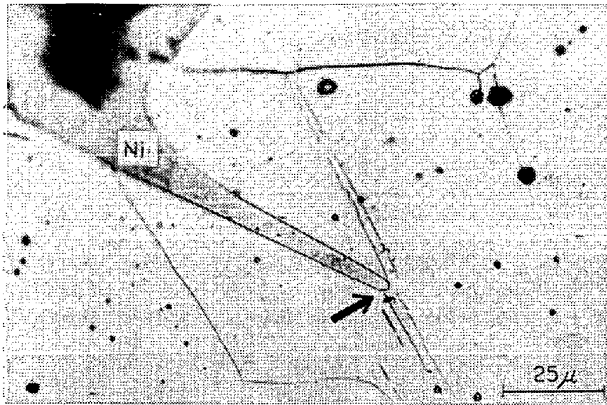


Photo. 9. Cleavage crack stopped by Neumann band. Arrow shows the intersection of cleavage crack and Neumann band.

FeO 系介在物とフェライトの双晶ノイマンバンド (Neumann band) とが付き当たると、条件によつてノイマンバンド (Neumann band) の幅が広くなつたり狭くなつたりすることが、すでに指摘されている<sup>14)</sup>。へき開破面と双晶とが交叉することによつて生ずる tongue と介在物との関連は破面観察の結果から認めることができなかつた。しかし Photo. 6 (b) からわかるように、river marking と tongue が交叉した場合、river marking の方向、したがつて亀裂の微視的な進行方向は大きく変化している。従来、BCC 金属において双晶が亀裂の発生に大きい役割をしている<sup>15)</sup>ことは周知の事実である。しかしながら A. S. TETELMAN ら<sup>16)</sup>によつて理論的に考察されているように、「きれいな材料」においては亀裂の発生が困難であり、双晶は材料の延性を悪化させる作用があるが、「きたない材料」においては亀裂の発生および初期の成長は比較的容易であり、双晶はむしろ延性の改善に寄与しうる。すなわち、本実験で用いたような材料においては、双晶は亀裂の伝播に対して一種の障害となるものと考えられる。Photo. 9 は本実験でしばしば観察されへき開亀裂が双晶すなわちノイマンバンド (Neumann band) によつて、その伝播を阻止されている例を示している。亀裂がノイマンバンド (Neumann band) に接している部分では、亀裂先端での応力集中によつて基地鉄が塑性変形をうけて、ノイマンバンド (Neumann band) が多少歪んでいるのが明りように認められる。

### 3.2 介在物の衝撃曲げ破壊におよぼす影響度合について

Fig. 6 および 7 で示した衝撃曲げ試験のさいの吸収エネルギー  $A$  と  $E$ -値との関係については先に述べたように吸収エネルギー  $A$  が増加するにしたがつて  $E$ -値は増加する。換言すれば、吸収エネルギーが高いと破面と関

連している介在物は多くなる。したがつてこの図の直線の傾き  $dE/dA$  が大であることは、その鋼種中に存在する介在物がある一定の吸収エネルギーでの衝撃曲げ破壊に対して大きい影響を与えていることを示すものである。しかし、この考え方を適用する場合つぎのような限界があることを注意する必要がある。すなわち、2 つ以上の鋼種についてその中に存在する介在物の衝撃曲げ性質におよぼす影響を比較する場合、low energy tear によつて破壊する鋼とへき開破壊をする鋼とを比較することはできない、また (2) 式に示すように、 $N_1$  と  $N_0$  との単位 (dimension) が異なるために、 $E$ -値には、介在物量が異なる場合、当然その影響が含まれてはいるはずである。したがつて、介在物量の異なる試料の間で  $dE/dA$  に差を生じたとしても、それによつてそれらの試料の衝撃性質におよぼす介在物の影響度合を比較することはできない。

今、 $E$ -値-吸収エネルギー  $A$  の関係を示す Fig. 6 および 7 において、吸収エネルギー  $A=0$  となる点での  $E$ -値を  $E_0$  とすると

$$E_0 = N_{10}/N_0 \dots \dots \dots (3)$$

ここで、 $N_{10}$  は試験片が完全に脆性的に破壊した場合に破面と関連している介在物数、 $N_0$  は (2) 式と同様に破面近傍の任意の  $10^{-2} \text{ mm}^2$  内に存在する介在物数である。ここでは、応力状態との関連で亀裂の経路は破壊に有利な方位を有するへき開面あるいは結晶粒界によつてのみ律せられるとするならば、(3) 式の  $N_{10}$  はこれらのへき開面あるいは結晶粒界に存在していた介在物の数を意味する。さらに介在物は試料中に全く無秩序に分布していると考えるならば、 $N_{10}$  はまったく確率の問題となり、 $N_0$  によつて律せられることになる。したがつて  $E_0$  は  $N_0$  によつて決定されるその試料の固有値である。以上のようにしてえた  $E_0$  をもとにして、Fig. 6 に示されている  $E$ -値と吸収エネルギー  $A$  との関係、Fig. 9 に示すように  $E/E_0$  と吸収エネルギー  $A$  との関係におきかえる。(2) および (3) 式より

$$E/E_0 = N_1/N_{10} \dots \dots \dots (4)$$

となる。ここで、 $E$ -値は前述したように試料中の介在物量  $N_0$  の影響を含んでいる。今、破面が介在物に関係なく進行すると仮定すれば、ある一定吸収エネルギーしたがつて同一破壊様式の場合、試料中の介在物量  $N_0$  が異なる試料でも  $E/E_0$  の値は等しくなると考えることができる。すなわちこの値が異なつた値をとるということは、介在物が破壊に何らかの寄与をしていることを示す。それゆえ、Fig. 9 に示す直線の傾き  $f = d(E/E_0)/dA$  によつて、衝撃曲げ破壊におよぼす介在物の影響度

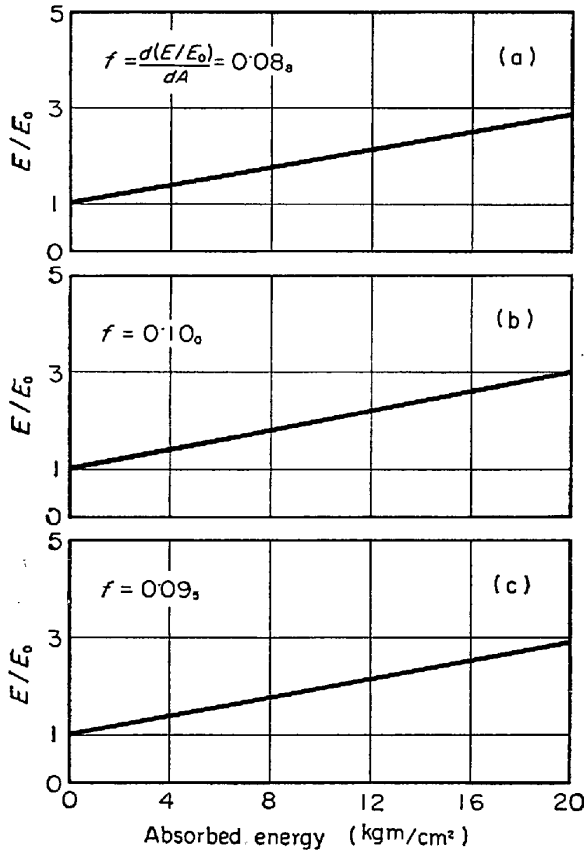


Fig. 9.  $E/E_0$ -value as a function of absorbed energy determined by charpy impact test for SP 1 series specimens.

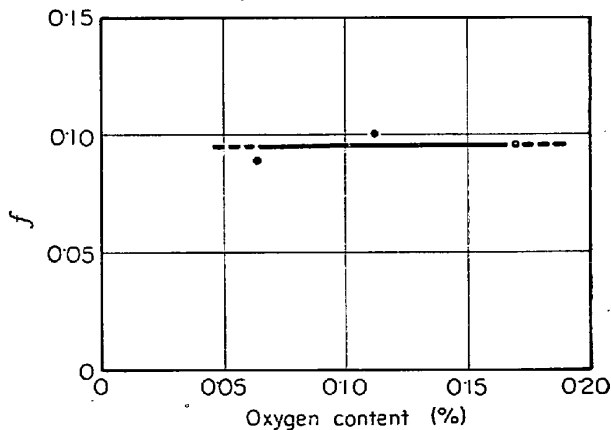


Fig. 10. Relationship between  $f$ -value and oxygen content in SP 1 series specimens, where  $f = d(E/E_0)/dA$ .

合を知ることができる。介在物の種類を一定にし、基地鉄（結晶粒径を含む）の差による影響の程度の差異を、 $f$ -値によつて示すことができ、また逆に、基地鉄（結晶粒径を含む）を一定にして、介在物の種類を変えることにより、介在物のおよぼす影響がその種類によつてどの程度変化するかをも、 $f$ -値によつて知ることができる。

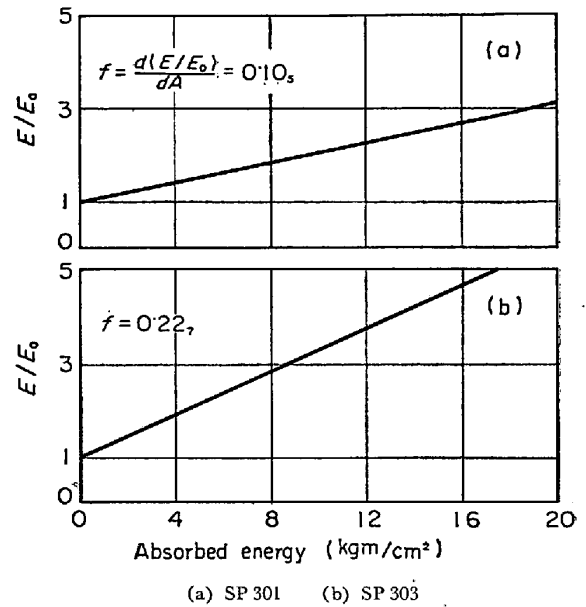


Fig. 11  $E/E_0$ -value as a function of absorbed energy determined by charpy impact test for SP 3 series specimens.

あろう。

Fig. 10 は  $f$ -値と介在物の量との関係を示している、ここで SP 1 シリーズの試験片は、基地鉄、結晶粒径および介在物の種類などすべて同一であり、ただ介在物の量は異なっている。したがつて先に述べたようにこれら各試料に対する  $f$ -値は、試料中の介在物量には無関係であり、一定となるはずであり、このことはまた、Fig. 10 により確認できる。

つぎに、この結果を用いて結晶粒径が異なることによつて、同一の介在物が鋼の曲げ性質におよぼす影響がどのように異なるかについて考察をして見る。Fig. 11 は SP 303 シリーズについて、Fig. 7 をもとにして  $E/E_0$  と吸収エネルギー  $A$  との関係を示す。また Fig. 12 は Fig.

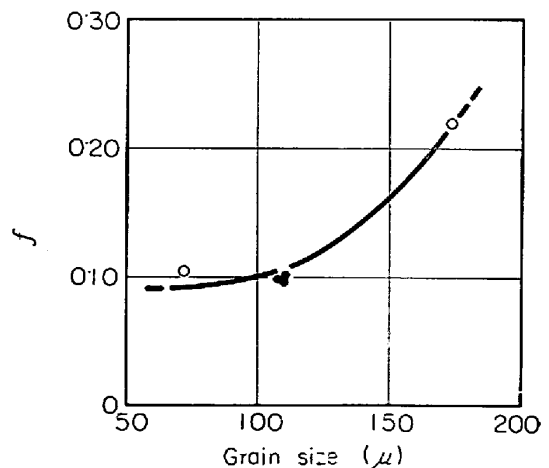


Fig. 12. Effect of grain size on the  $f$ -value.

11 に示す直線の傾きをもとにして  $f$ -値と各試料の結晶粒径との関係を示している。同図中に黒丸で示されている点は、Fig. 10 に示す SP1 シリーズの  $f$ -値を一括して示したものである。この図からわかるように、結晶粒径の増加にともなつて、 $f$ -値は増加する傾向がある。すなわち結晶粒が粗大になると、衝撃曲げ性質におよぼす介在物の影響度合は大となることがわかる。その原因の一つとしてつぎのようなことが考えられる。すなわち、結晶粒が粗大化することによつて、結晶粒界の占める面積は小となるので、空隙発生点としての結晶粒界の影響は減少するであろう。したがつて相対的に鋼中に存在する介在物が衝撃曲げ性質に大きい影響を与えるようになるものと考えられる。

#### 4. 結 言

鋼中の酸素量を種々変化させあるいは結晶粒度を変化させた試験片について、30 kg m シャルピー U 切欠き衝撃曲げ試験を行ない、また走査型電子顕微鏡による破面の直接観察あるいは二段レプリカ法による破面の電子顕微鏡観察、さらに破面プロファイルの光学顕微鏡観察を行なつた。そして衝撃曲げ性質におよぼす介在物の影響を定量的に示すことを試みた。

えた結果を要約すると以下のようなになる。

(1) 鋼中の酸素量したがつて介在物量が増加するにつれて、鋼の衝撃曲げ性質は劣化する。すなわち、最高吸収エネルギーは低下し、遷移温度は高くなる傾向がある。

(2) 本実験で用いたような「きたない材料」においては、双晶は脆性亀裂の伝播を阻止する効果があると考えられる。

(3) へき開亀裂が介在物に接近してくると、その亀裂の進行速度は他の部分に比較して、局部的に低下する場合が観察された。

(4) 吸収エネルギーの低い場合に比べて、高い場合の方が、すなわち脆性破壊に比べ延性破壊のほうが、介

在物により大きい影響を与える。

(5) 鋼の結晶粒度が大になると、介在物の破壊に対する影響は増大する傾向がみられる。

(6) このような破壊に対する介在物の影響度合を、吸収エネルギーおよび破面に関連している介在物の数を用いて整理し評価することができよう。

#### 文 献

- 1) H. A. VOGELS, W. DAHL, H. HENGSTENBERG, and F. BRÜNING: Arch. Eisenhüttenw., 33 (1962), p. 649
- 2) J. M. HODGE, R. H. FRANZIER, and F. W. BOULGER: Trans. Met. Soc. AIME, 215 (1959), p. 745
- 3) 小野, 佐々木: 鉄と鋼, 41 (1955), p. 1259
- 4) A. G. FRANKLIN and W. J. Mcg. TEGART: JISI, 202 (1964), p. 588
- 5) J. H. BUCHER, G. C. DADERSTADT and K. PIENE: JISI, 207 (1969), p. 225
- 6) A. N. STROH: Proc. Roy. Soc., A 232 (1955), p. 548
- 7) J. S. KOEHLER: Phy. Rev., 85 (1952), p. 480
- 8) 横掘: 材料強度学, (1955), [技報堂]
- 9) 渡辺: 日本金属学会誌, 25 (1961), p. 510
- 10) S. YUKAWA: Trans. ASME, 82 D (1960), p. 411
- 11) 中西, 武政: 鉄と鋼, 46 (1960) p. 439, p. 1325
- 12) H. A. VOGEL and F. BRÜNING: Arch. Eisenhüttenw., 35 (1964) p. 115
- 13) A. S. TETELMAN and A. J. McEVILY: Fracture of structural materials, (1967) [John Wiley & Sons]
- 14) W. P. REES and B. E. HOPKINS: JISI, 172 (1952), p. 403
- 15) B. A. BILBY, A. H. COTTRELL, and K. H. SWINDEN: Proc. Roy. Soc., A 272 (1963), p. 304
- 16) 横掘: 材料強度学, (1964) [岩波書店]
- 17) 本多: 日本金属学会会報, 7 (1968), p. 725
- 18) L. ROESCH, G. HENRY, and J. PLATEAU: Mem. Sci. Rev. Met., 63 (1966), p. 941
- 19) R. HONDA: J. Phys. Soc. Japan, 16 (1961), p. 1309