

## 論 文

UDC 669.15-194 : 539.211 : 539.55

## 低炭素鋼の衝撃破面と靱性に関する二、三の検討\*

寺崎 富久長\*\*・大谷 泰夫\*\*\*

## Study on Relationship between Impact Fracture Surface and Toughness of Low-carbon Steels

Fukunaga TERASAKI and Hiroo OHTANI

## Synopsis:

The brittle fracture surfaces of steels are closely related to the microstructures, and it has been shown that there is a good correlation between the unit crack path ( $l_c$ ) and the impact transition temperature ( $vTrS$ )<sup>4-6</sup>.

In this study, it is confirmed that the unit crack path in the ferrite-pearlite structure can be used as the factor controlling the toughness of steel; there is a linear relation between  $vTrS$  and  $\log l_c^{-1/2}$ , as previously obtained in the quenched structures. The relationship among the austenite grain size, the ferrite grain size ( $l_\alpha$ ), and the unit crack path in the ferrite-pearlite structures is determined. The relation  $l_c \approx 2l_\alpha$  is obtained, as expected in the previous paper.<sup>4)</sup>

The fracture appearance in the brittle-ductile transition range of the ferrite-pearlite and the quenched structures are also investigated. In increase of the temperature from the brittle range in Charpy impact test, the ductile networks enclosing the brittle fracture facet are observed. The brittle fracture facet itself becomes ductile with further increase of temperature. However, the unit crack path is found to be unchanged, accordingly, this value is considered as a characteristic of the structure. The areal amounts of the ductile fracture measured by the scanning electron microscope are closely related to the Charpy impact values.

(Received June 4, 1971)

## 1. 緒 言

フェライト+パーライト組織について、強度や靱性が結晶粒度に依存することはよく知られており理論的な検討も行なわれている<sup>1)~3)</sup>。しかしながら、調質鋼などの複雑な組織の場合には、これらの結晶粒度に相当するものが必ずしも明確ではなく、低温脆性破面も擬劈開(quasi-cleavage)破面と呼ばれている。

前報<sup>4)~6)</sup>では、組織と脆性破面の関連について走査電子顕微鏡を用い、各種変態組織について破面と組織の直接対応を試みた。その結果、破面は組織と密接な関係にあり、変態組織がある領域ではほぼ同一の結晶方位をもつ場合には、擬劈開破壊はこの領域を単位として{100}面で生ずることが得られた。すなわち、擬劈開破面は微細な破面単位からなり、この破面単位は微細亀裂の生成伝播が生じている領域に相当し、この中では破壊の生じている結晶面の方位が、ほぼ同一の{100}面をなしている。靱性との関連については、シャルピー衝撃破面遷移温度と破面単位がよい相関にあることが得られている<sup>5)</sup>。

しかしながら、これらの破面単位は脆性領域での破面

単位であり、遷移温度と対応させるためには、遷移領域での破面を調査する必要がある。また破面観察から材料の靱性や破壊の外的条件を論議するためには、遷移領域での破面の変化を調べる必要がある。この意味で本報では、比較的単純なフェライト+パーライト組織を中心に調査し、併せてマルテンサイトやマルテンサイト+ベイナイト混合組織などの焼入組織について、遷移領域の破面と組織との関連について調査した結果を報告する。

## 2. 供試材と実験方法

供試材の化学成分を Table 1 に示す。

鋼 F は、フェライト+パーライト鋼として実験に供したものである。鋼 7, 8 は、前報と同様の試料であり<sup>5)</sup>、オーステナイト化温度より連続冷却時の冷却速度を変えることにより、マルテンサイト+ベイナイト混合組織およびマルテンサイト組織としたものである。

\* 昭和46年4月本会講演大会にて発表  
昭和46年8月4日受付

\*\* 住友金属工業(株)中央技術研究所 理博

\*\*\* 住友金属工業(株)中央技術研究所

Table 1. 供試鋼の化学成分

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	B	Ti	Sol. Al
F	0.15	0.26	1.44	0.016	0.019	—	—	—	—	—	—	—	0.025
7	0.12	0.30	0.83	0.004	0.005	0.30	1.11	0.53	0.49	0.003	—	—	0.038
8	0.14	0.26	0.89	0.004	0.005	0.27	1.04	0.54	0.50	0.003	0.004	0.03	0.044

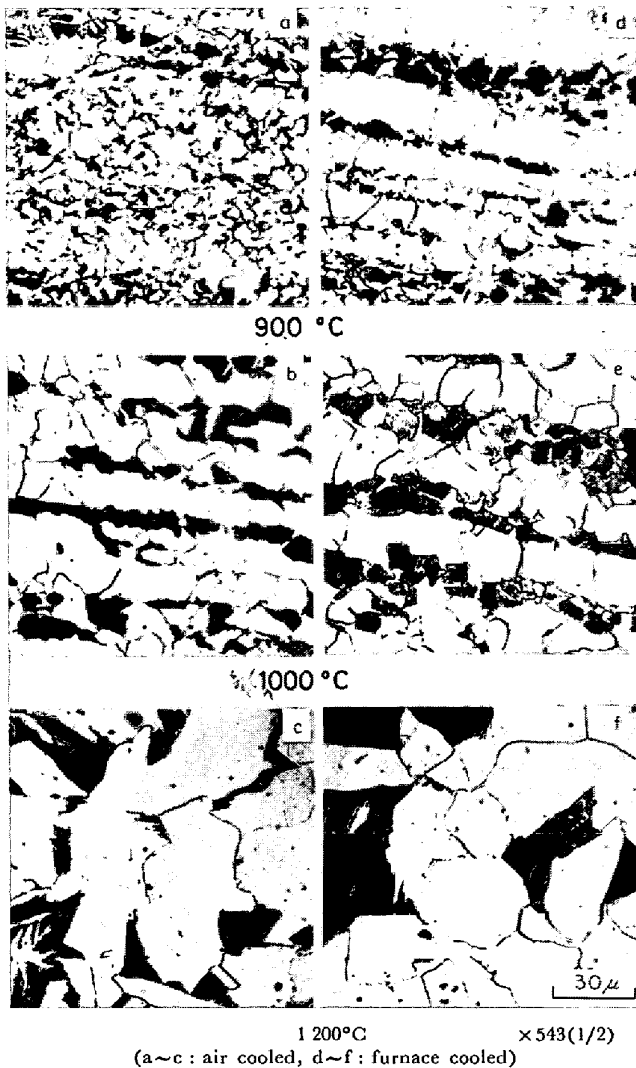
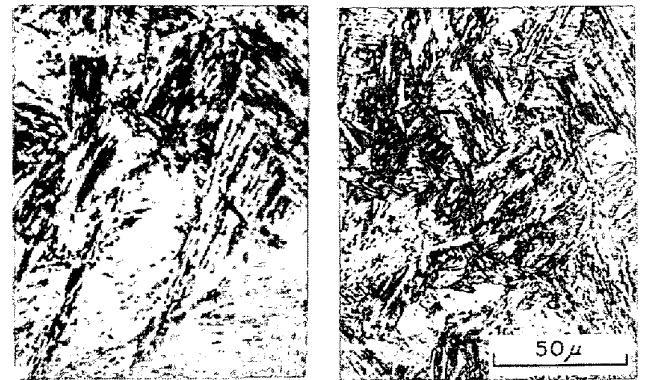


Photo. 1. Optical microstructures of materials used (steel F).

試料 F については、 $12t \times 200w \times 250l$  ( $t, w, l$  はそれぞれ厚み、幅、長さを示す) の素材を  $900 \sim 1200^\circ\text{C}$  の温度で 30 min 保持し、種々のオーステナイト粒にした後、各温度から空冷、炉冷の 2 種類の冷却速度にて冷却し、各種のフェライト粒を有するフェライト+パーライト組織を得た。鋼 7, 8 は、 $7t \times 12w \times 60l$  の素材を  $1200^\circ\text{C} \times 20 \text{ min}$  加熱保持後、それぞれ油冷 ( $800 \sim 500^\circ\text{C}$  の平均冷却速度:  $23^\circ\text{C}/\text{sec}$ ) および水冷 ( $200^\circ\text{C}/\text{sec}$ ) の冷却速度で冷却することにより、マルテンサイト+ベイナイト混合組織およびマルテンサイト組織とした。熱



Heat treatment

- a)  $1200^\circ\text{C} \times 20 \text{ min}$  OQ  
b)  $1200^\circ\text{C} \times 20 \text{ min}$  WQ

Photo. 2. Optical microstructures of materials used.

処理後の光学顕微鏡写真を Photo. 1 および Photo. 2 に示す。シャルピー衝撃試験は、鋼 F については通常の  $2 \text{ mmV}$  切欠を有する  $10t \times 10w \times 55l$  の試験片で行ない、鋼 7, 8 については、 $2 \text{ mmV}$  切欠を有する  $5t \times 10w \times 55l$  のサブサイズ試験片で行なった。

破面の観察は、走査電子顕微鏡によつて行なつた。遷移領域では一般に破面の凹凸が著しく、脆性破面中に混在する延性破面帯は、多くは破面の不連続部に階段状をなして存在する。これらをより明確に観察するため本実験では、破面を破面に垂直方向より  $30^\circ$  破壊の進行方向側に傾けて観察を行なつた。

延性破面の面積率の測定は、破面全体を 10 倍に拡大し、これよりマクロ的破面率を求めた。ミクロ破面率は、マクロ的延性破壊部には脆性破面部は存在しなかつたので、マクロ的にみた脆性破面部中の延性破面率を求めマクロ的破面率を補正することによつて得た。すなわち走査電子顕微鏡を用い、他の観察と同様  $30^\circ$  傾けた破面を 100 倍にて撮影した。撮影場所は破面中心部を亀裂進行方向に沿つて幅 1 mm、長さは破面全長にわたつて撮り、この場所の破面率で脆性破面全体を近似した。

### 3. 実験結果と検討

#### 3.1 破面単位と遷移温度

前報<sup>4,5)</sup>では、破面単位として微視的な亀裂の発生、伝播、停止領域の大きさを破面単位と定義し、この大きさと破面遷移温度 ( $vTrS$ ) とはよく対応することを示し

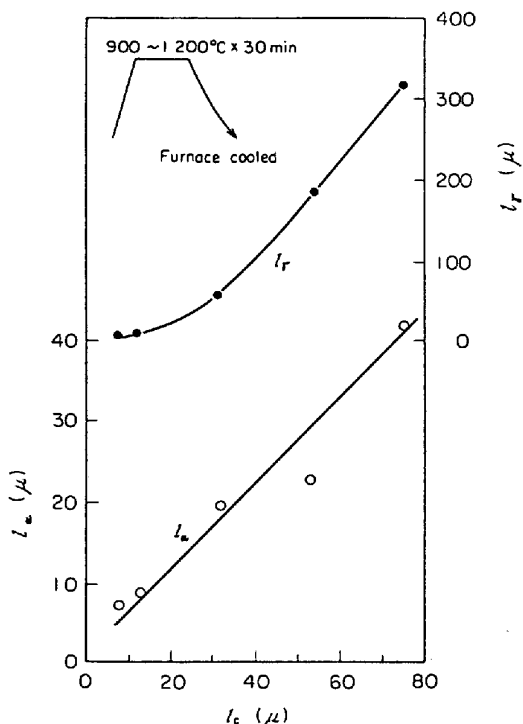


Fig. 1. Relation of austenite grain size ( $l_r$ ), ferrite grain size ( $l_a$ ) and unit crack path ( $l_c$ ) for ferrite-pearlite structure. (steel F)

た. Fig. 1は、オーステナイト結晶粒度、フェライト結晶粒度と破面単位との関係を示したものである。測定はいずれも線分析で行なったもので、オーステナイト粒 ( $l_r$ )、フェライト粒 ( $l_a$ )、破面単位 ( $l_c$ ) はいずれも平均截片長さである。

この結果から明らかごとく、 $l_a$  と  $l_c$  とは直線関係を示し、 $l_c \approx 2l_a$  になっており、平均して4個程度のフェライト結晶粒が一つの破面単位を形成していることを示している。前報<sup>4)</sup>では、同一のオーステナイト粒からランダムに K-S の関係でフェライト粒が生成した場合には、2~3個のフェライト粒が1つの破面単位を形成することを示した。ただしこの場合は、隣接粒との方位差が  $10^\circ$  以内である場合に限られており、前報の実験結果<sup>4)</sup>でもその一例を示したごとく、一部には  $20^\circ$  程度でも破面単位としての有効な境界を形成しない場合がある。すなわち、本実験結果は1つには、 $20^\circ$  程度の差であつても外部応力条件と破面の結晶方位との関係で、もつとも容易な破壊の方位関係をもつものは、有効な亀裂伝播阻止効果を示さないと考えられる。さらに K-S 関係が隣接粒に対して、まったくランダムであるかどうかについても現在のところ不明であり、あるいはこれらが寄与しているのかもしれない。

$l_r$  と  $l_c$  との間には直線関係はなく、 $l_r$  が大きくなつても  $l_a$ ,  $l_c$  ともそれほど大きくならない。 $\gamma/\alpha$  変態時の粒の生成は、オーステナイト粒界から始まることについてはいくつかの実験結果もあるが<sup>7)</sup>、この観点からは、フェライト粒生成の核発生位置が多い細  $\gamma$  粒材の方が、より分割の度合が大になるものと考えられる。しかしながら、分割の度合は核発生のみでなく粒成長とのかね合いによるものと考えられ、空冷材と炉冷材では、オーステナイト粒は同じでもフェライト粒は炉冷材の方が大きくなつている。このような分割の度合は  $Ar_3 \sim Ar_1$  の間の冷却パターンに支配されるものと考えられる。

Fig. 2 は、破面単位 ( $l_c$ ) と  $vTrS$  の関係を示している。 $vTrS$  と  $\log l_c^{-1/2}$  とはよい直線関係を示しており、A.C., F.C. の差異はない。すなわち、冷却速度の影響は本実験の場合、破面単位を通じて遷移温度に寄与するといえる。本実験は、種々の熱処理条件を変えて結晶粒度を変えた場合に、破面単位、フェライト粒と  $vTrS$  との関係が異なることを期待したのであるが、Fig. 1 に示すごとく  $l_a$  と  $l_c$  はよい対応を示し、オーステナイト温度、炉冷、空冷による冷却速度程度の処理範囲内では  $vTrS$  と  $l_c$  の関係同様、 $vTrS$  と  $l_a$  の関係もまたよい対応を示すことは明らかである。したがつて、本実験範囲では  $l_r$ ,  $l_a$ ,  $l_c$  が細かくなれば  $vTrS$  は低下する。

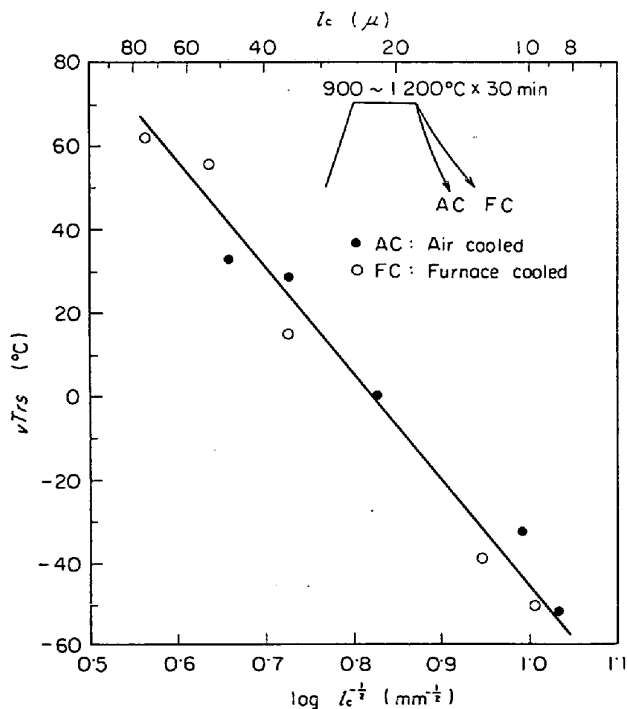


Fig. 2. Relation between impact transition temperature and unit crack path for ferrite-pearlite structure. (steel F)

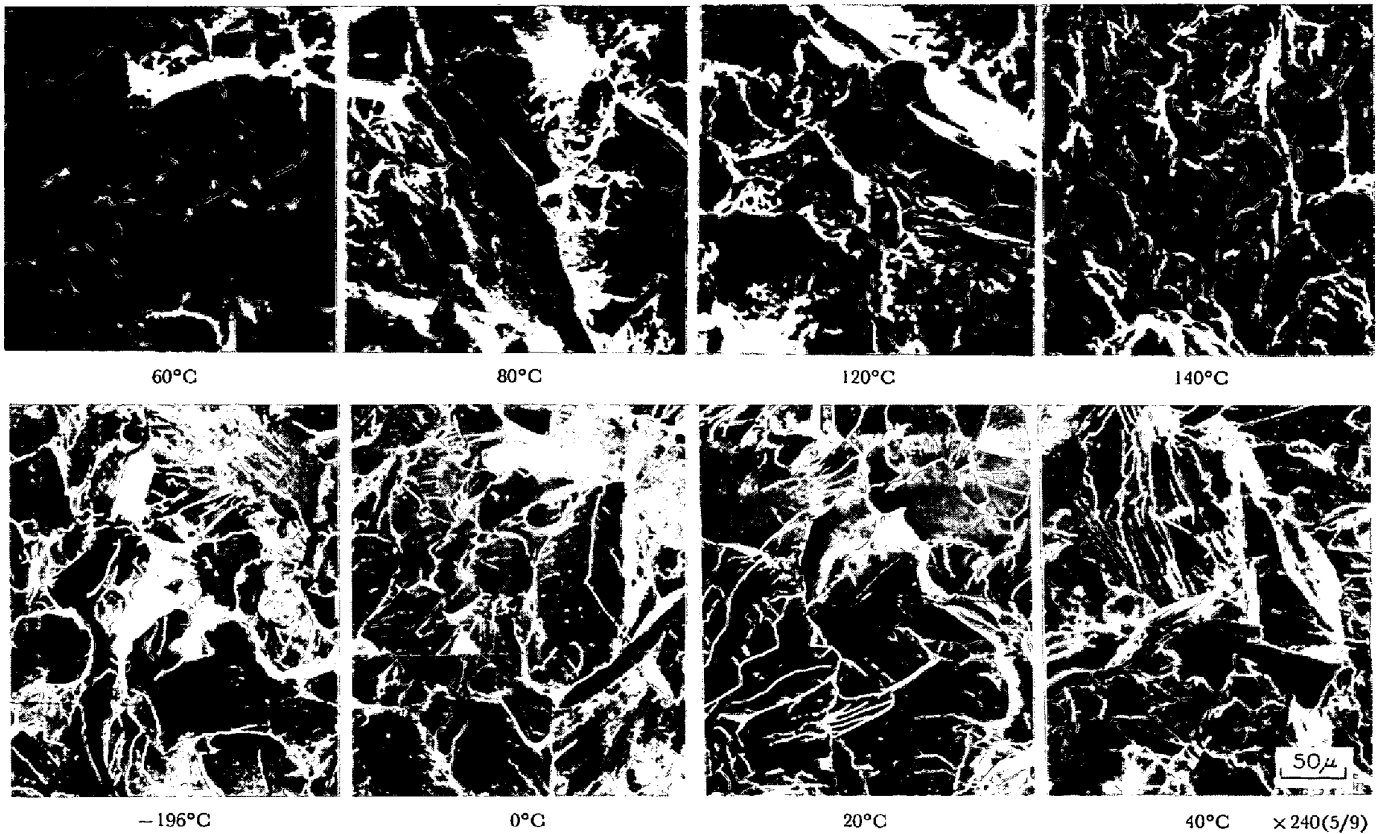


Photo. 3. Variation of fracture appearance with temperature for ferrite-pearlite structure. (steel F : furnace cooled from 1 200°C)

3.2 破壊温度と破面の様相

以上の結果は、すべて脆性領域で測定した破面単位についての結果である。しかしながら、試験温度の上昇とともに亀裂伝播抵抗が増加するので破面単位が変化することも考えられたので、これらの点について *vTrS* の得られる遷移領域で破面単位を測定した。

Photo. 3 は、1 200°C×30 min F. C. 処理材のシャルピー破面の温度変化を示している。Photo. 3 はシャルピー破面のほぼ中心部で劈開破面の残存部を選択的に撮影したものである。試験温度が上昇するにつれて、劈開破面部は減少するが、Photo. 3 から明らかなごとく、破面単位はほとんど温度に依らず一定である。また脆性-延性遷移における劈開部のリバー・パターンなど破面単位内部の変化はそれほど明瞭ではない。温度が上昇するとまず破面単位の周囲に延性破壊帯が生じ、これが網目状に存在するようになる。ついで特定の破面単位全体が延性破面を呈するようになり、最終的な延性破面へと移行している。

Fig. 3 は、衝撃破面の温度変化を示したものである。上段はマクロ的にみた延性破面率を示し、下段にはミクロ的にみた延性破面率を示している。ミクロ的延性破面率はマクロ的にみて脆性破面であつても、Photo. 3 に示

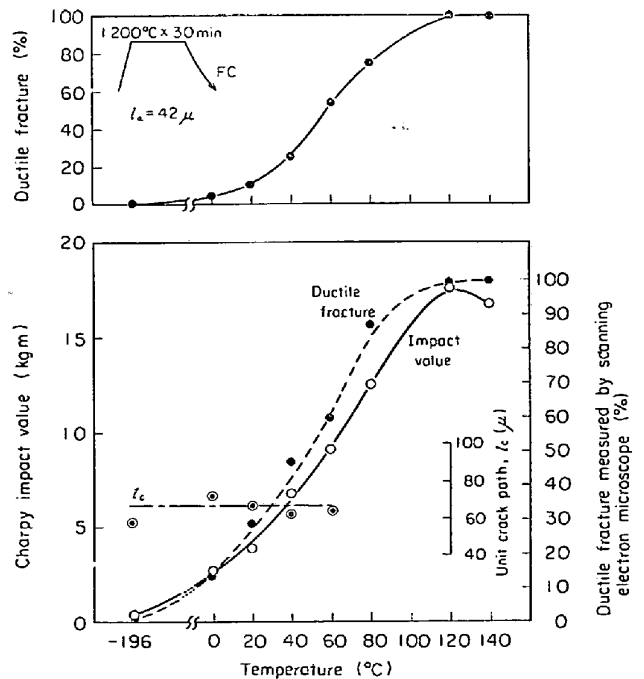


Fig. 3. Charpy impact transition curve, unit crack path and ductile fracture area (%) measured by scanning electron microscope for ferrite-pearlite structure. (steel F)

すごとく、部分的に延性破面が混在しており、これらをすべて含めた延性破面率である。Fig. 3は、吸収エネルギーと並べて図示してあるが、これからわかるごとく、両者はかなりよい一致を示している。すなわち、劈開破面はほとんど吸収エネルギーに寄与せず、有効表面エネルギーは、延性破面が大部分を占めることを示している。さらにこの延性破面の有効表面エネルギーは実験範囲では顕著な温度依存性はなく、温度の上昇は、見かけ上延性破面率の増加をもたらすと解される。Fig. 3には、破面単位の大きさの温度変化も示されているが、明らかに温度によつて変化していない。この点からみて破面単位は組織固有の大きさであつて、前報<sup>4)~6)</sup>までの脆性領域での測定のみで十分であると考えられる。

3.3 焼入材における破壊温度の影響

以上はフェライト+パーライト鋼についての結果であるが、前報<sup>4)</sup>で用いた調質鋼(鋼 7, 8)の場合をそれぞ

れ Photo. 4, Photo. 5 に示す。Photo. 4 は、マルテンサイト組織の場合である。破面の様相は、フェライト+パーライトの場合とほぼ同様であり、破面単位の周囲に延性破壊帯が生じ、さらに温度の上昇とともに一部の破面単位が延性破壊域に変化している。

Photo. 5 は、前報で示された遷移温度が冷却速度に対して最も低くなる最適な冷却速度域で熱処理された材料であり、組織的にはベイナイト+マルテンサイト混合組織である<sup>7)</sup>。この場合は、ベイナイトによるもとのオーステナイト粒の分割効果のため、小さい破面単位が得られるものと考えられたが<sup>8)</sup>破面単位もフェライト+パーライト粒やマルテンサイトのごとき等軸形をもたず、長方形に近くなる。破面単位の構成もやや不明りようになるが、延性-脆性遷移にともなう延性破壊の生成については、マルテンサイトやフェライト+パーライトと同様な傾向を示している。

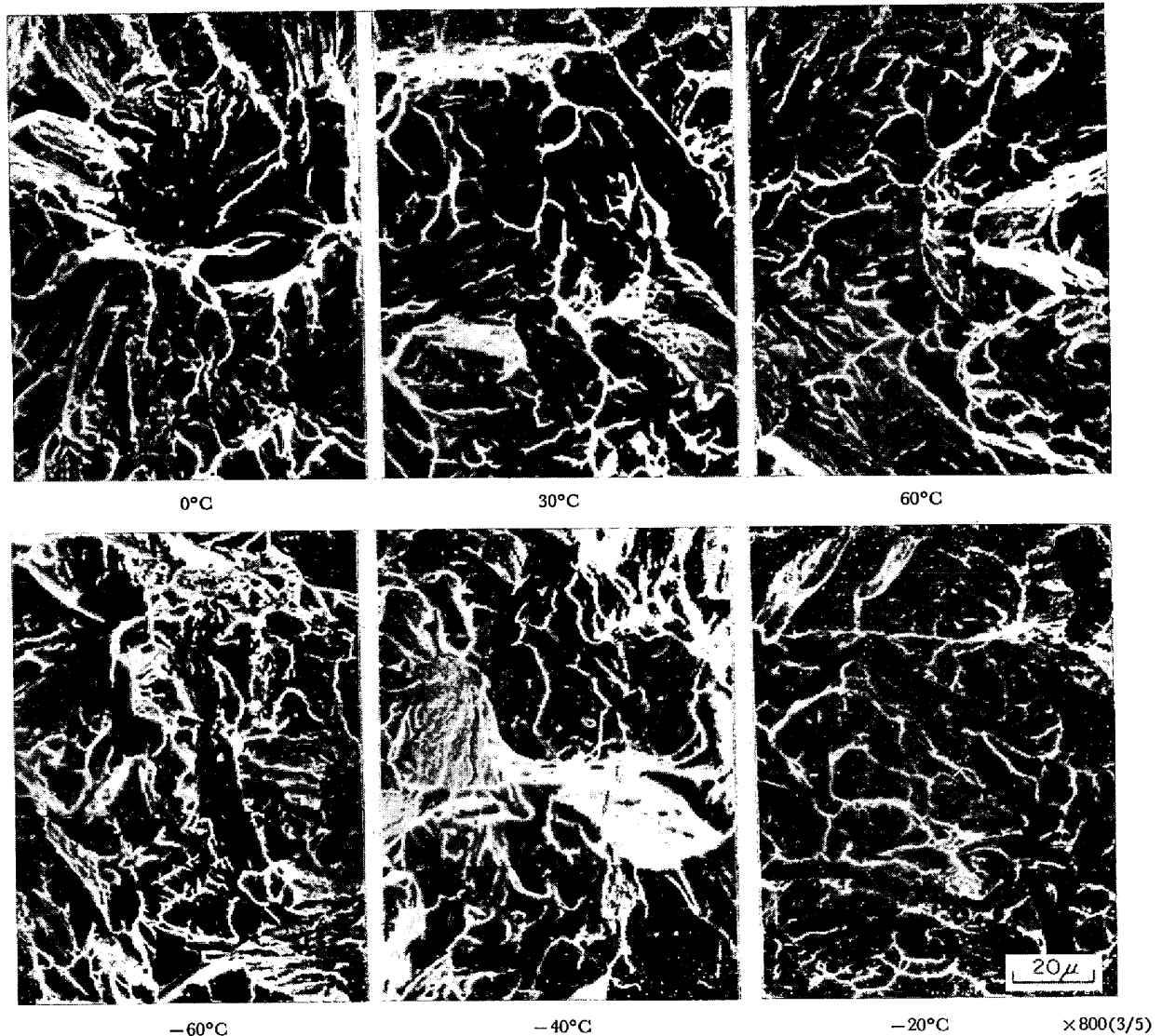


Photo. 4. Variation of fracture appearance with temperature for martensitic structure (steel 8).

Fig. 4, Fig. 5 は、衝撃破面の温度依存性を示したものである。焼入材の場合にも、破面単位の大きさはシャルピー試験温度によつて変化しないなど、フェライト+パーライト組織の場合と同様な性質を示している。このような点からみて破面単位は一般に組織で定まる試料固有の量であることが明らかになった。

#### 4. 検 討

##### 4.1 遷移温度と破面単位

前報まで組織と破面との直接対応法によつて調査を行なつてきたが<sup>4)~6)</sup>、靱性と破面単位の間には密接な関係があり、本報の結果も含めて、破面遷移温度  $vTrS$  と  $\log l_c^{-1/2}$  とは直線関係で整理しうることが示された<sup>2)</sup>。これらの関係は遷移温度に関する PETCH の式<sup>2)</sup>を利用したもので、この式での結晶粒径  $l_a$  を単に破面単位  $l_c$  で置換したものにすぎない。しかしながら、 $l_a$  と  $l_c$  は

本来異なつたものであり、この差異を検討する必要がある。

従来、強度や靱性についての結晶粒度依存性については多くの研究が行なわれており、降伏応力や破壊応力と  $l_a^{-1/2}$  とは直接関係をもつことが知られている。これらの関係については、転位モデルによる説明もいくつかあり<sup>1)~3)</sup>、結晶粒度依存性は迂り線長さが長いほど転位の集積による応力集中度が大になることから説明されている<sup>1)</sup>。遷移温度に関しては一致した説明はないが、いずれもこれらの転位集積による応力集中を脆性亀裂の発生によつて緩和するか、もしくは塑性変形によつて緩和するかの兼ね合いで論じられ、温度の上昇は、主として塑性変形応力の低下に影響する形で遷移温度が導かれている<sup>1)~3)</sup>。

本報の整理に用いられた破面単位  $l_c$  は劈開面 {100} に関してとらえたものであり、迂り面は {110}, {112}

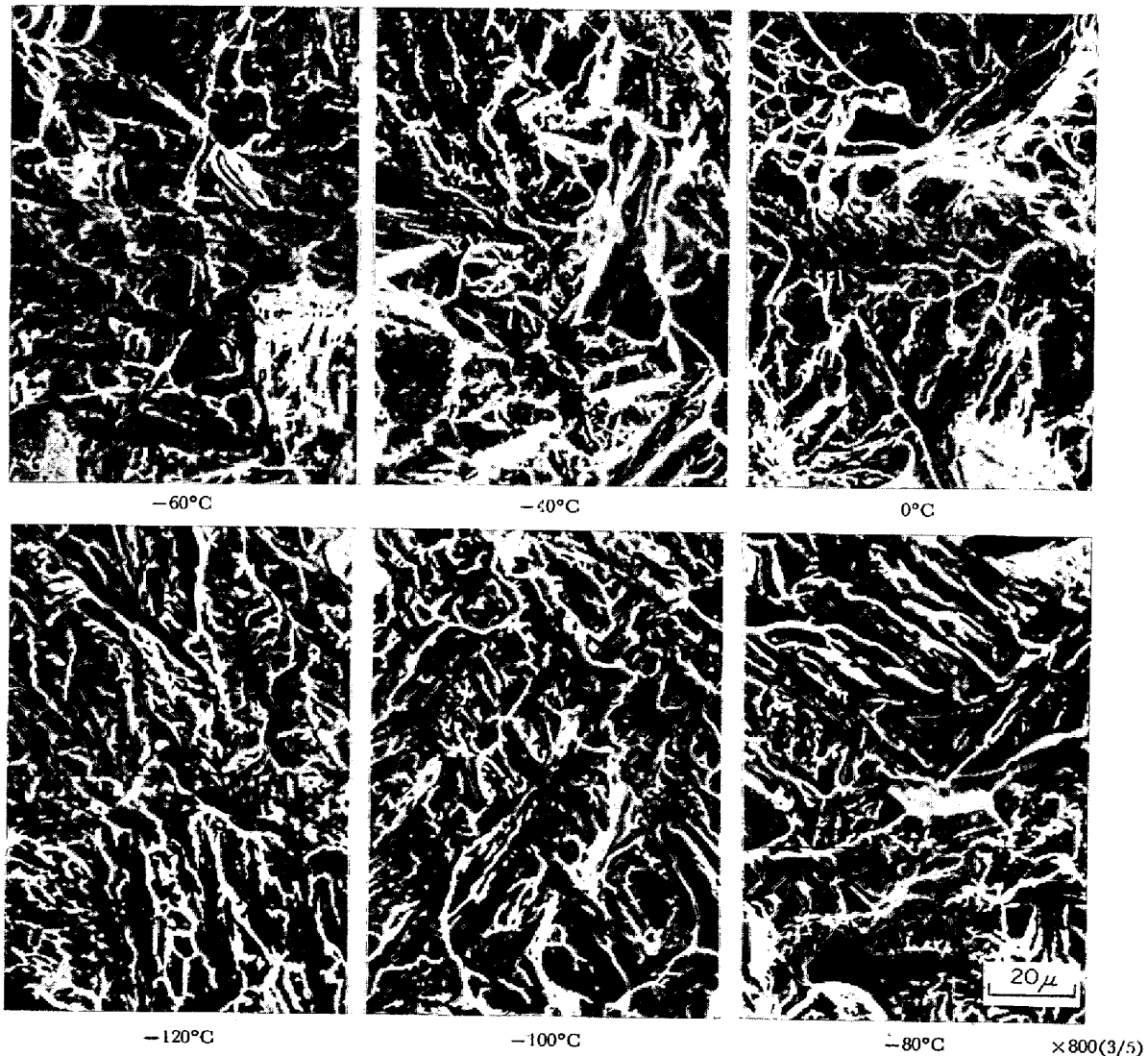


Photo. 5. Variation of fracture appearance with temperature for duplex martensitic-bainitic structure. (steel 7).

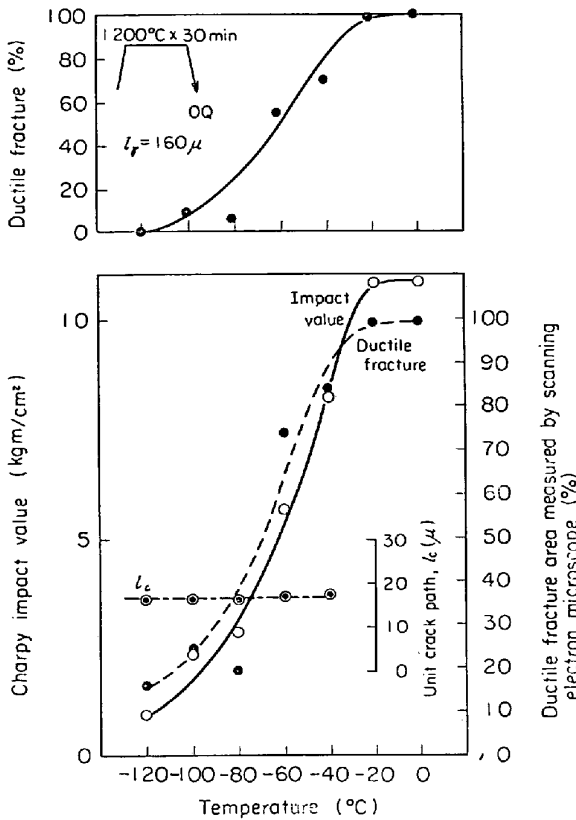


Fig. 4. Charpy impact transition curve, unit crack path and ductile fracture area (%) measured by scanning electron microscope for duplex martensite-bainite structure. (steel 7)

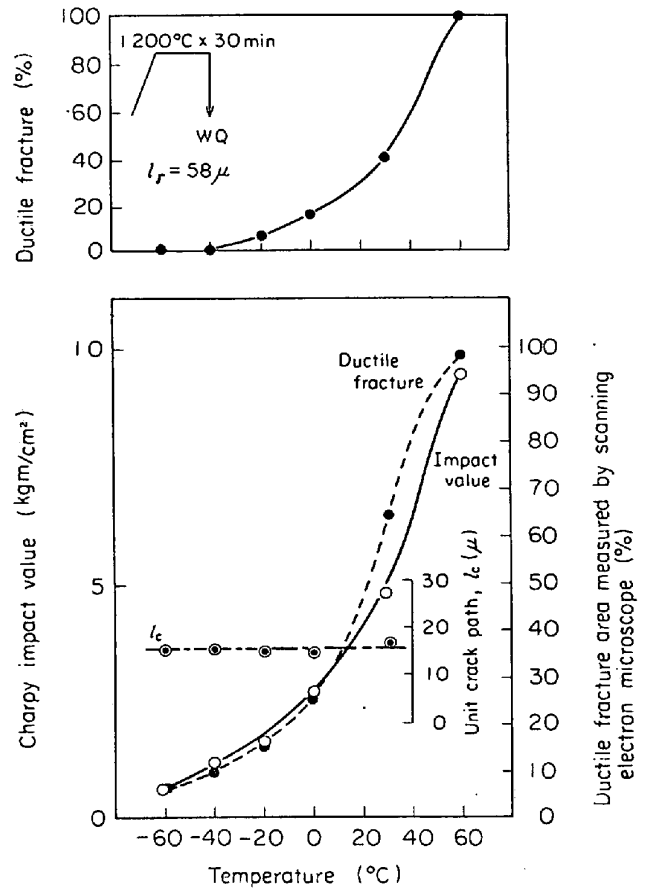


Fig. 5. Charpy impact transition curve, unit crack path and ductile fracture area measured by scanning electron microscope for martensite structure. (steel 8)

などである点が異なっている<sup>8)9)</sup>。本実験結果では  $l_c \approx 2l_a$  であり  $\log l_c^{-1/2}$  の整理では同様な形になる。しかしながら、マルテンサイトやベイナイト組織を有する焼入材などの場合には  $l_a$  に相当するものは明確ではなく<sup>4)</sup>、またフェライト粒の場合でも必ずしも  $l_c \propto l_a$  の形になるとは限らない。たとえば、隣接粒の破面が破面に垂直な  $\langle 100 \rangle$  軸廻りの回転系列になっている場合には、これらの隣接粒は同一破面単位に属するが<sup>4)</sup>、このような方位関係は迂り線の長さとは別の関係になっている。脆性破壊応力を Griffith 亀裂の不安定破壊条件で論ずれば、このような転位集積モデルでは迂り線長さが先在亀裂に対応する<sup>8)</sup>。JOHNSON<sup>10)</sup> は、遷移領域では結晶粒程度の安定な亀裂が存在することから、先在亀裂の長さを粒径  $d$  とおき、塑性変形応力とのかね合いを論じている。このような観点からみれば先在亀裂長さを破面単位と考えれば、脆性破壊力に関する限り、従来の  $l_a$  を  $l_c$  で置き換えることはそれほど意味の違いはない。遷移温度の論議には、塑性変形応力の温度依存性や粒度依存性が重要になる。

しかしながら、塑性変形による緩和過程を単に、引張

試験における降伏応力の類で論議できるかどうかとも問題であり、遷移温度の種類やそれを得る試験方法などによって取扱いは異なってくるものと考えられる。これらの解析には、シャルピー衝撃破面遷移温度はかなり複雑であり、本報では単に実験結果として  $vTrS$  と  $\log l_c^{-1/2}$  の関係にとどめておく。

#### 4.2 脆性破面の温度変化

衝撃破断試験温度が上昇すれば、マクロ的観察では破面の周囲に延性破壊領域が増加するが、さらに、ミクロ観察では残存脆性破面自体も変化している。

すなわち、温度の上昇とともに破面単位の周囲に延性破面帯が生じ、亀裂の不連続性がより明確になる。この延性破面帯は網目状に観察され、さらに温度の上昇とともに一部の破面単位全体が延性破壊を生ずるようになる。これらの温度の影響は、走査電顕による本報程度の粗い観察では破面単位内部の変化はほとんどみられず、単に延性破面率の増加で示される。また延性破面率の温度変化と吸収エネルギーの温度変化はよい対応を示しているため、脆性破面の表面エネルギーを無視して計算す

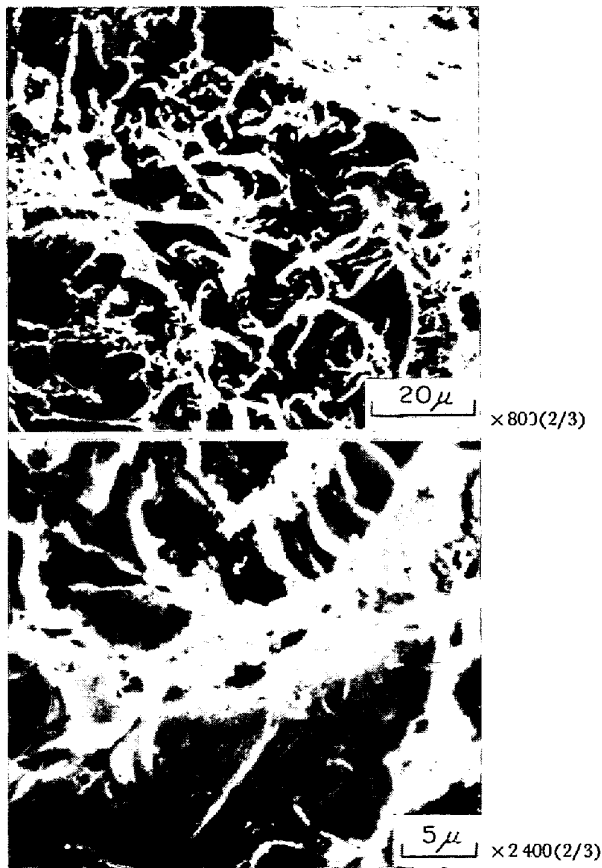


Photo. 6. Fracture appearance of 9% Ni steel at  $-196^{\circ}\text{C}$ .

れば、延性破面の表面エネルギー自体の温度変化も実験範囲内でそれほど大きくはない。このような、マクロ的な脆性破面中の延性破面の存在形態は、フラクトグラフィなどの破断温度の推定に有用なばかりでなく、材料自体の靱性の論議に有用と思われる。9%Ni 鋼などは、靱性に富んだ材料として知られており、 $-196^{\circ}\text{C}$ においても完全な脆性破面を得ることは困難である。マクロ的には脆性破面の様相を示していても、ミクロ的に観察すれば、Photo. 6 に示すごとく延性破面が網目状に存在しているが、このような延性破面帯を残留オーステナイト存在域とする解釈もある<sup>11)</sup>。しかしながら、本実験結果を勘案すれば、必ずしも残留オーステナイトの存在は必要ではなく、破面単位程度の粗さでいえば単なるマトリックスの靱性の増加と同様な形態を示している。

以上、前報<sup>4)~6)</sup>も含めて遷移温度と破面単位の関連を調査し、これを通じて靱性におよぼす変態組織の影響を論じた。しかしながら、本実験程度の粗さでは、 $\gamma/\alpha$  変態を通じてフェライト組織の分割の靱性への効果が検討されたにすぎない。Ni 添加によるマトリックス靱性強化の効果や、強度因子、たとえば、マルテンサイトラスの大きさ、微細炭化物の分布などを論ずるためには、さ

らに微細な観察が必要であるが、これらの個々の効果を独立に調査することは通常困難であり、フェライト分割効果の上に立つて論ずることは、問題の明確化に有用と考えられる。

## 5. 結 言

前報<sup>4)~6)</sup>まで鉄鋼材料の各種変態組織と低温脆性破面との直接対応から脆性破面を構成する微細亀裂(破面単位)は、組織から説明しうることを示した。高張力鋼の連続冷却変態組織の場合<sup>5)</sup>には、 $l_c$  と破面遷移温度  $vTrS$  はよく対応するが、遷移温度と  $l_c$  との対応を論ずる場合には、遷移領域での破面の様相を調査する必要がある。

この意味から、本報では、主として低炭素鋼のフェライト+パーライト組織について調査を行なった。その結果、破面単位は破断温度によつて変化せず、組織固有の量であることが明らかとなつた。フェライト+パーライト組織についてオーステナイト化温度および冷却速度を変えて熱処理された試料について、 $vTrS$  と  $l_c$  との関係求めた。 $vTrS$  と  $\log l_c^{-1/2}$  とは直線関係にあり、空冷、炉冷の差は  $l_c$  に差を与えるが対応関係は変わらない。オーステナイト粒径 ( $l_f$ ) と  $l_c$  の間には直線関係はなく、一方、フェライト粒径 ( $l_a$ ) と  $l_c$  の間には直線関係があり、 $l_c \sim 2l_a$  であつた。この意味から、本報のごとき熱処理範囲内では、遷移温度に対する PETCH の関係の域を出なかつたが、一般には  $l_c$  と  $l_a$  は対応しなくてもよく、またこの  $l_c$  と  $vTrS$  の関係は、焼入組織などにも延長し得る点が重要である<sup>5)</sup>。破断試験温度の影響は、温度の上昇とともに、マクロ的な延性破面の増加のほかに脆性破面内部では、破面単位の周囲に延性破面帯が生ずる。ついで一部分の破面単位全体が延性破断面に変化し、延性破壊へ至っている。このような傾向は焼入組織の場合も同様である。吸収エネルギーの変化はミクロ的な延性破面率の変化と一致し、この点から破断試験温度の上昇は、脆性もしくは延性破面自体の変化よりも、単なる延性破面の増加をもたらすものと考えられる。

破面遷移温度 ( $vTrS$ ) と破面単位の関係については、一般に従来の結晶粒度依存性と同様に論ずることはできないが、これらの点に関しては、さらに遷移現象について実験的なデータを重ね、強度などとの関連において論ずる必要がある。

おわりに、本研究の発表を許可された中央技術研究所長 住友元夫博士、ならびに終始有益なご助言をいただいた、邦武立郎博士に深甚なる感謝の意を表す。

また、実験にご協力いただいた、小谷誠一氏、上野谷



繁雄氏に感謝します。

文 献

- 1) A. N. STROH: *Adv. Phys.*, 6 (1957), p. 48
- 2) N. J. PETCH: *Phil. Mag.*, 3 (1958), p. 1089
- 3) A. H. COTTRELL: *Trans. AIME*, 212 (1958), p. 192
- 4) 寺崎, 大谷: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 293
- 5) 大谷, 寺崎, 邦武: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 434
- 6) 大谷, 寺崎: 鉄と鋼, 58 (1972) 掲載予定
- 7) C. A. DUBÉ, H. I. AARONSON, and R. F. MEHL: *Rev. Met.*, 55 (1958), p. 201
- 8) F. TERASAKI: *Métaux et Corrosion Industries*, (1967) 498, p. 1
- 9) F. TERASAKI: *Acta Met.*, 15 (1967), p. 1057
- 10) A. A. JOHNSON: *Phil. Mag.*, 8 (1962), p. 177
- 11) 長谷川, 佐野: 鉄と鋼, 56 (1970), S 170