

論 文

UDC 621.791.053 : 620.178.746.22 : 539.56 : 669.14 : 519.24

低炭素鋼溶接熱影響部のシャルピー値のバラツキ
の統計的解析*

松田 昭一**・関口 昭一***・影山 英明***

Statistical Analysis of the Scatterings in Charpy Impact Values of
the Heat Affected Zone of a Welded Low Carbon Steel

Shoichi MATSUDA, Shoichi SEKIGUCHI, and Hideaki KAGEYAMA

Synopsis:

In relation to clarifying the cause of the scattering of energy absorbed in Charpy transition temperature range, a study was made of finding the cleavage crack initiation site. Main results were as follows.

1) The cleavage crack always initiated at the pearlitic second phase independently of the energy level absorbed in Charpy test. Heterogeneity such as inclusions and so on did not contribute to the cleavage crack initiation.

2) The cleavage microcracks initiating at the effective grain larger than mean size could grow to final fracture, while the microcracks initiating at the smaller effective grains could not propagate.

3) Frequency of cleavage microcrack initiation was very small. It was one or two cracks per area of 0.4 mm^2 of ductile fracture surface. On the basis of experimental results described above, statistical analysis was made. It may be concluded that Gaussian distribution of effective grain size was the direct cause of the scattering of energy absorbed in Charpy test.

1. 緒 言

大入熱溶接用鋼における最大の問題点は、溶接ボンド部の靱性不良であり、特に遷移領域におけるシャルピー値のバラツキについての原因解明と対策は、緊急を要する課題であると考えられる。シャルピー値のバラツキについてはいろいろな推測がなされているが、基本的には2つの原因があると考えられる。その1つは、バラツキが、介在物や潜在クラックなど鋼材の欠陥によるものであるという考え方であり、もう1つは、ある材料個々の条件下、たとえば結晶粒度分布が、ガウス分布で近似されるような場合には、遷移領域におけるバラツキは、むしろ当然であり、統計的変動量として取扱うべきであるといった考え方である。バラツキの原因として、いずれが優先するか、あるいは両者の重みがどの程度であるかなどは、個々の場合によつて異なると考えられるが、その決め手は、従来、ブラックボックスとして処理されて

きた脆性破壊の発生から最終破壊に至るまでの素過程について詳細な検討を加えることであると考えられる。

脆性破壊の発生サイトに関連して、マイクロクラックの観察を試みたのは、おそらく、COHEN¹⁾が最初であると思われる。彼らは、低炭素鋼の引張試験中に変形を中断して、表面を腐食し去つて観察されるマイクロクラックの発生サイトが、粒界セメントイトであることをつきとめた。その後、McMAHON²⁾、OATES³⁾、GELL⁴⁾により、軟鋼、Mn鋼について、じりや変形双晶と粒界炭化物のクラッキング、あるいはパーライト組織のクラッキングとの関連について、詳細な検討が行なわれ、臨界亀裂長さとして、セメントイトなど第2相の重要性が指摘された。最近、大森ら⁵⁾も、COD、DCBテストにより、フェライト・パーライト鋼の破壊挙動を検討し、同様に、臨界亀裂長さとしてパーライト・コロニー・サイズに注目している。しかしながら、彼らが観察したマイクロクラックは、いずれも、変形中あるいは変形後の

* 昭和51年10月本会講演大会にて発表 昭和52年7月14日受付 (Received July 14, 1977)

** 新日本製鉄(株)基礎研究所 工博 (Fundamental Research Laboratories, Nippon Steel Corp., 1618 Ida Nakahara-ku Kawasaki 211)

*** 新日本製鉄(株)基礎研究所 (Fundamental Research Laboratories, Nippon Steel Corp.)

**** 新日本製鉄(株)基礎研究所 (現 八幡製鉄所) (Fundamental Research Laboratories, Nippon Steel Corp., Now Yawata Works)

Table 1. Chemical compositions of a steel used.

C	Si	Mn	P	S	Al
0.07	0.30	1.05	0.006	0.002	0.030

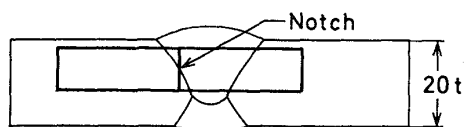


Fig. 1. Notch position of Charpy specimen.

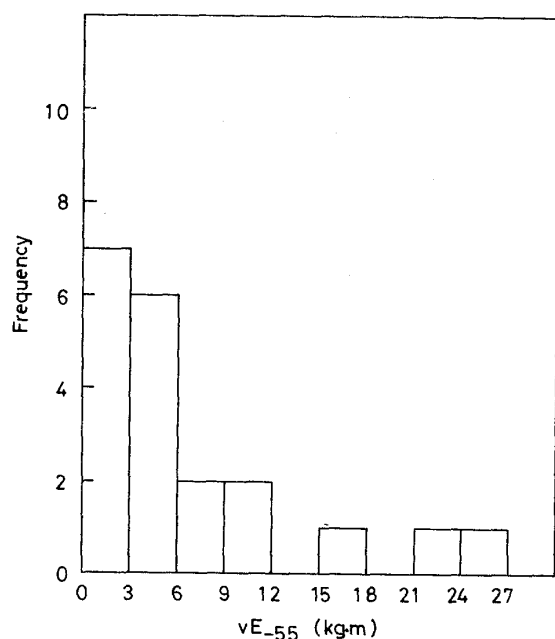


Fig. 2. Histogram showing scatterings of energy absorbed in Charpy test.

試片に散在する停留亀裂であり、最終破壊に繋がるクラックとして機能するかどうかについては、かなり不明確な点が多いと思われる。

以上のような観点から、われわれは、大入熱溶接用鋼のボンド部について、特にシャルピー値のバラツキとの関連において、最終破壊に繋がる脆性クラックが、材質の不均一性（介在物の不均一分布、偏析帯の存在により、試験片の採取位置によつて衝撃値が異なること）に関連のある所から発生するのがあるいはパーライトなど材質の不均一性とは無関係な組織から発生するののかについて詳細な検討を行ない、さらに、脆性クラックの発生サイトは、後者が圧倒的に多いという観察結果に基づき、シャルピー値のバラツキを統計的な観点から説明することを試みた。

2. 実験方法

供試鋼の化学組成を Table 1 をに示す。板厚 20 mm

の熱延板を潜弧溶接により、 $67\sim 69\text{ kJ}\cdot\text{cm}^{-1}$ の入熱で両面各 1 層溶接後、溶接部からシャルピー試験片を採取した。ノッチ位置を Fig. 1 に示す。

上記試料の遷移温度は -55°C 近辺にあり、Fig. 2 に、 -55°C におけるシャルピー値のバラツキのヒストグラムを示す。

バラツキ試片のうち、特に高エネルギー側と低エネルギー側の試片について、以下に述べる方法にしたがつて脆性マイクロクラックの発生サイトと組織との対応関係を調べた。

(1) 走査型電子顕微鏡により、リバーパターンの流れを観察し、最終破壊に繋がる脆性マイクロクラックの発生サイトをおさえる。

(2) 発生サイトを確認した破面を樹脂に埋め込み、脆性クラックの発生サイトが研磨面に露出する直前まで、粗研磨を行ない、ついで仕上研磨により、一度に $1/500\text{ mm}$ 程度ずつ慎重に研磨を繰返す。発生サイトが研磨面に露出したら直ちに研磨を中止し、腐食により組織を現出して、発生サイトに対応する位置の組織を光学

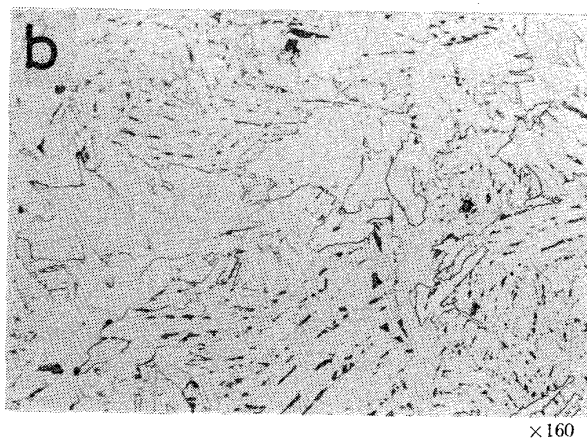
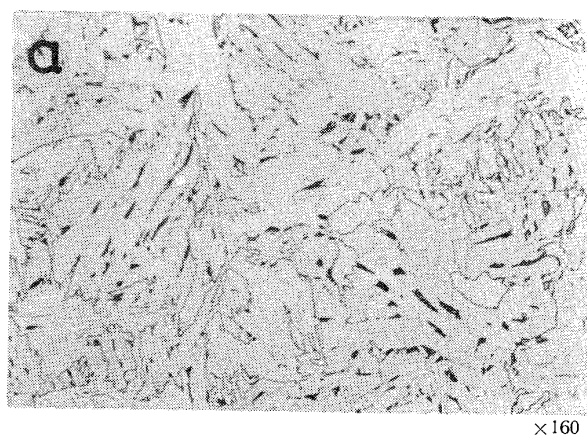


Photo. 1. Microstructures of specimens showing different energy absorbed in Charpy test.

- a. $vE_{-55} = 21\text{ kg}\cdot\text{m}$
b. $vE_{-55} = 3.5\text{ kg}\cdot\text{m}$

顕微鏡で観察する。

(3) 必要に応じて、電子顕微鏡レプリカ観察により、発生サイトに対応する組織の拡大写真を撮る。

以上の実験の他に、バラツキの統計的解析との関連から、結晶粒度の測定と停留亀裂の観察*などを行なった。

3. 実験結果

3.1 ボンド部の組織

従来から、鋼の靱性に対して組織と結晶粒度とが重要な因子であることが知られているので、まず、高エネルギー側試片と低エネルギー側試片について、それらを比較してみた。

Photo. 1 (a), (b) は、ボンド近傍の組織を比較したもので、(a), (b) は、それぞれ、 $vE_{-55}=21.0 \text{ kg}\cdot\text{m}$ 、 $vE_{-55}=3.5 \text{ kg}\cdot\text{m}$ の場合の組織に相当する。ボンド部の組織は、いわゆる、“針状フェライト+パーライト”で、フェライト結晶粒界や旧オーステナイト粒界が明瞭に観察されないのが特徴である。両者の比較から明らかなように、組織的にはほとんど差が認められない。

上記の結果は、シャルピー値のバラツキが、少なくとも、ボンド部の組織的な違いによるものではないことを示している。

3.2 脆性マイクロクラックの発生サイトと組織との対応

低エネルギー側破面について、最終破壊に繋がる脆性マイクロクラックの発生サイトと組織との対応関係を、Photo. 2 に示す。走査型電子顕微鏡による破面観察より、(Photo. 2 (a), (b))、脆性クラックは、ボンドに近い HAZ に相当する領域で、なおかつ、ノッチ底から 0.3 mm 程度はなれた位置から発生していることがわかる（実線丸印）。脆性クラックの発生サイトが研磨される直前の破面 (Photo. 2 (c))、および研磨された直後の破面直下の組織 (Photo. 2 (d), 2 (e)) の観察から、脆性マイクロクラックは、パーライト組織から発生したことがわかる。

Photo. 3 は、Photo. 2 と同様に、脆性マイクロクラックの発生サイトと組織との対応関係を示したものである。Photo. 3 の特徴は、クラックの発生サイト (Photo. 3 (a) 実線の丸印、あるいは Photo. 3 (b)) に、線条のテアライン (tear line, 矢印) が観察されることである。破面直下の組織 (Photo. 3 (c), (d)) に留意して、テアラインと組織との関係を調べると、テアラインの存在位置には変形双晶 (T) と思われる組織が観察され、テ

アラインは、変形双晶自体、もしくは、変形双晶とマトリックスとの境界に沿って形成されたものであることがわかる。注目の脆性クラックは、Photo. 3 (c) の丸印あるいは Photo. 3 (d) で示されているように、比較的微細なパーライト組織 (P) より発生しており、破碎されたパーライト組織のところでは、変形双晶の厚さ方向の成長が、やや抑制されているように観察される。

Photo. 2, 3 は、低エネルギー側破面についての観察結果であるが、高エネルギー側破面についてもほぼ同様な観察結果が得られており、脆性クラックは、大部分パーライト組織から発生している。なお、パーライト・クラッキングの直接原因について考えてみると、Photo. 3 の場合には、変形双晶による応力集中であり、Photo. 2 の場合のように変形双晶が観察されない場合には、迂りによる応力集中がその原因であると推測される。

以上の観察結果から明らかなように、最終破壊に繋がる脆性クラックの発生サイトと介在物などの材質の不均一性とは何ら関係がなく、シャルピー値のバラツキは、材質の不均一性以外の何らかの原因による統計的変動量として取扱うべきであることを示唆している。

3.3 停留亀裂および伝播亀裂と有効結晶粒度との関係

高エネルギー側破面の一般的な特徴として、ノッチ底に延性破面が存在することがあげられ、延性破面が長くなるほど、吸収エネルギーは高くなる。Fig. 3 は、両者の関係を示したもので $vE < 12 \text{ kg}\cdot\text{m}$ では、(1) 式で示されるような直線関係が存在する。

$$vE = \frac{15}{2} C \dots\dots\dots (1)$$

Photo. 4 (a), 4 (c) は、それぞれ、巨視的には延性的に観察される破面のなかで、比較的ノッチに近い位置と脆性破面に移行する直上の位置とで観察された脆性マイクロクラックを示したものである。これらのクラックが、脆性的な要素をもつことは、劈開破壊の特徴を示すリバーパターンが観察されることから明らかである。ここで、脆性的ではあるが、最終破壊に繋がらないマイクロクラックを“停留亀裂”と定義すると、停留亀裂には、2 つの特徴が存在する。

第 1 の特徴は、停留亀裂の発生頻度に関連しており、ノッチ底に存在する延性破面の面積が増すにしたがつて停留亀裂の数は多くなり、ある一定の面積には必ず停留亀裂が存在するが、その頻度はきわめて少なく、面積 4 mm^2 程度の延性破面に、たかだか 1~2 個程度である。

第 2 の特徴は、停留亀裂の大きさに関連しており、結論的には、停留亀裂が大小様々ある有効結晶粒の中で平均よりも小さい結晶粒に存在することである。ここでフ

* 脆性的ではあるが、最終破壊に繋がらないマイクロクラックを意味する。通常、停留亀裂のまわりには、延性破面が観察される。

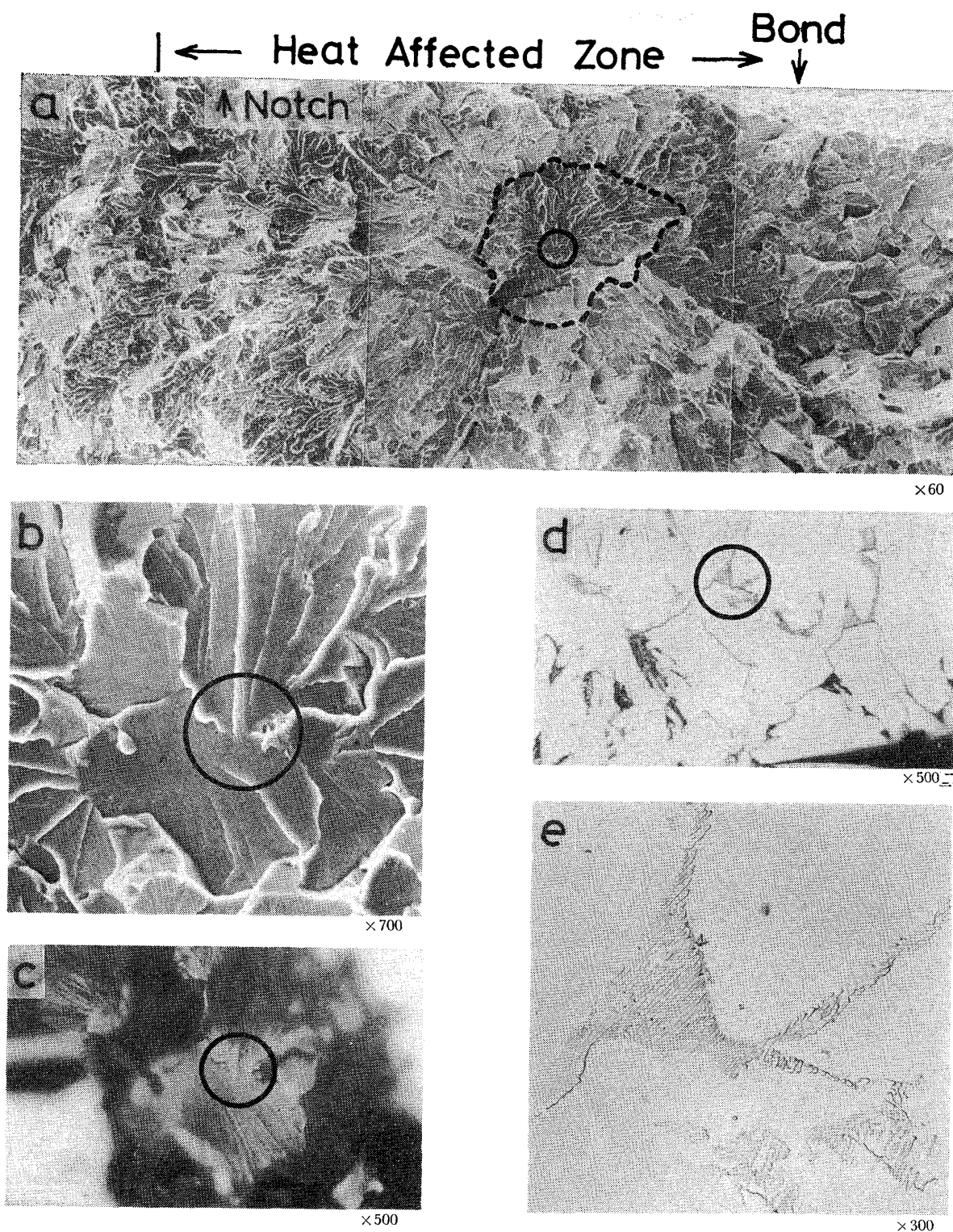
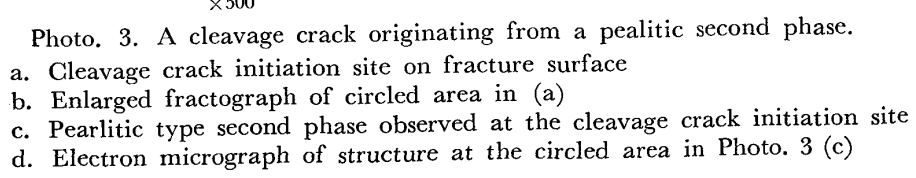


Photo. 2. A cleavage crack originating from a pearlitic second phase.

- a. Cleavage crack initiation site on fracture surface. The area enclosed with dotted line shows the size of propagating crack
- b. Enlarged fractograph of circled area in (a)
- c. Cleavage crack initiation site just before polishing
- d. Pearlitic second phase observed at the cleavage crack initiation site by optical microscope.
- e. Electron micrograph of structure at the circled area in Photo. 2 (d)



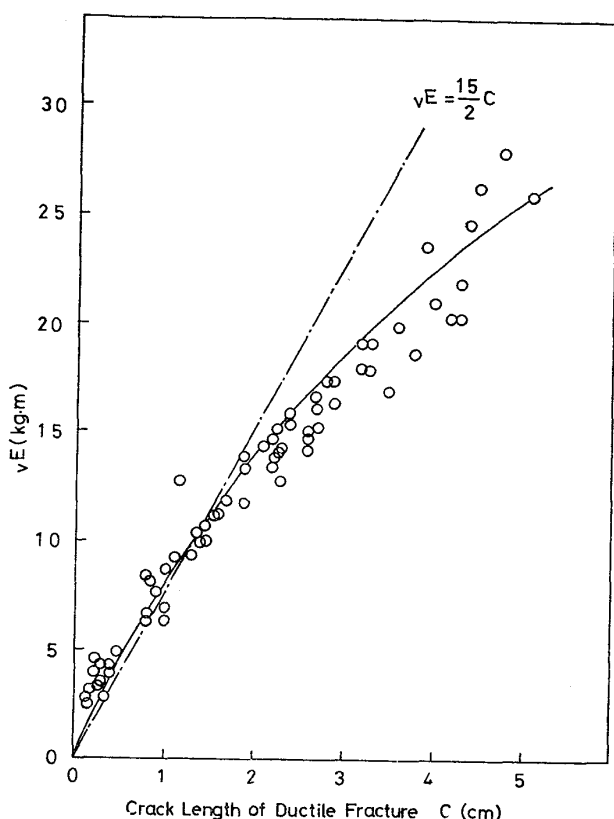


Fig. 3. Relation between energy absorbed in Charpy test and crack length of ductile fracture.

フェライト結晶粒のかわりに有効結晶粒を用いたのは、以下の理由による。すでに、著者ら⁶⁾によつて報告されているように、鋼の靱性は、有効結晶粒径（劈開破面の大きさ）によつて支配されるが、単純なフェライト・パーライト組織では、フェライト結晶粒度が有効結晶粒度とほぼ一致するので、フェライト粒度が靱性の目安となる。しかしながら、Photo. 1 の溶接熱影響部の組織のように、複雑な針状フェライト+パーライト組織の場合には、マルテンサイトやベイナイト組織と同様に、有効結晶粒に対応する組織単位が不明確で、組織から実効的なフェライト粒度を求めることができない。このような場合には、試料を低温で破壊させ、劈開破面の大きさ分布、いわゆる有効結晶粒の分布を直接求めて靱性を評価するのが賢明である。

Fig. 4 は、その 1 例で、走査型電子顕微鏡観察から求めたものである。Fig. 4 の有効結晶粒径の分布は、1 つの破面から求めた代表例であるが、数多くの高エネルギー側破面 および 低エネルギー側破面のいずれにおいても、有効結晶粒径の分布は、Fig. 4 とほぼ同様の分布を示す。言葉をかえれば、平均的な有効結晶粒の大きさからは、シャルピー値のバラツキは、説明できないことを示している。Fig. 4 から明らかなように、有効結晶粒径

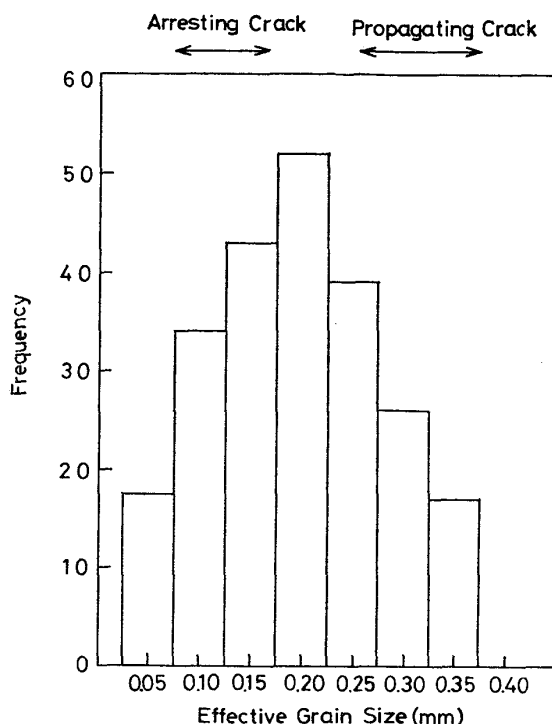


Fig. 4. Histogram showing effective grain size. Arrows at the upper side indicate the size of arresting and propagating cracks.

の分布は、ほぼガウス分布で近似され、平均有効結晶粒径は 0.2 mm 程度で非常に大きい。第 2 の特徴である停留亀裂の大きさについては、その実測範囲が Fig. 4 の上側に矢印で示されているが、停留亀裂はすべて、0.05~0.2 mm の範囲にあり、平均有効結晶粒径よりも小さいことがわかる。

Fig. 4 の上側には、停留亀裂と一緒に、伝播亀裂の大きさの実測範囲も示されている。“伝播亀裂”とは、最終破壊に繋がる脆性クラックを意味し、その大きさは、Photo. 2 (a) の点線で囲まれた領域、すなわち、脆性クラックの発生点を含むほぼ平らな破面単位に相当する。Fig. 4 から明らかなように、停留亀裂とは対照的に、伝播亀裂は平均有効結晶粒径よりも大きく、0.25~0.4 mm 程度のものが多い。Fig. 4 に関連して留意すべき点は、有効結晶粒径の分布は、試験温度に依存しないのに対し、伝播亀裂と停留亀裂の大きさは、温度によって変る性質のものと考えられることである。なぜならば、前者は、微視組織の結晶学的特徴によって決るものであるのに対し、後者は、温度によって変化するマトリックスの実効表面エネルギーに依存するものであるからである。

上記の結果は、伝播亀裂となるか、それとも、停留亀裂になるかの性質は、脆性マイクロクラックが、ガウス分布にしたがつて大小様々ある有効結晶粒のうち、平均有効結晶粒よりも大きい結晶粒において発生するか、小

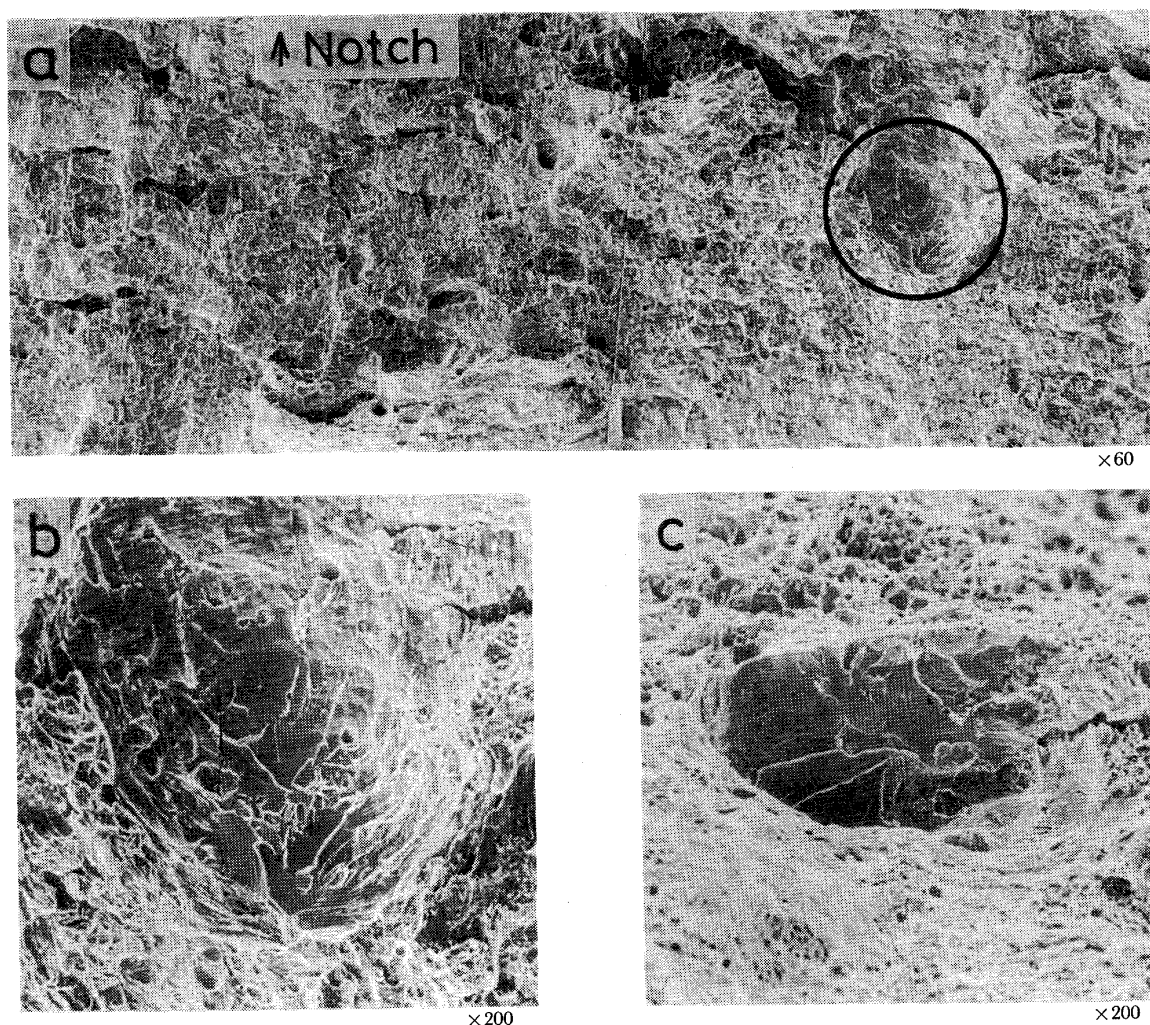


Photo. 4. Arresting cracks observed in ductile fracture area.

- a. Arresting crack just beneath the notch root
- b. Enlarged fractograph of circled area in (a)
- c. Arresting crack in transition area from ductile to brittle

さい結晶粒において発生するかで決り、このような現象が、シャルピー値のバラツキと密接な関係があることを示唆している。この点に関しては、次章で詳細な検討を加える予定である。

4. 考 察

シャルピー値のバラツキ原因について、その支配因子を明らかにした実験は、電縫管の銜合部靱性*に関連して芳賀⁷⁾らが行なつた研究以外に数少ないにもかかわらず、非常に一般的に、材質の不均一性に起因すると考えられている。しかしながら、本研究において明らかにされたように、脆性クラックの発生サイトは、バラツキ試料のいかんをとわず、パーライト組織であり (Photo. 2,

Photo. 3), そのよりどころを、材質の不均一性以外に求めなければならないことを示している。

シャルピー値のバラツキは、脆性破壊の本質に関連した問題であり、破壊の発生から最終破壊に至る素過程について詳細な検討を加えることが、バラツキ原因の解明に対する最も基本的な姿勢であると考えられる。そこでまず、Fig. 3, 4 および Photo. 4 を参考にして、破面上の特徴を整理すると、以下ようになる。

1) 吸収エネルギーの大きさとノッチ底の延性破面の深さとの間には、ほぼ直線関係が存在し、吸収エネルギーが高くなるにしたがつて、ほぼそれに比例する割合で、延性破面域が長くなる。

2) この延性破面には、停留亀裂が観察されるが、その大きさは、平均有効結晶粒径よりも小さい。

3) 停留亀裂の数は、ノッチ底の延性破面長さが増す

* バラツキの原因は、銜合面に平行に {100} 集合組織が発達することによる。

にしたがつて多くなり、ある一定の面積の延性破面には、必ず停留亀裂が存在する。しかしながら、その数はきわめて少なく、延性破面面積 4 mm^2 につき、1~2 個程度である。

4) 低エネルギー破面、高エネルギー破面をとわず、最終破壊に繋がる伝播亀裂の大きさは、平均有効結晶粒径よりも大きい。

破面上に観察される上記の特徴は、脆性破壊の発生から最終破壊に至る素過程が、以下のようなものであることを示唆している。すなわち、

1) ノッチ底直下の 4 mm^2 程度の領域 (ノッチ長さ (10 mm) × ノッチ底からの深さ (0.4 mm) = 4 mm^2) において、脆性マイクロクラックが発生する。発生個数はきわめて少なく、1~2 個程度である。

2) そのマイクロクラックが、有効結晶粒径がほぼガウス分布にしたがつて存在する結晶粒のうち、どの結晶粒に発生するかは、確率的な要素をもつ。

3) したがって、もし、大きい結晶粒に脆性マイクロクラックが発生した場合には、そのクラックは伝播亀裂となり、最終破壊に繋がる。この場合、破面はノッチ直下から脆性破面となり、吸収エネルギーはきわめて低くなる。

4) それに対して、もし、小さい結晶粒に脆性マイクロクラックが発生した場合には、そのクラックは粒界突破の能力を持たず、停留亀裂となる。この場合には、ノッチ底直下の 4 mm^2 程度の領域は、延性破面となりもはや脆性マイクロクラックの発生能力をもたない。

5) 新しい脆性マイクロクラックは、ノッチ直下の延性破面の前方の 4 mm^2 程度の領域において発生する。このマイクロクラックが、伝播亀裂となるか停留亀裂となるかは、3)~4) の条件によつてきまる。

6) 脆性マイクロクラックの発生・停留亀裂の形成の繰返しが多いほど、延性破面は長くなり、吸収エネルギーは増加する。

上述したような脆性破壊の発生から最終破壊に至る素過程が正しいと仮定すると、Fig. 2 に示したシャルピー値のバラツキは、以下に示す統計的なモデルによつて定量化することが可能であると考えられる。

バラツキの確率計算にあたって、以下の設定と仮定をおくことにする。

1) ノッチ底から 0.4 mm 間隔で、シャルピー試片を等分割する (Fig. 5)。

2) 各 1 区間 4 mm^2 の領域 (0.4 mm × ノッチの長さ 10 mm) において、脆性マイクロクラックの発生数 n を一定とし、実験事実を考慮して、 $n=1$, $n=2$ の 2 つ

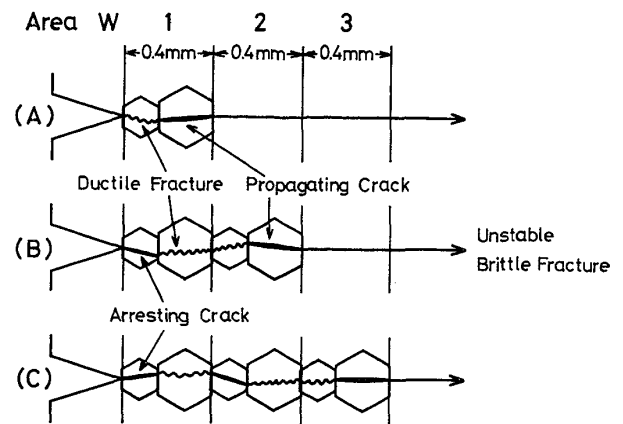


Fig. 5. Schematic drawing which shows the elemental processes of brittle fracture.

- Propagating crack initiates in the area of $w=1$
- Propagating crack initiates in the area of $w=2$
- Propagating crack initiates in the area of $w=3$

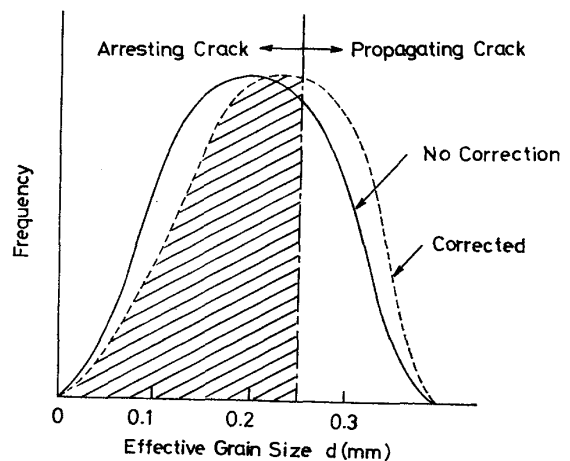


Fig. 6. Schematic drawing which shows the ratio of the number propagating cracks to that of arresting cracks. Crack nucleated at the boundary of effective grain larger than 0.25 mm in length can propagate, while cracks smaller than 0.25 mm can not propagate.

の場合を考える。

3) 有効結晶粒径 $d \leq 0.25\text{ mm}$ の結晶粒で発生した脆性マイクロクラックは、停留亀裂となり、 $d > 0.25\text{ mm}$ の結晶粒で発生したマイクロクラックは、伝播亀裂となる* (Fig. 6)。

4) マイクロクラックの発生サイトとなるパーライト組織の割れやすさは、有効結晶粒径に依存し、有効結晶粒径が大きくなるほどそれに比例する割合で、容易になると仮定する**。

* 0.2~0.25 mm の大きさの停留亀裂あるいは伝播亀裂は観察されなかったが、この範囲の結晶粒にクラックが発生した場合、停留亀裂になると仮定する。

** パーライト・クラッキングの原因となる変形双晶、すべりによる応力集中は、粒径が大きいほど増加する。

度分布をみた場合、Fig. 6の実線で示されるガウス分布(有効結晶粒の分布をガウス分布で近似)は、点線の分布のように補正される。

以上の仮定にしたがつて、まず、発生した脆性マイクロクラックが、停留亀裂となる確率を計算する。その確率は、Fig. 6の点線の分布のハッチの面積を計算することによって求められ、(2)式で与えられる。

$$\begin{aligned}\psi(Z) &= \int_{-\infty}^{Z=0.75} \frac{1}{\sqrt{2\pi}} \exp\left(-\frac{Z^2}{2}\right) \left(1 + \frac{\sigma}{\tilde{d}} Z\right) dZ \\ &= \Phi(Z)_{Z=0.75} - \int_{-\infty}^{Z=0.75} \frac{1}{\sqrt{2\pi}} \exp\left(-\frac{Z^2}{2}\right) \frac{\sigma}{\tilde{d}} Z \cdot dZ = 0.77 - 0.15 = 0.62 \dots (2)\end{aligned}$$

ここで、 $\Phi(Z)$: ガウス分布の確率積分、 d : 有効結晶粒径、 $\tilde{d}$: 平均有効結晶粒径、 σ : 標準偏差、 $Z = (d - \tilde{d})/\sigma$ である。

(2)式は、パーライト・クラッキングの起こりやすさが、結晶粒径に依存しないと仮定した場合には、停留亀裂となる結晶粒の割合が $0.77(\Phi(Z)_{Z=0.75})$ で与えられる)であるのに対して、パーライト・クラッキングの起こりやすさが、粒径に比例すると仮定した場合には、その割合が、 0.62 になることを意味している。

つぎに、Fig. 5にしたがつて、区間 $W=1$ 、すなわち、ノッチ底直下から 0.4 mm の長さ、面積にして 4 mm^2 の領域においてマイクロクラックが発生し、それが伝播亀裂となる確率を発生クラック数 $n=1, n=2$ のそれぞれの場合について計算すると、

$$W P_{n=1} = 1 - \psi(Z) = 0.38 \dots (3)$$

$$W P_{n=2} = 1 - \psi(Z)^2 = 0.62 \dots (4)$$

となる。(3)、(4)式は、シャルピー試験を -55°C で 10 本行なったとき、 $W=1$ の区間、すなわち、ノッチ直下から 0.4 mm はなれた距離内で、伝播亀裂が発生し最終破壊に至る試料数は、クラック数 $n=1, 2$ の場合について、それぞれ、3.8 本、6.2 本であることを示している。この場合、延性破面長さは $0 \sim 0.4\text{ mm}$ の範囲にあり、この延性破面長さに対応する吸収エネルギーは、(1)式より、 $0 \sim 3\text{ kg/mm}^2$ の範囲にあることがわかる。一般に、区間 W から伝播亀裂が発生する確率を、 $n=1, 2$ の場合のそれぞれについて求めると、

$$W P_{n=1} = \psi(Z)^{W-1} - \psi(Z)^W \dots (5)$$

$$W P_{n=2} = \psi(Z)^{2(W-1)} - \psi(Z)^{2W} \dots (6)$$

(5)、(6)式のようになる。(5)、(6)式の関係をグラフに示すと Fig. 7 のようになる。Fig. 7 は、2 つの特徴を示しており、その 1 つは、ノッチ底からはなれた区間になるほど、伝播亀裂が発生する確率が減少すること、

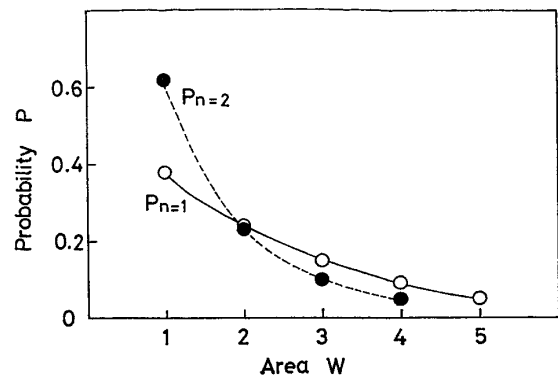


Fig. 7. Probability of propagating crack initiation.

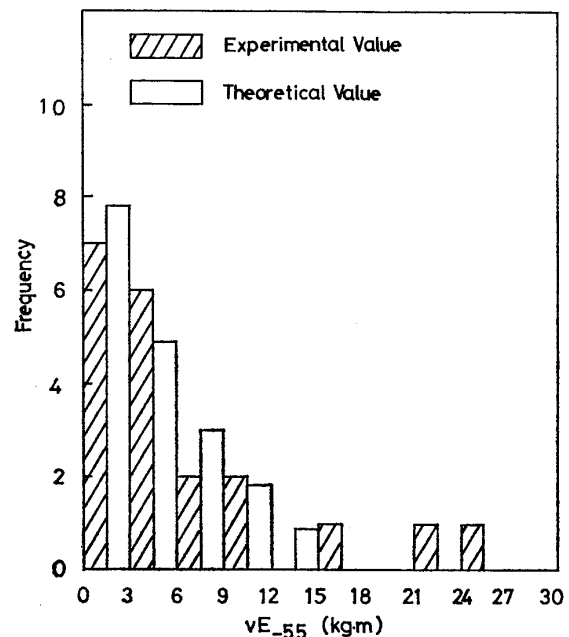


Fig. 8. Histogram showing the comparison between theoretical and experimental scatterings of energy absorbed in charpy test.

もう 1 つは、1 区間で発生するクラック数が 1 個の場合に比べて 2 個の場合の方が、ノッチ近傍の区間から伝播亀裂が発生する確率が高くなることを示している。後者の特徴は、1 区間において発生する脆性マイクロクラックの数が増加するにしたがつて*、ノッチ直下から伝播亀裂が発生する確率が高くなること、言葉をかえれば、バラツキが減少することを示している。

Fig. 3 より、区間 W 、延性破面長さ G 、 -55°C での吸収エネルギー vE_{-55} の間の関係はわかっているの、いま、マイクロクラックの発生数 $n=1$ の場合について、各々の区間で伝播亀裂となる期待値 (-55°C での試験数 20 本 $\times$ 各区間における伝播亀裂発生確率 $W P_{n=1}$) を計算し、吸収エネルギーと頻度との関係を求めると、

* ノッチを鋭くするとか、より低温で破壊すると、クラック数は増加する。

Fig. 8 のようになる. Fig. 8 には, Fig. 2 の実験結果も記載されている. Fig. 8 より, 理論的バラツキと実測バラツキとの間には, 比較的よい一致がみられることがわかる.

以上に示した統計的解析より, 低炭素鋼溶接ボンド部のシャルピー値のバラツキは, 介在物などの材質の不均一性とは関係なく, 溶接ボンド部の有効結晶粒度が, ガウス分布をとることに基づく統計的変動が, その原因であると結論することができる.

5. 結 論

低炭素鋼の溶接ボンド部の, 遷移領域におけるシャルピー値のバラツキ原因を明らかにする目的で, 脆性マイクロクラックの発生サイトと組織との対応関係について調べ, あわせて, バラツキ原因の統計的解析を行なった. 主な結果は以下のとおりである.

1) 脆性マイクロクラックは, おおむね, パーライト組織から発生し, 介在物など材質の不均一性に関連あるところからは発生しない.

2) 低エネルギー試片, 高エネルギー試片において, 有効結晶粒径はほぼ同じであり, その分布は, ほぼガウス分布で近似される.

3) 高エネルギー破面のノッチ底に存在する延性破面には, 停留亀裂が観察され, その大きさは平均有効結晶粒径よりも小さいのが, 特徴である. また, 停留亀裂が観察される頻度は きわめて少なく, 延性破面の面積 4

mm² に, 1~2 個程度である.

4) それに対して, 最終破壊に繋がる伝播亀裂の大きさは, 平均有効結晶粒よりも大きい.

5) シャルピー値のバラツキは, 材質の不均一性に起因するものではなく, 統計的変動として取扱うことが可能であると結論される. すなわち, 脆性マイクロクラックが, ガウス分布にしたがって大小様々ある有効結晶粒のうち, いかなる大きさの結晶粒に発生するかは, 確率的な要素をもち, シャルピー値は, ノッチ底からどの程度はなれた距離において大きな結晶粒にマイクロクラックが発生し, 最終破壊に繋がる伝播亀裂となるかによって変化する.

文 献

- 1) G. T. HAHN, B. L. AVERBACH, W. S. OWEN and M. COHEN: *Fracture*, [John Wiley and Sons], (1959), p. 91
- 2) C. J. McMAHON Jr.: *Acta Met.*, 14 (1966), p. 839
- 3) G. OATES: *JISI.*, 206 (1968), p. 930
- 4) M. GELL and P. J. WORTHINGTON: *Acta Met.*, 14 (1966), p. 1265
- 5) 大森靖也, 岩永 寛, 川口喜昭, 寺崎富久長: 鉄と鋼, 62 (1976), p. 1017
- 6) S. MATSUDA, T. INOUE, H. MIMURA, Y. OKAMURA: *Trans. ISIJ*, 12 (1972), p. 325
- 7) 芳賀博世, 青木知雄, 佐藤 剛: 鉄と鋼, 63 (1977), p. S369