

論 文

UDC 669.14.018.292 : 539.537 : 620.178.746.22 : 620.18

80kg/mm² 級低炭素高張力鋼のシャルピー衝撃特性
に及ぼすミクロ組織の影響*

梶野利彦**・小林俊郎***

Effect of Microstructure on Charpy Impact Properties in 80kg/mm²
Grade Low Carbon High Tensile Strength Steel

Toshihiko KAZINO and Toshiro KOBAYASHI

Synopsis:

The Charpy impact properties of an 80 kg/mm² grade low carbon high tensile strength steel were examined using an instrumented Charpy impact testing machine in the temperature range from -196 to 80°C with the V-notch half size specimens austenitized at 900, 1 000, and 1 100°C for 30 min followed by water quenching and tempering at 650°C for 1 h.

The austenite grain size (d_A) and the packet size (d_P) of martensite lath bundle were 19 and 8.1 (in case of austenitizing at 900°C), 67 and 21 (1 000°C), and 150 and 93 μm (1 100°C), respectively.

The crack initiation energy (E_i), the propagation energy (E_p), and the total energy (E_t) were calculated from the load-deflection record and the transition behavior of these values was examined.

The lower austenitizing temperature with the finer austenite grain size provided the higher value of upper shelf energy and the lower transition temperature. The Hall-Petch relation was recognized between the energy transition temperature and the inverse of root of d_A and d_P ; $\Delta T_T/\Delta d_A^{-1/2} = -18$ and $\Delta T_T/\Delta d_P^{-1/2} = -9.8^\circ\text{C}/\text{mm}^{-1/2}$, respectively.

The micro-fractography by S.E.M. revealed that the propagation of brittle crack in the low temperature range proceeded on $(100)_\alpha$ in the cleavage mode with localized shear deformation in a packet.

The refined grain of austenite (2.4 μm) could be obtained by the up-quenching method. This material resulted in the excellent resistance to brittle fracture because of the long total path of crack through packets.

The apparent dynamic fracture toughness was related to the value of crack initiation energy per unit area in ligament under notch.

The lateral expansion quantity was linear with the absorbed energy in the temperature range lower than the transition temperature, and the upper limit value of lateral expansion quantity in the relation may be considered as a characteristic.

1. 緒 言

鋼の基本的性質のうちで機械的性質は最も重要なものであり、とくに強度および靱性に関しては冶金学的な関係も多くかつ深いものがある。延性・脆性については従来経験則的に静的引張試験による伸び・絞りあるいは衝撃試験による吸収エネルギー値をもつて、その特性値とするのが一般的であつたが、近年破壊力学の発展により、破壊靱性値 (K_{Ic}) がより適切なものとして取り上げられるようになってきた¹⁾。このような要請に対する手法のひとつとして、シャルピー衝撃試験機を計装化することにより衝撃試験の際の荷重-変位 (または時間) 曲線を記録し、それから延性・脆性破壊挙動について種々の角

度より検討を加え、さらには破壊靱性値を決定して靱性を絶対値として把握する方向に進展して来ている²⁾。

一方、鋼の靱性を向上させるための冶金学的観点からの努力も精力的に行われて来ており、合金組成やミクロ組織との関連性が追究されているが、とくに結晶粒の微細化の効果は強度におけるのと同様に靱性面でも優れた結果を示すことが認められている³⁾。

本実験では上記のような観点より研究の第一段階として、衝撃特性に及ぼすミクロ組織の影響について、とくに調質処理における焼入加熱時に生じるオーステナイト結晶粒径の影響について調べた。衝撃試験は計装化シャルピー試験機を用いて行い、吸収エネルギー、遷移温度、横膨出量などの衝撃特性について検討し、破面について

* 昭和52年6月本会東海支部講演会にて発表 昭和54年3月5日受付 (Received March 5, 1979)

** 鈴鹿工業高等専門学校 (Suzuka College of Technology, Shiroko-cho Suzuka 510-02)

*** 名古屋大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Nagoya University)

Table 1. Chemical composition and tensile properties of used steel (wt%)

C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Ni	Mo	V	B
0.11	0.28	0.78	0.010	0.007	0.024	0.042	1.00	0.43	0.04	0.0014

$\sigma_T=79.5\text{kg/mm}^2$, $\sigma_B=84.0\text{kg/mm}^2$, elongation=33.5%.

のマクロ・マイクロ観察を行つた。また、破壊靱性値 (K_{IC}) の算定および等価エネルギー (equivalent energy) 法⁴⁾の適用を試みた。

2. 実験方法

2.1 供試材と試験片

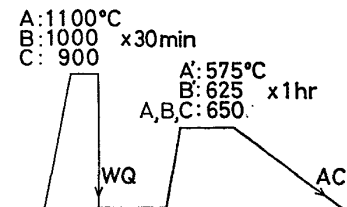
本実験で用いた鋼は市販の 80 kg/mm² 級低炭素高張力鋼 (板厚: 20 mm) で、その組成および引張特性を Table 1 に示した。衝撃試験片は 2 mmV 切欠を付けたハーフサイズ (5×10×55 mm) のものを使用した。また試験片の長手方向は鋼板の圧延方向とした。

2.2 熱処理

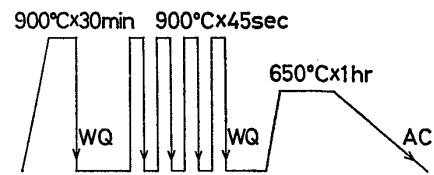
調質処理における焼入れについてはオーステナイト化温度を 900, 1000, および 1100°C に選ぶことにより、オーステナイト結晶粒径が異なるものを準備した。これらの試料はアルゴンを通気させた電気炉中で 30 min 保持したのち水冷した。またオーステナイト粒を積極的に微細化する方法として、ここでは急速加熱焼入 (up-quench) 法⁵⁾を採用した。これは 900°C に保つた塩浴 (80% 塩化バリウム+20% 塩化ナトリウム) 中に試験片を投入後 45 s 保持したのち水冷する処理を 4 サイクル繰返した。焼もどし処理は 650°C に 1 h 保持したのち空冷した。この他に、強度レベルをそろえるために、 $H_V=280$ 程度になるように焼もどし温度の異なるものも使用した。これらの熱サイクルを Fig. 1 に示した。

2.3 オーステナイト結晶粒の検出および粒径の決定

焼入れまたは焼入れ・焼もどし鋼についてのオーステナイト結晶粒の検出は通常の腐食液 (例えばナイトール) では不可能である。また浸炭法などの特殊な方法も行われてはいるが、処理方法が複雑なわりにはオーステナイト粒界は明瞭には現出されない。そこで本実験ではピクリン酸飽和水溶液と界面活性剤: ドデシルベンゼンスルホン酸ナトリウム飽和溶液とを主液とする混合試薬⁶⁾ (Table 2) を用いて第 1 段腐食をしたのち、1% ナイタールによる第 2 段腐食を付加する方法によつてオーステナイト結晶粒界を検出した。得られた組織を光学顕微鏡により写真撮影し、それについて線分析を行い平均のオーステナイト結晶粒径 (d_A) を決定した。また同様にしてオーステナイト結晶粒内の下部組織であるマル



(a) Heat cycle of A, B, and C
Conventional quench and temper



(b) Heat cycle of D
Up-quench treatment

Fig. 1. Heat treatment for changing austenite grain size.

Table 2. Chemical composition of etchant to reveal austenite grain boundary.

Picric acid (2g/100 ml aq.)6 ml
CH ₃ (CH ₂) ₁₁ C ₆ H ₄ SO ₃ Na (5g/100 ml aq.)0.5 ml
FeCl ₃ (5g/100 ml aq.)0.1 ml
conc. HCl0.1 ml

テンサイトラスパケットの平均サイズ (d_p) も求めた。

2.4 シャルピー衝撃試験

衝撃試験は容量が 30 kg·m のシャルピー衝撃試験機を用いて行つた。試験機のハンマー刃部に N 型 Si 半導体歪ゲージを表裏に 1 枚ずつ貼付け、別に設けたダメージゲージ 2 枚とでブリッジ回路を構成することにより荷重を検出するように計装化した。またハンマー回転軸に皮膜型回転ポテンショメータを直結することにより変位を検出した。計装化の電気回路を Fig. 2 に示した。

衝撃試験は -196°C~80°C の温度範囲で行つた。低温側は液体窒素およびイソペンタンあるいはアルコール浴を液体窒素またはドライアイスで冷却して所定の温度とした。また高温側はエアバスを用いた。

衝撃試験による荷重-変位 (P-d) 曲線はオシロスコープ管面上の波形を写真撮影することにより記録した。

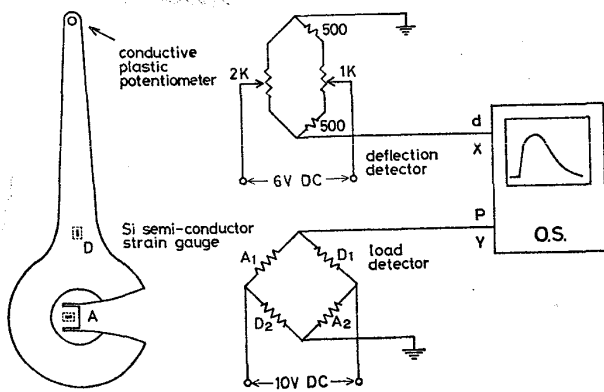
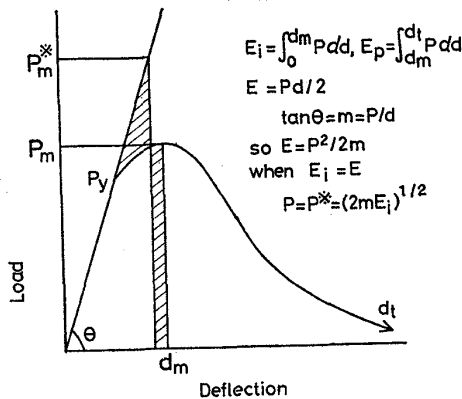


Fig. 2. Instrumentation of Charpy impact testing machine.



$$K_c = \frac{PS}{(BW)^{3/2}} (2.9(a/W)^{1/2} - 4.6(a/W)^{3/2} + 21.8(a/W)^{5/2})$$

Fig. 3. Schematic load-deflection curve and determination of E_1 , E_p , P_m , and K_c .

得られた P-d 曲線 (D. C. ~ 1 MHz) について、Fig. 3 に示したように、降伏荷重点 (P_y)、最大荷重点 (P_m)、最大荷重点までの変位量 (d_m)、および全変位量 (d_t) などを定め、曲線下の面積をプランメータで測定して、試験片が破断した際の吸収エネルギーとしてき裂発生エネルギー (E_1)、伝播エネルギー (E_p) および全エネルギー ($E_t = E_1 + E_p$) を算出した¹⁾。また従来用いられている試験機の指針より求めた吸収エネルギーを E_m とした。さらに低応力脆性破壊する時の P_m を用い SRAWLEY の解析式²⁾ に従って破壊靱性値 (K_c) を算出した。なお、この場合の P_m は P-d 曲線の振動波の平均レベルより推定した初期弾性勾配直線と急速除荷を示した変位位置での垂線との交点として定めた。また、 K_c の計算での a の値は V 切欠の深さ 2 mm を用いた。 $P_m > P_y$ の延性破壊を起こしたものについては等価エネルギー (equivalent energy) 法⁴⁾ を適用した。なお、ここでの試験は V 切欠試験片より便宜的に求めた見掛けの破壊靱性値であることを断わっておく (この点は後述する)。

2.5 横膨出量の測定、破断面の観察

衝撃試験により破断した試験片について、打撃点直下での塑性変形量を横膨出量として試験前における幅 (5 mm) との差により求めた。また、破断面についてはマクロ写真および走査型電子顕微鏡によるマイクロ写真を撮り、延性・脆性破壊の様子を調べた。さらに、破断面に Ni メッキを施したのち破断面に垂直な面で切断し研磨したのち腐食し、マイクロ組織との関連性 (破面プロフィール) を検討した。

3. 結果と考察

3.1 オーステナイト結晶組織

焼入れ・焼もどし処理を施した本鋼のオーステナイト結晶粒組織はピクリン酸飽和水溶液と界面活性剤飽和水溶液を主液とした混合試薬を用いて腐食することによりオーステナイト結晶粒界が明瞭に検出された。各熱処理鋼の組織写真を Photo. 1 に示したが、直線的な粒界が明瞭に現出されている。

焼入時のオーステナイト化加熱温度が高いとオーステナイト結晶粒は粗大化し、1100、1000 および 900°C 加熱に対して、粒径はそれぞれ 150、67 および 19 μm として算定された。急速加熱焼入処理については、シャルピー試験片とは別に 10×5×5 mm 寸法の小試験片について前処理、オーステナイト化温度および保持時間を種々変化させて実験し Fig. 4 のような結果を得た。それによれば前処理温度およびオーステナイト化温度を低くし保持時間も短く選んで急速加熱焼入処理することが微細化組織を得るのに必要であり、さらにその処理を繰返すことによつて微細化が進展することがわかつた⁵⁾。そこでシャルピー試験片についての急速加熱焼入処理は質量効果を考慮した上で、実験方法において触れたように、900°C で 45 s 保持したのち水冷する処理を 4 回繰返した。その結果得られた微細オーステナイト結晶粒は Photo. 1 (D) に示すように幾分混粒状態を呈してはいるが、平均粒径として 2.4 μm となつた。Photo. 1 (A)、(B) および (C) については 1 個のオーステナイト結晶粒はさらに細かい幾つかの下部組織の集合体として構成されているのが認められる⁶⁾。この下部組織については、同一方向に平行線状に並んだひとつの領域が認められ、これをラスパケットとみなした。これの平均サイズは熱処理 A、B および C についてそれぞれ 93、21 および 8.1 μm と算定された。なお熱処理 D を施した試験片においては微細粒であるために判別が困難であつたが、数 μm 程度の結晶はそのまま 1 個のラスパケットに相当していると考えた。また、Photo. 1 (A) および (B) について

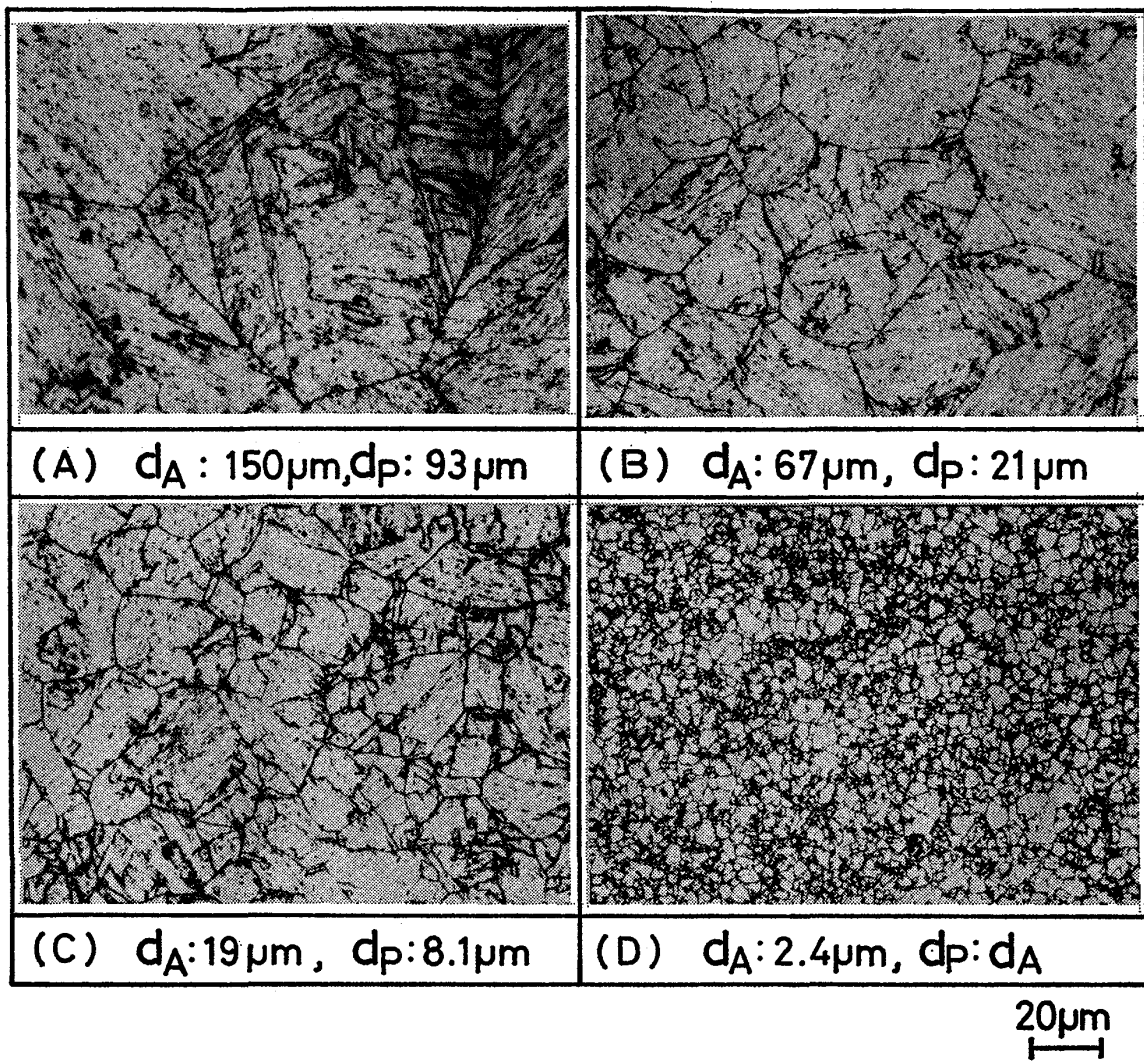


Photo. 1. Change of micro-structure by heat treatment of heat cycle A, B, C, and D shown in Fig. 1. d_A : austenite grain size, d_p : packet size of martensite lath bundle.

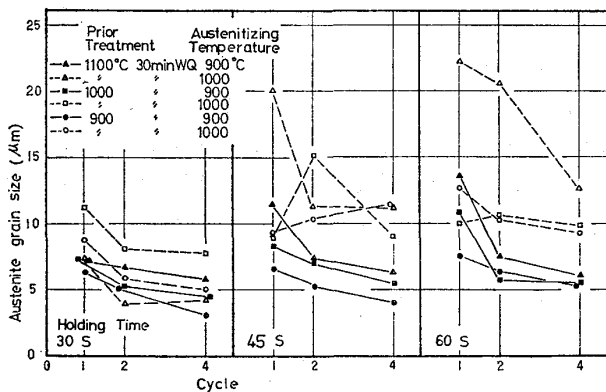


Fig. 4. Effect of up-quenching (see Fig. 1(b)) on austenite grain size.

は1個のラスパケット内に平行線状の組織パターンが明瞭に認められる。これは低炭素鋼を焼入れした際に生じたラスマルテンサイトが焼もどし処理においてフェライトと炭化物に分解する際にラス配向に沿って炭化物が析

出した結果の反映と考えられる。ラス幅は0.1µm程度であることが観察されているので⁹⁾、本実験の場合もほぼその程度であろうと思われる。

3.2 計装化シャルピー衝撃試験による荷重-変位曲線

熱処理Cを施した鋼について、シャルピー衝撃試験の結果得られた荷重-変位曲線の例を Photo. 2 に示した。40°Cでの曲線は upper shelf 域での延性破壊を、-70°Cでのものは遷移域での破壊挙動を、そして-196°Cでのものは低応力脆性破壊を特徴づけている¹⁰⁾。なお、P-d 曲線については、特に前半の部分で波形の細かい変動が認められるが、これは衝撃後に生じた弾性振動による高調波成分が重畳したものであり、以下の最大荷重 (P_m) などの決定に際しては振動部分の中心点を通る曲線を引いて処理した¹⁾。

荷重-変位曲線より算定した各種吸収エネルギーの値の試験温度による変化の一例を熱処理C材について Fig. 5

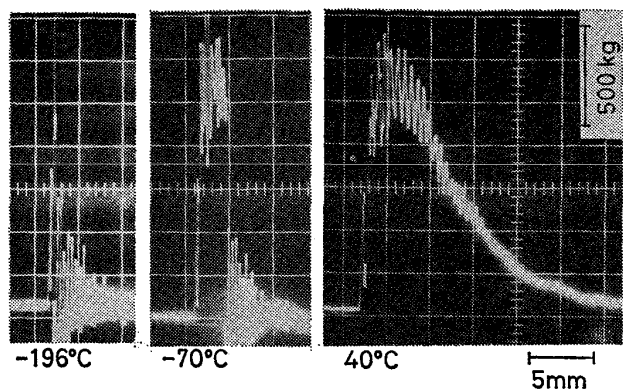


Photo. 2. Load-deflection record in Charpy impact test of a specimen heat treated by heat cycle of C shown in Fig. 1(a).

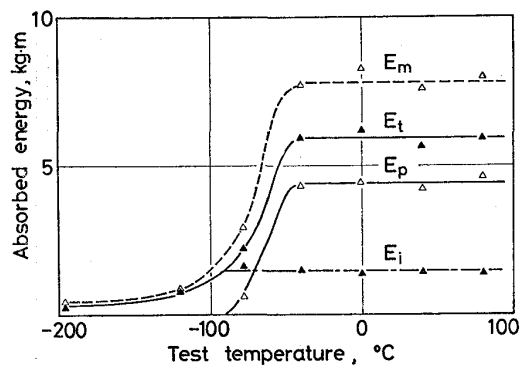


Fig. 5. Transition curve in Charpy test of specimen heat treated by heat cycle of C shown in Fig. 1(a).

に示した。き裂発生エネルギー (E_i) は高温域ではほぼ一定値を示しており、低温域では全吸収エネルギー (E_t) に等しくなっている。一方、伝播エネルギー (E_p) は E_t の高温域での曲線形状と相似である。したがって、衝撃試験により得られる吸収エネルギー遷移曲線については、その高温域での形状は伝播エネルギーの挙動が反映されたものであり、低温域では発生エネルギーに關与した形となっていることが知られる。ここでの E_i , E_p はそれぞれ延性き裂の発生、伝播エネルギーに対応しているが、遷移温度以下では延性き裂の発生、伝播エネルギーはしだいに脆性き裂の出現により低下してくる。つまり、脆性き裂の発生、伝播に置き代わってくるわけで、延性き裂の発生、伝播は脆性のそれらの出現に対する抵抗力を表現しているものと考えられる。

なお、Fig. 5 中には試験機の指針より求めた値も E_m として示してあるが、計装化によつて得られた E_t は E_m より幾らか低い値となつている。熱処理 A, B, C, および D 材についての E_t と E_m との関係をプロットしたものを Fig. 6 に示した。各試料について $E_t < E_m$ であり、 $E_t = 0.78E_m$ の相関関係となつた。 $E_t < E_m$ である

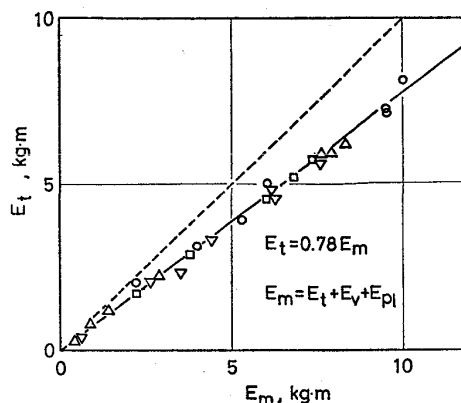


Fig. 6. Relation between E_t and E_m .

E_t : Total energy calculated from P-d curve.

E_m : Dial energy.

E_v : Vibration and elastic energy lost in pendulum and machine.

E_{pl} : Energy loss by plastic deformation on specimen at impact point.

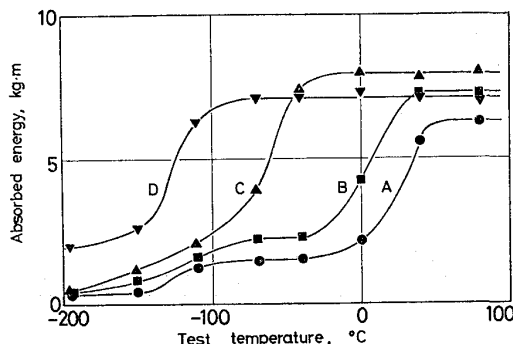


Fig. 7. Charpy energy transition curves for heat cycle of A, B, C, and D shown in Fig. 1.

原因としては、 E_t の他に、(1)試験片が飛ばされるのに要したエネルギー、(2)打撃点に生じたブリネル型の塑性変形に費されたエネルギー、(3)試験機中に伝わった振動エネルギー、および(4)試験機に吸収された弾性エネルギーなどの総和が E_m として現われたからである¹¹⁾。したがって、試験片を衝撃破断するのに費された正味のエネルギーとしての E_t は E_m よりも少な目に評価されることになる。

3.3 遷移曲線と遷移温度

各熱処理材についての吸収エネルギー (E_m) 遷移曲線を Fig. 7 に示した。upper shelf エネルギーについて見ると、通常の焼入処理の場合には、低い焼入温度による微細なオーステナイト結晶粒径のものほど高い値を示す傾向が認められる。しかし急速加熱焼入処理をした D 材についてはオーステナイト結晶粒径がさらに微細化しているにもかかわらず、同じ温度で通常の焼入処理をした C 材に比べてやや低い値を示したことは特異なことといえ

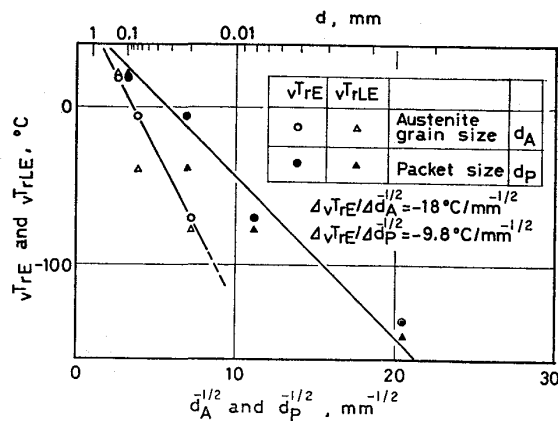


Fig. 8. Relation between transition temperature and micro-structure parameter. Transition temperature v_{TrE} and v_{TrLE} was defined as the temperature showing half value of upper shelf energy in transition curve shown in Fig. 7 and one showing lateral expansion value of 0.8 mm (see Fig. 9).

るが、その原因ははつきりしない。遷移域以下についてはA, B, C, D材の順に、したがってオーステナイト結晶粒が細かい試料ほど高いエネルギー値を示した。とくにD材にあつては -50°C 以下の低温で最も高いエネルギー値を示しており、 -196°C でも $2\text{ kg}\cdot\text{m}$ 以上の吸収エネルギー値を維持しており、結晶粒の微細化効果が顕著に現われた結果となつており、多くの鋼種について認められている微細結晶粒効果が本鋼での靱化に対してもきわめて有効であることが認められた。

遷移温度については種々の定義がなされているが¹²⁾、本実験では upper shelf energy の1/2の値を示す温度をもつて遷移温度 (v_{TrE}) と定めた。Fig. 7の遷移曲線に対して求めた v_{TrE} の値はA, B, C, およびD材についてそれぞれ18, -6, -70 および -134°C となつた。

Fig. 8はオーステナイト結晶粒径 (d_A) およびパケットサイズ (d_P) と遷移温度との関係を図示したものである。 $d_A^{-1/2}$ および $d_P^{-1/2}$ と v_{TrE} とはほぼ直線関係にあり、 $\Delta v_{TrE} / \Delta d_A^{-1/2} = -18$ および $\Delta v_{TrE} / \Delta d_P^{-1/2} = -9.8^\circ\text{C}/\text{mm}^{-1/2}$ の傾きのHall-Petchの関係が成立した。したがって遷移温度に対する結晶の微細化効果については、オーステナイト結晶粒径を作用因子として考えた場合にはパケットサイズを因子とした場合に比べて約2倍の影響が及ぼされることになる。しかしD材のプロットについては $d_A = 2.4\mu\text{m}$ と見なした場合には $v_{TrE} - d_A^{-1/2}$ 直線から大きく外れてしまう。 d_A の中には結晶粒径以外の他の寄与因子も混合して、このような結果になつていることも考えられる。他方、 $d_P = 2.4\mu\text{m}$ とした場合の

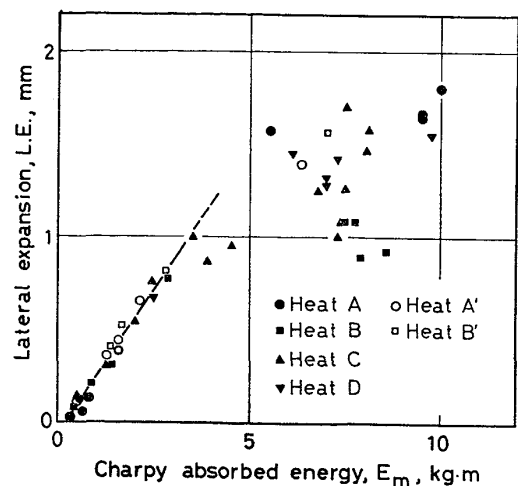


Fig. 9. Relation between lateral expansion (L.E.) and Charpy absorbed energy (E_m). L. E. is linear with E_m in low value range at low testing temperature. A, A', B, B', C, and D designate heat cycle shown in Fig. 1.

プロットは $v_{TrE} - d_A^{-1/2}$ 直線にきわめて近い位置を占めている。したがって遷移温度と結晶粒との関係はパケットサイズを主要因子として取扱うのが適切であると結論される。この点については後述する破面プロフィールにおける脆性き裂と組織との関係からも首肯されるのであり、他にも類似の結果が報告されている⁸⁾。

3.4 横膨出量

従来より切欠直下の横収縮量または打撃端の横膨出量を靱性の目安として測定することが行われている。最近ではこのような数値と限界き裂先端開口量 (COD 値) の間に比例関係が存在することが報告されており¹³⁾、シャルピー試験より靱性値を判定する上で重要な数値となつてきている。ここでは測定がより簡単な横膨出量を取りあげた。横膨出量は材料の一種の塑性変形能を現わすものと考えることができる。他方、吸収エネルギーは塑性変形量が大きくなるにつれて増大するので、両者の間には比例関係を考えることができる。Fig. 9は指針吸収エネルギー値に対して横膨出量プロットしたものである。この図によれば低い吸収エネルギー値を示す間では横膨出量は吸収エネルギーと共に直線的に変化する。すなわち約 $3\text{ kg}\cdot\text{m}$ 以下の吸収エネルギーを示す温度域で試験した場合に横膨出量は $0.27\text{ mm}/\text{kg}\cdot\text{m}$ の割合で増大する。 $3\text{ kg}\cdot\text{m}$ 以上の吸収エネルギーに対してはデータ点のばらつきが大きくなつてはいるが、吸収エネルギーによらず横膨出量が上限値に飽和する傾向がうかがえる。これは室温では打撃部でのハンマー・タップによるブリネル型の塑性変形による加工硬化がかなり大きいため、これによる効果が大きく影響する結果、膨出量が限界値に達するもの

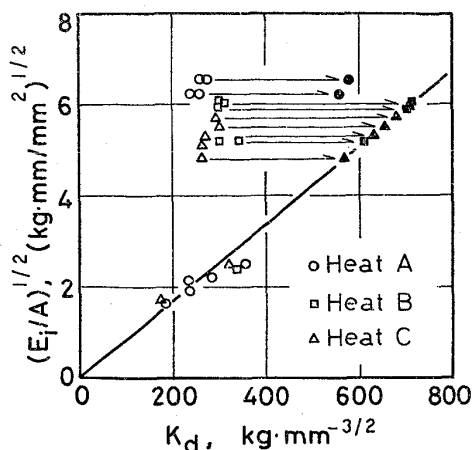


Fig. 10. Relation between crack initiation energy per unit area in ligament under notch and apparent dynamic fracture toughness in Charpy test of specimens heat treated by heat cycle A, B, and C shown in Fig. 1(a). Open point shows calculation from maximum load value in load-deflection record and solid point is correction by equivalent energy method.

と考えられる。

横膨出量が吸収エネルギーと比例関係にある温度域は Fig. 7 に見るとおり遷移温度範囲と一致するので、比例の上限値である横膨出量 0.8 mm に対する吸収エネルギー値 2.8 kg·m に対する遷移温度として v_{TrLE} を Fig. 7 より求めると 20° (A材), -40° (B材), -78° (C材) および -146°C (D材) として求められる。各遷移温度を Fig. 8 中に△, ▲印で示した。 v_{TrLE} は v_{TrE} に比べてやや低い値を示す傾向が認められた。これは横膨出量 0.8 mm に対する値 2.8 kg·m が upper shelf 値の 1/2 よりも低い値に該当したことによるものである。 v_{TrE} と v_{TrLE} とがほぼ類似の値となつたことより、 Fig. 9 に見る比例の最大限の値が延性・脆性遷移挙動に対する評価値としての意味をもつものと考え。つまり、主として平面歪状態下での破壊での吸収エネルギー、横膨出量、 COD_{Ic} (平面歪下での COD) 値の間には比例関係が存在するものと推定されるが、このような点については今後さらに詳しく検討したく思っている。

3.5 破壊靱性値

Fig. 10 は荷重-変位曲線の最大荷重値 (P_m) および等価エネルギー法による外挿荷重値 (P_m^*) より算出した見掛けの破壊靱性値 (K_d) と、破断面の単位面積当たりのき裂発生エネルギー値の平方根 ($(E_i/A)^{1/2}$) との関係をプロットしたものである。図中○, □, および△印の点は P_m より求めた値であり、矢印で右方へ移動させた点は等価エネルギー法により Fig. 3 に示したように P_m 値を P_m^*

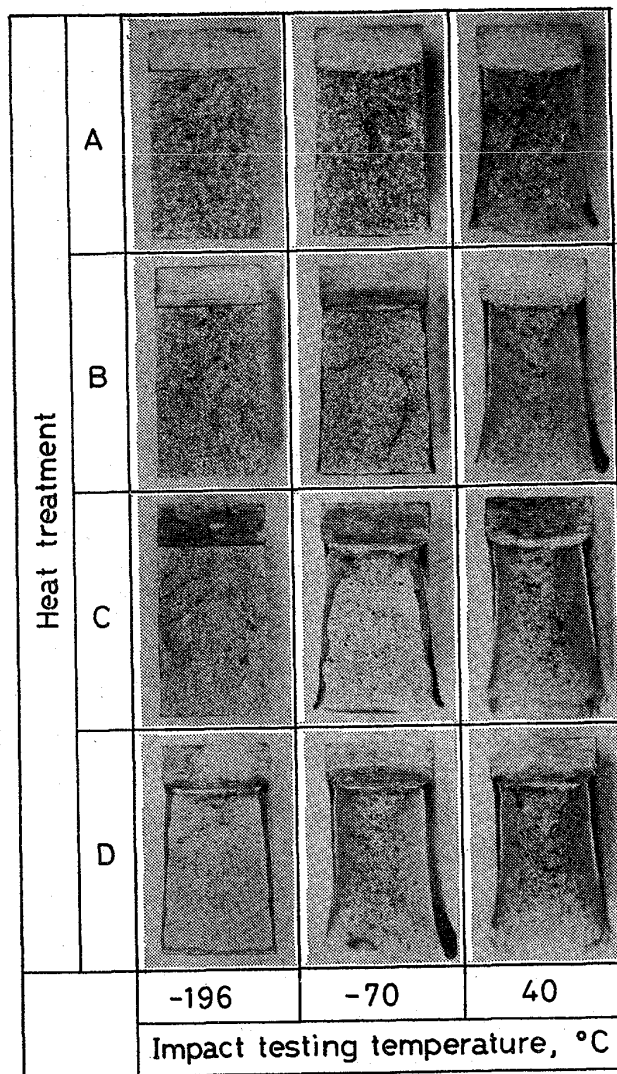


Photo. 3. Macro-fractography of Charpy impact-tested specimens.

値に換算して求めた K_d 値を示す。等価エネルギー法により得られた値は延性破壊が生じた場合のもので、かなり大きな値となつているが、脆性破壊を起こした場合の値の延長線上に位置しており、本鋼についても他の幾つかの鋼種の場合¹⁴⁾と同様に等価エネルギー法が適用され得ることが認められる。すなわち切欠下の単位面積当たりのき裂発生エネルギー値は破壊靱性値と比例関係にあり、衝撃試験における E_i/A 値により靱性を従来よりもさらに的確に評価することが可能となる示唆を得た。この点は RICE による J 積分値が E_i/A 値に対応すると考えられるから¹⁵⁾、ある意味で当然である。一方ここで得ている K_d 値は通常の V 切欠付試験片より得ている値であり、見掛けのものであるが、筆者の 1 人が別に報告している¹⁶⁾ように、 K_d 値は切欠先端半径の平方根に比例して上昇するものであるから、疲労き裂付の場合の値と相関性をもつもので、上述の議論は valid な K_{Ia} 値に置きか

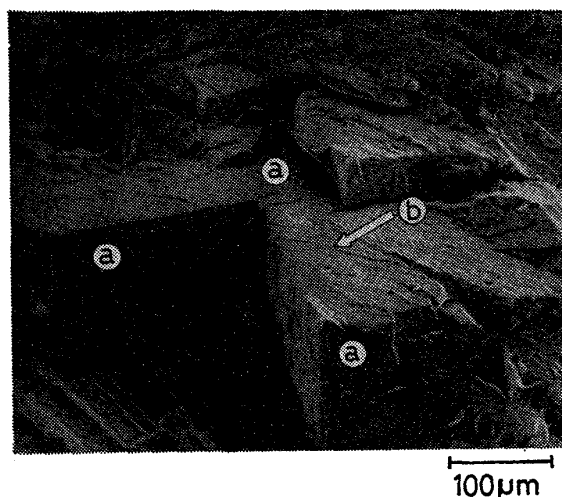


Photo. 4. Scanning electron micrography of fracture surface broken at -196°C in Charpy impact testing with a specimen heat treated by heat cycle of A shown in Fig. 1 (a).

- Ⓐ : blocklike appearance of brittle fracture cleaved along $(100)_{\alpha}$.
 Ⓑ : stripelike appearance of localized shear fracture.

えてもそのまま成立するものといえる。今後、破壊靱性試験でのわずらわしい操作である疲労き裂発生の手間を省く意味でも機械切欠試験片での吸収エネルギーの意味を解析してゆくことが重要になってくるものと思う。

3.6 破面観察

シャルピー衝撃試験により破断した試片の破断面のマクロ写真の幾つかを Photo. 3 に示した。高温域では繊維状破面を呈したが、熱処理による差異すなわちオーステナイト結晶粒径による差異は認められなかった。一方、低温域で脆性破壊を生じたものについては結晶状破面を呈しこの場合にはオーステナイト粒径の影響が見られた。すなわちオーステナイト粒径が大きい場合には粗い破面であったが、粒が微細化するにつれて細かい破面となり、D材においては緻密で平滑な外観のものとなった。

-196°C で衝撃試験したA材の走査型電子顕微鏡によるマイクロ破面を Photo. 4 に示した。これについての特徴として、脆性破面に特有のリバーパターンの他にブロック状の破壊表面を認めた。このブロック状表面は完全に平滑な面ではなく、細かなうねりをもつた縞状の凹凸面である。一般的に αFe が低温で生じる脆性破壊は、そのへき開面である $\{100\}_{\alpha}$ におけるへき開破壊を考えることができるので、ブロック面はこのへき開破壊を生じた $\{100\}_{\alpha}$ に相当していると考えられる。また縞状の凹凸線はラス境界に沿って狭い領域内ですべり変形が起こった結果と考えられる。この点については、Photo.

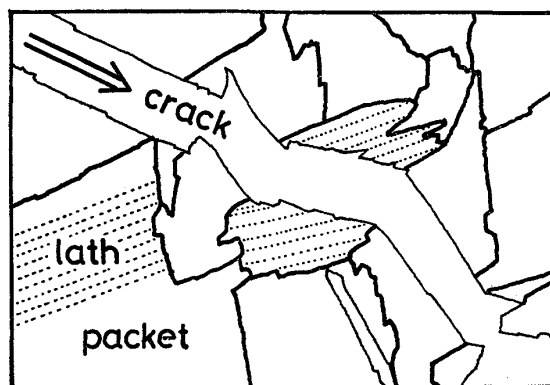
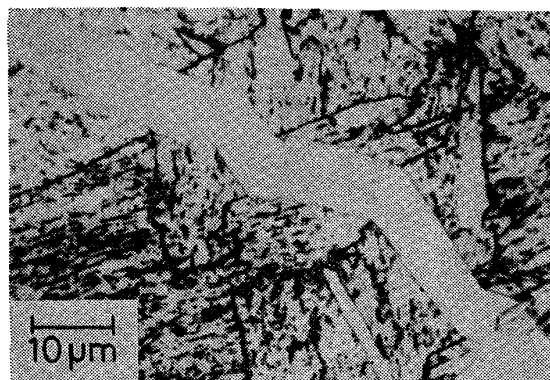
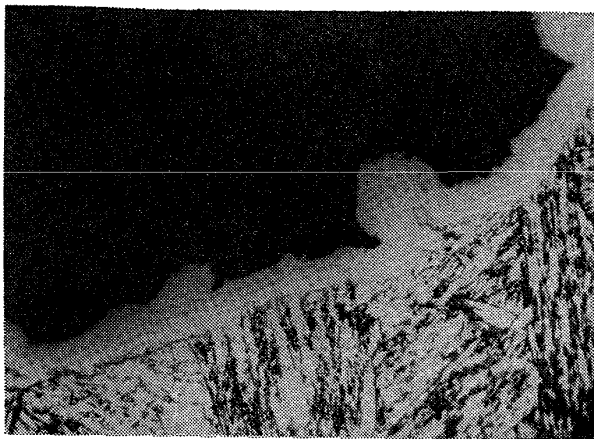


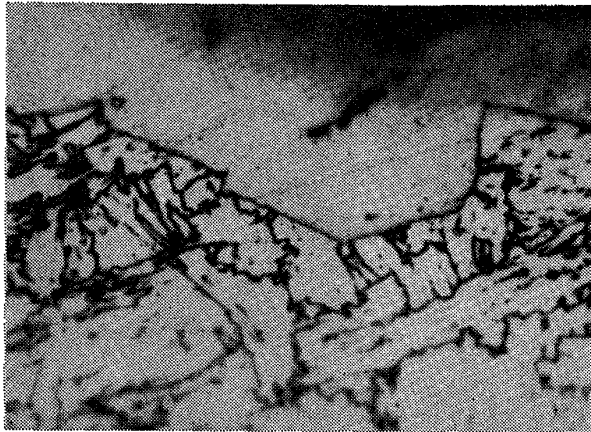
Photo. 5. Secondary crack propagation through packet in a profile broken at -196°C in Charpy impact testing with a specimen heat treated by heat cycle of A shown in Fig. 1(a).

5 に示した破面に垂直な断面でのマイクロ組織と2次き裂との関係からさらに明確となった。すなわち、Photo. 5 はA材を -196°C で破壊したものについての主き裂から分岐した2次き裂が伝播した形跡を示している。き裂はひとつのパケット内では平面状に伝播しているが、隣接するパケット境界のところで向きを変え、それまでとは別な方向に伝播している。また同一パケット内でのき裂の様子をさらに詳細に観察すると、所々に小さなき裂の分岐が認められる。これは焼入時に生じたマルテンサイトのラス境界—したがって焼もどし材においてはフェライトの $\{110\}_{\alpha}$ 面に平行になっていると考えられるので¹⁷⁾、局部的に $\{110\}_{\alpha}$ で延性破壊が生じた結果と考える。すなわち、 -196°C の低温ではパケット内で $\{100\}_{\alpha}$ 内で生じるへき開破壊が脆性破壊の主因となつてはいるが、 $\{110\}_{\alpha}$ に沿って延性破壊が副次的に起こっている。また、ここで、A, B, Dの順に靱性が増すのに対して、破面でのき裂進行の直線単位距離が減少しているのが注目される。

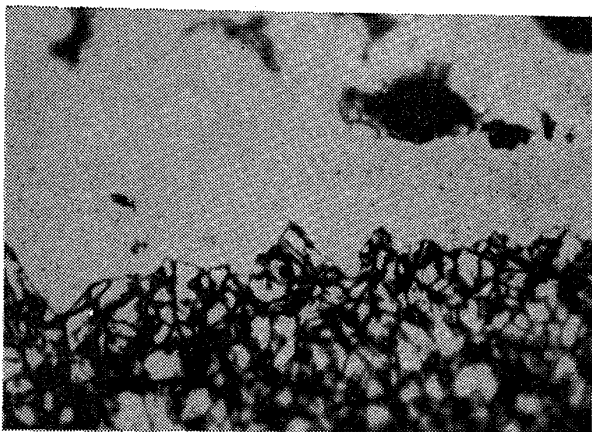
Photo. 6 は他の熱処理材についての -196°C における破面プロフィールを示す。これより低温での脆性破面はオーステナイト粒径およびパケットサイズが細かいものほど細かい破面外観を呈しており、脆性き裂はひとつのパ



(1) Heat A

20 μm 

(2) Heat B

10 μm 

(3) Heat D

10 μm

Photo. 6. Polished and etched surface through Charpy specimen broken at -196°C .

ケット内ではほぼ平面的に伝播するが、各ケットごとに進路を少しずつ変えて伝播するので、粒径が小さいもののほうが伝播経路の全長が長くなり、それだけ破壊に対する抵抗力が増し、その結果として靱性が向上するも

のと考えられる。つまりケットサイズが破壊の単位距離として意義があるといえる。このような点は松田らの報告⁸⁾ともほぼ一致する結果といえる。

4. 総 括

80 kg/mm² 級低炭素高張力鋼の靱性について、計装化シャルピー衝撃試験機により、2 mm V切欠付きハーフサイズ試験片を用いて、焼入焼もどし処理における焼入温度を 900~1100°C として前オーステナイト結晶粒径を異にしたものに対して、 $-196\sim 80^{\circ}\text{C}$ の温度範囲で試験した結果、次のような結論が得られた。

(1) 前オーステナイト結晶粒径は 900~1100°C のオーステナイト化温度により 19~150 μm に変化した。また、急速加熱焼入法により 2.4 μm の細粒が得られた。

(2) シャルピー衝撃エネルギー遷移挙動は計装化試験機により得られた荷重-変位曲線から求めたき裂発生エネルギー (E_i) および伝播エネルギー (E_p) により特徴づけられた。すなわち、upper shelf エネルギー域では E_p が、また lower shelf 域では E_i が強く反映し、遷移領域では E_i と E_p との遷移挙動が複合している。また、upper shelf エネルギーは前オーステナイト結晶粒径 (d_A) およびケットサイズ (d_P) が小さい場合に高い値を示す傾向にある。エネルギー遷移曲線より求めた遷移温度 (vT_{RE}) については Hall-Petch 式が成立した。 $\Delta vT_{RE}/\Delta d_A^{-1/2} = -18$ および $\Delta vT_{RE}/\Delta d_P^{-1/2} = -9.8^{\circ}\text{C}/\text{mm}^{-1/2}$ 。また、破壊単位としては d_P を用いるのが妥当と考えられる。

(3) 横膨出量は遷移温度以下では、吸収エネルギーと比例関係にあり、靱性の尺度と見なすことができ、遷移温度の決定に対して有意義であることがわかった。

(4) 延性材に対する等価エネルギー法による見掛けの動的破壊靱性値は切欠下部の単位面積あたりのき裂発生エネルギーに対して直線関係を示し、本鋼での等価エネルギー法の適用の可能性が示唆された。また、これにより単位破面あたりのき裂発生エネルギーが靱性の尺度として有用であることがわかった。

(5) 破面観察により、低温で起こる脆性破壊は脆性き裂がラスケット内で (100) α のへき開分離により進展することにおもに起因するが、(110) α //(111) r に沿って局所的な延性分離も生じていることが認められた。

本研究を遂行するにあたり御支援・御助言をいただいた名古屋大学名誉教授・現豊橋技術科学大学教授・西成基博士および元鈴鹿工業高等専門学校教授・下川義雄博士に深甚なる感謝の意を表します。

文 献

- 1) 小林俊郎, 高井耕一, 間庭秀世: 日本金属学会報, 8 (1969), p. 28
- 2) 小林俊郎: 日本金属学会報, 12 (1973), p. 546
- 3) たとえば, 三村 宏: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 1822
- 4) F. J. WITT, T. R. MAGER: Nucl. Eng. Des., 17 (1971), p. 91
- 5) R. A. GRANGE: Met. Trans., 2 (1971), p. 65
- 6) 榎本雅己, 宋 森弘, 山田邦博, 清水真佐男, 国尾 武: 日本機械学会論文集, 40(1974), p. 407
- 7) J. E. SRAWLEY: Int. J. Frac., 12 (1976), p. 475
- 8) 松田昭一, 井上 泰, 三村 宏: 鋼の強靱性, (1972), p. 45 [Climax Mo Co.]
- 9) J. P. NAYLOR, R. BLONDEAU: Met. Trans., 7A (1976), p. 892
- 10) 小林俊郎, 高井耕一, 間庭秀世: 日本金属学会誌, 30 (1966), p. 700
- 11) D. R. IRELAND: ASTM STP 563, (1974), p. 3
- 12) 日本金属学会: 金属便覧. 改訂3版, (1971), p. 695 [丸善]
- 13) J. N. ROBINSON, A. S. TETELMAN: Eng. Frac. Mech., 8 (1976), p. 301
- 14) T. J. KOPPENAAAL: ASTM STP 563, (1974), p. 92
- 15) J. R. RICE, P. C. PARIS and J. G. MERKLE: ASTM STP 536, (1973), p. 231
- 16) 小林俊郎: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 1460
- 17) 渡辺征一, 邦武立郎: 鉄と鋼, 6(1975), p. 96