

UDC 669.14.018.292 : 669.112.228.1 : 669.112.227.322 :
539.56 : 620.186.4 : 620.179.18

論文

フェライト・パーライト鋼における破壊挙動と
A. E との関係*中村 正久**・福沢 康***・呂 芳一**
羽田野 甫****・泉水 康幸*****Relation between Fracture Behavior of Ferritic Pearlitic Steels and
Acoustic EmissionTadahisa NAKAMURA, Yasushi FUKUZAWA, Yoshikazu RO,
Hajime HATANO, and Yasuyuki SENSUI

Synopsis :

Four kinds of ferrite-pearlite steels (JIS S10C, S20C, S40C and S55C steel) have been fractured by static tension in the temperature range from 77K to 300K.

The evaluation of fracture behavior has been made by fracture toughness K_{IC} , critical crack opening displacement (COD) ϕ_C , electron fractographic and metallographic observations. They have had good correlation with acoustic emission (AE) characteristics such as total count, root mean square (RMS) volt and waveforms. The load for calculating fracture toughness was determined from the condition of AE where the count rate was close to zero and the occurrence of large RMS volt was ceased. K_{IC} and ϕ_C values were monotonically decreased with the lowering of testing temperatures; the values in S10C steels were the highest, followed by those of S40C steels, S20C steels and S55C steels in order.

The generation characteristics in AE agreed with the transitional fracture behavior under the changes of testing temperature and were classified into three groups; I) cleavage crack type, II) stable crack growth type, and III) mixed type of I) and II). The AE total count remained constant to K_{IC} up to $40\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$, independent of carbon content, and they turned to linear relationship to K_{IC} .

AE characteristics were dependent on the volume fraction ratio of ferrite and pearlite, and reached to maximum when the ratio was close to 1.

1. 緒 言

鋼材の破壊に関する研究は、 K 値 (応力拡大係数), COD 値 (き裂開口変位), J 積分などの破壊力学的な見地およびフェライト粒径, 第2相の割れ¹⁾, パーライト・コロニー割れ²⁾などの影響によつて破壊挙動を評価する金属組織学的立場から行われている。近年, 材料が変形あるいは破壊する時に解放される弾性歪エネルギーによつて発生するアコースティック・エミッション (acoustic emission, 以下 AE と略す) 信号を検出して, その情報を破壊現象へ応用すること (AE 法) が注目さ

れるようになった。例えば, JONES と BROWN³⁾は AE の発生特性と種々の破壊靱性値との関係を求めている。しかしながら鉄鋼材料の AE 発生特性は組成や熱処理, 試験温度などによつて大きく変化することが知られており, 測定法自体にも問題が多いため定量的な取扱いは難しく, さらに定性的にも未解決の問題が多く存在している。

この報告では, 炭素量を 0.1%~0.55% に変化させた4種類のフェライト・パーライト2相混合組織の炭素鋼について, 77K から室温までの試験温度範囲内で疲労予き裂を導入した試験片を用いて破壊靱性試験を行なつ

* 昭和 52 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 52 年 11 月 15 日受付 (Received Nov. 15, 1977)

** 東京工業大学 工博 (Tokyo Institute of Technology, 2-12-1 Ōokayama Meguro-ku Tokyo 152)

*** 東京工業大学 (Tokyo Institute of Technology)

**** 東京工業大学精密工学研究所 (Research Laboratory of Precision Machinery and Electronics, Tokyo Institute of Technology)

***** 東京工業大学 (現在 新日本製鉄(株)) (Tokyo Institute of Technology, Now Nippon Steel Corp.)

た。また、破断に至るまでの AE 発生全挙動を記録した。き裂先端に先ずる脆性微細き裂の発生、伝播などの光学顕微鏡による観察および走査型電子顕微鏡による破面観察を行なつてこれらの相関を調べた。

破壊靱性試験の結果と AE 法による観察結果とからフェライト・パーライト 2 相混合組織における破壊挙動を支配する因子を検討し、AE 計数総数及び実効値電圧は破壊挙動の微小な変化と一致することから、AE 法の破壊靱性試験への適用の有効性を実証した。

2. 実験方法

2.1 供試材

炭素含有量は 0.11~0.55 (重量%) の間で 4 種類変えたもので、それぞれは JIS の規格に適合しているの以下 S10C 鋼, S20C 鋼, S40C 鋼および S55C 鋼と呼ぶ。Table 1 に各試料の化学組成を示す。試料はいずれも 12 mm の厚さの熱間圧延鋼板であり、1 223 K に 1 h 保持し大気中に放冷の焼ならしを行なつたのち試験片に機械加工した。

2.2 破壊挙動の評価

破壊挙動の評価のために、破壊靱性試験と引張試験とを行なつた。それぞれの試験片はいずれも長さ方向を圧延方向に一致させたもので、それらの形状および寸法を Fig. 1 に示す。破壊靱性試験片は長さ方向の中央の片側に機械切欠きと疲労切欠きとで、深さ 12.5~13 mm の

深さの予き裂を導入した。この試験片をインストロン型の引張試験機で、クロスヘッド速さ 0.5 mm/min で引張つた。

き裂の端部にクリップ・ゲージを取りつけ、き裂の端部における開口変位を測定した。荷重-変位 (クリップ・ゲージによる変位) 曲線のポップ・イン荷重、または 5% オフセット歪荷重から、臨界応力拡大係数値 (K_{IC})⁴⁾ および限界 COD 値 (Φ_c)⁵⁾ を次式によつて求めた。

$$K_{IC} = Y(Pa^{1/2})/(BW) \quad \dots\dots\dots (1)$$

$$Y = 1.99 - 0.41(a/W) + 18.7(a/W)^2 - 38.4$$

$$8(a/W)^3 + 53.85(a/W)^4 \quad \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 Y は形状補正項、 P は負荷荷重、 a はき裂長さ、 B は板厚、 W は板幅であり、本実験では、 $(a/W) \approx 0.5$ である。

$$\Phi_c = \{(4Pa)/(E'BW)\} V(a/W) \quad \dots\dots\dots (3)$$

$$V(\xi) = 1.46 + 3.42\{1 - \cos(\pi\xi/2)\} /$$

$$\cos^2(\pi\xi/2) \quad \dots\dots\dots (4)$$

ここで、 $\xi = a/W$, $E' = E$ (平面応力の場合), $E' = E/(1 - \nu^2)$ (平面ひずみの場合), ν はポアソン比、 E はヤング率である。

また、本報告では、き裂端での開口変位も破壊靱性値を示すものと考え、負荷荷重の増加に伴う開口変位の増加量を V_g で示し、 K_{IC} 値や Φ_c 値を算出するのに用いた荷重点における限界開口変位 V_c を、クリップ・ゲージ変位により求めて破壊靱性値とした。

Fig. 1 の (b) で示した平滑試験片を用いて引張試験をインストロン試験機によりクロスヘッド速さ 0.5 mm/min で行なつて、各試験温度における降伏応力及び引張強さを求めた。試験温度は 77 K から 300 K までの 8 点で行なつた。

破壊靱性試験に際し、同時に行なつた AE 試験において、冷媒による雑音や減衰の影響を AE の測定系が受けないように、冷媒が試料に直接触れないような冷却槽を製作し、試料を冷却槽内の空気によつて冷却し、所定の試験温度を得て 30 min 以上保持したのち実験を開始した。

破壊靱性試験によつて破断した試料の破面を、特に予き裂と脆性破面との境界を中心に走査型電子顕微鏡により観察した。

予き裂先端付近からの脆性き裂の発生及び伝播の状況を調べるために、破断以前に除荷して試料の板厚中央部を切断、研磨したのち、光学顕微鏡によつて観察し、フェライト結晶粒径、パーライト・コロニー径を線分析法によつて平均切片として求め、またパーライトの体積率も同時に測定した。

Table 1. Chemical composition of materials.

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr
S10C	0.11	0.27	0.44	0.004	0.010	0.01	0.007	0.012
S20C	0.21	0.28	0.50	0.004	0.009	0.01	0.006	0.012
S40C	0.39	0.36	0.51	0.004	0.009	0.01	0.007	0.012
S55C	0.56	0.36	0.52	0.004	0.011	0.01	0.007	0.012

(wt%)

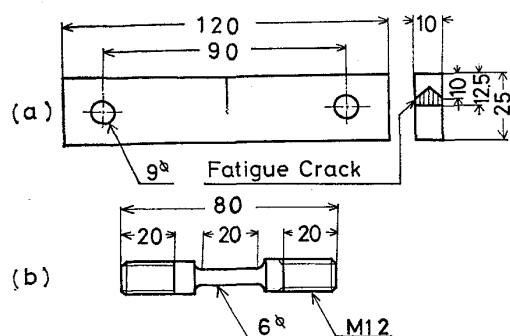


Fig. 1. Geometry and dimension of the specimens (in mm).

- (a) Fracture toughness test specimen.
(b) Tensile test specimen.

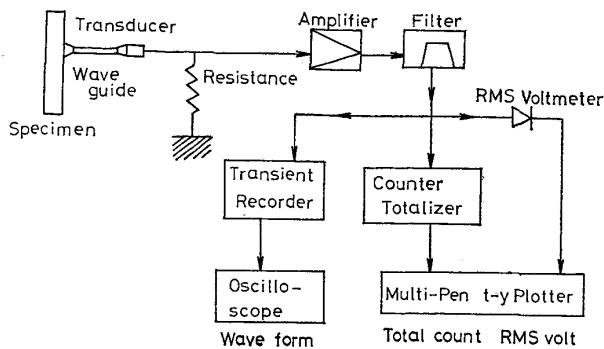


Fig. 2. Block diagram of AE measurement system.

2.3 AE 測定

AE の測定に使用した測定系のブロック図を Fig. 2 に示す。233K 以下の低温側では AE 信号を測定する変換子の特性が変化する恐れがあるので、JIS 304 ステンレス鋼棒で製作した導波棒を用い、冷却槽の外部に置いた変換子に AE 信号を導いた。計測に使用した変換子は、150kHz 近傍に共振点を持つ直径 10mm、厚さ 10mm の AE 用の PZT 圧電素子である。変換子によって得られた信号は増幅器により 60dB の利得 (gain) を得て、バンド・パス・フィルター (100kHz-200kHz) を通して実効値電圧計、積算計数器及びトランジェント・レコーダへ導いた。リング・ダウン方式で計数総数を求め、その“しきい値”は増幅器入力換算量で $5\mu\text{V}$ とした。AE 信号波形は、トランジェント・レコーダにいつたん記憶させ、シンクロスコープに描かせた。

3. 実験結果

3.1 組織観察

S10C 鋼、S20C 鋼、S40C 鋼及び S55C 鋼の各鋼のフェライト結晶粒径とパーライト・コロニー径及びパーライトの体積率を線分析法により測定した結果を Table 2 に示す。フェライト結晶粒径は炭素量が増加するに従って減少するが、パーライト・コロニー径及びパーライト体積率は逆の傾向を示し増加している。

Table 2. Mean diameters of ferrite grain and pearlite colony, and pearlite volume fraction.

Steel	S10C	S20C	S40C	S55C
Ferrite Grain Size (μm)	23.8	19.6	18.6	8.6
Pearlite Colony Size (μm)	8.8	16.7	19.7	24.6
Pearlite Volume Fraction (%)	9	25	52	78

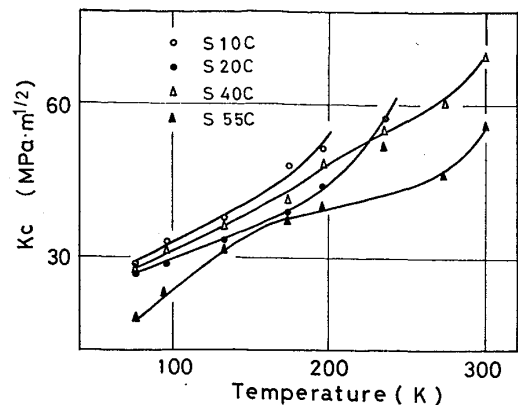
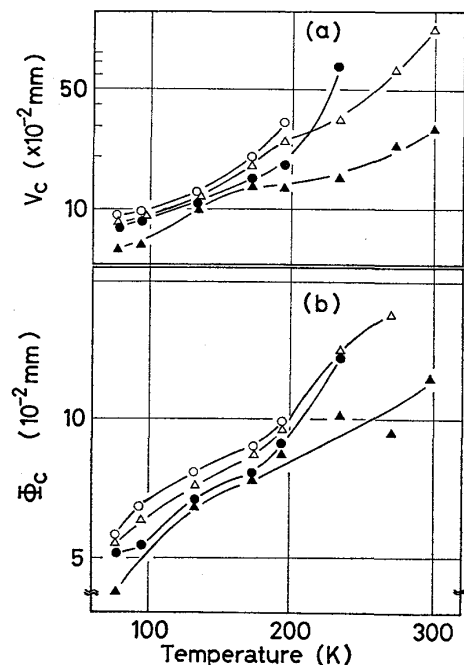
Fig. 3. Temperature dependence of fracture toughness K_c .

Fig. 4. Temperature dependence of (a) critical COD Φ_c and (b) displacement up to fracture V_c . $\circ$: S10C steel, $\bullet$: S20C steel, $\triangle$: S40C steel and $\blacktriangle$: S55C steel.

3.2 破壊靱性試験

引張試験及び破壊靱性試験を行ない、(1)式によつて求めた臨界破壊靱性値 K_c を Fig. 3 に示し、(3)式によつて求めた限界 COD 値 Φ_c およびクリップ・ゲージによつて求めた引張方向の変位 V_c の試験温度に対する変化を Fig. 4 に示す。

臨界破壊靱性値 K_c が平面ひずみ状態にあるかどうかは、 $B \geq \eta(K_Q/\sigma_Y)^2$ によつて判定されている⁶⁾。ここに B は板厚、 η は定数で 2.5、 K_Q は見かけ上の臨界破壊靱性値、 K_c 値及び σ_Y は降伏応力である。この判定基準に従うと S10C 鋼、S20C 鋼及び S40C 鋼は、試験温

度が 173K 以下で, S55C 鋼は 195K 以下で, それぞれ平面ひずみ破壊靱性値 K_{IC} になっていた. Fig. 3 について K_{IC} の温度域を見ると, いずれの試料においても温度の低下とともに K_{IC} 値は単調に減少している. S10C 鋼, S20C 鋼及び S40C 鋼では, 試験温度に対する K_{IC} の変化は同じ傾向を示す. S55C 鋼は, 77K 及び 93K では他の 3 種の鋼よりかなり小さな値をとるが, 133K ではほぼ同じ値を示すようになる. この傾向は Fig. 4 の限界 COD 値 ϕ_c , 限界開口変位 V_c と試験温度との曲線でも同じあり, 臨界破壊靱性値 K_c と限界 COD 値 ϕ_c との間には一定の関係があることを示している. また Fig. 3 及び Fig. 4 における試験温度と破壊靱性値 K_c , 限界 COD 値 ϕ_c 及び限界開口変位 V_c との曲線は, 炭素量すなわちパーライトの体積率が増加

Table 3. Classification of AE characteristics (total count, RMS volt and waveform) on S10C steel, S20C steel, S40C steel and S55C steel for testing temperatures. I is cleavage crack type, II is stable crack growth type, I+(II) and (I)+II are mixed type of I and II, in which the parenthesis means incidental.

	133K	173K	195K	233K	273K	300K
S10C	I	I+(II)	(I)+II	—	—	—
S20C	I	I+(II)	(I)+II	II	—	—
S40C	I	I+(II)	I+(II)	(I)+II	II	—
S55C	I	I	I+(II)	I+(II)	(I)+II	II

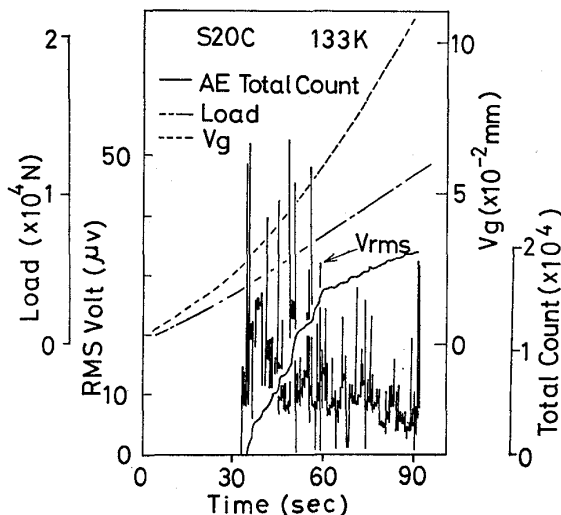


Fig. 5. Variation of load, displacement up to fracture V_g , RMS volt V_{rms} , and total count in AE on the precracked specimen with time from loading to fracture. (S20C steel, 133K)

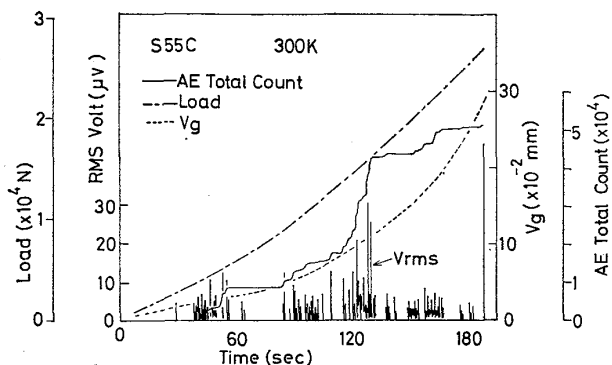


Fig. 6. Variation of load, displacement up to fracture V_g , RMS volt V_{rms} , and total count in AE on the precracked specimen with time from loading to fracture. (S55C steel, 300K)

するに従って勾配はゆるやかになり, S55C 鋼では 133K から 233K までの温度域において K_c , ϕ_c 及び V_c は増加率が減少していた.

3.3 AE 測定

Fig. 5 及び 6 に, 低温側と高温側との AE 発生挙動を比較するために, S20C 鋼の 133K 及び S55C 鋼の 300K の破壊靱性試験における負荷開始から破断にいたるまでの AE の実効値電圧 (V_{rms}) 計数総数の変化を, 荷重および開口変位量 V_g の時間に対する変化を示す. 後述する Table 3 で分類できるように, AE 発生挙動 I+(II)型と型を示す低温域では負荷に際して, 疲労き裂導入の場合に加えた荷重点の近傍から AE が発生を開始し, その信号は大振幅のものとして現われ, 破壊の進行に伴って小振幅の信号が発生した. また同様に II 型と I+(II)型を示す高温側では, き裂の開口がある程度進行したのちに大振幅の AE 信号が現われ, その後は破断直前まではほとんど AE は発生しなかった. AE

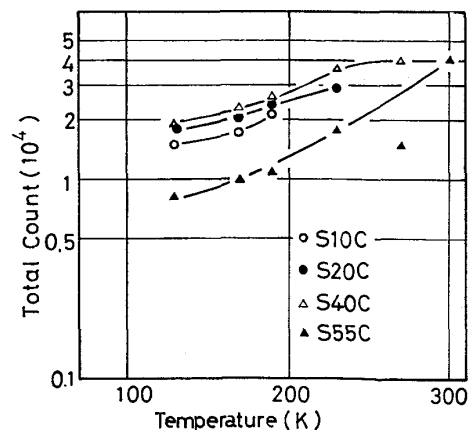


Fig. 7. Temperature dependence of total count in AE on the precracked specimen.

波形は低温側では突発型が大多数であり、試験温度が上昇するに従い連続型の波形が多く現われていた。

Fig. 7 に試験温度と AE 計数総数との関係を示す。AE 計数総数は試験温度の上昇とともに増加する傾向を示し、高温になるほど AE の発生事象は多くなった。ここで、第一次近似として、ペンレコーダに記録した実効値電圧の大きさの自乗値は、それに伴って試験片に生じた弾性エネルギーの解放に対応するものと考えて、この値を AE の事象の表わすエネルギー (E_{AE}) とした。

Fig. 8 に試験温度と AE エネルギー (E_{AE}) の関係を示す。 E_{AE} は試験温度の上昇とともに減少し、また炭素

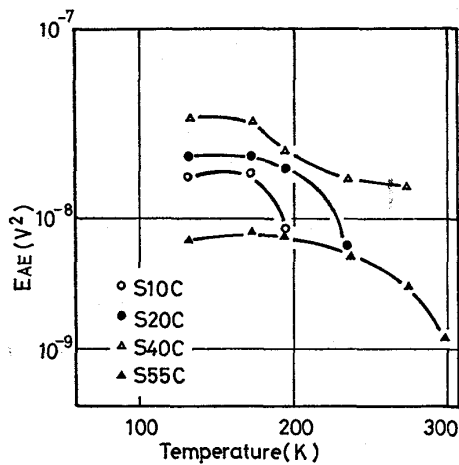


Fig. 8. Temperature dependence of AE generation energy E_{AE} defined to square of RMS volt on the precracked specimen.

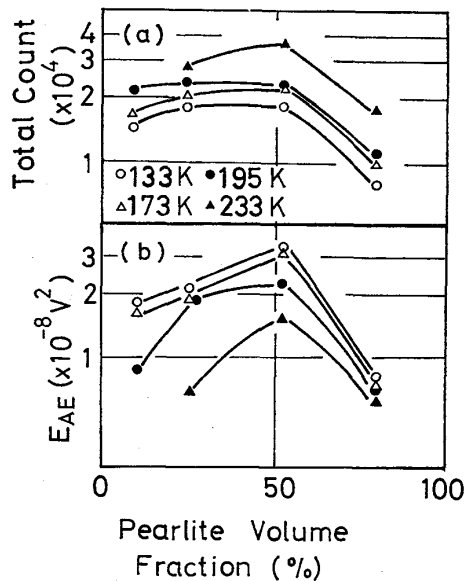


Fig. 9. Relation between generation energy E_{AE} , total count in AE and pearlite volume fraction on the precracked specimen for four testing temperatures.

含有量が増加するに従い E_{AE} も増加する傾向を示したが、S55C 鋼ではかえって減少していた。

Fig. 9 に各試験温度におけるパーライトの体積率と AE 計数総数および E_{AE} との関係を示す。AE の各特性値は S10C 鋼, S20C 鋼, S40C 鋼の順で増加する傾向にあったが、S55C では逆に減少していた。AE の計数総数は高温になるほど大きくなり、 E_{AE} の結果とは逆の傾向になっていた。

3.4 破面観察

破壊靱性試験片の破断面を走査型電子顕鏡で観察し、主として予き裂先端付近を調べ、き裂の発生及び伝播について検討した。

試験温度が比較的高温の増え、すなわち S10C 鋼では 195K 以上、S20C 鋼以上の炭素含有量の多い試料では 233K 以上の温度域において、予き裂先端にストレッチ・ゾーンが形成されてから塑性変形して、ボイドやディンプルによる延性破壊をしていた。また 93K からこれらの高温域に到る温度の中間温度域では、予き裂先端にストレッチ・ゾーンを形成してから、へき開破壊していた。93K 以下の低温度域では、へき開破壊ではあるが、走査型電子顕微鏡で 4000 倍まで観察した範囲では予き裂先端にストレッチ・ゾーンは確認されず Photo. 1 (a), (b) に示すように、へき開き裂は予き裂先端近傍から発生することが多かった。

き裂先端領域に生じている現象を調べるため、破断以前に除荷した板厚の中央部を切断し、予き裂先端の状況を光学顕微鏡によつて調べた。その結果を Photo. 2 に示す。この写真は変位-荷重曲線で荷重が変位に対して直線関係からずれた場合であり、後述するように AE 発生挙動に変化を生じた直後に除荷したことに対応している。これ以前に除荷した場合では巨視的なき裂の伝播は見られなかった。Photo. 2 (a) は S10C 鋼 195K の場合で、予き裂の先端からボイドの連結による巨視的なき裂へ生長していることが認められた。また Photo. 2 (b) は S55C 鋼 300K の (a) と同様な場合の試験片のもので、パーライト・コロニー内の微細な割れがみられた。

以上の観察の結果から、き裂先端に生ずる現象はつぎに示す (i)~(iv) に分類できた。

- (i) 予き裂先端はほとんど開口せず、ストレッチ・ゾーンが認められずにへき開する低温度域 (93K 以下)。
- (ii) 予き裂先端がある程度開口して、ストレッチングしてからへき開する中間温度域。(S10C 鋼と S20C 鋼では 93K~177K, S40C 鋼では 93K~195K 及び S55C 鋼では 93K~233K)。
- (iii) 予き裂先端がストレッチングしたのちにフェライ

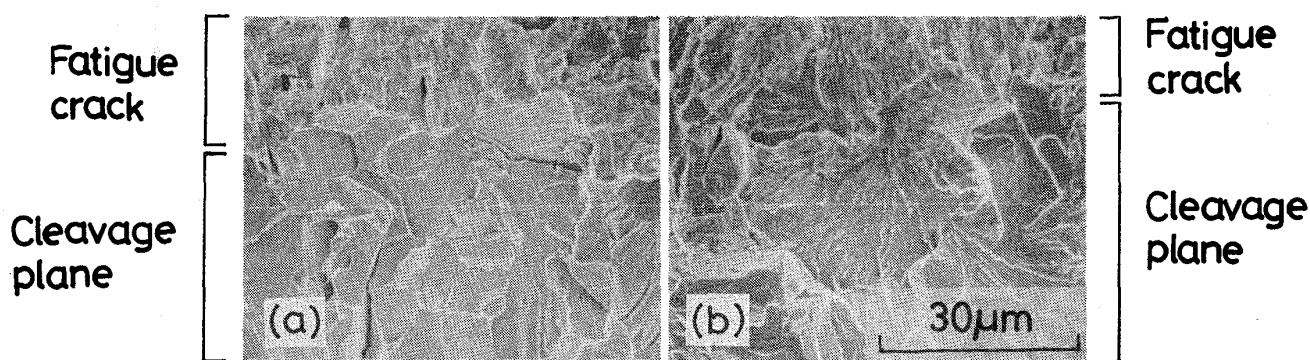


Photo. 1. Scanning electron microphotographs of fracture surface at the tip of fatigue crack. (a) S10C steel, 77K, (b) S55C steel, 77K.

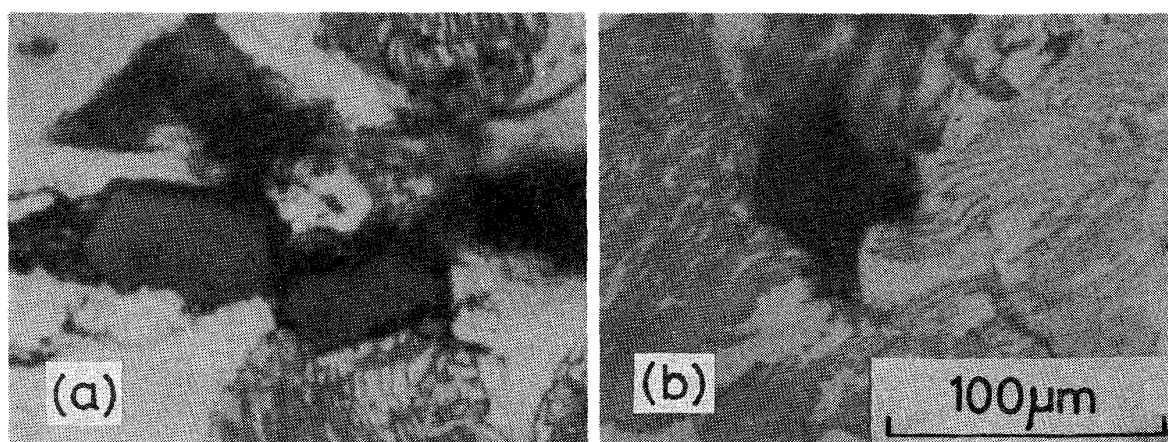


Photo. 2. Optical micrographs near edge of fatigue crack. (a) S10C steel, 195K (b) S55C steel, 300K.

トとパーライト・コロニーの境界にボイドが発生し、このボイドがせん断き裂によつて連結したのちにへき開破壊する温度域 (S10C 鋼では 195K 以上、S20C 鋼では 173K 以上)。

(iv) 予き裂先端付近のパーライト・コロニー内にせん断による微小き裂が発生し、それらが連結して繊維状のき裂が形成され延性破壊する高温域 (S40C 鋼では 233 K 以上、S55C 鋼では 273K 以上)。

4. 考 察

4.1 破壊靱性値と AE 挙動の関係

破壊靱性値と AE 計数総数及び実効値電圧など AE の発生特性との関係についていろいろ研究がなされており、計数総数と破壊靱性の間に指数関係が提案されている²³⁾、本報告においても、荷重-変位曲線と AE 計数総数及び実効値電圧との対応を、破断にいたるまでの全過程について調べた。Fig. 5 及び 6 に示したような実験結果より、S55C 鋼 195K の場合の変位-実効値電圧及び計数総数と荷重の関係を求めた結果を Fig. 10 に示す。AE の発生は疲労予き裂を導入した際の荷重点の近

傍から開始した。その後の AE の発生状況は試験温度や鋼種により異なっており、Fig. 10 (a) の A 点 (すなわち荷重-変位曲線が直線からずれはじめる点) の前後で数多く発生し続け、ある点 (Fig. 10 では B 点) 以降では AE の発生は減少し、破断直前まで断続的に発生

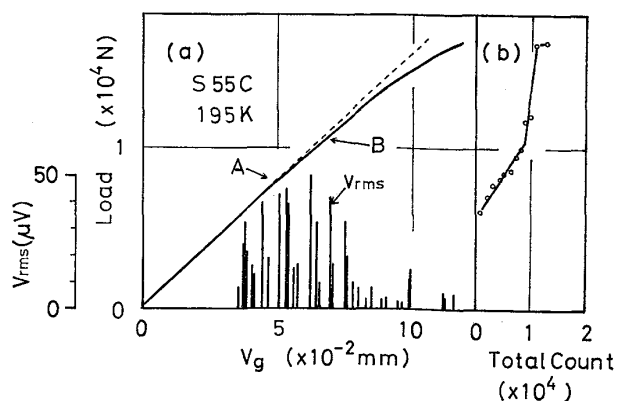


Fig. 10. Relation between RMS volt V_{rms} , load and (a) displacement up to fracture V_g , (b) total count. (S55C steel, 195K) Point A is the load to proportional limit and point B is the place where the load shows the inflected point for total count.

するだけであり、この際は小振幅の実効値電圧の信号のみが現われる。図 (b) は荷重-計数総数曲線である。線図は 2 本の直線に近似することができ、図 (a) の B 点に相当する所で勾配が変化し、破断直前になって再び AE が数多く発生することがわかる。

これらの現象と破壊挙動との関連を調べるために、次の 3 点で除荷した試験片の板厚中央部の予き裂先端の光学顕微鏡観察を行った。すなわち、(1) Fig. 10 (a) の A 点より前の荷重、(2) Fig. 10 の A 点と B 点の間の荷重、及び (3) Fig. 10 の B 点の直後の荷重で行った。Photo. 2 は (3) の場合に相当する光学顕微鏡写真である。これらの観察の結果、(1) の場合は巨視的なき裂の存在はなく、予き裂の先端はほとんど開口しておらず、(2) の場合では予き裂の先端が開口し、微小き裂の存在も認められ、(3) では巨視的なき裂の発生及び進展が確認された。

Fig. 11 に S55C 鋼の 300K と 133K での破壊靱性試験におけるき裂開口変位 V_g に対する AE 計数総数

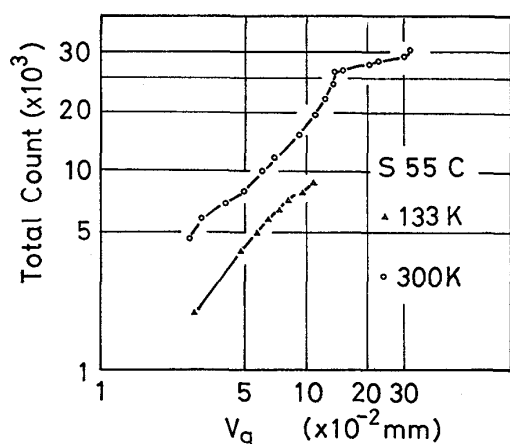


Fig. 11. Relation between total count and displacement up to fracture V_g .

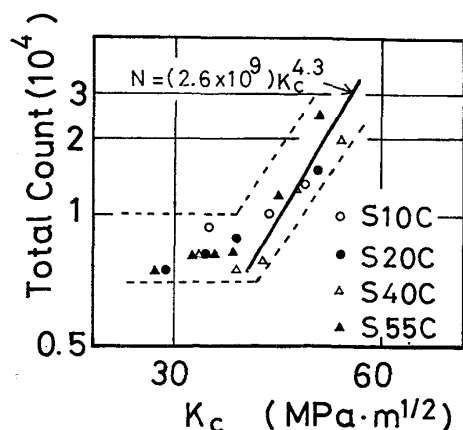


Fig. 12. Relation between total count N in AE and fracture toughness value K_c .

の変化を示す。いずれの試験温度においても直線からはずれる点が明瞭に現われている。ただし 300K の V_g が、 $5 \times 10^{-2} \text{ mm}$ 以下で計数総数が直線性からはずれているのはすでに示した Fig. 5 における負荷初期の AE 発生のためであるので、この部分の変化は無視している。AE 法を適用して求めた K_c 値は、当然であるが、通常の破壊力学的手法で求めた K_c 値よりはやや小さくなった。

Fig. 12 に、以上のようにして求めた AE 挙動の変化点をもとにして求めた K_c 値と AE の計数総数の関係を示す。破壊靱性値が低い領域すなわち $40 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 以下では、計数総数は限界破壊靱性値 K_c には依存しない傾向を示し、靱性値が高い領域では、計数総数と破壊靱性値 K_c との間には直線関係があり、図中に示す実験式が成立する。

破壊靱性試験における破壊靱性値の変化と対応する AE 発生挙動はすでに小野と羽田野によつて報告されている⁹⁾。Fig. 5 および 6 に例示した時間に対する AE 計数総数値および実効値電圧値の変化、Fig. 10 に代表例として示したき裂開口変位 V_g と計数総数との関係ならびにそれぞれの場合における AE 波形の観察結果をまとめて Table 3 に示す。表の I 型は、突発型の波形がほとんどすべてを占めており、き裂開口変位 V_g と計数総数との関係は直線性を示し、負荷の初期から大振幅の実効値電圧の AE 信号を発生する場合である。II 型は連続型の AE 信号が大部分を占め、 V_g と計数総数との関係は折れ線状となり I 型に比較して小振幅の実効値電圧の信号が発生する場合である。なお、I 型と II 型の信号の中間を I + II で表わしたが、I + (II) は I 型に、(I) + II は II 型にそれぞれ近いという意味である。この表の AE 信号の分類に対応する破壊挙動は、破面観察などの従来から行なわれている手段と結果をもとにした分類ともよく一致しており、I 型はほとんど塑性変形を伴わないでへき開き裂が生じる場合に対応している。

また Fig. 12 の破壊靱性値 K_c が $40 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ より小さい AE 計数総数がほぼ一定していた領域は Table 3 の分類による I 及び I + (II) 型に相当し、 $40 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ より大きい AE 計数総数と K_c が直線性を示す領域は II 及び (I) + II 型に対応している。

ASTM で規定された平面ひずみ破壊条件を満足する測定結果は Table 3 の I 型のみであるが、AE 法を適用した試験では I 及び I + (II) 型までは同じ破壊条件を満たしていることを Fig. 12 は明らかにしている。また、II 及び (I) + II 型を示す領域では破壊靱性値 K_c と AE 計数総数は直線関係となるので、AE 計数総数はこ

の領域では塑性域の大きさ及び進展に関連しているものと考えられ、AE 計数総数から塑性域の大きさを推定できることが期待される。

以上の結果から、AE の計数総数、実効値電圧及び波形などの特性値を調べることにより破壊挙動の推移が予測できることになり、AE 法使用の有用性は大きいものと考えられた。

4.2 混合組織における破壊靱性

田村ら¹⁰⁾はフェライトとマルテンサイトからなる 2 相混合組織をもつ合金の引張強さは、両相の強度比に大きな影響をうけることを報告している。同時に、引張強さは (5) 式で示されている有効結晶粒径の概念を用いて整理すると、単一組織の場合の Petch の式が同様に成り立つことを認めている。

$$\bar{d} = d_1 \cdot V_1 + d_2 \cdot V_2 \dots\dots\dots (5)$$

ここでは $\bar{d}$ は平均有効結晶粒径、 d_1 は第 1 相の結晶粒径、 d_2 は第 2 相の結晶粒径、 V_1 は第 1 相の体積率、 V_2 は第 2 相の体積率である。Fig. 13 (a) にパーライトの体積率に対する本実験結果を (5) 式を用いて求めた平均有効結晶粒径 $\bar{d}$ 、(b) に破壊靱性値 K_c 及び (c) に限界開口量 V_c 変化を示す。本実験の範囲においては平均有効結晶粒径はほとんど変化がなく、破壊靱性値

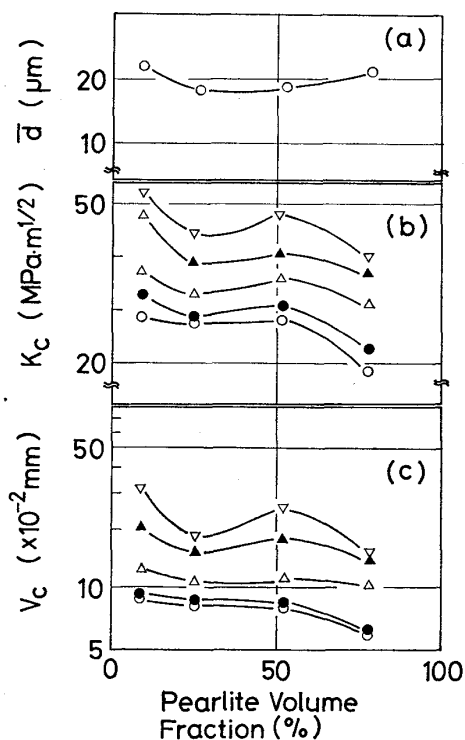


Fig. 13. Relation between (a) effective mean grain diameter $\bar{d}$, (b) fracture toughness K_c (c) displacement up to fracture and pearlite volume fraction. ○ : S10C steel, ● : S20C steel, △ : S40C steel, ▲ : S55C steel.

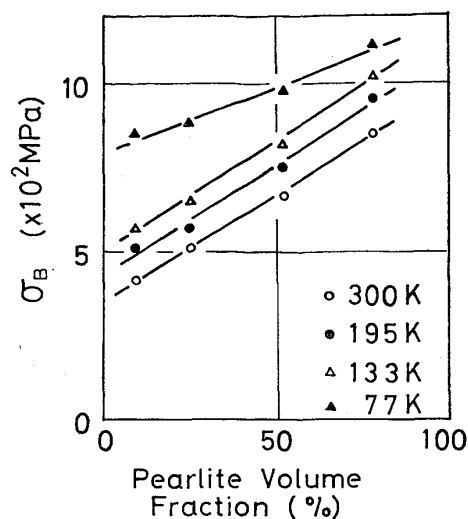


Fig. 14. Relation between fracture strength on the round bar specimen and pearlite volume fraction for four testing temperatures.

への影響も少なかったものと考えられる。

Fig. 14 に、平滑試験片で求めた引張強さとパーライト体積率との関係を、各試験温度について示す。2 相混合組織の引張強さは、各相の体積率とその相の引張強さを乗じたものの和となることがよく知られている。室温におけるフェライト相の引張強さは 31.5 kgf/mm^2 、パーライト相の引張強さは 98 kgf/mm^2 であることを利用して各鋼種の室温での引張強さを求めると、S10C 鋼は 37.5 kgf/mm^2 、S20C 鋼では 48.1 kgf/mm^2 、S40C 鋼では 66 kgf/mm^2 、そして S55C 鋼では 83.4 kgf/mm^2 となり、室温の結果は Fig. 14 の室温の結果とよく一致していた。また同図では、各試験温度における各鋼の引張強さとパーライト体積率との間には直線関係が認められるので、このことを利用して逆に各試験温度でのフェライト・パーライト各相の強度が求めることができる。このようにしてフェライト相に対応するパーライト相の強度の比を求めると、高温になるほど大きく、低温になるほど強度比は 1 に近づく。Fig. 13 の (b), (c) において S10C 鋼、S20C 鋼及び S40C 鋼の破壊靱性値が低温度ではほぼ同じ値をとることはこの強度比が 1 に近づくためであると考えられる。

Fig. 8 において AE の発生エネルギーは単相に近い S10C 鋼及び S55C 鋼では少なく、2 相の混合比が 1 に近い S40C 鋼で最大となる。このことは 2 相の強度が異なるために同じ負荷荷重に対する各相のひずみ量が異なり、き裂先端の応力状態が複雑になるので AE 事象の原因となる現象数が増すことにより説明できると考えられる。

5. 結 論

炭素含有量を 0.11% から 0.55% まで変化させた 4 種類のフェライト・パーライト 2 相混合組織の炭素鋼を用いて 77K から 300K までの試験温度域で、破壊靱性試験と AE 事象の観察を同時に行ない、合わせて走査型電子顕微鏡による破面観察及び光学顕微鏡による破断以前の予き裂先端の状態の観察を行った結果、次のような結論を得た。

- (1) 限界破壊靱性値 K_{IC} 、臨界 COD 値 ϕ_c 及び限界き裂開口量 V_c は試験温度の上昇に伴い増加した。また、パーライト体積率の増加に従って試験温度に対する K_{IC} 、 ϕ_c 及び V_c の変化を表わす曲線の傾きはゆるやかになり、パーライトの体積率の増加とともに破壊靱性値は低くなる傾向を示す。
- (2) 破壊靱性試験中の AE 計数総数及び実効値電圧の変化を調べることは限界破壊靱性値を求めるのに有効であった。
- (3) AE 法を適用して求めた限界破壊靱性値 K_{IC} と AE 計数総数との関連は、 K_{IC} 値の増加に対してほとんど変化しない領域と直線関係となる領域に分類できた。AE 計数総数が変化しない領域から本実験の場合の平面ひずみ条件が求まった。また K_{IC} 値と計数総数が直線関係にある領域では、計数総数は塑性域の進展をよく表わしていると考えられる。
- (4) AE 計数総数、実効値電圧及び波形から、AE の発生挙動を 2 種類に大別できた。これらの分類は、走査型電子顕微鏡及び光学顕微鏡による破面及び予き裂先端の観察結果とよく一致していた。

(5) 二相混合組織鋼における AE の発生は、単相組織に近づくほど発生量は少なく、2 相の体積比が 1 に近づくほど大きくなった。

なお、本研究を行なうにあたり、実験は文部省の昭和 51 年度科学研究費補助金奨励研究 (A) の援助を、また供試材料は日本鋼管(株)技術研究所からいただき厚く御礼申し上げます。

有益なご討論をいただいた本学の小林英男助教授および実験の整理に協力された中村研究室の方々に感謝します。

文 献

- 1) E. SMITH: Int. J. Fract. Mech, 4 (1968), p. 131
- 2) Y. OHMORI, H. IWANAGA, Y. KAWAGUCHI, and F. TERASAKI: Trans. ISI, 16 (1976), p. 389
- 3) M. H. JONES and W. F. BROWN, Jr.: Mat. Res. Stand., 4 (1964), p. 120
- 4) ASTM: Plane strain crack toughness testing of high strength metallic materials, (1967), ASTM. STP. No. 410
- 5) 岡村弘之: 線形破壊力学入門, 破壊力学と材料強度講座 I (1976), p. 217 [培風館]
- 6) M. H. JONES and W. F. BROWN, Jr.: ASTM. STP. No. 463 (1970), p. 63
- 7) たとえば, 小野桓司: 鉄と鋼, 59 (1973), p. 1338
- 8) たとえば, H. L. DUNEGAN, et al.: J. Eng. Fract. Mech., 1 (1968), p. 105
- 9) H. HATANO and K. ONO: Univ. of Calif. Los Angeles, Report. N. 14-75-C-0419. August (1976)
- 10) 田村今男, 友田 陽, 山岡幸男, 金谷三郎, 小沢正俊, 赤尾 明: 鉄と鋼, 59 (1973), p. 454