

論 文

UDC 620.194.2 : 669.788 : 669.15'24'26'28-194.2 : 539.375.082.4

下限界応力拡大係数 K_{ISCC} の AE による評価野末 章*・岸 輝雄*²・堀内 良*³An Evaluation of Threshold Stress-intensity Factor,
 K_{ISCC} Using AE Technique

Akira NOZUE, Teruo KISHI, and Ryo HORIUCHI

Synopsis :

In this paper, a new method to evaluate the threshold stress-intensity factor K_{ISCC} by the use of acoustic emission (AE) signal analysis is proposed using the material of type 4340 steel, of which hydrogen content was controlled by the cathodic electrolytic method. In the subcritical crack growth due to hydrogen embrittlement, a linear correlation was observed between stress-intensity factor K and emission event counts N . From this relation K_{ISCC} was defined as a stress-intensity factor K_{AE} corresponding to the generation of AE events. The effects of K and threshold voltage of AE measurement on the K_{ISCC} were discussed in detail, and with the results of fractography it was concluded that the obtained K_{ISCC} corresponded to the nucleation of hydrogen induced intergranular microcrack in the maximum triaxial stress field ahead of the crack tip.

1. 緒 言

腐食性環境下で静荷重を長時間受ける場合、平面歪み状態における大気中の破壊のクライテリオンとされている平面歪み破壊靱性 K_{IC} より、極めて低い応力拡大係数 K にて、き裂が進展する subcritical crack growth (以下 SCG と略記) の存在が知られて^{1)~3)} おり、このき裂進展のための下限界応力拡大係数 K_{ISCC} の評価が、工学的に重要な問題となつている^{4)~6)}。 K_{ISCC} を求める試験法としては、現在までに K 増加試験法と K 減少試験法の 2 種類の方法が用いられている。 K 増加試験法⁷⁾ はき裂の発生を捉えうるといふ点で、 K 減少試験法と比較し意味を有するが、試験時間の設定、き裂先端の応力履歴の影響等の問題点を有し、更にき裂進展と塑性域拡大の区別が難しく、SCG を確実に捉えうる手法が確立されていないという問題点を有している。従つて現在では、 K_{ISCC} を求める試験法としては、WOL 型試験片を用いた K 減少試験において、き裂が停止する K をもつて K_{ISCC} とみなす方法が NOVAK⁸⁾ らにより提案され、広く採用されている⁹⁾。しかしながら、この試験法はき裂の発生ではなく停止の条件を求めていること、極めて長

時間を要すること、き裂進展速度が零とみなされる点の評価の任意性についての問題点を有している。かかる現状の下で、試験に要する時間が短く、かつ求められた K_{ISCC} の物理的意味の明確なる評価手法が望まれている。

さてき裂の発生、伝播などにより、材料内に貯えられた弾性エネルギーの解放により検出される Acoustic Emission¹⁰⁾¹¹⁾ (以下 AE と略記) は限界割れ¹²⁾、へき開割れ、介在物の割れ¹³⁾などの微視的破壊様式を動的かつ敏感に検出できる有用性があり、き裂の発生、伝播を微視的に把握するための研究手段として発展が期待されている^{14)~17)}。

一方、水素脆性のき裂進展に伴い検出される AE は OKADA¹⁸⁾ らによると、アノード溶解などでき裂が進展するとされている活性径路割れと比較し、その活動度が大きく、き裂の進展を確実に捉えることができるとされている。特に SCG は一般に時間的、空間的にみて均一なものでなく、微視き裂の生成、成長、停止など不連続過程と考えられており、その素過程を AE により検出する可能性が期待される^{19)~23)}。

本研究の目的は、水素脆性の感受性の高い 4340²⁴⁾²⁵⁾

昭和 55 年 4 月日本金属学会講演大会にて発表 昭和 55 年 6 月 26 日受付 (Received June 26, 1980)

* 東京大学大学院 (現: 上智大学理工学部) 工博 (Graduate School, The University of Tokyo, Now Department of Metallurgy, Sophia University, 7 Kioicho Chiyoda-ku 102)

*² 東京大学工学部 境界領域研究施設 工博 (Institute of Interdisciplinary Research, The University of Tokyo)

*³ 文部省 宇宙科学研究所 工博 (The Institute of Space and Astronautical Science)

鋼の低温焼もどし材を用いて、CT 試験片を作製し、あらかじめ陰極電解法により水素吸蔵を施し、かつ試験中にも水素吸蔵を連続的にを行い、水素に起因した粒界割れを生ぜしめ、それに伴い発生する AE の信号解析を行うことにより、下限界応力拡大係数 K_{ISCC} を求めようとするものである。要するに、 K 増加試験で、SCG 検出として AE 法を用い、比較的短時間に K_{ISCC} を評価するものである。

2. 実 験

2.1 供試材

実験に供した材料は 4340 鋼 (SNCM8) の焼入れ焼もどし鋼であり、その化学組成を Table 1 に、200°C、400°C、600°C 焼もどし材の力学的性質を Table 2 に示す。破壊靱性試験に用いた試験片は Fig. 1a に形状を示す板厚 10 mm の CT 試験片²⁶⁾である。熱処理として、850°C×20 min の油焼入れ、200°C×1h の焼もどし処理が施されている。熱処理後、切り欠き先端に最大の繰り返し応力拡大係数 $K_{fmax}=21 \text{ kg}\cdot\text{mm}^{-3/2}$ 、41

Table 1. Chemical composition. (wt%)

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
0.40	0.30	0.78	0.023	0.021	0.11	1.80	0.81	0.19

Table 2. Mechanical properties.

Tempering Temp. °C	σ_y kg·mm ²	σ_B kg·mm ²	E_f %
200	158	198	13
400	150	161	15
600	96	104	26

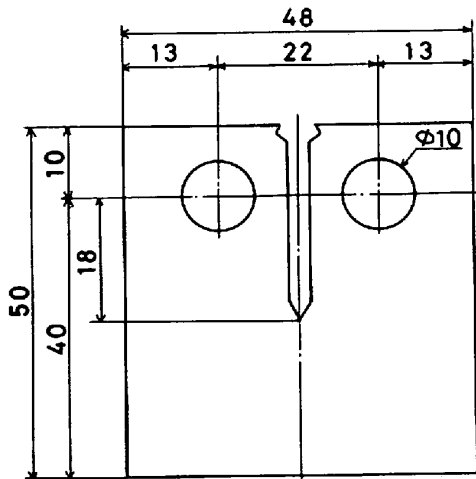


Fig. 1 a. Configuration and dimensions of CT specimen.

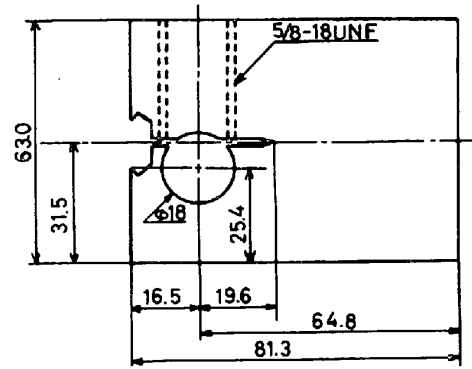


Fig. 1 b. Configuration and dimensions of WOL specimen.

$\text{kg}\cdot\text{mm}^{-3/2}$ 、88 $\text{kg}\cdot\text{mm}^{-3/2}$ (応力比はそれぞれ 0.36、0.19、0.09 である) の3条件で約 2 mm の疲労予き裂を導入し、き裂長さ a と板幅 W の比 a/W を約 0.5 とし、実験に供した。なお、試験を行う前に、ピン穴付近の塑性変形による AE の影響を除去するため、カイザー効果¹¹⁾を利用し、ピン穴へ十分なる予荷重を負荷した。

定変位型遅れ破壊試験に用いた試験片は Fig. 1b に示す板厚 24.5 mm の modified WOL 型試験片⁹⁾であり、切り欠き先端には、約 3 mm の疲労予き裂を導入した。熱処理条件は CT 試験片と同様であり、疲労き裂導入条件は $K_{fmax}=41 \text{ kg}\cdot\text{mm}^{-3/2}$ である。

2.2 応力拡大係数 K の算出法

CT 試験片の応力拡大係数 K については、ASTM 規格 E647-78T²⁷⁾を用いて、(1)式より計算を行った。

$$K = (P/B\sqrt{W}) \{ (2+\alpha) / (1-\alpha)^{3/2} \} \times (0.886 + 4.64\alpha - 13.32\alpha^2 + 14.72\alpha^3 - 5.6\alpha^4) \dots (1)$$

ここで α は a/W である。本供試材の板厚 B は 10 mm であり、(2)式にもとづく ASTM 規格 E399-74²⁶⁾ の平面歪み状態を十分満足している。

$$B \geq 2.5 (K_{IC} / \sigma_y)^2 \dots (2)$$

ここで σ_y は降伏強さである。WOL 型試験片の初期設定応力係数 K_{I0} 及び試験途中の任意き裂長さ a_i に対応する荷重 P_i 、応力拡大係数 K_{Ii} は(3)、(4)、(5)式で与えられる⁹⁾。

$$V_0 = (K_{I0}\sqrt{a_0}/E) [C_6(a_0/W) / C_3(a_0/W)] \dots (3)$$

$$P_i = \{ EB V_0 / C_6(a_i/W) \} \times \{ a_0(a_i + c_1) / a_i(a_0 + c_1) \} \dots (4)$$

$$K_{Ii} = P_i C_3(a_i/W) / B\sqrt{a_i} \dots (5)$$

ここで

$$C_3(a/W) = 30.96(a/W) - 195.8(a/W)^2 + 730.6(a/W)^3 - 1186.3(a/W)^4 + 754.6(a/W)^5$$

$$C_6(a/W) = \exp[4.495 - 16.130(a/W) + 63.838(a/W)^2 - 89.125(a/W)^3 + 46.815(a/W)^4]$$

a_0 : 初期き裂長さ, E : 縦弾性係数, V_0 : 初期開口変位, B : 板厚, c_1 : 荷重点とナイフエッジ間の距離

2.3 破壊靱性試験法と遅れ破壊試験法

試験を行う前に, 試験片を無負荷状態にて, Pt 板を対極に 25°C の 0.1 NH₂SO₄ 溶液内でガルバノスタットを用い, 40 mA/cm² の電流密度であらかじめ 24 h 陰極電解を施し, 実験に供した. なお実験中も同一の条件で陰極電解を施した. 陰極電解法により試験片に吸蔵された水素量については, 寸法 10 mm×10 mm の角形のダミー試験片に, 試験と同一の条件で陰極電解を施した後, 直ちにガスクロマトグラフィ法 (柳本社製 G-1006) により定量を行った. その吸蔵量は 2.4 ppm (重量比) であつた.

破壊靱性試験として, Fig. 1a に示す試験片を用い, 荷重速度 \dot{K} を変化させ, 試験を行った. 用いた \dot{K} は ASTM 規格 E399-74²⁶⁾ の上限の 500 kg·mm^{-3/2}·min⁻¹, 下限の 100 kg·mm^{-3/2}·min⁻¹, ならびに 10 kg·mm^{-3/2}·min⁻¹ の 3 条件である.

一方遅れ破壊試験として, 定変位型 K 減少試験を行った. Fig. 1b に示す WOL 型試験片⁸⁾ にボルトを介して, 初期設定応力拡大係数になるように荷重を負荷し, き裂の進展量を測定し, その進展量より (5) 式を用いて K を計算し, き裂が事実上停止する状態として, き裂進展速度 $da/dt = 10^{-8}$ mm·s⁻¹ に相当する K 値より K_{ISCC} を求めた. なお, 陰極電解条件は CT 試験片と同様であり, 実験中も陰極電解を継続した.

2.4 AE 測定法

AE 計測のブロック図を Fig. 2 に示す. 170 kHz 共振型トランスデューサー (目黒計器製 M-3, 絶対感度校正曲線を Fig. 3a, b に示す) を用い, 試験片の側面に 2 個装着し, 使用に際して接着面以外をシリコンゴムで

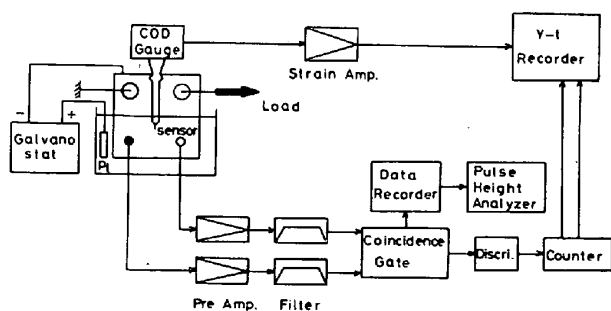


Fig. 2. Block diagram of COD and AE measuring system.

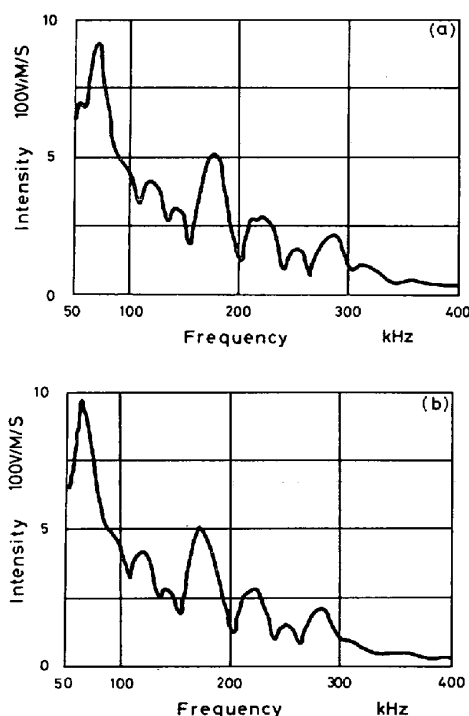


Fig. 3. Calibration curves of transducers.

被覆した. 変換子からの出力信号を増幅器 (NF 製 AE 912) で増幅後 (全利得 70 dB), 通過帯域 100~200 kHz のバンドパスフィルターを通した後, き裂近傍の AE のみを取り出すため, 2 μs の時間差間の信号を検出する同時計数回路を用い, Dead Time 法 (Dead Time 0.3 ms) により事象処理した事象率と事象総数 (しきい値電圧 $V_{th} = 30 \mu V$) をカウンター (NF 製 AE932) にて測定した. 他に V_{th} の影響をみるため, $V_{th} = 20, 40, 60 \mu V$ の条件による測定も行っている.

3. 実験結果と検討

3.1 K 減少試験による K_{ISCC} の導出

始めに Fig. 1b に示す WOL 型試験片⁸⁾を用い, K 減少試験を行い, K_{ISCC} の導出を試みた. 実験としては, 初期応力拡大係数 K_{I0} が 60 kg·mm^{-3/2} になるように, ボルトにて荷重を負荷し, き裂進展量を測微鏡により測定し, き裂進展速度 da/at と K の関係を求めた. その結果を Fig. 4 に示す. Fig. 4 より, 10^{-8} mm·s⁻¹ に対応する K をもつて K_{ISCC} を評価し, その値は 38 kg·mm^{-3/2} となつた.

3.2 破壊靱性試験における AE 挙動

最初に, 水素吸蔵を施していない試験片を用い, 破壊靱性試験を実施し, その試験に伴い生成される AE を測定した. その結果を Fig. 5 に示す. AE は K_{fmax} より高い K で発生しており, AE におけるカイザー効果¹¹⁾

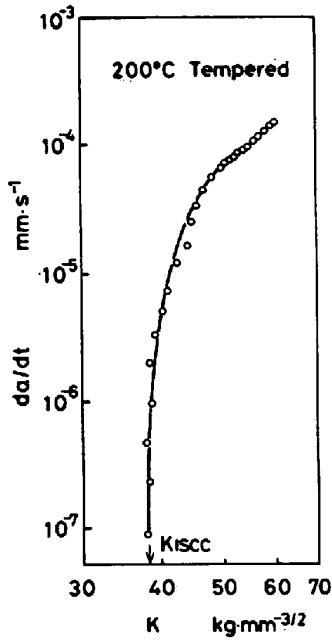


Fig. 4. Crack-growth rate da/dt versus stress-intensity factor K for WOL specimen of 4340 steel in 0.1 N H_2SO_4 solution.

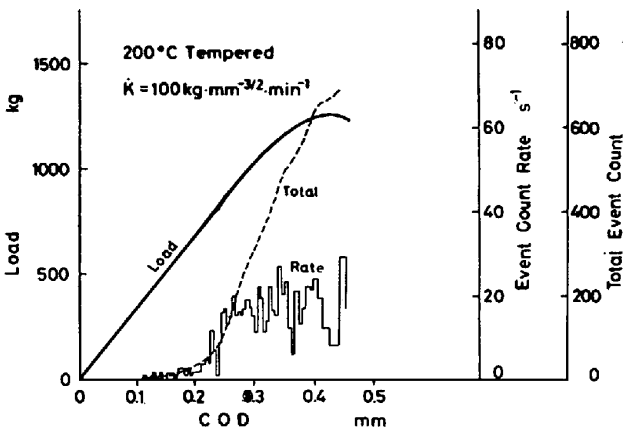
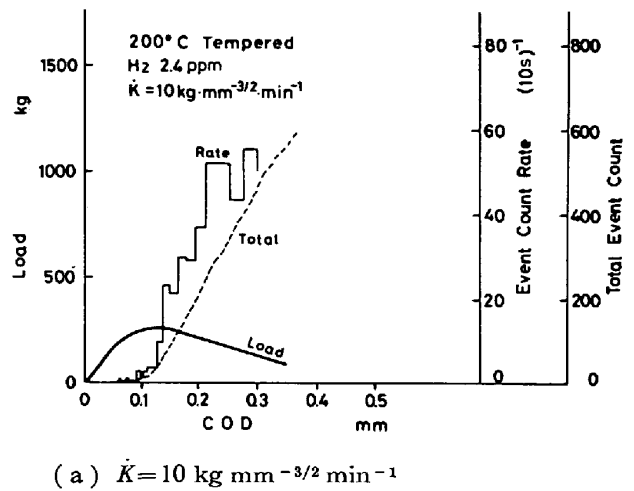


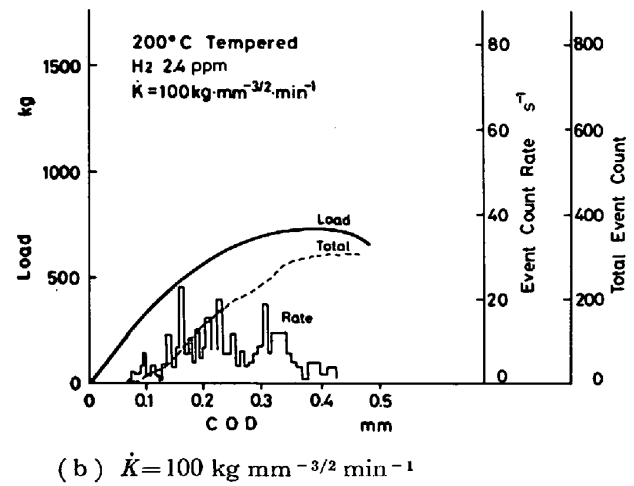
Fig. 5. Typical experimental result of load, COD, total and rate emission counts.

に關係していないことが理解される。この材料の K_{IC} を 5% オフセット線交点より求めると、 $170 \text{ kg} \cdot \text{mm}^{-3/2}$ となるが、その値より極めて低い K 値より、AE が発生しており、水素添加していない材料においても、SCG の存在が考えられる²⁸⁾²⁹⁾。

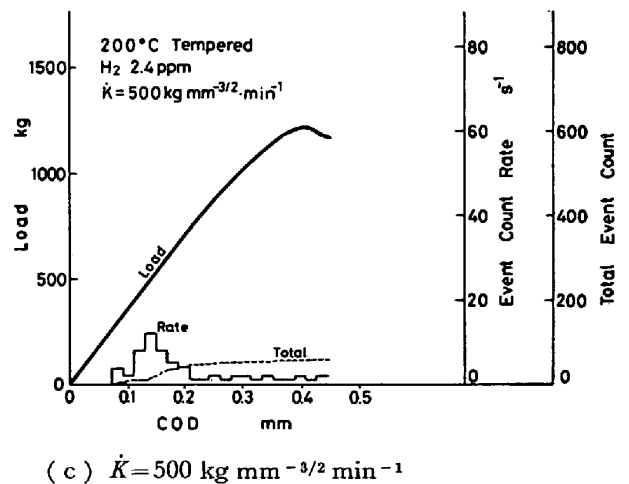
次に、水素を 2.4 ppm 吸蔵した試験片を用い、 \dot{K} を 10, 100, $500 \text{ kg} \cdot \text{mm}^{-3/2} \cdot \text{min}^{-1}$ の 3 条件とした破壊靱性試験を行い、AE 計測を行った。その結果を Fig. 6a, 6b, 6c に示す。Fig. 5 と比べて特徴的なことは、AE の発生及び、荷重-COD 曲線の非線形挙動が低荷重で見られることである。また荷重速度が小さいと、この傾



(a) $\dot{K} = 10 \text{ kg mm}^{-3/2} \text{ min}^{-1}$



(b) $\dot{K} = 100 \text{ kg mm}^{-3/2} \text{ min}^{-1}$



(c) $\dot{K} = 500 \text{ kg mm}^{-3/2} \text{ min}^{-1}$

Fig. 6. Typical experimental results of load, COD, total and rate emission counts for fracture-toughness testing, where hydrogen was charged by cathodic electrolytic method.

向は強調されているのが理解される。AE の発生要因は後に詳しく検討するが、水素に誘起された SCG に起因して、発生していることが推察される。

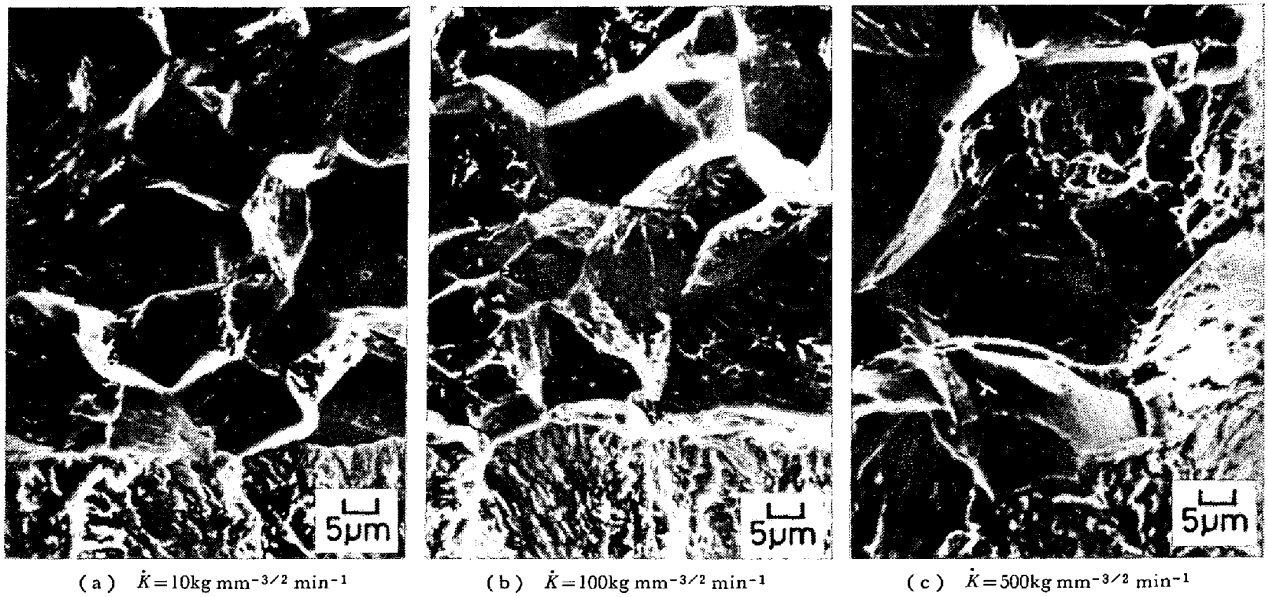


Photo. 1. Scanning electron micrographs of fracture surfaces.

3.3 破面観察

前節においては、AE の発生要因として SCG の可能性が示された。そこで本節では、破面解析により、この点を検討すべく、走査型電子顕微鏡（日立製作所、S-450）により、疲労予き裂先端の観察を行った。Photo. 1 a, 1b, 1c に、 \dot{K} を $10 \text{ kg} \cdot \text{mm}^{-3/2} \cdot \text{min}^{-1}$ 、 $100 \text{ kg} \cdot \text{mm}^{-3/2} \cdot \text{min}^{-1}$ 、 $500 \text{ kg} \cdot \text{mm}^{-3/2} \cdot \text{min}^{-1}$ とした場合の破面模様を示す。いずれも粒界割れが明瞭に観察されており、この結果より、この領域においては水素に誘起された SCG が生じていることが理解²⁴⁾²⁵⁾²⁸⁾²⁹⁾される。このようなことは、荷重速度を増加させることにより生成されるディンプル模様の現出からも理解される。すなわち、ディンプル模様の現出は \dot{K} の増加に伴い、き裂進展速度が大となり、き裂先端へ水素が十分に拡散する前に、き裂が進展したことによるものであり、水素律速を示す結果と理解される。

3.4 AE の発生要因の検討と K_{ISCC}

3.3 節で示されたように、本鋼種の水素吸蔵材は破壊靱性試験において、急速破壊以前に、数 $100 \mu\text{m}$ の SCG を生じ、かつこの SCG では粒界割れが数多く観察されている。一方、この材料では塑性変形に伴う AE はほとんど観察されていないことが確認されて²⁸⁾おり、また全面ディンプル破壊を呈する本鋼種の 600°C 焼もどし材のき裂進展に伴う AE 活動度も、ほとんど無視し得るという実験結果²⁸⁾より推測して、SCG の領域で計測される AE は粒界割れに起因するものと結論し得る。この考え方に従うと、Fig. 5 における SCG に基づく AE は、内在する水素に起因することも考えられるが、

水素吸蔵材の Fig. 6a, 6b, 6c の結果では明らかに、AE はより低荷重の領域より生じており、水素量の影響と考えられる。また荷重速度 \dot{K} を大きくすると、AE の活動度は低下しているが、これは 3.3 節の破面解析の結果より検討すると、粒界割れの頻度の低下と対応している。いずれにしても、AE は水素に基づく粒界割れにより生じ、AE の生ずる K に対応する K_{AE} は、き裂先端の粒界割れに基づく SCG に対応するものと考えられ、この K_{AE} をもつて K_{ISCC} を新たに定義しうるものと考えられる。

4. AE より求められる K_{ISCC}

以上、AE の発生に対応する K_{AE} より、 K_{ISCC} が求められることを提案したが、本節では水素の拡散の影響をみるため荷重速度 \dot{K} 、及び AE 計測条件の影響を知るため AE 計測しきい値電圧 V_{th} を種々に変化させた場合の K_{AE} の計測結果をまとめてみる。

一例として、 $K_{fmax} = 21 \text{ kg} \cdot \text{mm}^{-3/2}$ 、 $V_{th} = 30 \mu\text{V}$ における K と AE 事象総数 N との関係を Fig. 7 に示す。 N の小さい範囲では、その関係は近似的に

$$K = AN + B \dots\dots\dots (6)$$

で表しうる。ここで A 及び B は定数であり、 $N \rightarrow 0$ に内挿した K 値は $K = B$ となり、 K_{AE} が求められることになる。 \dot{K} の減少と共に、 K_{AE} の値は若干低下するが、 $K_{AE} = 30 \sim 40 \text{ kg} \cdot \text{mm}^{-3/2}$ であり、試験条件の範囲では K の影響は小さいといえる。すなわち、SCG においては、 \dot{K} が大きいと粒界破面率が減少して、ディンプル破面が増加し、AE の活動度は低下するが、SCG 発生に

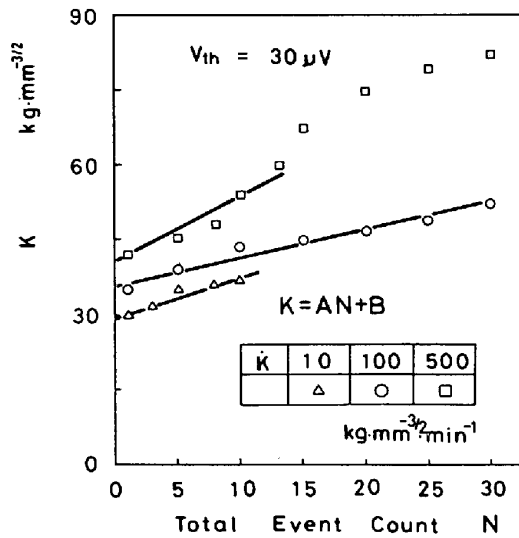


Fig. 7. Relation between stress-intensity factor K and total event count N at various levels of \dot{K} .

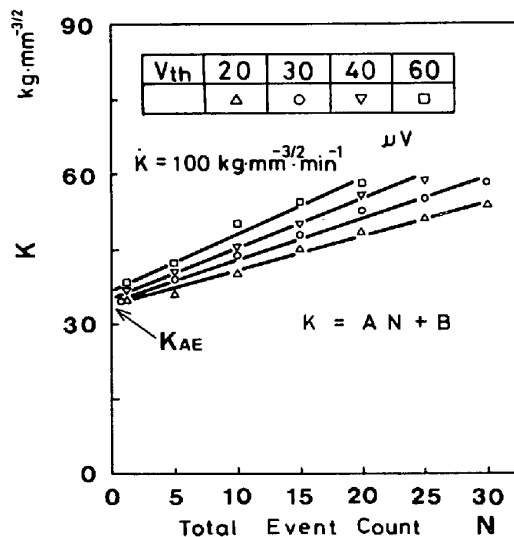


Fig. 8. Relation between stress-intensity factor K and total event count N at various levels of threshold value V_{th} .

Table 3. K_{ISCC} values obtained in two different testing methods.

AE Technique	K decreasing Test
30 $\text{kg}\cdot\text{mm}^{-3/2}$	38 $\text{kg}\cdot\text{mm}^{-3/2}$

対応する K 値はき裂先端の水素の拡散により、あらかじめ十分なる水素が存在するため、 \dot{K} に影響されないものと考えられる。

次に AE 計測条件としての V_{th} の K_{AE} への影響を示す。一般に事象総数 N は V_{th} に依存し、特に異なる破

壊機構が共存する場合には、 N と V_{th} は単純な対応を示さないことがある¹²⁾。Fig. 8 にこの結果を示す。 $\dot{K} = 100 \text{ kg}\cdot\text{mm}^{-3/2}\cdot\text{min}^{-1}$ 、 $K_{fmax} = 21 \text{ kg}\cdot\text{mm}^{-3/2}$ においては、 V_{th} の大小にかかわらずほぼ同一の K_{AE} が得られている。かつ $V_{th} = 20 \sim 30 \mu\text{V}$ において、同一の $K_{AE} = 30 \sim 35 \text{ kg}\cdot\text{mm}^{-3/2}$ が得られているのは、粒界割れにより生ずる AE の波高値が、ある一定の値 ($V_{th} = 20 \sim 30 \mu\text{V}$) より大きいものであることを意味している。以上の結果より、計測条件に支配されず、 K_{AE} を求めることができ、かつこの K_{AE} は下限界応力拡大係数 K_{ISCC} に対応するものと考えられる。

以上 AE 法により求めた K_{ISCC} 値を、 K 減少試験の結果と共に、Table 3 に示してある。AE 法によつて求められた K_{ISCC} は平均 $30 \text{ kg}\cdot\text{mm}^{-3/2}$ ($\pm 5 \text{ kg}\cdot\text{mm}^{-3/2}$) であり、従来の方法によつて求められた値 ($= 38 \text{ kg}\cdot\text{mm}^{-3/2}$) に比して、若干低めに評価されている。

5. 考 察

5.1 荷重速度 \dot{K} と塑性域の大きさ ω の検討

本研究の K_{ISCC} の評価法は K 増加試験であるので、 \dot{K} 及び ω の K_{AE} に及ぼす影響を十分検討しなければならない。それらの検討結果を Fig. 9 に示す。5% オフセット点 $K_Q^{26)}$ については、 \dot{K} 依存性が大きく認められるのに対して、前述したように、 K_{AE} については本実験の範囲では、その影響はほとんど認められなかつた。このことは、Photo. 1a, 1b, 1c の破面からも推察されるように、 K_Q は粒界割れとディンプル破壊の混合破壊様相に依存²⁶⁾し、粒界破面率の低下と共にその値が大き

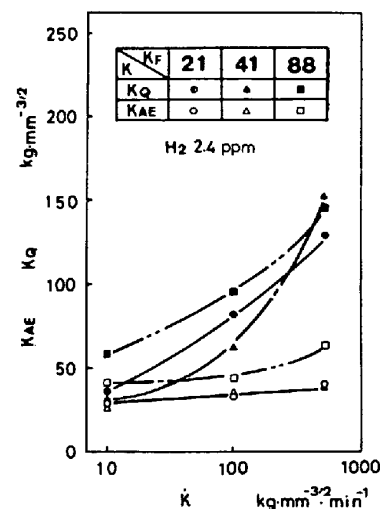


Fig. 9. Effect of loading rate \dot{K} and maximum stress-intensity factor in a fatigue cycle K_{fmax} on K_{AE} and K_Q .

くなり、粒界割れを生ぜしめる水素の拡散に支配されることにより、 \dot{K} 依存性が生ずるのに対して、 K_{AE} はき裂先端の局所領域内のき裂生成を捉えているものである。荷重負荷前に十分なる水素がこの領域に拡散している限りにおいては、 K_{AE} の \dot{K} 依存性は少ないと考えられる。すなわち、AE 法において、粒界割れを検出する限りにおいては、 \dot{K} に依存しない K_{ISCC} を評価しうることになる。

次に予き裂先端の塑性域の大きさ ω の K_{AE} に及ぼす影響について考察する。Fig. 9 に示すように、 K_{fmax} が $21 \text{ kg}\cdot\text{mm}^{-3/2}$, $41 \text{ kg}\cdot\text{mm}^{-3/2}$ である場合には、 K_{AE} に及ぼす K_{fmax} の影響はみられないが、 K_{fmax} を $88 \text{ kg}\cdot\text{mm}^{-3/2}$ に高めると、 K_{AE} が $40 \text{ kg}\cdot\text{mm}^{-3/2}$ と多少高くなり、CARTER³⁰⁾ の結果と同様塑性域の大きさの影響が認められる。平面歪み状態と仮定して、 ω を $\omega = (1/3\pi)(K_{fmax}/\sigma_y)^2$ 式³¹⁾ で求めると、 $K_{fmax} = 21 \text{ kg}\cdot\text{mm}^{-3/2}$, $41 \text{ kg}\cdot\text{mm}^{-3/2}$, $88 \text{ kg}\cdot\text{mm}^{-3/2}$ に対して、 ω はそれぞれ $2 \mu\text{m}$, $7 \mu\text{m}$, $33 \mu\text{m}$ である。従つて K_{fmax} はできる限り小さいことが推奨される。

5.2 残留応力の検討

試験片内部には予き裂導入による残留応力の他に、焼入れ、焼もどし処理にもとづく熱応力ならびに変態応力による残留応力の存在が考えられ、 K_{AE} を求める上で、この残留応力の影響を十分考慮しなくてはならない。広瀬²⁵⁾らは同鋼種の CT 試験片の 200°C 焼もどし材の応力腐食割れ破面に存在する引張残留応力を、X線応力測定法により測定し、表面部の最大引張応力は約 $10 \text{ kg}\cdot\text{mm}^{-2}$ であると報告している。本研究の供試材は平面歪み状態を十分満足しており、AE 発生領域と考えられるき裂先端の最大応力は約 $3\sigma_y$ ($\approx 468 \text{ kg}\cdot\text{mm}^{-2}$) であることから、その残留応力の存在による K_{AE} に及ぼす影響は無視できるものと考えられる。

5.3 AE 法による K_{ISCC} の意味

従来の K 減少試験に基づく K_{ISCC} はき裂が事実上停止する K をもつて評価されるものであり、かつ試験片の板厚方向全面に対して、き裂が停止したという巨視的な挙動に対応している。一方、本研究による K_{ISCC} はき裂の発生を捉えており、かつ局所的な SCG 発生に対応している。

先に示したように、 K_{ISCC} における予き裂先端の塑性域の大きさは小さく、かつ平面歪み状態にあるので、最大応力場は予き裂先端の板厚中心部に位置する³¹⁾。また、破面解析の結果と併せて検討すると、AE は粒界割れに対応しており、 $N \rightarrow 0$ における条件は、その発生を捉えていることになる。従つて本研究によつて評価され

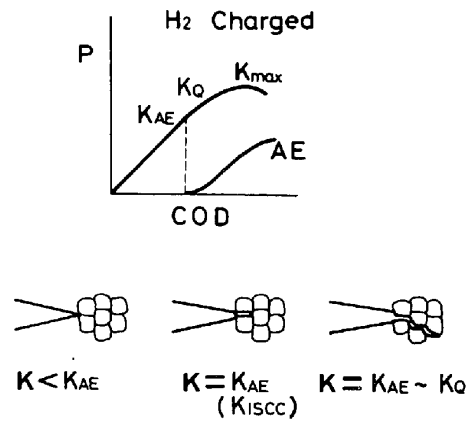


Fig. 10. Schematic representation of subcritical crack growth and AE generation.

た K_{ISCC} は、Fig. 10 のモデルに示されたように、三軸応力条件にある予き裂先端に、1 結晶粒径以上の粒界微視き裂が少なくとも、1 個以上生成された時の K と定義される。

6. 結 言

4340 鋼の焼入れ焼もどし材より作製した CT 試験片を用い、陰極電解法により水素を吸蔵後、試験中も水素吸蔵を施しながら、破壊靱性試験を行つた。この試験中に AE 計測を行い、AE の生じ始める応力拡大係数 K_{AE} をもつて、下限界応力拡大係数 K_{ISCC} を定義した。この K_{ISCC} に及ぼす荷重速度 \dot{K} 、疲労予き裂導入の最大応力拡大係数 K_{fmax} 、及び AE 計測のしきい値電圧 V_{th} 等の影響を破面解析の結果と併せ検討することにより、求めた K_{ISCC} が三軸応力状態にあるき裂先端の粒界割れの発生に対応することを結論している。

文 献

- 1) J. H. MULHERIN: Trans. ASME, J. Basic Eng. 88 (1966), p. 777
- 2) S. R. NOVAK and S. T. ROLFE: "K_{ISCC} Tests of HY-180/210 Steels and Weld Metals" AD 81734L, (1967) [Defense Documentation Center]
- 3) J. H. SMITH and S. T. ROLFE: "Effect of Notch Orientation on K_{ISCC} of Weld Metals" AD825328L, (1967) [Defense Documentation Center]
- 4) B. F. BROWN: Mat. Research and Standards, 6 (1966), p. 129
- 5) G. D. BEACHEM and B. F. BROWN: ASTM STP, 425 (1966), p. 31
- 6) R. P. WEI, S. R. NOVAK, and D. P. WILLIAMS: Mat. Research and Standards, 12 (1972), p. 25

- 7) *W. G. CLARK Jr. and J. D. LANDES*: ASTM STP, 610 (1976), p. 108
- 8) *S. R. NOVAK and S. T. ROLFE*: J. Mat., 4 (1969), p. 701
- 9) 例えば平野一美, 小林英男, 加家壁弘志, 中沢一: 日本機械学会論文集 (A編), 46 (1981), p. 1174
- 10) 岸 輝雄: 材料, 29 (1980), p. 765
- 11) 岸 輝雄: 塑性と加工, 19 (1975), p. 360
- 12) 野末 章, 岸 輝雄, 堀内 良: 第 2 回 AE 総合コンファレンス論文, 日本非破壊検査協会, (1979), p. 102
- 13) *M. MIRABILE*: Conf. on Fracture Mechanics Technology, Hong Kong (1977)
- 14) *A. S. TETELMAN and R. CHOW*: ASTM STP, 505 (1972), p. 30
- 15) *M. ARII, H. KASHIWAYA, and T. YANUKI*: Eng. Fract. Mech 7 (1975), p. 551
- 16) *H. TAKAHASHI, M. A. KHAN, K. SHIMOMURA, and M. SUZUKI*: Proc. 4th AE Symp. Tokyo, (1978), p. 24
- 17) *J. D. DESAI and W. W. GERBERICH*: Eng. Fract. Mech., 7 (1975), p. 153
- 18) *H. OKADA, K. YUKAWA, and H. TAMURA*: Corrosion, 30 (1974), p. 253
- 19) *H. L. DUNEGAN and A. S. TETELMAN*: Eng. Fract. Mech. 2 (1971), p. 387
- 20) 門田安弘, 南雲道彦: 第 1 回 AE 総合コンファレンス論文, 日本非破壊検査協会, (1977), p. 93
- 21) 菊田米男, 落合真一郎, 入江隆博: 鉄と鋼, 58 (1978), p. 448
- 22) 青木孝夫, 金尾正雄, 荒木 透: 鉄と鋼, 64 (1978), p. 1737
- 23) 飯野牧夫: 第 20 回材料強度と破壊国内総合シンポジウム論文集 (1975), p. 75
- 24) *C. D. BEACHEM*: Met. Trans., 3 (1972), p. 437
- 25) 広瀬幸雄, 田中啓介, 矢島善次郎, 岡林邦夫: 材料, 28 (1979), p. 19
- 26) ASTM E399-74, Annual Book of ASTM Standards (1974)
- 27) ASTM E647-78T, Annual Book of ASTM Standards (1978)
- 28) 野末 章, 岸 輝雄, 堀内 良: 日本金属学会誌, 45 (1981), p. 194
- 29) 加家壁弘志, 小林英男, 平野一美, 中沢一: 日本機械学会講演論文集, No. 790-12 (1979), p. 209
- 30) *C. S. CARTER*: Met. Trans., 3 (1972), p. 584
- 31) 岡村弘之: 線形破壊力学入門, (1977) [培風館]