

論 文

UDC 669.14.018.292 : 539.42 : 620.79.18 : 534.32.082.3 :
620.191.33 : 621.791.019高張力鋼遅れ割れ伝播現象の Acoustic Emission 法
による検出について*

菊田 米男**・落合真一郎***・入江 隆博****

Acoustic Emission Study on Hydrogen-Induced Delayed
Cracking Propagation in High Strength Steel

Yoneo KIKUTA, Shin-ichiro OCHIAI, and Takahiro IRIE

Synopsis:

A quantitative acoustic emission analysis has been applied to study crack propagation modes of hydrogen-induced delayed cracking. Two experiments are conducted; they are weld cracking of small γ grooved bud joints and tearing of linear compliance specimens. In the latter case, hydrogen is charged thermally to attain uniform hydrogen concentration.

The acoustic emission method is suited to detect weld cracking behaviour which changes in accordance with pre- and post- heating. Total counts of acoustic emissions can be used as an index to cross-sectional cracking percentage, and one can determine pre-heating temperature for crack free weld by using this index only.

Fundamental experiments on the crack propagation behaviour in linear compliance specimens show that the crack propagation speed is influenced by the amount of hydrogen introduced and the stress-intensity-factor at crack tip, where logarithms of acoustic emission count rate and crack propagation speed are found to be linearly related. This relationship is independent of hydrogen content level. Further the energy release rate as emissions is dependent on the stress-intensity-factor and hydrogen level. It increases in accordance with the increase of both the stress-intensity-factor and hydrogen level.

1. 緒 言

アコースティック・エミッション法 (AE法) は、X線検査、超音波探傷法などの、他の非破壊検査法にくらべ、割れの発生および伝播の挙動をとらえるという点で、すぐれた特徴を有している。そのためAEを割れの発生および伝播の研究に使用する事は近年盛んである。そのAE信号処理としては、主として、発生総数、または発生率をとることが多く、それらと、割れ様相との対応をとっているものが多い¹⁾²⁾。

AEの発生、数および発生率は、ある一定の高さ以上のAEの数をとらえる事であり、本質的には、AEの大きさをとらえるものではない。一方、破壊力学と組合せて考える場合、AEのもつ物理量の中、エネルギー量が一番本質的な量となるものと思われる。GERBERICH ら³⁾は、AEの振幅を測定し、その二乗で表わされるAEのエネルギーで割れの伝播を論じた、彼等は半実験的な式

として、 $(\Delta A) \sim (\Sigma g)^2 E / K^2$ を導き、割れの大きさ (ΔA) と AE のエネルギー $(\Sigma g)^2$ 、応力拡大係数 (K) との間の対応関係を示している。ただし、この場合の $(\Sigma g)^2$ の物理的意味があいまいである。神尾ら⁴⁾は、割れ発生時のAEの波形と、鋼球を落下させた時のAEの波形との対応から、AEの大きさと割れの大きさとの対応を調べている。しかしながら、概して、AEのエネルギー量で割れをとらえる研究は多くない。また、割れ伝播時のAE振幅分布などについても、あまりよく理解されていない。そこで、本研究においては、他所で発表した研究結果⁵⁾⁶⁾をふまえ、一般に遅れ破壊の一種と考えられている溶接部のルート割れの研究に、AE法を適用し、そのAE発生率で割れの挙動を論じた。またAE発生総数と断面割れ率との対応を調べた。さらに、水素が添加され、かつ力学的によく定義された試片形状における、遅れ破壊伝播時のAE発生率、AE振幅などを測定した。このことによつて、AEのエネルギー (出力電圧の二乗

* 昭和 50 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 52 年 7 月 5 日受付 (Received July 5, 1977)

** 大阪大学工学部 工博 (Faculty Engineering, Osaka University)

*** 大阪大学工学部 Sc. D. (Faculty of Engineering, Osaka University, Yamadakami Suita 565)

**** 三井造船(株) (Mitsui Shipbuilding and Engineering Co, Ltd.)

Table 1. Chemical compositions of steels (wt%).

Alloy element Steel	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Cu	B
A	0.12	0.37	1.06	0.018	0.011	1.11	0.39	0.36	0.047	0.26	—
B	0.12	0.27	0.78	0.007	0.009	0.22	0.54	0.50	0.047	0.22	0.003

の和) と、遅れ破壊伝播挙動との対応関係について、実験、考察を行なった。

2. 実験方法

本実験で用いた鋼材は、二種類の市販 80 kg/mm² 一級高張力鋼であり、その化学組成を Table 1 に示す。実験は鋼材 A による溶接割れ試験と鋼材 B による一定応力拡大係数下での引裂き試験を行なった。

2.1 溶接拘束割れ試験

本実験で用いた試験形状を Fig. 1 (JIS Z-3158) に示す。これは鉄桁式 Y-開先の突合せ拘束割れ試験片である。溶接は自動被覆アーク溶接装置を用いて行なった。この時、溶接電流は 170 A、アーク電圧 24~25 V、溶接速度 150 mm/min であり、すべて下向溶接であった。試験片の予熱は、炉内で所定の温度に 1 h 保持し、その後炉からとり出し、3 min 以内に溶接を開始した。また試験片の後熱は、溶接直後に所定の温度に保った油槽中に投入して行なった。断面割れ率を算出するのに、溶接後 48 h 経た後、試験片の 5 断面をとり、最高 400 倍の顕微鏡観察を行なった。また表面割れ率は、肉眼検査により求めた。

2.2 一定応力拡大係数下での遅れ割れ伝播試験

一定応力拡大係数下での引裂き試験片形状を Fig. 2 に

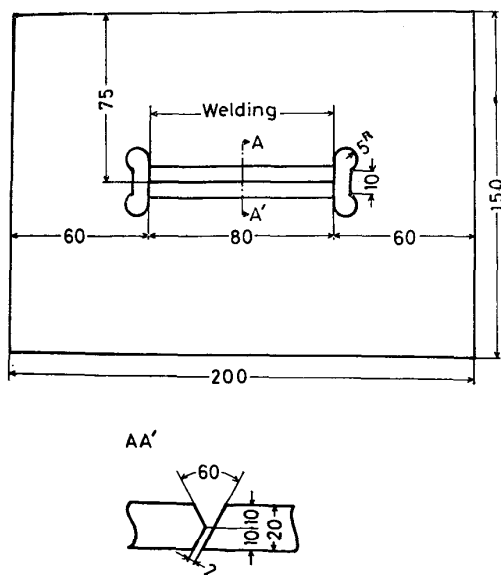


Fig. 1. y-Groove restraint cracking specimen.

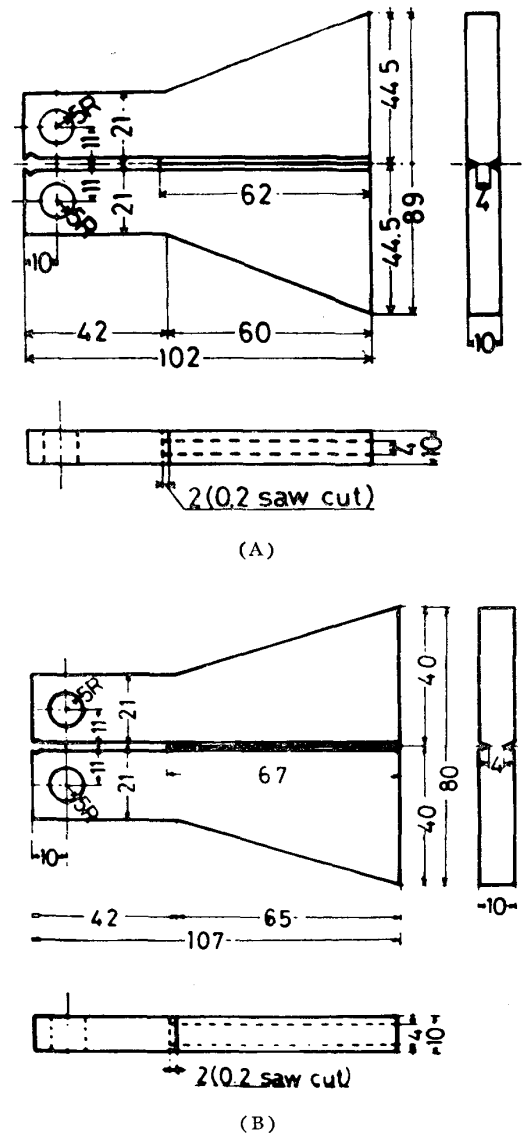


Fig. 2. D.C.B. Specimens used for tearing test.

示す。Double Cantilever Bending 試片 (以後 D.C.B. 試片) を用いて行なった¹⁾。低荷重遅れ破壊において、亀裂が side groove をはずれ、アーム・ブレイクを生じること避けるために A, B 二種類の試片を作製した。A 試片は、B 試片に比して傾斜角を大にとつてある。Fig. 3 は両試片におけるコンプライアンスと亀裂長さの関係を示したものであり、亀裂長さが 25 mm までは、両試片とも線型コンプライアンスになっている事がわかる。このため、この範囲にかぎって、一定 K 値下での遅

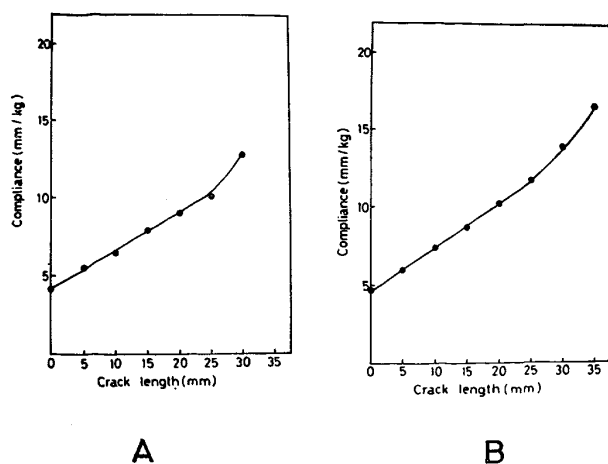


Fig. 3. Specimen compliances as a function of crack length.

れ割れ伝播を研究することが可能となる. K 値の算出は次に示す(1)式に, Fig. 3 のグラフの勾配 dc/da を代入して, 荷重 P の関数として求めた.

$$K = P \left[\frac{E}{2b_n} \left(\frac{dc}{da} \right) \right]^{1/2} \dots\dots\dots (1)$$

ここで E は弾性定数, b_n は亀裂先端での板厚である. この式は IRWIN ら⁸⁾により定義された亀裂進展力 G (今の場合(2)式)

$$G = \frac{P^2}{2b_n} \left(\frac{dc}{da} \right) \dots\dots\dots (2)$$

と平面歪状態での G と K との関係式(3)を組合せ, $1-\nu^2 \approx 1$ (ν : ポアソン比) として得られたものである.

$$K = \left[\frac{G E}{1-\nu^2} \right]^{1/2} \dots\dots\dots (3)$$

このような試片における亀裂長さ, 亀裂伝播速度は次のように試片の開口変位 (COD) 測定から算出できる.

すなわち, A, B 2 種のテーパ角度をもった試片にそれぞれ, 10通りの深さに機械加工で入れる. 各切欠き深さの試片に荷重をかけ, まずクリップゲージ位置における COD を測定する. これを荷重負荷線上の COD に換算し, 亀裂長さ(切欠き深さ)がパラメーターとなる. COD-荷重曲線群を求める. この曲線群より, 今度は, 荷重をパラメータとして, COD-亀裂長さの曲線群を求める (Fig. 4). 本研究のように, 定荷重引裂き試験では, COD を測定すれば亀裂長さを求める事ができる.

2.3 高温水素添加法

溶接により導入される水素, また同時に, その熱サイクルにより, いわゆる調質高張力鋼 (TI 型) HT-80 材に生じる熱影響部組織を再現するために, DCB 試験片 (鋼材 B) に高温水素添加を行なった. 試片は, アセトンで脱脂した後, 炉中に入れた. 清浄な水素で炉内を置換したのち, 温度を上げ 950°C で 2h 保持し, 水素を試

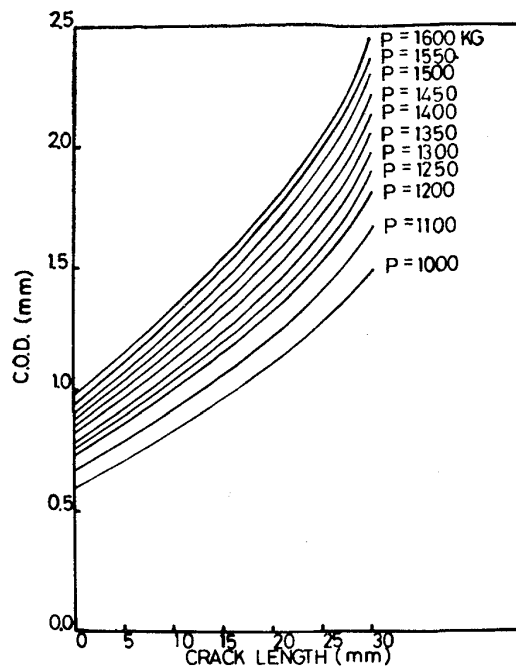


Fig. 4. COD vs. crack length curves with load P as a parameter (specimen B).

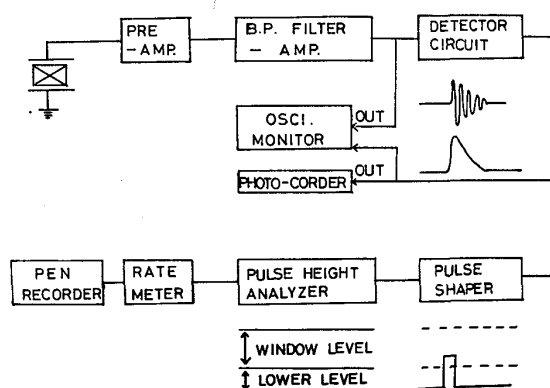


Fig. 5. A. E. system.

片に, 均一に吸蔵分布させた. この方法では, 一気圧の水素雰囲気を用いた場合, 約 4.2ppm, 水素分圧, アルゴン分圧, それぞれ 0.5 気圧の水素混合気体を用いた場合, 2.7ppm の水素が吸蔵される. この高温添加の直後試片を水焼入れし, その後, 液体窒素温度に保管した. 試験準備ができた時点で, 試片を常温にもどし, ただちに試験を行なった.

2.4 AE測定装置および測定法

Fig. 5 に筆者が開発した AE 測定系のブロック図を示す. この装置は軽量ポータブル型である. 弾性波は, 市販の Differential 型の変換子によって, 電気信号に変えられ, 前置増幅されて, フィルターに送られる. 通常は, この原波形のまま, さらに増幅されて, カウンターなどに送られる. しかし, 筆者の装置の特徴として, 次のような方式をとった. すなわち, フィルターを通った

A Eの原波形は整流され(ディテクター回路により)包絡検波される。この後、パルス・シェーパーにより波高(包絡検波された波の最大高さ)に等しい高さで、 $0.5 \sim 2 \mu$ のパルス幅のパルスに変換し、その直後に 2ms 程度の Dead Time をかけて、カウンターなどの計測系に送るという方法である。この方法であると、割れなどに伴う A E発生事象に対応して1つのパルスが計測され、データの解釈が容易である。またこのパルス高さの二乗が A Eのエネルギーに対応する。この装置全体の増幅度は66~86 dB 相当*と可変であるが、測定のダイナミック・レンジを大きくするために 66 dB 相当に固定して、測定した。また、threshold は 0.2V に固定させて行なつた。バンドパス・フィルターの周波数幅は、これまた種々に選べるが、本実験では 90~300kHz (at-3dB) に固定した。レート・メーター出力は A E数の単位でアナログ信号である。レート・メーターの時定数は、本実験では、1/3s に選び、X-t レコーダーで記録した。A E 高さは、パルスに変換された時点で、マルチ・チャンネル・アナライザーにかけて、波高分析する事ができるが、本実験では、包絡線検波したものを、応答周波数 1000c/s の振動子を用いて、フォトコーダーに記録測定した。

3. 実験結果

3.1 溶接割れ試験について

溶接割れ試験での結果を Table 2 に示す。

* 検波の前までの増幅度は 46~66 dB であり、さらに、包絡線検波の後、20dB 程度の増幅を行う Vディテクター回路には、2 ms 程度の時定数をもつアクティブ・フィルタが含まれる。

Table 2. Ht-80 weld cracking percentage vs. AE counting.

Specimen	Electrode	Pre-heating	Post-heating		Cross section cracks	Surface cracks	A.E.courts (for 2days)
2	E 11016G (350°C, 1 h baking)	—	—	—	100%	89%	143
15		—	—	—	100	95	81
9		80°C	—	—	100	95	67
12		80	—	—	100	76	190
22		140	—	—	100	90	90
21		150	—	—	70	0	25
13		150	—	—	0	0	—
6		160	—	—	0(0.2)	0	35
14		170	—	—	2	0	5
23		230	—	—	0	0	5
7		100	80°C	48 h	0	0	0
8		100	80	6 h	0	0	0
11		80	80	1 h	100	81	68
18		80	100 h	from 27 min* after welding	0	0	24**
10	E 11016G (no baking)	80	80	from 85 min* after welding	90	46	40
4		180	—	—	80	87	32
5		150	—	—	100	68	32

* Post-heating after several A. E. signals detected

** tested at noisy environment

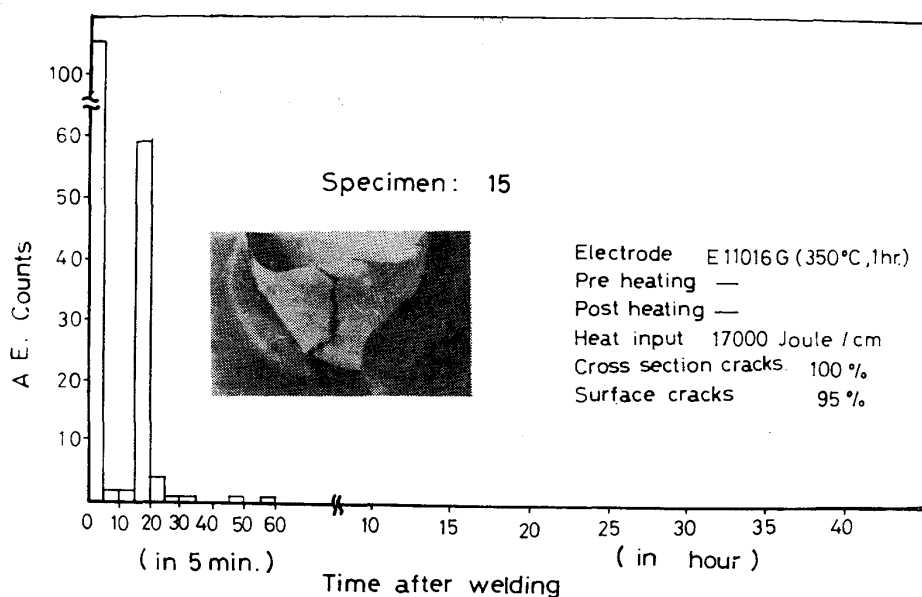


Fig. 6. Histogram of A.E. counts for weld cracking test (no preheating).

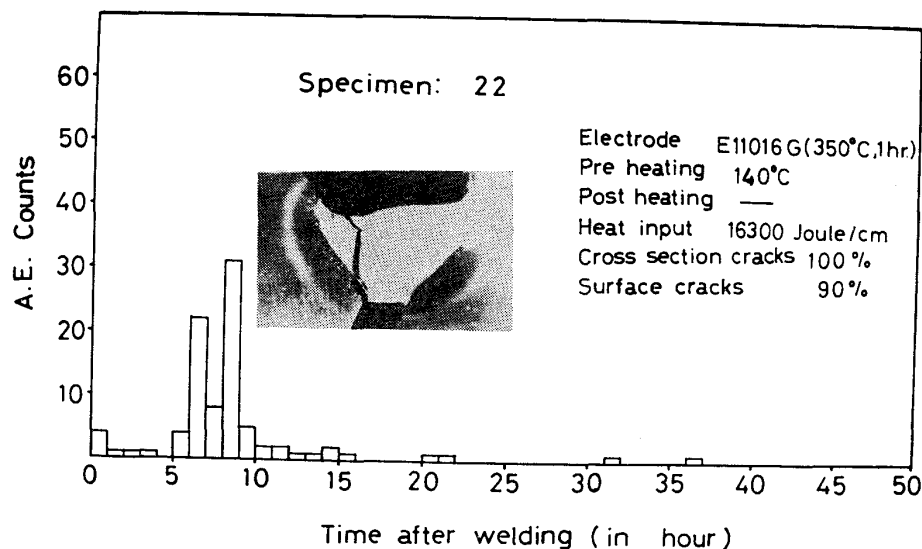


Fig. 7. Histogram of A.E. counts for weld cracking test (140°C pre-heating).

ることがわかる。また割れの伝播している期間をみると、予熱なしの場合は、10 min程度の比較的短時間に、ほとんどの A E が発生している。しかし、予熱温度が 140°C、150°C の場合には、長時間継続して A E が発生している。すなわち、A E が割れに起因するものであれば、予熱温度が低い場合は、短時間で割れきつてしまい、予熱温度が高くなると、割れが伝播するのに長時間を要する。同時に、断面割れ率も低い値となる。しかし、溶接棒を乾燥しない場合（試片 No. 5）は、予熱温度が高くても、断面割れ率は高い値を示している。

3.1.2 溶接後熱処理の溶接割れにおよぼす影響

前項の結果から、溶接熱影響部に生じるルート割れは冷却速度の差による組織の違いもあるが、溶接部に溶解した水素による遅れ破壊の一種と考えられる。このため

溶接直後にある一定の温度に保持して後熱をすれば（水素を速やかに逃散させれば）割れの発生、伝播は阻止または極めて少なくすることができるものと考えられる。

100°C で予熱を行なった試験片を溶接直後、80°C の恒温油槽中に投入し、各々 48 h、6 h、1 h と保持した。その結果を Table 2 に示す。48 h と 6 h それぞれ保持した場合、A E は全く発生しなかった。またその 5 切断面、表面ともに、割れは全く観測されなかった。一方 1 h だけ保持した場合は、A E は後熱後、長時間にわたって発生しており、その断面割れ率は 100% となつている。A E の発生状況については、80°C の油槽からとり出して 2 h 後あたりから A E が発生し始め、長時間にわたり発生していた。そこで、溶接後、A E が何個か発生し割れが発生したと思われる時、80°C（または 100°C）

の油槽中に投入し、その割れが停止するものかを調べて見た。Table 2 の試片 No. 10, 18 はその結果である。

3 個の A E が発生した後、油槽中へ投入した場合、断面割れ率は 0 % であり、初めの 3 個の A E に対応する割れは、5 断面では発見できなかった。試片 No. 10 は A E が 12 個発生したのち、80°C の油槽に投入したものである。ある程度割れが成長した後、その割れがどう挙動するかを A E でモニターしたものである。この場合、80°C の油槽中に投入した後も A E は発生しており、その発生状況からゆつくりとした割れの伝播が起こっているものと考えられるものであった。

3.2 一定 K 値下での遅れ破壊伝播の実験結果

Fig. 8, 9 に遅れ破壊引裂き試験の結果の一例を示す。Fig. 8 は、初期水素量 4.2 ppm, 応力拡大係数 $371 \text{ kg/mm}^2\sqrt{\text{mm}}$ の時の結果であり、Fig. 9 は同じ初期水素量で応力拡大係数が $318 \text{ kg/mm}^2\sqrt{\text{mm}}$ の場合の結果である。各図で上部の曲線は試片先端での COD 変化であり、下部の曲線は、A E 発生率である。各図の下側は、図中 (A) と示した位置での A E 振幅の発生状況を示している。COD の変化も、A E の発生もある潜伏期をもっており、また亀裂伝播中の A E 発生は不連続性を示し典型的な遅れ破壊伝播の様相を呈している。なお Fig. 8, 9, 11 において、A E 発生率が低くて時定数 $\tau (=1/3\text{s})$ の間に 1 つの A E しか発生しなかった場合は、この測定器では、 $1/(1/3\text{s}) \times 60 \approx 200 \text{ counts/min}$ と、cpm に換算され、記録される。

COD は割れだけでなく、亀裂先端部での弾性および塑性変形をも表わす量であるが、本実験のように、定荷重下での COD 時間変化は、Fig. 4 で見られるように、亀裂伝播速度にほぼ等しいと考えられる。今、Fig. 8, 9 を比べてみると、明らかに高応力拡大係数の場合、亀裂伝播速度は大となり、同時に A E 発生後も大となっている。一方、亀裂伝播時の A E の振幅を見ると、高応力拡大係数の場合は、増幅器が飽和する程度 (7V*) の高い A E が多発し、また 1V 以下の低振幅 A E も多発している。Fig. 9 は低応力拡大係数の場合であり、発生 A E は低振幅のものが多く、飽和する程の A E は少ない。すなわち、発生する A E の振幅は、応力拡大係数に依存している。このことを顕著に示すのが、Fig. 10 である。Fig. 10 は初期水素量が 4.2 ppm の場合、亀裂が 20 mm 進む間に発生したフォトコーダーの記録を解析した A E の振幅分布である (この亀裂長さの範囲では、亀裂先端の K 値は各々一定に保たれる)。これによると、A E の振副分布の形状は、応力拡大係数のいかにかわらず、ほぼ同じ傾向を示している。Fig. 11 は応力拡大係

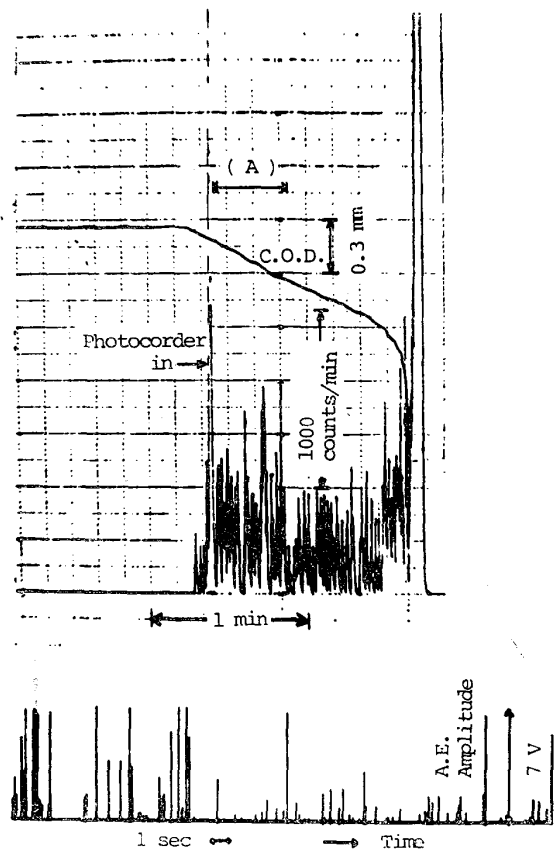


Fig. 8. Delayed cracking propagation of D.C.B. specimen (initial hydrogen volume; 4.2 ppm, stress intensity factor; $371 \text{ kg/mm}^2\sqrt{\text{mm}}$). The upper drawing is A.E. counting rate while the lower is A.E. height distribution during the interval indicated as (A).

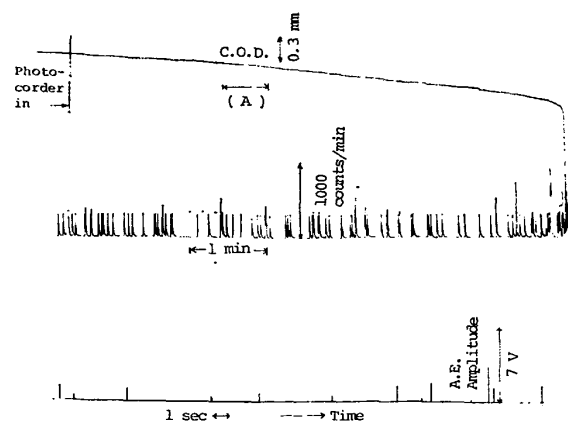


Fig. 9. Delayed cracking propagation of D.C.B. specimen (initial hydrogen volume; 4.2 ppm, stress intensity factor; $318 \text{ kg/mm}^2\sqrt{\text{mm}}$). The upper drawing is A.E. counting rate while the lower is A.E. height distribution during the interval indicated as (A).

数が $369 \text{ kg/min}^2\sqrt{\text{mm}}$, 初期水素量が 2.7 ppm と少

なくした場合の実験結果である。応力拡大係数が、ほぼ同じ程度である Fig. 8 の場合と比べると、亀裂伝播速度が非常にゆっくりであり、発生する A E の間隔も広がっている。その時の A E 振幅を見ると高振幅の A E は見られず、比較的低振幅の A E が多い。このように、発生する A E 振幅は、初期水素量によっても影響される。

Fig. 12 には亀裂伝播速度と応力拡大係数および初期水素量の関係を示した。縦軸の亀裂伝播速度は、割れが 20 mm 進む時の平均的なものである。この Fig. 12 より亀裂伝播速度は、応力拡大係数に依存し、また初期水素量とも関係している。応力拡大係数が大なる程、また初期水素量の多い程、亀裂伝播速度は大となっている。Fig. 13 には発生率と応力拡大係数および初期水素量との関係を表わした。A E 発生率は、亀裂が 20 mm 伝播する間に発生した A E 総数を、その伝播に要した時間で除したもので、平均値として示している。なお割れの開始は、COD 曲線の変化位値からとし、割れの長さはあらかじめコンプライアンス測定のと きに求めてある COD-亀裂長さの曲線から得た。A E 発生率は応力拡大係数および初期水素量に依存し、応力拡大係数が大である程、初期水素量が大である程、A E 発生率は大きくなる。発生する A E のエネルギーは、A E 振幅の二乗で表わせる。亀裂が 20 mm 進む間の総発生 A E の振幅の二乗の和(A E のエネルギー)と応力拡大係数および初期水素量との関係を示すのが Fig. 14 である。発生する A E のエネルギーは、応力拡大係数が増す程、初期水素量が増す程、大きくなる。

Fig. 15 は、A E 発生率と亀裂伝播速度を両対数グラフ上に示したもので、両者の間には直線関係がみられる。この関係は、初期水素量の違いに依存せず、一定のものと思われる。Fig. 16 は、発生する A E エネルギーをその伝播時間で除したもので、単位時間に発生した A E の平均エネルギーである。この図から、初期水素量にかかわらず、亀裂伝播速度と単位時間あたりの平均 A E エネルギーの間にも、両対数グラフ上で直線関係が成立していることがわかる。しかし、Fig. 16 におけるバラツキは、Fig. 15 のそれよりも大きく、亀裂伝播速度を知りたい場合かならずしも A E エネルギーが A E 発生率より優れた検出量とならない。

4. 考 察

4.1 A E 発生率からみた遅れ破壊伝播現象

鋼の遅れ破壊の機構については、TROIANO ら¹¹⁾ の三

* 7V 以上の A E 振幅は、低インピーダンスのフォトコーダーで計測する場合、全て飽和する。しかし、フォトコーダーを接続しない場合は 15V まで飽和しない

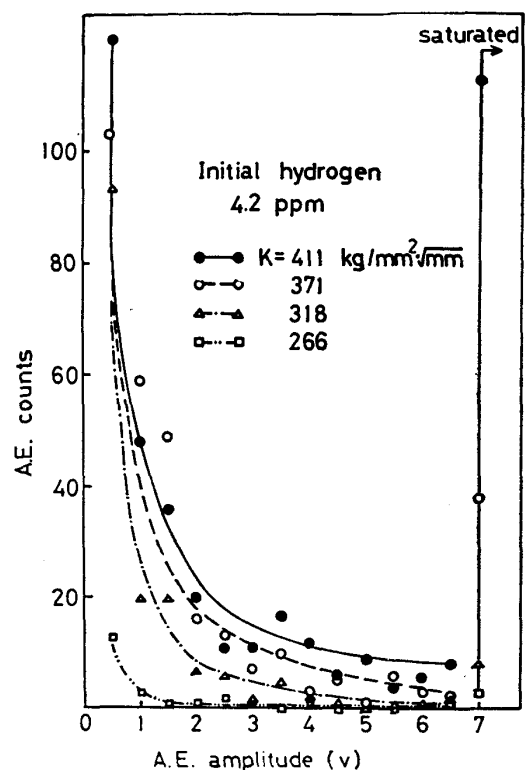


Fig. 10. A.E. amplitude distribution when crack propagated first 20 mm by the application of the various K -values at notch tip.

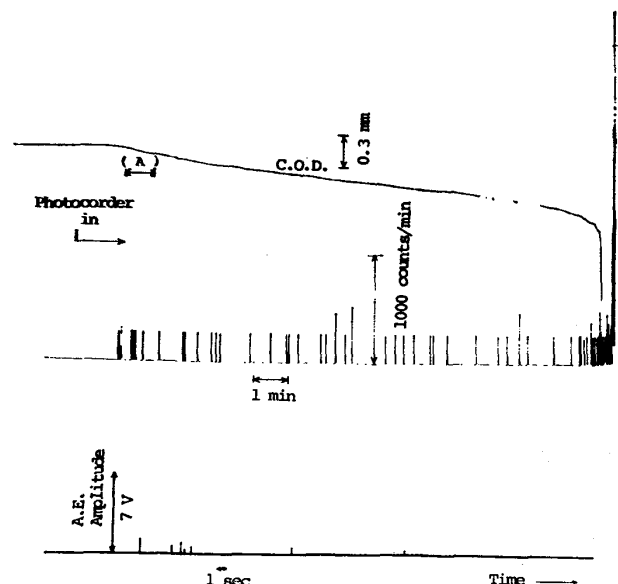


Fig. 11. Delayed cracking propagation of D.C.B. specimen (initial hydrogen volume; 2.7 ppm, stress intensity factor $369 \text{ kg/mm}^2 \cdot \sqrt{\text{mm}}$). The upper drawing is A.E. counting rate while the lower is A.E. height distribution during the interval indicated as (A).

軸応力説など種々提案されている¹²⁾。これに対して筆者らのモデルは、切欠き先端の塑性域に水素が転位との相

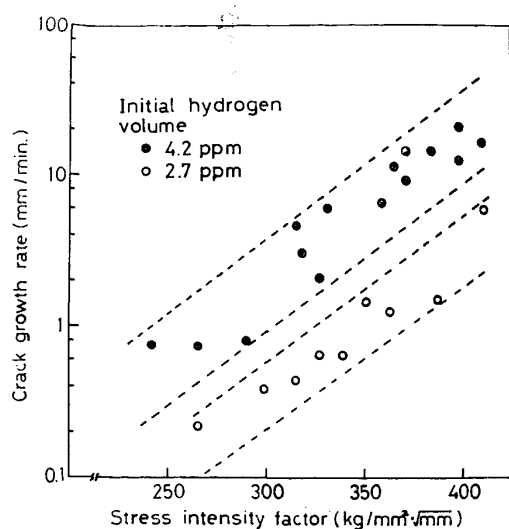


Fig. 12. Crack growth rate vs. stress intensity factor when crack propagates first 20 mm.

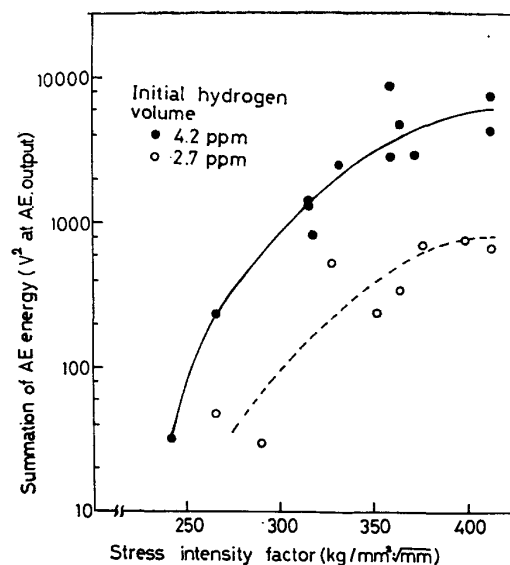


Fig. 14. Relationship between summation of A. E. energy and stress intensity factor when crack propagates first 20 mm.

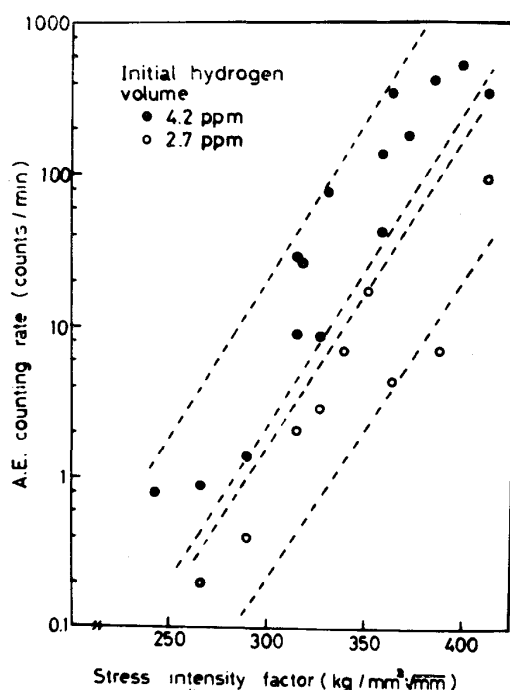


Fig. 13. A.E. counting rate vs. stress intensity factor when crack propagates first 20 mm.

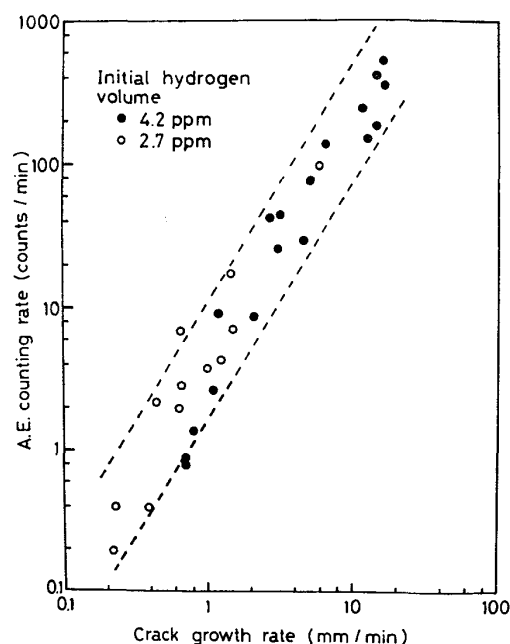


Fig. 15. A.E. counting rate vs. crack growth rate when crack propagates first 20 mm.

相互作用により集積，そこでの臨界値に達して破壊が発生するというものである^{10)13)~16)}。本実験のように，一定 K 値下で水素による安定亀裂伝播をさせた場合，亀裂先端の塑性域の大きさは， K^2 に比例して，一定に保たれている。そして，この塑性域において，水素が拡散集積する。この場合の拡散は，単なる体積拡散ではなく，塑性歪場も考慮した，応力(歪)誘起拡散と思われる¹⁰⁾¹⁵⁾¹⁶⁾。このように水素は拡散し負荷 K 値によつて決定され

る。一次潜伏期間 (Primary incubation) の後，亀裂が発生する。その後，同じく K 値に応じた，二次潜伏期間 (Secondary incubation) の間隔を置いて，亀裂はステップ状に伝播する。Fig. 8, 9, 11 の COD 曲線および AE 発生状態においてこの事は明確である。COD の時間変化率 (亀裂伝播による COD 曲線上のステップを平均化して) は，およそ一定であり，同時に，AE 発生率も，およそその値が一定になる。一方，(亀裂伝播速度)/(AE 発生率) は，割れ 1 個当たりの平均的な大きさである。従つて，線形コンプライアンス試片の定荷重

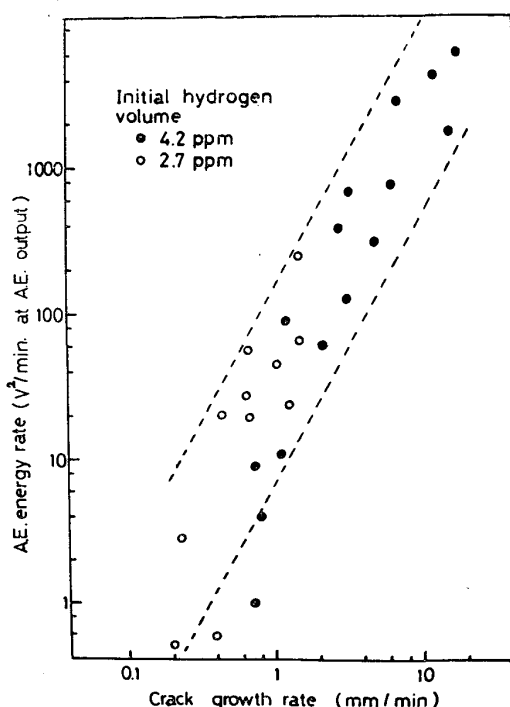


Fig. 16. Relationship between A.E. energy rate and crack growth rate when crack propagates first 20 mm.

遅れ割れ試験では、荷重、初期水素量が定まると、亀裂が伝播する各ステップの大きさは、およそ、一定になるものと思われる。たとえば、2つの応力拡大係数 250, 350 kg/mm²・√mm をとつた場合、Fig. 12, 13 よりステップ (subcritical crack) の平均長さは、各々、mm オーダー、10 μ オーダーとなる。すなわち、低応力側では、亀裂近傍の局所的な水素濃度が、より一層高まらねばならず、水素が亀裂先端近傍の広範囲に集積、そのため亀裂ステップが大きくなる。またこの事は水素遅れ割れ破面がより脆性的になる事⁵⁾⁶⁾と対応している。

亀裂進展のための臨界水素量は、亀裂先端での応力拡大係数に依存する。応力拡大係数が大なる程、その量は少なくとも良い。このため、臨界水素量に達するのに時間を必要とせず、割れと割れとの間の潜伏期は短い。この潜伏期の長さが、遅れ破壊の伝播では、伝播速度を決定する要因として重要なものである。従つて、低応力拡大係数の場合の方が、各ステップの大きさは大きくなるにもかかわらず、亀裂伝播速度は、高応力拡大係数の場合の方が大きい。

一方、A E 発生率と亀裂伝播速度の関係は (Fig. 15)、初期水素量にかかわらず、同一のものとなる。この事を利用して、発生率をモニターする事により、構造物内部深く、伝播している亀裂についての情報を得る事ができるのではないかと期待できる。

4.2 遅れ破壊伝播過程における、A E 発生エネルギー特性について

A E のエネルギーが、外部から与えられたエネルギーから、破壊に費やされたエネルギーを差し引いたものに比例していると仮定して、次の考察を行なつた。A E のエネルギーは、振幅 (g) の二乗で与えられるが、亀裂長さが、 $a \rightarrow a+da$ になる場合のエネルギー変化は、

dw : 自由表面エネルギー変化および塑性仕事増分

dU : ポテンシャル・エネルギー変化

であり、亀裂進展条件は、次式で示される。

$$dw + dU \leq 0 \quad \dots\dots\dots (4)$$

ここで、

$$dw = 2(\gamma_s + \gamma_p) b_n da$$

$$dU = \frac{-K^2(1-\nu^2)}{E} b_n da \quad (\text{平面歪問題と仮定して})$$

であるので、亀裂が da 進む時に発生する A E エネルギー g^2 は、

$$g^2 = \left[\frac{K^2(1-\nu^2)}{E} b_n - 2(\gamma_s + \gamma_p) b_n \right] da$$

となり、 K 値が大となると、A E のエネルギーは増す。また同じ K 値でも、初期水素量によつて、 $\gamma_s + \gamma_p$ が低下すると、A E のエネルギーは増加する。この事は、Fig. 14 の実験データと、定性的に一致している。

4.3 A E 発生状況からみた、溶接割れに及ぼす予熱の影響について

本実験で使用した A E 装置は、生の A E 信号を増幅した後、それを包絡検波しているのので、突発型 A E を選択的にとらえる。従つて、A E の発生は、すなわち、割れの発生、または伝播とみなして良いと思われる。そこで溶接割れによる A E の発生状況をみると、Fig. 6 のごとく、予熱温度の低い時は、割れの発生は早く、しかも短時間に伝播している。これは主に、予熱温度が低いため、溶接部の冷却速度が大となり、溶接残留水素量が多くなったためである。また溶接熱影響部組織も、予熱温度の高い場合に比べて、水素感受性の高いものになつている (高硬度、HT-80 鋼の場合、大部分がマルテンサイトであり、硬度 Hv $\sim$ 400 である)。一方、予熱温度が高くなると、A E の多発する時期は遅れ、また長時間に渡り A E が発生している。これは、予熱温度が高いため、冷却速度が小となり、溶接部に溶解した拡散性水素がある程度放出され、残留水素が少なくなるためである。そのため、割れの発生が遅れ、ゆつくりとした伝播となる。

Fig. 17 に溶接断面割れ率および A E 発生率を縦軸に予熱温度を横軸にとつて見ると、予熱温度による割れ率の遷移曲線と、A E 発生数の遷移曲線は良く対応してい

た. このグラフは実験が少ない事, 100% の割れ率の時の AE 発生数にバラツキが大きい事などの難点はあるが AE 発生数により, 試片の有効な予熱温度決定ができる事を示唆している.

5. 結 論

本研究は, アコースティック・エミッション法を, 高張力鋼の遅れ破壊現象に適用し, 割れ発生, 伝播現象をモニターするとともに, 割れと AE との定量的な対応関係を求めたものである. すなわち結論として,

1) 溶接部のルート割れに, AE 法を適用し, 予熱, 後熱を行なった場合の割れの発生, 伝播挙動をモニターすることができる.

2) 溶接部断面割れ率と AE 発生総数との間には, 対応関係があり, AE 総数の挙動のみを情報として, 予熱温度の決定ができると思われる.

3) 基礎的な実験として, 亀裂先端での力学状態, 材料の一定, 水素量一定の下での, 鋼の遅れ破壊伝播時における AE 振幅の測定を行なった. その結果, 亀裂伝播時に発生する AE エネルギーは, 応力拡大係数, 初期水素量に依存し, 両者のいずれかが増加しても, AE のエネルギーは増大した.

4) 3) の条件下での, 亀裂伝播速度と AE 発生率に両対数グラフ上で直線関係が成立する. この関係は, 初期水素量の違いにかかわらず一定である. また AE 発生率の対数と応力拡大係数, 亀裂伝播速度の対数と応力拡大係数の間には各々直線関係があり, AE 発生率, 亀裂伝播速度とも, 応力拡大係数の増大によつて, 増大する.

5) 上記のことを利用して, 構造物中を伝播する亀裂の伝播速度や, 亀裂先端での応力状態, 水素集合状態の情報源として, AE 法を用いる事ができるのではないかと推測される.

文 献

- 1) H. L. DUNEGAN and A. S. TETELMAN: Engineering Fracture Mechanics, 2(1971), p. 387
- 2) W. D. JOLLY: Welding J., 48(1969), p. 21
- 3) W. W. GERBERICH and C. E. HARTBOWER: International J. of Fracture Mechanics, 3 (1967), p. 185

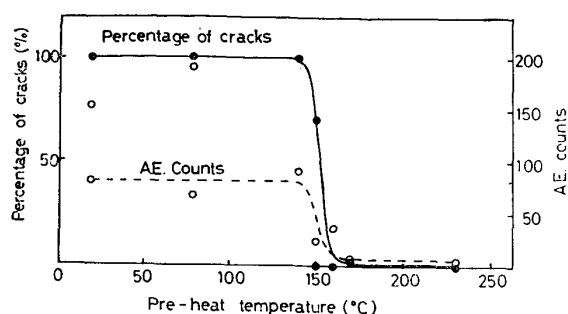


Fig. 18. Parallelism between pre-heating temperature vs. A.E. counts and pre-heating temperature vs. cross section cracking percentage.

- 4) 神尾 昭, 榊 昌英, 勝又建一: 非破壊検査, 22 (1973), p. 110
- 5) Y. KIKUTA, S. I. OCHIAI, and S. ASANO: Technology Reports of the Osaka University, 24(1974), p. 1162
- 6) Y. KIKUTA, S. I. OCHIAI, and S. ASANO: IIW Doc. IX-837-73 and IIW Doc. II-A-327-73
- 7) S. MOSTOVOY, P. B. CROSLY, and E. J. RIPLEY: J. Mat., 2(1967), p. 661
- 8) G. R. IRWIN, J. A. KIES, and H. L. SMITH: Proc. ASTM, 58(1958), p. 640
- 9) E. ISONO, N. TANIGUCHI, and T. UDAGAWA: Proceedings of the First International Symposium of J.W.S. on Precaution of Cracking in Welded Structures Based on Recent Theoretical and Practical Knowledge, Tokyo(1971), IB 7
- 10) S. I. OCHIAI, S. YOSHINAGA, and Y. KIKUTA: Trans. ISIJ, 15(1975), p. 503
- 11) A. R. TROIANO: Trans. AIME, 212 (1958), p. 528
- 12) 藤田英一: 鉄鋼基礎共同研究会, 遅れ破壊部会第1回シンポジウム資料
- 13) Y. KIKUTA, K. SUGIMOTO, S. I. OCHIAI, and K. IWATA: Proceedings of International Congress "Hydrogen in Metals", Paris (1972), p. 295
- 14) Y. KIKUTA, K. SUGIMOTO, S. I. OCHIAI, and T. IWATA: Trans. ISIJ, 15(1975), p. 87
- 15) Y. KIKUTA, S. I. OCHIAI, and T. KANGAWA: Proceedings of the 1976 International Conference on Computer Simulation for Materials Application, Nuclear Metallurgy 20(2), p. 789
- 16) Y. KIKUTA, S. I. OCHIAI, and T. KANGAWA: Proceedings of International Congress "Hydrogen in Metals", Paris(1977), 3(3F.)