鉄系合金の非晶質形成能におよぼす半金属の影響

西 義武* 鈴木謙爾** 増本 健**

J. Japan Inst. Metals, Vol. 45, No. 12 (1981), pp. 1300~1305

Glass Forming Ability of Iron-Metalloid Type Alloys

Yoshitake Nishi*, Kenji Suzuki** and Tsuyoshi Masumoto**

The purpose of the present work is to evaluate the glass forming ability of iron-based alloys containing phosphorus, carbon and boron by measuring the critical cooling rate for glass formation. Measurements of the quenching rate from melt are made by using a modified piston-anvil type equipment. The cooling rate to obtain a perfectly amorphous phase is determined from the examination of the microstructure of a quenched sample by X-ray analysis. The degree of supercooling resulting from the measurements revealed that it is a practical quantitative indicator by which critical cooling rates can be estimated. The minimum critical cooling rate is obtained at about 20 at% metalloids for Fe-P and Fe-B alloys. The correlation of metalloids to the critical cooling rate of iron is obtained for Fe-20 at% metalloids alloys. Glass formation of iron-metalloids alloys is affected mainly by the liquidus temperature and the viscosity of supercooled liquid, using calculated TTT curves. Finally the effect of metalloid elements on the glass forming ability of iron is discussed from the stand point of interaction of atoms in liquid.

(Received June 6, 1981)

I. 緒 言

1965 年に Cohen と Turnbull⁽¹⁾ は熔融金属を急冷凝固することによる非晶質の形成条件を熱力学的に考察したが、その後 Uhlmann⁽²⁾ はこれを発展させ、非晶質形成能を評価するために核発生・成長理論を基に速度論的に臨界冷却速度を解析する方法を提案した。この解析法の利点は、いくつかの物性値が知られていれば、実測が極めて困難な臨界冷却速度の大きさを半定量的に計算できることである。この解析方法を用いて、Davies ら⁽³⁾⁽⁴⁾ は数多くの合金の臨界冷却速度を計算し、この冷却速度が換算ガラス遷移温度 (T_g/T_1 : T_g ガラス遷移温度, T_1 は液相線温度) と関連することを見出した。一方、著者らは Pd-Si-Cu 系⁽⁵⁾ および、Ni-Pd-P 系⁽⁶⁾ の合金の臨界冷却速度を実測し、その結果を用いて Uhlmann の解析法の妥当性と非晶質形成能を支配する因子を検討した⁽⁷⁾。

本研究においては、鉄系合金の非晶質形成能に対する半金属元素の効果を明らかにすることを目的として、臨界冷却速度を測定し、過冷度と臨界冷却速度との間に関係が存在することを確認した。さらに、これらの結果から半金属の非晶質形成能におよぼす効果を考察した。

II. 試料および実験方法

1. 試料の作製

本研究に用いた試料の母合金は次のようにして作製した。電解鉄 (純度 99.99%), クリスタルボロン (純度 99.9%), 赤燐 (純度 99.8%), 試薬用グラファイト (純度 99.99%) を原料として、まず Fe-B, Fe-P, Fe-C の 2 元合金をアルゴン・水素雰囲気中誘導炉により溶製し、その後これらの合金を所定の組成になるよう配合したものをアルゴン・水素雰囲気中のルツボ中で電気炉により溶解し、内径 3×10^{-3} m の薄肉石英管に吸上げて凝固させ、試料とした。

2. 臨界冷却速度の測定

非晶質形成能を定量的に評価するために、前報⁽⁶⁾で報告したピストン・アンビル型の装置を用いて臨界冷却速度を測定した。急冷装置は試料加熱部、エアピストンと冷却用銅円板からなる急冷部および冷却速度測定部からなっている。試料を外径 1.5×10^{-2} m、長さ 2×10^{-2} m の透明石英管の中央に設置し、その後石英管内を高純度アルゴン・水素ガス雰囲気に置換した。次に、赤外線加熱炉により、試料を 1600 K、200 s 間で保持して溶解した。試料の急冷はエアピストンにより約 0.12 m/s の速度で銅円板

* 東海大学工学部金属材料工学科 (Department of Materials Science, Faculty of Engineering, Tokai University, Hiratsuka)

** 東北大学金属材料研究所 (The Research Institute for Iron, Steel and Other Metals, Tohoku University, Sendai)

を対向する固定銅円板に衝突させ、2枚の円板間に挟んで行った。試料の冷却曲線はエアーストン側の銅円板上に設置した直径 2.5×10^{-5} m のアルメル-クロメル熱電対の熱起電力変化をシンクロスコープ上に描かせることにより得られた。冷却速度は 1000 K における冷却曲線から求めた。急冷された試料の組織は X 線回折により調べ、それぞれの冷却条件で現われる相を検出した。

3. 過冷度の測定

過冷度の測定は前報⁽⁶⁾で紹介したガス冷却型装置を用いた。装置は赤外線加熱炉、ガス冷却部、真空系からなっている。急冷部は内径 5×10^{-3} m の薄肉石英管中に円柱状試料と直径 8×10^{-5} m のアルメル-クロメル熱電対がセットされている試料部と、それを支持している直径 6×10^{-1} m の太い熱電対からなる。本実験では、鉄合金との反応を防ぐために熱電対には内径 10^{-4} m の薄肉石英管をはめ込み、試料の中心にあけた内径 10^{-3} m の穴にセットした。試料の加熱には赤外線炉を用いた。液相線温度は $10^2 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$ の速度で昇温した時の吸熱反応開始点をもって決定した。なお、この昇温速度は 1300 K における値であり、液相線温度の昇温速度依存性が見られない下限値である。過冷温度は 1300 K における冷却速度が $10^2 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$ の場合の冷却曲線における発熱開始点をもって求めた。

III. 実験結果

1. 臨界冷却速度に対する半金属元素の効果

非晶質形成のための臨界冷却速度の測定には、実験方法のところで述べたように、ピストン-アンビル型の装置を用いたが、この装置の測定限界は約 $10^5 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$ である。しかし Fe 系合金の場合には組成によって臨界冷却速度が $10^6 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$ に達することがあるので、 $10^5 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$ 以上の合金については試料の厚さから冷却速度を概算した。Fig.1 は

Fig.1 Relation between cooling rate and thickness for $\text{Fe}_{80}\text{P}_{13}\text{C}_7$ alloy.

$\text{Fe}_{80}\text{P}_{13}\text{C}_7$ 合金を用いた 1000 K における冷却速度 (R) と試料厚さ (D) との関係を示している。この図に見るように、 D と R との間には直線関係が満足し、次式が成立する。

$$\log(R/\text{K} \cdot \text{s}^{-1}) = -\log(D/\text{m}) + 0.9 \quad (1)$$

したがって、以上の方法により求めた冷却速度と急冷した試料の組織から、非晶質相が得られる臨界冷却速度が求まる。

Fig.2 および Fig.3 はそれぞれ Fe-P 合金と Fe-B 合金

Fig.2 Effect of P addition on the critical cooling rate for glass formation of Fe-P alloys.

Fig.3 Effect of B addition on the critical cooling rate for glass formation of Fe-B alloys.

の組織と冷却速度との関係を示す。図中の実線は非晶質単相が得られた冷却速度、すなわち臨界冷却速度の組成依存性を示している。Fig.2 から、P 量が 17.5 at% の時は約 $10^{5.6} \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$ の臨界冷却速度であるが、その増加と共に低下して 20 at% で $10^{4.9} \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$ の最小値となり、その後再び上昇する。一方、Fe-B 合金の場合は、測定した合金数が少ないので明瞭ではないが、ほぼ 17~20 at% 近傍で臨界冷却速度が最小となる。すなわち、Fe-P および Fe-B の 2 元系合金では約 20 at% 付近で最も非晶質化し易いが、その臨界冷却速度は $10^5 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$ 程度であり、以前に報告した Pd-Cu-Si や Ni-Pd-P 合金の最小値である $10^{2.8} \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$ より約 2 桁も高く、鉄合金は非晶質化し難いことを示している。

次に、Fe に 2 種類の半金属元素を添加した合金の臨界冷却速度を調べた結果を述べる。Fig.4 は $\text{Fe}_{80}\text{B}_{13}\text{M}_7$ 、 $\text{Fe}_{80}\text{C}_{13}\text{M}_7$ 、 $\text{Fe}_{80}\text{P}_{13}\text{M}_7$ の各合金において、M として P, C, B を添加した際の臨界冷却速度の変化を示す。この図から、 $\text{Fe}_{80}\text{P}_{13}\text{M}_7$ 系合金では臨界冷却速度は C が最も小さく、次に P, B と高くなる。さらに $\text{Fe}_{80}\text{C}_{13}\text{M}_7$ 系合金では P のみが低く、C および B では $10^6 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$ 以上である。すなわち、この結果から半金属の効果を見ると、第 2 元素として P を添加した合金が非晶質化し易く、次に B であり、C の添加は P との同時添加以外は図中に矢印を付した $\text{Fe}_{80}\text{B}_{13}\text{C}_7$ 、 $\text{Fe}_{80}\text{C}_{20}$ 、 $\text{Fe}_{80}\text{C}_{13}\text{B}_7$ の各合金の場合のように $10^6 \text{ K} \cdot \text{s}^{-1}$ 以上の速度を必要とする。すなわち、最も非晶質化し易い合金は $\text{Fe}_{80}\text{P}_{13}\text{C}_7$ である。

Fig.4 Effect of metalloid addition on the critical cooling rate for glass formation of $\text{Fe}_{80}\text{B}_{13}\text{M}_7$, $\text{Fe}_{80}\text{C}_{13}\text{M}_7$ and $\text{Fe}_{80}\text{P}_{13}\text{M}_7$ alloys.

2. 過冷温度と臨界冷却速度との関連性

冷却速度が一定の場合の液体の過冷温度は結晶の生成の CCT 曲線が長時間側に、あるいは低温側にある合金ほど大きくなる。前報⁽⁷⁾によれば Fe 合金の場合に結晶が生成

する C 曲線のノーズ温度は組成によりあまり変わらず、せいぜい 50 K 以内であった。したがって過冷度の増大は CCT 曲線が長時間側に移動したためと言え、この移動は結晶化の遅延に対応する。Fig.5 は各種鉄合金の臨界冷却速度と過冷温度との関連性を示す図であり、両者の間に明らかな相関性が見られる。このことから過冷度は臨界冷却速度の指標となることが言える。この過冷度におよぼす半金属の効果を見ると、Fig.6 に示すように、P は過冷度を大きくする効果があり、C や B の効果は小さいことが分る。この傾向は臨界冷却速度の場合と同様である。

Fig.5 Relation between critical cooling rate and reduced degree of supercooling ($\Delta T/T_1$).

Fig.6 Effect of metalloid addition on the degree of supercooling of $\text{Fe}_{80}\text{B}_{13}\text{M}_7$, $\text{Fe}_{80}\text{C}_{13}\text{M}_7$ and $\text{Fe}_{80}\text{P}_{13}\text{M}_7$.

IV. 考 察

1. 非晶質形成能に対する支配因子

非晶質相は液体からの結晶生成を抑制してガラス遷移温度以下の低温まで冷却することにより形成される。したがって、非晶質形成能の大小は冷却の際の過冷液体中の結晶の核発生および成長の難易の問題に帰着される。この問題については Uhlmann⁽²⁾が熱力学的観点から定性的に考察している。また、著者ら⁽⁸⁾は、これを裏付けるために、Pd-Cu-Si 合金の臨界冷却速度を実測し、非晶質形成能の支配因子として粘度と液相線温度が重要であることを報告

した。本研究においても Fe および $\text{Fe}_{80}\text{P}_{13}\text{C}_7$ 合金について同様な考察を行なう。

液体から結晶が発生する機構として均一核発生と不均一核発生との2つの過程が考えられるが、ここでは均一核発生過程であるとして考察を試みた。

非晶質形成の臨界冷却速度の計算は Uhlmann⁽²⁾の方法を用いた。すなわち、均一核発成長理論を用いて過冷液体における等温変態曲線を計算し、この曲線から臨界冷却速度を求めた。なお結晶が体積分率 X だけ生成するに要する時間 t は次式で示される。

$$t = 9.32 \eta k^{-1} T^{-1} [a_0^9 X f^{-3} N_v^{-1} \exp(1.024 T_r^{-3} \Delta T_r^{-2}) \{1 - \exp(-\Delta H \Delta T_r R^{-1} T^{-1})\}^{-3}]^{1/n} \dots \quad (2)$$

ここで、 R はガス定数、 k はボルツマン定数、 N_v は単位体積当たりの原子数、 T_r および ΔT_r はそれぞれ T/T_1 および $(T_1 - T)/T_1$ (T_1 : 液相線温度) で表わされる換算温度、 ΔH は凝固潜熱、 n は晶出機構により決まる指数、 f は固-液界面での原子の移動しうるサイトの割合、 X は結晶の体積分率、 η は粘度である。

この式は温度 T で液相から結晶相の核が均一に発生し、核発生頻度および結晶の成長速度が時間に依存せず一定であると仮定した場合である。なお、この式を用いて TTT 曲線を計算する際、Uhlmann⁽²⁾と同様に次の仮定を置いた。

- (1) 結晶の体積分率は 10^{-6} とする。
- (2) 共晶では $f = 0.2 T_1^{-1} (T_1 - T)$ 、純金属では $f = 1$ である⁽²⁾。
- (3) n 値は一定速度で核生成しながら成長する場合の4を考える(この n の値は著者ら⁽⁸⁾により実験的に証明されている)。
- (4) $a_0 = 2.8 \times 10^{-10} \text{ m}$

さらに、式中における液相線温度 (T_1) として実測値を、凝固潜熱 (ΔH) として純鉄の凝固のエントロピー値⁽⁹⁾を、また、粘度として Table 1 に示す粘度-温度の関係式 (Cohen-Turnbull の式)⁽¹⁾から求めた値を用いた。ここで $\text{Fe}_{80}\text{P}_{13}\text{C}_7$ 合金の粘度は著者ら⁽⁷⁾のデータであり、純鉄の粘度は萩野⁽¹⁰⁾のデータである。なお純鉄のガラス遷移温度 T_g は純 Ni の $0.25 T_1$ ⁽¹¹⁾を採用し 452 K とした。

Table 1 Temperature dependence of viscosity (η in Pa·s) for iron and $\text{Fe}_{80}\text{P}_{13}\text{C}_7$ undercooled liquids.

Composition	Viscosity
Fe	$\log \eta = -2.85 + 835/(T - 387)$
$\text{Fe}_{80}\text{P}_{13}\text{C}_7$	$\log \eta = -3.07 + 693/(T - 678)$

Fig. 7 の実線はこの方法で求めた純鉄と $\text{Fe}_{80}\text{P}_{13}\text{C}_7$ 3元合金の TTT 曲線である。 $\text{Fe}_{80}\text{P}_{13}\text{C}_7$ 合金の結晶開始曲線は純鉄のそれより約5桁長時間側に移動している。式(2)から分るように、TTT 曲線は主に液相線温度、粘度、および凝固潜熱の関数として変化する。これらの内、凝固潜熱の影響は小さいので、液相線温度と粘度の両者の TTT 曲

線に対する寄与を見積って見る。Fig. 7 中の点線は粘度を純鉄と同じとし、液相線温度のみが $\text{Fe}_{80}\text{P}_{13}\text{C}_7$ 合金と同じであるとし計算した場合の TTT 曲線である。この点線の

Fig. 7 T-T-T curves of pure iron and $\text{Fe}_{80}\text{P}_{13}\text{C}_7$ alloys (solid line). The dotted lines are T-T-T curves for pure iron alloy which are calculated respectively by using the liquidus temperature of $\text{Fe}_{80}\text{P}_{13}\text{C}_7$.

Fig. 8 Relation between critical cooling rates and liquidus temperature and reduced glass transition temperature for iron-metalloid alloys.

ノーズは純鉄のノーズより約3桁長時間側に移行している。すなわち、この移動は液相線温度の低下による寄与であり、粘度の寄与は約2桁であると言える。したがって、液相線温度の低下は臨界冷却速度に大きな影響をおよぼす。

Fig.8 は種々の鉄合金における液相線温度(T_l)、と臨界冷却速度(R)との関係を示すが、この図から液相線温度と臨界冷却速度との間にやや相関性が認められる。

Davies と Lawis⁽⁴⁾ は実験的に求まるガラス遷移温度(T_g)と液相線温度(T_l)の比、すなわち換算ガラス遷移温度(T_g/T_l)が過冷液体における粘度の温度関数と相関があることを予想しており、実験的には臨界冷却速度(R_c)との間に次式(a, b は定数)が成立する⁽¹²⁾と言われる。

$$\log R_c = a(T_g/T_l) + b \quad (3)$$

本研究の結果においても、Fig.8 に示すようにこの関係が成立した。なお、鉄合金の場合ガラス遷移温度は測定が困難であるため、結晶化温度をガラス遷移温度とした。

2. 非晶質形成能におよぼす半金属の効果に対する考察

液体の粘度(η)は free volume の関数である。そして free volume の減少と原子間力の増大は粘度を増大させる。Bennett ら⁽¹³⁾によれば、合金中に含まれる約 20 at% の半金属原子は稠密ランダム充填構造の多面体の空隙を埋めて、free volume を減少させ、アモルファス構造をより安定化させるためにアモルファス化しやすいと言われている。また、最近の研究⁽¹⁴⁾によれば、金属-半金属系アモルファス合金においては金属原子と半金属原子間に化学結合が働いていると予想されており、これがアモルファス形成能を左右する可能性が指摘されている。そこで、原子間相互作用エネルギーを用いて金属-半金属間の相互間力の比較を行なった。原子間相互作用エネルギー(Q)の算出は正則溶体では次式⁽¹⁵⁾により算出される。

$$Q = (1-N)^{-2}[\Delta S(T_c - T_0) + RT_c \ln(N' \cdot N^{-1})] \quad (4)$$

ここで ΔS と T_0 はそれぞれ純金属の凝固のエントロピー変化⁽⁹⁾と融点⁽⁹⁾、 N と N' はおのおの温度 T_c における液相線濃度と固相線濃度であり、また R はガス定数である。鉄-半金属合金は正則溶体ではないので式(4)は正確には成立しない。しかし鉄-半金属原子の相互作用の指標として式(4)を計算すると 1400°C の Q は次の順となる。

$$\begin{aligned} \text{Fe-B}(-324 \text{ kJ/mol}) < \text{Fe-P}(-183 \text{ kJ/mol}) \\ < \text{Fe-C}(-155 \text{ kJ/mol}) < \text{Fe-Si}(-66.8 \text{ kJ/mol}) \end{aligned}$$

ここで ΔS は純鉄の $1.82 \text{ e.u.}^{(9)}$ を用い、 N と N' は Fe-B で 0.934, 0.960, Fe-P で 0.929, 0.989, Fe-C で 0.917, 0.966, Fe-Si で 0.854, 0.877 である⁽¹⁶⁾。

実験結果によれば鉄-半金属2元合金の非晶質形成臨界冷却速度は

$$\begin{aligned} \text{Fe-B} \approx \text{Fe-P} < \text{Fe-C} (\text{非晶質単相検出不可}) \\ < \text{Fe-Si} (\text{非晶質検出不可}) \end{aligned}$$

の順であった。したがって、この傾向は液体の鉄-半金属

原子間の Q の傾向と定性的に一致する。

炭素飽和した鉄合金液体中の2種の半金属原子間の相互作用母係数(ϵ_C^P)は C-P 間で $\epsilon_C^P = 4.2$, C-C 間で $\epsilon_C^C = 3.5$, C-B 間で $\epsilon_C^B = 2.6$ である⁽¹⁷⁾。このことから、Fe-C 系合金の場合の相互作用母係数におよぼす半金属の影響は P の効果が最大で、次いで C, B の順に小さくなる。相互作用母係数が大きい P は C との相互作用が強く、Fe-C-P 系合金の混合熱が最大である。これは $\text{Fe}_{80}\text{C}_{13}\text{P}_7$ の非晶質形成臨界冷却速度が $\text{Fe}_{80}\text{C}_{13}\text{M}_7$ 系合金中最小である結果 (Fig.4) と傾向が一致する。

V. 結 論

(1) 鉄において、非晶質形成のための臨界冷却速度は P, B の増大にともない減少する。そして 20 at% の組成附近で臨界冷却速度は最小値を示す。さらに半金属を添加すると再び臨界冷却速度は増大する。

(2) 鉄-半金属3元合金における臨界冷却速度は $\text{Fe}_{80}\text{P}_{13}\text{C}_7$ 合金では C, P, B の順に小さくなり、 $\text{Fe}_{80}\text{B}_{13}\text{M}_7$ 合金では P, C, B の順に小さくなる。

(3) 過冷度は臨界冷却速度との間に相関性がある。

(4) Uhlmann の式を用いて TTT 曲線を計算し、鉄-半金属合金においては液相線温度と粘度の効果が大きいことを示した。また、液相線温度および換算ガラス遷移温度の両者とも臨界冷却速度と相関性があることを認めた。

(5) 鉄系非晶質合金の形成能におよぼす半金属の効果について、鉄と半金属あるいは半金属同志の原子間相互作用を用いて論じた。

本実験の遂行に当り、石井文明氏(現在:(株)本田技研工業)、川上正則氏(現在:川上磁石)、山谷直樹氏(現在:(株)ナカヨ通信機)の御協力を得た。また、東海大学工学部 松前達郎、矢島悦次郎、横堀禎二の各教授に物心両面にわたり御支援をいただいた。ここに感謝の意を表する。

文 献

- (1) M.H.Cohen and D.Turnbull: J.Chem. Phys., **43** (1965), 139.
- (2) D.R.Uhlmann: J.Non-Cryst. Solids, **7** (1972), 337.
- (3) H.A.Davies, J.Aucota and J.B.Hull: Scripta. Met., **8** (1974), 1179.
- (4) H.A.Davies and B.G.Lawis: Scripta. Met., **9** (1975), 1107.
- (5) M.Naka, Y.Nishi and T.Masumoto: Rapidly Quenched Metals Proc. 3rd-Inter. Conf. on Rapidly Quenched Metals, The Metals Society, (1976), 231.
- (6) 西 義武, 鈴木謙爾, 増本 健: 日本金属学会誌, **45** (1981), 818.
- (7) Y.Nishi, H.Watanabe, K.Suzuki and T.Masumoto: Proc. 4th Inter. Conf. on Liquid and Amorphous, J.de Physique, (1980), C 8-359.
- (8) 西 義武, 加山延太郎, 木口昭二, 鈴木 謙爾, 増本 健: 日本金属学会誌, **44** (1980), 1336.
- (9) 長崎誠三: 金属データブック, 丸善, (1974).

- (10) 荻野喜清, 森田善一郎, 前花忠夫, 横谷勝弘, 足立彰: 鉄と鋼, **13**(1970), 1613.
- (11) I.W.Donald and H. A. Davies: J. Non-Cryst. Solids, **30**(1978), 77.
- (12) M.Nagumo and T.Sato: Sci. Rep. RITU, **A-28**(1980), 136.
- (13) C.Bennett, D.E.Polk and D.Turnbull: Acta Met., **19**(1971), 1295.
- (14) 谷口 哲: 非晶質材料の特性と応用, 日本金属学会, (1978), 325.
- (15) O.Kubaschewski, E.L.Evans and C.B.Alcock: *Metallurgical Thermochemistry*, Pergamon Press, (1967).
- (16) M.Hansen: *Constitution of Binary Alloys*, McGraw-Hill Book Co., Inc., New York, (1958).
- (17) H.Schenck and M.Frohberg: *Steelmaking*, The Chipman Conference, MIT Press, (1965), 95.

日本金属学会誌 第 45 巻 第 12 号 (1981) 1305~1309

4340 鋼における水素誘起割れユニットの Acoustic Emission 信号による評価

岸 輝 雄* 野 末 章**

J. Japan Inst. Metals, Vol. 45, No. 12 (1981), pp. 1305~1309

Evaluation of Hydrogen-induced Cracking Unit of AISI 4340 Steel
by Acoustic Emission Technique

Teruo Kishi* and Akira Nozue**

Fracture toughness test for AISI 4340 steel is carried out, and the fracture surfaces are analysed, of which patterns consist of ductile dimple patterns and brittle intergranular (IG) cracking induced by hydrogen. The purpose of this paper is to reveal the correlation between IG cracking unit during stable crack growth and acoustic emission (AE) characteristics. It would be concluded that the dominant source of AE is attributed to the microscopic IG fracture, from the significant experimental results that the AE event count is proportional to the number of the microscopic IG cracking, and that the AE energy is proportional to the area of the individual IG cracking.

(Received June 25, 1981)

I. 緒 言

高強度鋼の水素脆性におけるき裂の進展は、粒界微視き裂の生成、成長合体といった、不均一なものと考えられており、破壊のユニットを考慮した微視的観点からの研究が望まれている^{(1)~(3)}。しかしながら、不均一なき裂の進展を、動的に捉えられうる検出手段は、Acoustic Emission⁽⁴⁾ (AE) をおいて他になく、未だこの分野での、微視き裂進展に関する取り扱い、十分とはいえないのが現状である⁽⁵⁾。

さて AE は水素脆性などのき裂の進展を動的に捉えられる研究手段として、この領域の研究にも応用がなされている^{(6)~(8)}。Dunegan と Tetelman⁽⁹⁾ は 4340 鋼の水素脆性において、そのき裂進展速度を AE 法により評価を行い、構造物の破壊防止予知の可能性を見出し、また菊田ら⁽¹⁰⁾ は高温水素添加した HT-80 鋼を用いて、AE 発生率と応

力拡大係数との対応関係を求め、AE 法が水素脆性のき裂進展のモニターになり得る可能性を示している。しかしながら、これらの取り扱いは、微視的な粒界破面と発生 AE 信号の挙動を定量的に求めたものにはなっておらず、特に、粒界破面の大きさと AE 信号の大きさ等については何も知見をうるには至っていない。

著者らは既に前報⁽¹¹⁾において、AE より微視的破壊靱性 G_{micro}^{IG} を評価し、更に 4340 鋼の安定き裂成長領域における AE が粒界破壊に起因し、発生した AE エネルギーがそのき裂進展面積に比例する可能性を示している。本研究では、上述の破壊ユニットと AE エネルギーの関係を実験的に求めることと共に、安定き裂成長領域における、ディンプルに囲まれた粒界微視き裂の数およびその面積と、AE 事象の数とエネルギーの相関関係を求め、AE より粒界破壊ユニットの評価を行なおうとしたものである。

* 東京大学工学部境界領域研究施設 (Institute of Interdisciplinary Research, Faculty of Engineering, University of Tokyo, Tokyo)

** 上智大学理工学部 (Faculty of Science and Technology, Sophia University, Tokyo)