液体ヘリウム温度における極低温構造材料の 電磁衝撃破壊[†]

中曾根 祐 司* 藤 田 博 之**

Electromagnetic Impact Fracture of Cryogenic Structural Materials at Liquid Helium Temperature

by

Yuuji NAKASONE* and Hiroyuki FUJITA**

The present paper describes the electromagnetic impact tests of such cryogenic materials as a Ti-6Al-4V alloy and a 25Mn-5Cr-1Ni steel. The tests were performed in a steady magnetic field of 6 T at liquid helium temperature (4.2 K) by using a newly developed machine.

The new impact tester, which is composed of a superconducting magnet, an electric pulse generator and a measuring system, can apply electromagnetic in-plane bending moments up to approximately 1 MN · m to a single-edge-cracked specimen.

The deformation behavior of the specimen was monitored by a newly designed magnetic pick-up-coil and cryogenic strain gages of the foil type. The transient responses of the deformation rate and strains were obtained by these devices.

The critical peak value of the applied current pulse, or the intensity of the applied electromagnetic force, which causes the fracture or the crack growth, decreased with an increase in fatigue precrack length for the relative precrack length of $a/W < 0.5$. The critical peak current approached to a constant value for $a/W > 0.5$ for each material. The value of the critical peak current was 3~3.6 times higher for the high Mn steel than that for the Ti alloy. This result implies that the high Mn steel has higher resistance to the electromagnetic impact force than the Ti alloy.

Key words : Impact fracture, Electromagnetic force, Pickup coil, Liquid helium, Cryogenic structural materials

1 緒 言

極低温・超電導利用技術は、先端領域技術の一つとして、核融合炉、磁気浮上列車、発電機等、広範な分野における実用化が進められている¹⁾。

これらの機器の超電導磁石回りに用いられる構造材料は、液体ヘリウム温度（約 4 K）下で強い磁場にさらされ、磁場の急変等の際には、磁場と誘導電流との相互作用によって、衝撃的に作用する大きな電磁力を受ける恐れがある。

一般に、上記の機器に用いられる構造材料としては、低温ぜい性を示さない材料が選ばれるが、このような極低温構造材料でも、低温になるほど破壊じん性値は低下する²⁾。また、極低温・強磁場中では、代表的な極低温材料であるオーステナイト系ステンレス鋼 SUS 304 の破壊じん性値が低下するという報告³⁾や、磁場中では、動的応力拡大係数が増加するという解析結果⁴⁾もある。

以上のことを考慮すると、極低温・超電導利用機器

の安全性や信頼性を確保するためには、極低温・強磁場下で電磁衝撃力を受ける材料の挙動や破壊特性を把握することが肝要であると思われる。

電磁力による衝撃破壊の研究については、すでに何例かの研究が行われているが^{5)~8)}、それらはすべて、77 K 以上の温度領域に限られている。

本研究は、比較的低じん性の Ti-6Al-4V 合金と比較的高じん性の 25Mn-5Cr-1Ni 鋼の 2 種類の極低温構造材料を供試材として選び、既報の電磁衝撃破壊試験機^{9)~11)}を用いて、それら供試材の予き裂入り曲げ試験片の変形挙動や破壊特性を調べたものである。その際、極限条件下（極低温+強磁場+大電流）での高速変形挙動（電磁衝撃力の立上り時間：約 0.5 msec）の計測に伴う実験技術上の困難を克服するため、ピック・アップ・コイルを応用した速度計¹²⁾による計測系を開発し、その性能を検討した。

2 極低温構造材料の電磁衝撃破壊試験

2・1 試験装置および試験方法

† 原稿受理 昭和62年3月10日 Received Mar. 10, 1987

* 正 会 員 金属材料技術研究所 つくば市千現, National Research Institute for Metals, Sengen, Tsukuba

** 東京大学生産技術研究所 東京都港区六本木, Institute of Industrial Science, University of Tokyo, Roppongi, Minato-ku, Tokyo

開発した電磁衝撃破壊試験機は、Fig. 1 に示すように、2個の円筒形超電導コイルを同一円筒軸上に配したヘルムホルツ型超電導磁石、衝撃大電流発生装置および計測装置から成る。

試験片は、Fig. 2 に示すように、室温・大気中の3点曲げ疲労により、ASTM E399 を参照して導入した片側き裂を有する曲げ試験片である。この疲労予き裂入り試験片を、電気絶縁性の良いFRP製支持具を介して、長手方向を鉛直方向にして、クライオスタット内の二つの超電導コイルの間に懸吊支持する (Fig. 1 参照)。この状態で、超電導磁石、試験片およびそ

Fig. 1. Schematic illustration of the developed electromagnetic impact tester : ε_c , strain near the crack tip ; ε_d , strain 5 mm behind the crack tip ; Δ , pick-up coil output.

Fig. 2. Specimen geometries and locations of the pick-up coil and strain gages (all dimensions in mm).

Fig. 3. Magnetic flux density distribution exerted on a specimen.

の支持具全体を液体ヘリウム中に浸漬して約 4 K の極低温下に保持する。つぎに、超電導磁石を励磁して、試験片の厚さ方向に磁束密度 $\vec{B}$ の定常磁場を印加する。

この定常磁場の磁束密度分布は、ヘルムホルツ型超電導磁石のコイルの円筒軸、すなわち、Fig. 2 の試験片の幅方向の中心線と長手方向の中心線との交点を軸として、この軸に対して回転対称の分布となっている。その分布形は、Fig. 3 に試験片の長手方向の磁束密度分布として実線で示したように、ほぼ放物線状を呈し、試験片のスパン中央で最大値 $B_{r=0}$ をとる。ただし、本装置の場合、試験片は、支持具を介して、変位方向と厚さ方向に限られた大きさを持つ試料空間の中に納められているため、試験片の変位方向の磁束密度分布は、上記放物線状分布の内、 $r > 30$ mm の部分を切り取った、試験片の幅方向の中心線に対して左右対称の分布である。この分布では、Fig. 3 に試験片スパン中央における分布を例示したように、中央での最大値と両端での最小値との差は、高々 5 % 程度である。したがって、試験片の変位方向の磁束密度分布は、長手方向の各点において、その点に応じた磁束密度の大きさを有するほぼ一様な分布と考えられる。なお、本装置の超電導磁石が発生し得る定格最大磁束密度は、 $B_{r=0} = 6$ T である。

このようにして定常強磁場を印加した試験片に、衝撃大電流発生装置によって、衝撃電流 $\vec{I} = b \cdot W \cdot \vec{i}$

(ただし, 試験片のリガメント部近傍を除く)を流すと, $\vec{B}$ と $\vec{I}$ または $\vec{i}$ 双方に垂直に電磁衝撃力:

$$\vec{F} = \int (\vec{i} \times \vec{B}) dV \quad (1)$$

が, 体積力として, 試験片全体に負荷される (Fig. 1 参照). ただし, $\vec{i}$ は, 電流密度, また b , W , V は, それぞれ, 試験片の厚さ, 幅および体積である.

本装置の場合, 衝撃大電流発生装置の定格最大ピーク電流値は, 20 kA であるから, Fig. 2 の試験片に作用させ得る最大の電磁衝撃曲げモーメントの大きさは, 約 $1 \text{ MN} \cdot \text{m}$ である. また, Fig. 3 に示すように, 試験片の長手方向 (本装置の場合, 鉛直方向) の変形を拘束しているのは, 衝撃大電流の流れている試験片が, 変形や破断によって, 長手方向に移動し, クライオスタットや超電導磁石と接触して, ショートによる事故を起こさないようにするためである.

2.2 変形挙動の計測

本試験では, Fig. 2 に示すように, 速度計と2枚のはくひずみゲージによって, 試験片の変形挙動の計測およびき裂進展開始点の検出を行った.

速度計は, コの字形の永久磁石とピックアップ・コイルとからなる. このコイルの巻数は10巻で, その巻方向は, 電磁衝撃力の負荷方向に試験片が変形した時にコイルの出力電圧 Δ が正となる方向に設定した. Fig. 2 のように, 永久磁石は試験片支持具に固定し, コイルは試験片に取付けた.

試験片が電磁衝撃力を受けて変形すると, コイルはその変形に追随して, 永久磁石の磁場 $\vec{H}c = \vec{B}c/\mu$ の中を試験片の変形速度 $\vec{\delta}$ で動き, この変形速度の大きさ δ に比例する出力電圧 Δ を発生する. ただし, μ は, コの字形永久磁石のギャップを満たす媒質の透磁率である. 上記の δ と Δ との関係は, 電磁気学におけるファラデーの誘導則によって次のように求めることができる. すなわち, $d\vec{s}$ をコイルの線要素, G を速度計に接続したアンプの増幅率, Bc をコの字形永久磁石の磁束密度の大きさ, n をピックアップ・コ

イルの巻数, また, ℓ を永久磁石のギャップの中にあるコイルの長さとするとき,

$$\begin{aligned} \Delta &= -f \vec{B}c \cdot (\vec{\delta} \times d\vec{s}) = f(\vec{B}c \times \vec{\delta}) \cdot d\vec{s} \\ &= G \cdot Bc \cdot \delta \cdot n \cdot \ell \end{aligned} \quad (2)$$

本速度計の場合, $G \approx 10$, $Bc \approx \text{一定} \approx 0.25 \text{ T}$, $n = 10$, $\ell \approx 8 \text{ mm}$ であるので, 上式において, δ にかかる定数の逆数, 換言すれば, $\Delta \rightarrow \delta$ への変換係数の値は, $1/(G \cdot Bc \cdot n \cdot \ell) \approx 5 \text{ m}/(\text{V} \cdot \text{sec})$

と求められる. したがって, 本速度計の出力 Δ , あるいは, その時間 t に関する積分値 Δ を求め, それらの値に上述の変換係数の値 $5 \text{ m}/(\text{V} \cdot \text{sec})$ を乗ずることによって, 時々刻々変化する試験片の変形速度 δ , あるいは, 変形挙動 δ を得ることができる.

なお, 本速度計の出力 Δ は, 0.1 mV オーダーの電圧を検出できる計測系で測定した. また, 本速度計では, ピック・アップ・コイルのコイル面を超電導磁石および負荷パルス電流が作る磁場と平行になるように設置し, 出力 Δ に超電導磁石および負荷電流の影響が出ないように配慮した. そのため, 本速度計に生じたノイズは, 今回試験したいずれの場合においても, 速度計出力 Δ の1%以下であった.

ひずみゲージは, ゲージ長 2 mm のもので, Fig. 2 に示すように, 疲労予き裂の先端近傍, および, その予き裂先端よりき裂面に平行な方向に, き裂側に 5 mm , き裂面に垂直な方向に 5 mm 離れた所に貼付し, 各位置での変形挙動 (ひずみ ϵ_c , ϵ_d) の計測およびき裂進展開始点の検出を行った.

Fig. 4. Schematic representation of the present measurement system for monitoring the deformation behavior of specimens.

Table I. Chemical composition of the materials tested.

Ti-6Al-4V	Al	V	Fe	O	N	H				
	6.21	4.06	0.074	0.171	0.0081	0.001				
25Mn-5Cr-1Ni	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Al	Nb	N
	0.22	0.86	25.6	0.024	0.001	0.97	4.67	0.009	0.043	0.040

Table II. Mechanical properties of the materials tested.

Material	0.2% proof stress, $\sigma_{0.2}$, MPa		Fracture toughness, K_{Ic} , $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$	
	4 K	300 K	4 K	300 K
Ti-6Al-4V	1670	1000	40.5	40.4
25Mn-5Cr-1Ni	920	280	$240 (= K_{Ic(J)})^*$	—

* This value was calculated from the J_{Ic} value (see Reference [14]).

以上の電流波形 I 、速度計出力 Δ 、ひずみ ε_c 、 ε_d は、周波数応答 100 kHz の計測系 (Fig. 4 参照) によって同時計測した。

2・3 供試材

供試材としては、高・低 2 種類のじん性を有する代表的な極低温構造材料、すなわち、低じん性極低温構造材料の Ti-6Al-4V 合金、および高じん性極低温構造材料の 25 Mn-5Cr-1Ni 鋼を選び、電磁衝撃力に対するそれらの材料の変形挙動の相違と破壊特性および開発した速度計による計測系の性能の比較・検討を試みた。

本研究で用いた供試材の化学成分を Table I に、また、室温と液体ヘリウム温度における各供試材の 0.2 % 耐力および静的破壊じん性値を Table II にそれぞれ示す。ただし、Table II の高 Mn 鋼 (25Mn-5Cr-1Ni) の破壊じん性値 $K_{Ic}(J)$ は、 J_c 値からの換算値である¹⁴⁾。

3 実験結果およびその考察

3・1 衝撃電流波形および速度計とひずみゲージの出力

Ti 合金および Mn 鋼に対する主な試験結果を、それぞれ Fig. 5 (a)~(e) および Fig. 6 (a)~(e) に示す。ただし、各図において、(a)負荷電流波形 $I(t)$ 、(b)速度計出力 $\Delta(t)$ 、(c)速度計出力の時間に関する積分 $\Delta(t)$ 、(d)疲労き裂先端近傍のひずみ $\varepsilon_c(t)$ 、および、(e)その予き裂先端から離れた位置におけるひずみ $\varepsilon_d(t)$ である。

Fig. 5 (a)および Fig. 6 (a)の電流波形は、試験片のリガメント部近傍を除けば、大略、式(1)の $\vec{i}$ の絶対値に試験片の断面積をかけたものになる。したがって、上の電流波形を $I(t)$ と書けば、試験片全体に作用する電磁衝撃力は、ほぼ $2I(t) \int_0^{L/2} B(r) dr = \text{Const.} \times I(t)$ となり、本研究のように、定常磁場中での $I(t)$ は、負荷電磁衝撃力の時間変化と見なすことができると思われる。

なお、上記の各図の(d)、(e)は、ひずみゲージ出力の生データではなく、Fig. 7 (a)、(b)および Fig. 8 (a)、(b)に例示したひずみゲージ出力の生データから、試験片に磁場をかけずに電流のみを負荷した時のひずみゲージの出力を差し引いて得られたものである。すなわち、最も支配的なノイズと推測される、負荷衝撃電流によるノイズが、ひずみゲージ本来の出力に線形的に重畳したと考えて、そのノイズの影響を簡便に除去したデータを示した。

Fig. 5 (a)~(e)に示した Ti 合金の場合、相対予き裂長 $a/W=0.366$ に対して、試験片スパン中央の磁束密度を $B_{r=0}=6T$ 、コンデンサの充電電圧を $V_c=40V$ とすると、ピーク電流値は、 $I_p \approx 1.1 kA$ となり、 Δ 、

(a) Current pulse histories.

(b) Δ vs. time records.

(c) Δ vs. time records.

(d) ε_c (with noises subtracted) vs. time records.

(e) ε_d (with noises subtracted) vs. time records.

Fig. 5. Typical examples of current pulse records and associated output signals from the pick-up coil and strain gages for the Ti-6Al-4V alloy.

ε_c および ε_d は、すべて振動波形となった。これは、 $V_c=40V$ では、まだ電磁衝撃力が小さく、試験片が破断せずに振動変形をしていたことを示唆する。しかし、 $V_c=80V$ となると、 $I_p \approx 2.2 kA$ に達し、時刻 t

(a) Current pulse histories.

(b) Δ vs. time records. (c) Δ vs. time records. (d) ϵ_c (with noises subtracted) vs. time records. (e) ϵ_d (with noises subtracted) vs. time records.

Fig. 6. Typical examples of current pulse records and associated output signals from the pick-up coil and strain gages for the 25Mn-5Cr-1Ni steel.

Fig. 7. Typical examples of output signals (with noises included) from strain gages (a) near the crack tip and (b) 5 mm behind the crack tip in the Ti-6Al-4V alloy.

Fig. 8. Typical examples of output signals (with noises included) from strain gages (a) near the crack tip and (b) 5 mm behind the crack tip in the 25Mn-5Cr-1Ni steel.

≈1.2 msec で ϵ_c が急激に立上がり、直ちに測定レンジを越えた。これは、き裂進展による試験片の破断を示すものと思われる。一方、速度計出力 Δ は、 $t \approx 1$ msec において、急激に減少し、その時間に関する積分値 Δ は最初のピークに達した。この時の変形速度 δ と変形量 δ を、 Δ およびその時間に関する積分値 Δ から 2・2 節で述べた変換係数を用いて推算すると、それぞれ $\delta = 28$ m/sec および $\delta = 7$ mm となった。以上の実験結果から、この Ti 合金の場合、約 7 mm 変形して、 $t \approx 1$ msec で分離破断した後、数回振動

して、支持具に倒れなかったものと推測される。ただし、Fig. 5(c)の Δ - t 線図では、 $t > 3 \text{ msec}$ で時間 t の増加とともに Δ - t 曲線全体が右上がりの傾向を示している。これは、試験片の破断にともなって相対する破面間でアーク放電が発生して、ピク・アップ・コイルの電位が急激に接地電位より正側にシフトし、速度計の出力電圧に直流成分が重畳したために起こった現象であり、試験片の変形挙動を示したものではないと考えられる。

高 Mn 鋼では、上述の Ti 合金よりも $a/W = 0.574$ と、予き裂が長く、かつ、 $B_{r0} = 6\text{T}$ 、 $I_p \approx 4.4 \text{ kA}$ ($V_c = 160 \text{ V}$) と、負荷電磁力が大きかった場合でも、試験片は破断せず振動変形した (Fig. 6(c))。ただし、Fig. 6(d)の ϵ_c は、Ti 合金の $I_p \approx 2.2 \text{ kA}$ の場合と同様の、試験片の破断を示唆するような挙動を示しているが、試験片を取り出して調べた結果、これは、試験片の破壊ではなく、大変形によるひずみゲージのはく離を示すものであった。Fig. 6(e)の Δ - t 線図によれば、 $t \approx 1.2 \text{ msec}$ で現れた Δ のステップ状の増加がこの大変形に対応し、その大きさは、約 2.5 mm と推定できる。また、Fig. 6(c)には、 $t > 7.5 \text{ msec}$ で、この大変形によるものと思われる約 2 mm の永久変形が示されており、 Δ の振動には、この永久変形が重畳していたことが推測される。

この高 Mn 鋼に、更に大きな $I_p \approx 5.5 \text{ kA}$ ($V_c = 200 \text{ V}$) の衝撃電流を負荷すると、Fig. 6(c)の実線のように、 $t \approx 1.2 \text{ msec}$ で、 Δ はステップ状に大きく増加した後、数回振動し、 $t > 8.5 \text{ msec}$ で、ある一定値に漸近する傾向を示した。この Δ の漸近値は、点線で示した Δ の波形と同様、 $t \approx 1.5 \text{ msec}$ で Δ のステップ状の増加が示す大変形によって生じた永久変形に対応する量であると考えられる。したがって、 $I_p \approx 5.5 \text{ kA}$ の場合の永久変数は、 $t > 8.5 \text{ msec}$ での Δ の漸近値 $\Delta \approx 1.6 \text{ V} \cdot \text{sec}$ に $2 \cdot 2$ 節で述べた変換係数 $5 \text{ m} / (\text{V} \cdot \text{sec})$ を乗じて得られる値、約 8 mm と推定された。この値は、試験後の目視観察によって測定された約 8 mm の永久変形と良く一致した。なお、 Δ の振動は、Fig. 6(e)の ϵ_d の挙動と良く対応していた。

3・2 予き裂長に対する限界ピーク電流値の変化

Fig. 9 と Fig. 10 に、それぞれ、Ti 合金および高 Mn 鋼について得られたピーク電流値 I_p と相対予き裂長 a/W との関係を示す。この負荷電流のピーク値は、前節で述べたように、定常磁場中における負荷電流が負荷電磁衝撃力に対応すると考えられることから、負荷電磁衝撃力の強さを表す量と考えられる。ただし、 a は予き裂長、 W は試験片幅である。また、図中の $\bigcirc$ は、該当する値のピークを有する衝撃電流を負荷しても試験片の破断またはき裂の進展が認められなかつ

たことを示す。これに対し、 $\bullet$ は、該当するピーク電流値が限界ピーク電流値 I_{pc} であること、すなわち、そのピーク値を有する衝撃電流を負荷したことによって、試験片が破断したか、または、き裂が進展したことを示す。

Fig. 9 と Fig. 10 によれば、 I_{pc} の値は、 a/W の値の増加とともに減少し、 $a/W > 0.5$ では、それぞれある一定の値に漸近する傾向を示した。また、 I_{pc} の値は、同じ値の a/W に対して、Ti 合金よりも高 Mn 鋼の方が $3 \sim 3.6$ 倍高く得られた。この結果は、高 Mn 鋼の方が、電磁衝撃力に対して、Ti 合金よりも高い破壊じん性値を有していることを示すものと考えられる。その差は、Table II に示した両供試材の静的破壊じん性値の差よりは小さく、静的な場合の約 $1/2$ の大きさになっている。この傾向は、 $J_{Ic} \rightarrow K_{Ic}$ なる変換による高 Mn の K_{Ic} 値の過大評価による影響を一部含んではいると思われるが、電磁衝撃力による高 Mn 鋼の破壊じん性値の低下が Ti 合金よりも顕著に現れたことを示すものと考えられる。

Fig. 9. Peak current vs. relative precrack length diagram for the Ti-6Al-4V alloy.

Fig. 10. Peak current vs. relative precrack length diagram for the 25Mn-5Cr-1Ni steel.

以上の結果は、周囲温度 4 K で得られた結果であるが、文献 7) で指摘されたき裂先端での電流集中によるジュール発熱の影響を考えれば、実際には、 4 K より高い温度で得られた結果であった可能性がある。しかし、文献 7) の計算結果に基づいた推定と試験中の液体ヘリウムの蒸発量から、き裂先端のごく近傍を

除けば、試験片のバルクの温度上昇は高々数℃程度の低い値に過ぎなかったと推測されること、また、本供試材の静的破壊じん性値の温度依存性が大きいとは考えられないこと^{2), 15)}から、ジュール発熱は、もしあったとしても、本供試材の電磁衝撃力に対する破壊特性の評価には大きな影響は及ぼさず、実用上の支障も大きくないと判断される。

また、実際の問題においても、周囲温度が4 Kにも関わらず、欠陥の存在によるその周辺での発熱およびそれに伴う温度上昇が起こる可能性は高く、その状況は本研究の状況では近似的に置換えられると考えられる。したがって、本研究を実際問題のシミュレーション試験として考えれば、発熱や温度上昇の問題を含んだ状態で得られた結果は、負荷条件等のパラメータに留意する必要があるが、現実を良く近似した結果をもたらし得るものと思われる。

4 結 言

極低温・超電導利用機器の安全性および信頼性を確保する上で重要と思われる極低温構造材料の電磁衝撃力に対する変形挙動および破壊特性を調べるために、開発した試験機を用いて、Ti-6Al-4V 合金および25Mn-5Cr-1Ni 鋼の電磁衝撃破壊を行い、以下に示す主な結論を得た。

(1) 極低温・強磁場で電磁衝撃力を受けた試験片の変形挙動と破壊を、はくひずみゲージおよび新たに開発した速度計によって計測したところ、相互に整合性の良い結果が得られた。また、この速度計によって極低温+強磁場+大電流の通電という極限環境下においても電磁衝撃力を受けた高 Mn 鋼等の延性材料の変形挙動を計測できる可能性が示された。

(2) 試験片の破断あるいはき裂の進展をもたらす限界ピーク電流値 I_{pc} は、両供試材ともに、相対予き裂長 α/W (α : 予き裂長, W : 試験片幅) の増加とともに減少し、 $\alpha/W > 0.5$ では、それぞれある値に漸近する傾向を示した。また、 I_{pc} の値は、同じ値の α/W に対して、Ti よりも高 Mn の方が3~3.6倍高く得られた。

本研究は、科学技術庁の昭和61年度科学技術振興調

整費による「超電導・極低温基盤技術の開発に関する研究」の一環として実施されたものである。また計測系の開発には一部、文部省科学研究費核融合特別研究の補助を受けた。

(昭和62年1月20日 第2回材料の衝撃問題シンポジウムにて講演)

参 考 文 献

- 1) 例えば、太刀川恭治, 日本の科学と技術, **23**, 216, 24 (1982).
- 2) 例えば, H. I. McHenry, "Materials at Low Temperatures", p. 371 (1983) ASM.
- 3) E. Fukushima, S. Kobatake, M. Tanaka and H. Ogiwara, "Electromagnetomechanical Interactions in Deformable Solids and Structures", p. 127 (1987) North-Holland.
- 4) Y. Shindo, Trans. ASME, J. Appl. Mech., **50**, 1, 50 (1983).
- 5) 矢川元基, 堀江知義, 榊田道夫, 安藤良夫, 日本機械学会論文集, A-47, 1032 (1981).
- 6) G. Yagawa and S. Yoshimura, Nuclear Engineering and Design, **69**, 49 (1982).
- 7) G. Yagawa and T. Horie, Eng. Fract. Mech., **20**, 23 (1984).
- 8) 安藤良夫ら, 軽水炉一次系健全性の破壊力学的評価に関する研究 (I) (1985); (II) (1986) 日本溶接協会.
- 9) 中曾根祐司, 長井 寿, 由利哲美, 石川圭介, 日本機械学会講演論文集, No. 841-2, 41 (1984).
- 10) Y. Nakasone and K. Ishikawa, Proc. Int. Conf. Exp. Mech. (北京国際実験力学会議論文集), p. 509 (1985).
- 11) Y. Nakasone, H. Fujita and K. Ishikawa, "Electromagnetomechanical Interactions in Deformable Solids and Structures", p. 121 (1987) North-Holland.
- 12) 藤田博之, 岩佐幸和, 第34回低温工学研究発表会予稿集, 147 (1985).
- 13) 例えば, 高橋秀俊, "電磁気学", p. 222 (1980) 裳書房.
- 14) 榊本弘毅, 吉村博文, 末宗賢一郎, 本間弘之, 日本金属学会会報, **25**, 456 (1986).
- 15) 科学技術庁研究調整局 (編), 超電導・極低温基盤技術の開発に関する研究 (第II期) 成果報告書, 印刷中.