

極低温高磁界中での金属材料の機械的特性

解説

福島 英 二*

Mechanical Behaviors of Austenitic Steels and Other Alloys in High Magnetic Fields at Cryogenic Temperatures

Eiji FUKUSHIMA

1. 緒 言

最近超電導技術の進歩によりきわめて高い磁界を発生させることが可能になり、それを利用する超電導応用機器の開発が意図されるようになった(例えば原子力研究所で計画している核融合実験炉(FER)の超電導コイルは12 Tといった高磁界を発生する¹⁾。そのためそれらの機器に用いられる極低温構造材料の機械的特性への高磁界の影響を詳しく調べる必要が生じてきた。この状況をふまえ、本報では極低温構造材料の機械的特性に及ぼす高磁界の影響についてこれまでに報告されている事柄を整理・検討して今後の研究課題を指摘した。

極低温構造材料の機械的特性への高磁界の影響でとくに問題にすべき事項はマルテンサイト変態を生ずる準安定オーステナイト鋼への影響と磁界が変動する場合の電磁力の作用による衝撃破壊の問題である。本報でもそれらを中心的な問題としてとり上げた。本報ではまず筆者らの経験を中心に高磁界中での機械試験技術を概観し、ついで準安定オーステナイト鋼のマルテンサイト変態とそれを通しての機械的特性への高磁界の影響についてこれまでに報告されている事柄を整理・検討した。さらに変動磁界中での電磁力の作用に関する諸問題についても同様な整理・検討を行い、最後に今後の研究課題を指摘した。

2. 高磁界中での機械試験技術

まず試験装置の構成であるが、試験機のフレームなど高磁界を発生するマグネットの周辺に使用する部材は非磁性材料でつくることが望ましい。コスト低減、その他の理由で強磁性材料を用いる場合は、マグネットのつくる磁界に対して部材を対称に配置することにより磁界の

発生に伴うマグネットの位置ずれ、支持部材の変形などを防止すべきである。また高磁界中の試験では正確な大きさの磁界を得ることが大切であるが、同時に均一な磁界を得ることも重要である。図1に筆者らの試験装置に使用している超電導マグネットの構成と長さ方向、径方向の磁界の分布を示す。 (B_0) : ボア中心の磁束密度, B_z : ボア中心から長さ方向 z の点の磁束密度, B_r : ボア中心から径方向 R の点の磁束密度)。

高磁界中の試験では制御系、測定系への磁界の影響についての配慮が必要であるが、それらを構成する電子機器、部品の使用可能な磁界についての公表された資料はないようである。しかし次のような常識的な対策を施せば、制御系、測定系を支障なく使用して高磁界中の試験を行うことができる。すなわちまず磁界の影響をうけにくい機器、部品を選ぶことである。例えば同じ変位測定器でも、LEDとフォト・トランジスタを用いたもの(図2)はトランスデューサーなどに比べてはるかに磁界の影響をうけにくい。次にそれらの機器、部品をマグネットから離すかまたは、遮蔽して置くことである。図3は筆者らの試験装置周辺の磁界の大きさと各種制御系、測定系機器の設置位置である。この場合には測定系の導線のみ遮蔽することにより高磁界中(9 T)での試験を行うことができた。さらに磁界の影響を補正して使用する方法があげられる。筆者らの試験装置ではロードセルと変位測定器(図2に示したもの)を補正して使用した。図4, 5にそれらの9 Tの磁界に対する補正直線を示す。変位測定器については直線が右にシフトするのみで勾配には変化がみられなかった。

急激な磁界変動による電磁衝撃破壊を試験するには試験装置等にさらに別な工夫も必要である。図6はNAKASONEら²⁾による電磁衝撃破壊装置である(V_C : コンデ

昭和63年11月17日受付 (Received Nov. 17, 1988) (依頼解説)

* (株)東芝総合研究所エネルギー機器研究所主任研究員 (Energy Science and Technology Laboratory, Research and Development Center, Toshiba Corp., 4-1 Ukishima-cho Kawasaki-ku Kawasaki 210)

Key words: cryogenics; magnetic fields; austenitic steels; martensitic transformations; thermodynamics; mechanical properties; deformation; fractures; eddy currents; Lorentz's force.

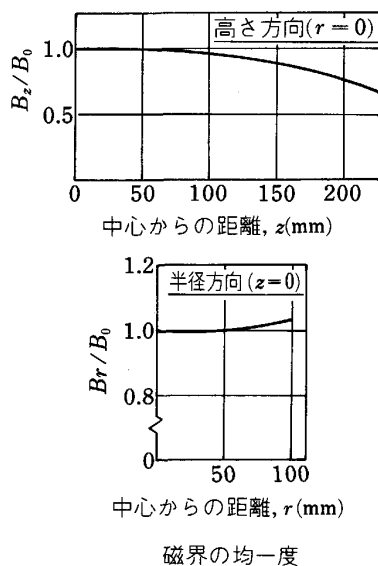
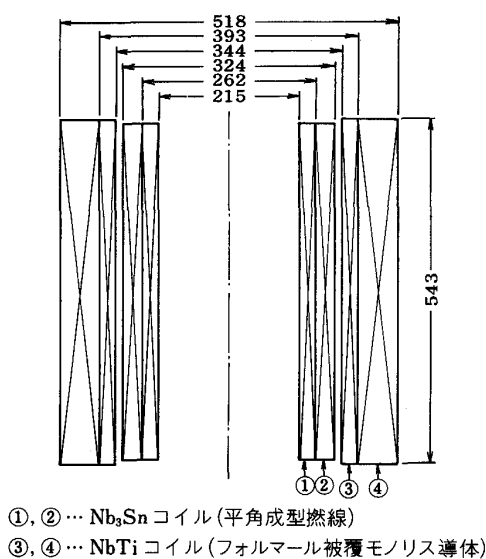


図1 超電導マグネットの構成と磁界の均一度

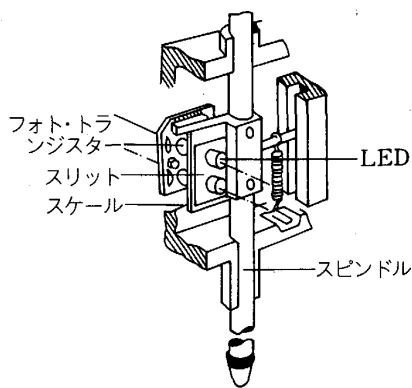


図2 変位測定器(リニア・ゲージ)の構造 (目盛りを施したガラス板が平行に置かれており, 片方はスピンドルとともに可動である. フォト・トランジスタによりモアレ干渉縞の変化を検出する.)

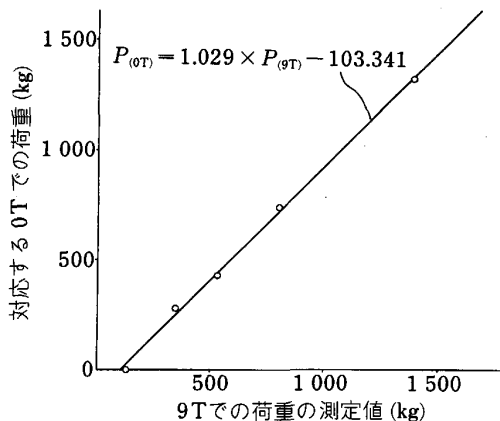


図4 ロードセルの磁界(9T)に対する補正直線

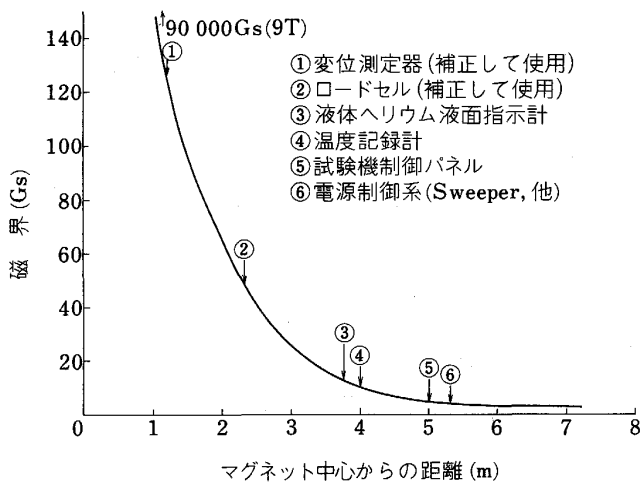


図3 極低温高磁界用破壊靱性試験装置周辺の磁界と制御系, 測定系機器の設置位置

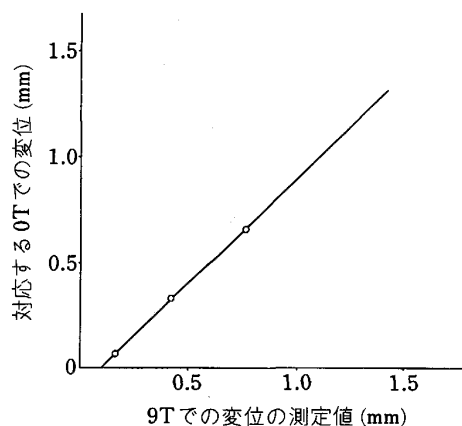


図5 変位測定器(リニア・ゲージ)の磁界(9T)に対する補正直線

ンサーの電圧). ヘルムホルツ型の超電導マグネットの磁界 \vec{B} の中に試験片を置き, パルス電流 I を流して Lorentz 力 \vec{F} を発生させ試験片を破壊する. 破壊ある

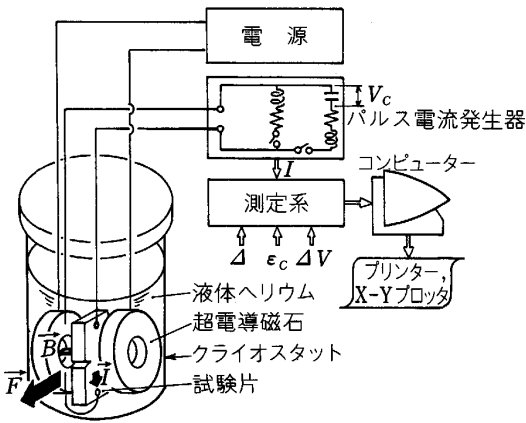


図6 電磁衝撃破壊試験装置²⁾

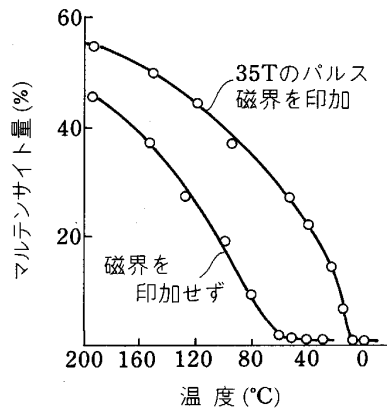


図7 パルス磁界の印加によるマルテンサイト変態の促進³⁾

いは変形の検出はき裂をよぎつて電位差 ΔV の測定、き裂先端での歪み ϵ_c の測定およびき裂近傍での変位 Δ の測定を併用して行っている。

3. 機械的特性への高磁界の影響

3.1 マルテンサイト変態への影響

機械的特性への影響をみるまえにまずマルテンサイト変態への影響をみてみよう。

オーステナイト鋼のマルテンサイト変態への磁界の影響についてはソ連の SADOUSKIY, その他の研究者によりかなり以前から研究が行われてきた^{3)~14)}。彼らは実用材料について研究を行い、(1)磁界の印加は $\gamma \rightarrow \alpha'$ 変態のみに影響を及ぼし $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態には影響を及ぼさない[†], (2)磁界を印加すると M_s 点が上昇しマルテンサイト変態が促進される (図7), (3) M_s 点を一定温度上昇させるには温度差に応じた臨界磁界以上の磁界を印加する必要がある, (4)臨界磁界 H と M_s 点上昇 ΔT の間には次式が成り立つなどを明らかにした。

$$\Delta T (= T - M_s) = \Delta M_T \cdot H \cdot T_0 / Q \quad \dots\dots\dots (1)$$

ここで ΔM_T は温度 T における母相とマルテンサイト相の磁気モーメントの差, T_0 は母相とマルテンサイト相の平衡温度, Q はマルテンサイト変態の潜熱である。 $\Delta M_T \cdot H$ は Zeeman エネルギーに対応するため (1)式は Zeeman 効果による M_s 点上昇を表すとみることができる¹⁵⁾。

SADOUSKIY らは (1)式を導くとき Gibbs の自由エネルギーが温度に単純に比例することと母相の磁気モーメントが磁界の増加に関係なく一定であることを仮定した。しかしこれらの仮定はいずれも正確ではなく、そのため (1)式は磁界の印加による M_s 点上昇を十分に表しうるものではなかつた。清水¹⁵⁾ は Gibbs の自由エネルギーとして実際に近い KAUFMAN と COHEN の式¹⁶⁾ を採用し、また母相の磁化が磁界とともに増加することを考

慮して高磁界帯磁率 (χh_T , 温度 T における単位磁界あたりの磁化増加率) による効果を加えて (1)式を次のように訂正した。

$$\Delta G_{M_s} - \Delta G_T = \Delta M_T \cdot H - 1/2 \cdot \chi h_T \cdot H^2 \quad \dots\dots\dots (2)$$

ここで ΔG_{M_s} はマルテンサイト変態に伴う Gibbs の自由エネルギーの変化分, ΔG_T は温度 T における母相とマルテンサイト相の間の Gibbs の自由エネルギーの差である。

(2)式を用いることにより多くのオーステナイト鋼の磁界印加による M_s 点上昇をよく説明できる。しかし Fe-Ni 合金や母相が規則構造になつている Fe-Pt 合金などのアンバー合金 (変態に伴う体積変化が前者は正、後者は負) については (2)式でも M_s 点上昇を説明できない (図8)。そこで清水¹⁵⁾ はさらにアンバー合金に特有の強制体積磁歪効果の項を導入して (2)式を次のように改めた。

$$\Delta G_{M_s} - \Delta G_T = \Delta M_T \cdot H - 1/2 \cdot \chi h_T \cdot H^2 + \epsilon_0 (\partial w / \partial H) \cdot H \cdot B \quad \dots\dots\dots (3)$$

ここで ϵ_0 は変態による体積変化, w は体積率変化, B は体積弾性率である。図9は通常のオーステナイト鋼 (非アンバー合金) およびアンバー合金の磁界印加に伴う M_s 点上昇 (ΔT) を (3)式により説明した模式図である (Z. E.: Zeeman 効果, H. F. E.: 高磁界帯磁率効果, F. M. E.: 強制体積磁歪効果)。破線は各効果を合成した曲線であり、実際にうまく説明している。

最近になつて米国でも核融合開発等に関連して高磁界の影響が研究されるようになった^{17)~26)}。マルテンサイト変態への高磁界の影響については MORRIS ら²¹⁾²³⁾ が熱力学的検討を行い、(1)非熱変態 (Athermal transformation) では磁界の印加によりオーステナイト鋼の M_s 点が約 2 K/T の割合で上昇する。(2)等温変態 (Isothermal transformation) では初期のマルテンサイト量の増加率が磁界の指数関数で表されるなどを指摘している。しかし米国でのマルテンサイト変態への高磁

[†] 以下単にマルテンサイト変態というときは $\gamma \rightarrow \alpha'$ 変態を、マルテンサイトというときは α' を意味するものとする。

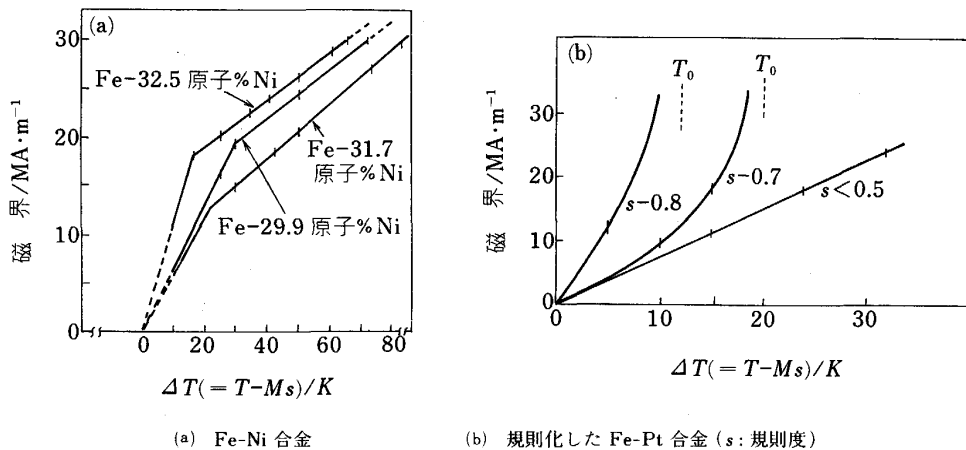
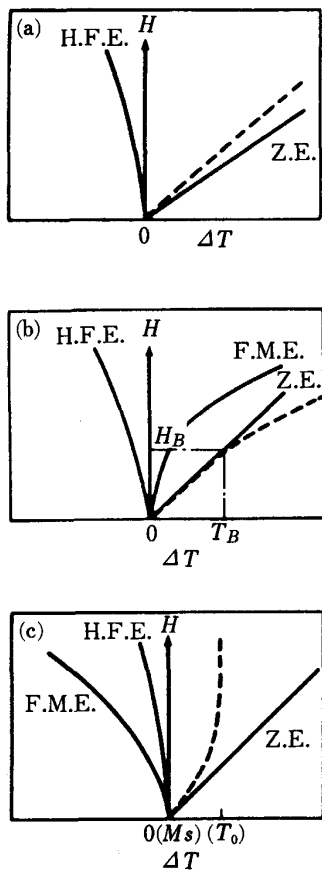


図8 Fe-Ni合金と規則化したFe-Pt合金の M_s 点上昇(ΔT)と磁界の関係¹⁵⁾



(a) 非アンバー合金 (b) 変態の体積変化が正のアンバー合金
(c) 変態の体積変化が負のアンバー合金

図9 M_s 点の変化と臨界磁界の関係¹⁵⁾

界の影響についての研究は MORRIS らの研究を含めて連続の研究者達の成果^{3)~14)}の再検討にとどまっておらず、新しい知見をもたらす研究は現在までのところ行われていないようである。

3.2 マルテンサイト変態を通しての機械的特性への影響

3.2.1 変形への影響

FULTZ と MORRIS²⁶⁾ は 304L 鋼と 304LN 鋼について 4 K と 77 K で 18 T までの高磁界を印加して引張試験を行い変形挙動の特徴を次のように報告している。

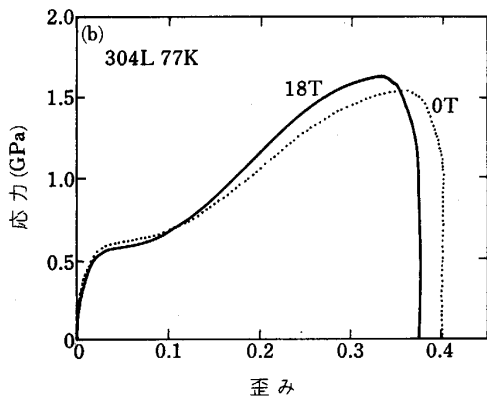
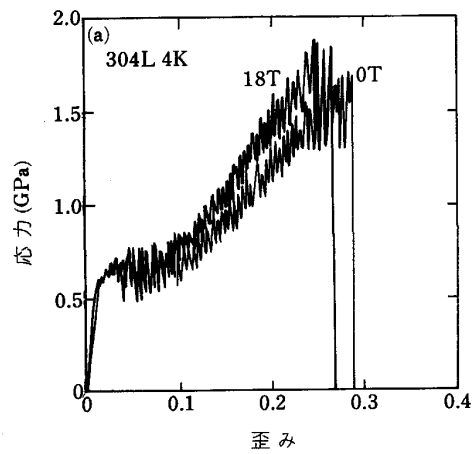
(1) 高磁界中では磁界を印加しない場合に比べて降伏直後の変形応力がわずかながら低下する(図10)。これは磁界の印加により α' の生成が促進されるため、すべり帯が交差した部分に生じた α' を転位が突き抜けるいわゆる Window mechanism²⁹⁾ の発現頻度も多くなり、変形が容易に行われるためと考えられる。

(2) さらに変形が進むと、磁界中では α' の生成が促進されるため磁界を印加しない場合に比べて変形応力と加工硬化率が増大する(図10, 11)。変形応力の増大はオーステナイトが不安定なほど、すなわち α' の生成が顕著なものほど大きい(図12)。

(3) 高磁界の印加により伸びが減少する(図10)。これは磁界中では α' の生成が促進されるため比較的小さい歪みで $\gamma \rightarrow \alpha'$ 変態が終了し、変形を持続させるのに必要な加工硬化を生ずることができなくなるためである。

その他に BOLSHUTKIN ら¹²⁾ は Ni 量を変えたオーステナイト鋼(18Cr-8~25Ni 鋼)に 34 Gs (3.4×10^{-3} T) の磁界を印加して変形させ、このように低い磁界でも変形中に印加すると変形応力が Ni 量の少ない鋼(8~15Ni)ではわずかながら減少し、Ni 量の多い鋼(20~25Ni)では逆にわずかながら増大することを報告している。また REED ら¹⁹⁾²²⁾ は 304 鋼と 310 鋼(いずれも径 0.64 mm の線材)について 7 T の磁界を印加しても引張特性やヤング率に有意の変化はみられないと報告している。

これらの研究の結果を合わせて考えるとオーステナイト



(a) 4 Kで 0 T および 18 T の磁界を印加した場合
(b) 77 Kで 0 T および 18 T の磁界を印加した場合
図 10 304 L 鋼の応力-歪み曲線²⁵⁾²⁶⁾

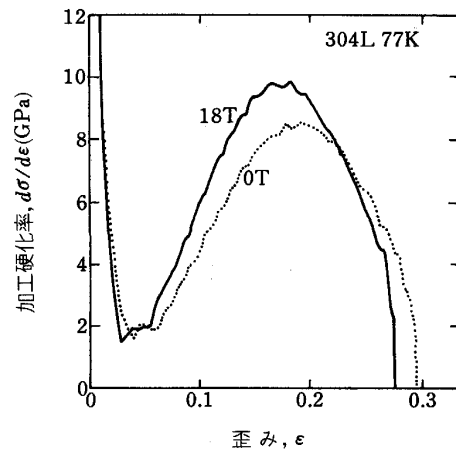
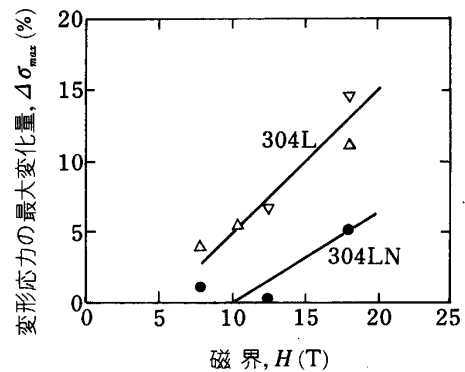


図 11 77 K での 304 L 鋼の真歪みと加工硬化率の関係²⁶⁾



△: 4 K での 304 L 鋼 ▽: 77 K での 304 L 鋼 ●: 4 K と 77 K での 304 LN 鋼

図 12 磁界と磁界中での変形応力の最大変化量の関係²⁵⁾²⁶⁾

ト鋼の変形への磁界の影響は組成、磁界の印加方法、磁界の大きさ等に依存するようであり、単純ではないことが知られる。

3.2.2 破壊への影響

筆者ら³⁰⁾は 77 K で予き裂を導入した 304 鋼について 4 K で破壊靱性試験を行い、9 T の磁界の印加により破壊靱性値 (J_{IC}) が大幅に低下することを認めた (図 13). その場合に R 曲線の勾配 (従って引裂係数) や破面にはほとんど相違がみられなかったが (図 13, 写真 1), 破面近傍から採取した小片の飽和磁化 (従って α' 生成量) には明らかに差異が認められた (表 1). そのため J_{IC} 大幅低下の原因は磁界の印加による α' 生成促進に関連するものであろうと報告した. その後 MORRIS³¹⁾ は室温で予き裂を導入した 304N1 鋼について 4 K で 8 T の磁界を印加して破壊靱性試験を行い、 K_{IC} (J_{IC} から換算した値) が TL 方向に採取した試験片については 29%, LT 方向に採取した試験片については 38% 向上したと報告している. また YANAGI と NYILAS³²⁾ は室温で予き裂を導入した 316LN 鋼について 10 T ま

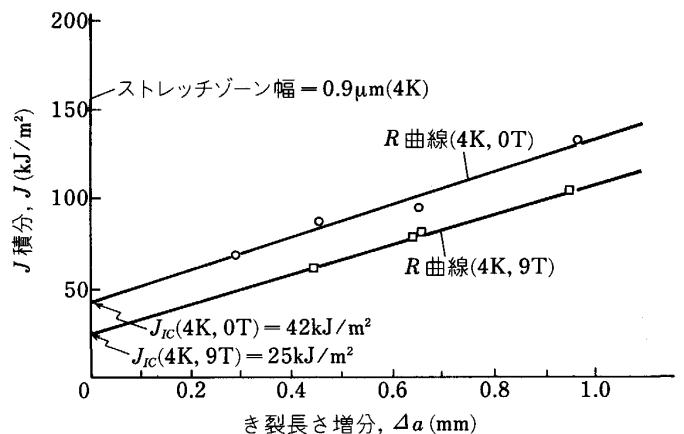
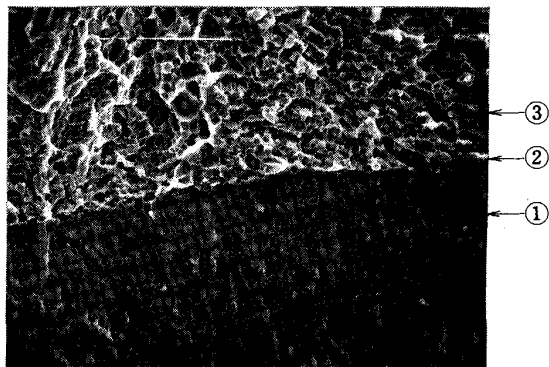
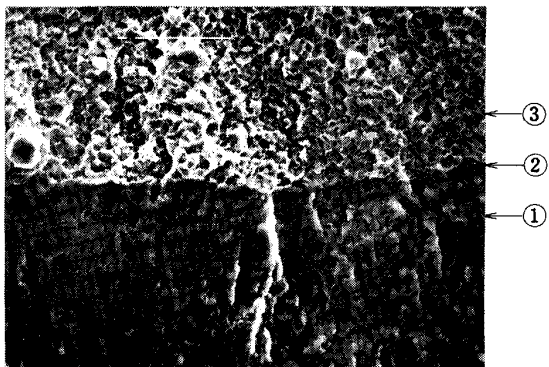


図 13 304 鋼の破壊靱性試験結果 (R 曲線およびストレッチゾーン幅)

での高磁界中で破壊靱性試験を行い、破壊靱性値 (J_{IC}) が 5 T では 6%, 10 T では 9% 低下したと報告している. これらの結果は傾向を異にしておりばらばらである.

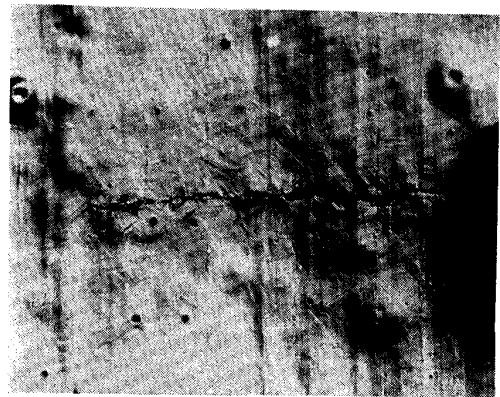


(a) 4K, 0T



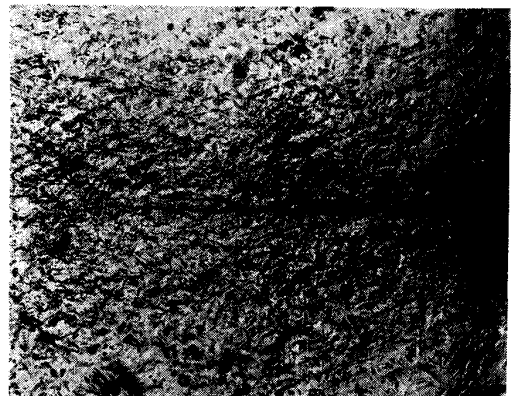
(b) 4K, 9T

① 予き裂 ② ストレッチゾーン ③ ディンプルゾーン
写真 1 304 鋼の破壊靱性試験破面



(a) 室温

0.1mm



(b) 77K

0.2mm

写真 2 室温および 77K で予き裂を導入した 304 鋼のき裂周辺でのマルテンサイト生成状況

表 1 破面から採取した小片の飽和磁化

小片を採取した試験片の試験条件			飽和磁化
温 度	磁 界	J 値	
4 K	0 T	69~88 J/m ²	2.9 emu/g Oe
4 K	9 T	61~80 J/m ²	5.1 emu/g Oe

(注1) 飽和磁化は各条件とも 2~3 個の平均値で示した。
(注2) 小片は破面のディンプルゾーンから 0.45×0.35×4 mm 程度
のものを採取した。

これらを統一して理解する研究が現在行われているが、次の所見はこの問題を解決する上で参考になるかもしれない。

(1) 嶋田³³⁾ は Ni 量を変えたオーステナイト鋼 (18Cr-10~30Ni 鋼) について TRIP 効果に及ぼすオーステナイトの安定度の影響を検討し、適度な安定度のところで TRIP 効果が発現し、安定度の高いところおよび低いところでは TRIP 効果が発現しないことを見出している。

(2) 304 鋼では室温で予き裂を導入した場合と 77 K で予き裂を導入した場合ではマルテンサイトの生成状況がちがうためき裂先端および周辺の状態が著しく異なっている (写真 2)。破壊靱性試験では予き裂先端が開口鈍化して成長を開始するときの J 値をもつて破壊靱性

値 (J_{IC}) としているため、このき裂先端の状態のちがいは J_{IC} 値に影響を及ぼすことが予想される。

準安定オーステナイト鋼の疲労破壊についても高磁界の影響が予想されるが、詳細な研究はいまだ行われていない。研究が大がかりになり困難が予想されるためと考えられる。しかし核融合開発など超電導・極低温技術の展開に伴いいずれ高サイクル疲労、低サイクル疲労、疲労き裂進展などの諸特性への高磁界の影響を詳細に検討する必要が生じてくるのではないと思われる。

3.3 電磁力あるいは磁力による金属材料の変形、破壊

金属材料の機械的挙動への高磁界の影響におけるもうひとつの重要な問題は磁界の急激な変動による電磁衝撃力の発生とそれによる金属材料の変形あるいは破壊の問題である。

電磁衝撃力の原因となる渦電流については解析手法の開発が行われているが、主流は 2 次元解析であり 3 次元解析は今後の課題になっている³⁴⁾³⁵⁾。また解析者が解析結果にいまひとつ自信をもてない理由のひとつが抵抗値の推定の不確かさにあるようである³⁵⁾。温度上昇や組成・材質の影響を読み込んだ簡素で適確な抵抗値推定法の確立が望まれるゆえんである。

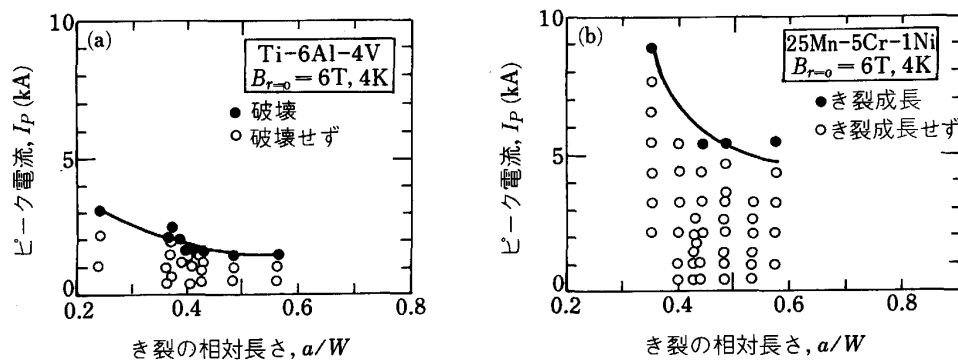


図 14 電磁衝撃力による動的破壊試験結果（ピーク電流とき裂の相対長さの関係）²⁾

電磁衝撃力による金属材料の破壊については矢川ら^{36)~39)}の研究があげられる。矢川らはこの方法をロッドと試験片の動的接触や応力波の伝播といったやつかいな問題のない動的破壊靱性試験法として提唱している。しかし同時に原子炉圧力容器用低合金鋼 (A508 Cl. 3 鋼) について広い温度範囲で動的破壊靱性値を測定し、その値が延性脆性遷移温度以下だけでなく上部棚でも静的破壊靱性値に比べ低下することを指摘している。また NAKASONE ら²⁾ は図 6 に示した試験装置を用いて Ti-6Al-4V 合金と 25Mn-5Cr-1Ni 鋼について動的破壊試験を行い、破壊を生じさせる限界の電流（従つて応力）がき裂の相対長さ a/W (a : き裂長さ, W : 試験片幅) に依存すること、しかし $a/W > 0.4$ ではほぼ一定値になることを指摘している (図 14)。

電磁衝撃力による変形あるいは破壊の解明は研究が緒についたばかりであり、歪み速度の影響、渦電流による温度上昇の影響などについての詳細な研究が必要とされている。また電磁衝撃力が繰返し印加される場合の金属材料の変形や破壊についても将来研究が必要になるかもしれない。

高磁界による強磁性材料の変形や破壊についても研究が行われている。例えば高木ら³⁵⁾ は高磁界中での高張力鋼の変形を理論と実験の両面から検討し、得られた結果をもとにトカマク第一壁に高張力鋼を用いた場合の変形挙動を推定している。また進藤⁴⁰⁾ は磁界中での軟磁性材料の機械的挙動を破壊力学の立場から理論的に扱う研究を行つている。

4. 今後の課題

金属材料の機械的特性への高磁界の影響についてこれまでに報告されていることを、準安定オーステナイト鋼のマルテンサイト変態への影響、マルテンサイト変態をとおしての変形・破壊への影響および磁界の急激な変動による電磁衝撃力の発生とそれによる衝撃的な変形・破壊を中心に概観した。それらをふまえて今後の研究課題

をあげると次のとおりである。

(1) 準安定オーステナイト鋼の破壊靱性への高磁界の影響を予き裂導入条件、オーステナイトの安定度、その他の視点から解明する必要がある。

(2) 準安定オーステナイト鋼の高サイクル疲労、低サイクル疲労、疲労き裂進展などの諸特性への高磁界の影響も今後解明すべき研究課題である。

(3) 磁界の急激な変動による渦電流の発生を適確に予測する手法を開発し、それによる電磁衝撃破壊を歪み速度の影響、渦電流による温度上昇の影響、その他の観点から明らかにする必要がある。

本報は科学技術庁の科学技術振興調整費による「新材料の試験評価技術に関する国際共同研究」の成果の一部を含み、また引用している。発表を御承認下さつた科学技術庁の関係各位に感謝の意を表するしだいである。また本報の執筆に当たつて種々有益な御示唆、御助言をいただいた金属材料技術研究所石川圭介博士、同長井寿博士および東京大学工学部助教柴田浩司博士にも深甚なる謝意を表するしだいである。

文 献

- 1) 中嶋秀夫, 島本 進: 日本原子力学会誌, 27 (1985), p. 9
- 2) Y. NAKASONE, H. FUJITA, K. HIRAKAWA and K. ISHIKAWA: Adv. Cryogenic Engng-Mater., 34 (1988), p. 405
- 3) M. A. KRIVOGLAZ and V. D. SADOVSKIY: Fiz. Metal. Metalloved., 18 (1964), p. 502
- 4) Y. A. FOKIMA, L. V. SMIRNOV and V. D. SADOVSKIY: Fiz. Metal. Metalloved., 19 (1965), p. 592
- 5) Y. A. FOKIMA, L. V. SMIRNOV and V. D. SADOVSKIY: Fiz. Metal. Metalloved., 19 (1965), p. 722
- 6) I. G. FOKIDOV, L. D. VORONCHIKHIN, E. A. ZAVADSKIY and A. M. BARKHANOV: Fiz. Metal. Metalloved., 19 (1965), p. 852
- 7) L. D. VORONCHIKHIN and I. G. FOKIDOV: Fiz. Metal. Metalloved., 21 (1966), p. 436
- 8) P. A. MALINEN, V. D. SADOVSKIY and I. P. SOROKIN: Fiz. Metal. Metalloved., 24 (1967), p. 305
- 9) V. D. SADOVSKIY, L. V. SMIRNOV, Ya. A. FOKIMA, P. A. MALINEN and I. P. SOROKIN: Fiz. Metal. Metalloved., 24 (1967), p. 918

- 10) L. D. VORONCHIKHIN, L. N. ROMASHEV and I. G. FAKIDOV: *Fiz. Metal. Metalloved.*, **26** (1968), p. 948
- 11) P. A. MALINEN and V. D. SADOVSKIY: *Fiz. Metal. Metalloved.*, **28** (1969), p. 1012
- 12) D. N. BOLSHUTKIN, V. A. DESNENKO and V. Ya. ILICHEV: *Cryogenics*, **19** (1979), p. 231
- 13) V. P. LEBEDEV, V. I. KHOTKEVICH, V. S. KRYLOVSKIY and A. H. PHILIPS: *Fiz. Metal. Metalloved.*, **48** (1979), p. 1108
- 14) B. I. VERKIN, V. Ya. ILICHEV and I. N. KLIMENKO: *Adv. Cryogenic Engng-Mater.*, **26** (1980), p. 120
- 15) 清水謙一: *日本金属学会会報*, **25** (1986), p. 392
- 16) L. KAUFMAN and M. COHEN: *Progr. Metal Phys.*, **7** (1958), p. 165
- 17) M. K. KORENKO and M. COHEN: *Proc. Conf. on Martensitic Transformation, ICOMAT 1979, MIT, Cambridge, MA* (1981), p. 388
- 18) R. P. REED, R. L. TOBLER and J. W. ELMER: *Materials Studies for Magnetic Fusion Energy Applications at Low Temperatures Vol. V, NBSIR 82-1667, U. S. Dept. of Commerce* 29 (1982)
- 19) R. P. REED, J. M. ARVIDSON, J. W. EKin and R. H. SCHOON: *Proc. Int. Cryog. Mater. Conf.* (1982), p. 33
- 20) J. W. MORRIS, Jr. and B. FULTZ: *Proc. Int. Cryog. Mater. Conf.* (1982), p. 343
- 21) G. O. FIOR, B. FULTZ and J. W. MORRIS, Jr.: *Proc. Top Conf. Ferritic Alloys Use Nucl. Energy Technol.* (1983), p. 543
- 22) R. P. REED, J. M. ARVIDSON, J. W. EKin and R. H. SCHOON: *Austenitic Steels at Low Temperatures*, ed. by R. P. REED and T. HORIUCHI, New York (1983), p. 187 [Plenum Press]
- 23) B. FULTZ, G. M. CHANG and J. W. MORRIS, Jr.: *Austenitic Steels at Low Temperatures*, ed. by R. P. REED and T. HORIUCHI, New York (1983), p. 199 [Plenum Press]
- 24) R. B. GOLDFARB, R. P. REED, J. W. EKin and J. M. ARVIDSON: *Adv. Cryog. Engng-Mater.*, **30** (1984), p. 475
- 25) B. FULTZ, G. O. FIOR, G. M. CHANG, R. KOPA and J. W. MORRIS, Jr.: *Adv. Cryog. Engng.*, **32** (1986), p. 377
- 26) B. FULTZ and J. W. MORRIS, Jr.: *Acta Metall.*, **34** (1986), p. 379
- 27) S. R. PATI and M. COHEN: *Acta Metall.*, **19** (1971), p. 1327
- 28) C. T. PETERS, P. BOLTON and A. P. Miodownik: *Acta Metall.*, **20** (1972), p. 881
- 29) T. SUZUKI, H. KOJIMA, K. SUZUKI, T. HISHIMOTO, S. KOIKE and M. ICHIHARA: *Scripta Metall.*, **10** (1976), p. 353
- 30) E. FUKUSHIMA, S. KOBATAKE, M. TANAKA and H. OGIWARA: *Adv. Cryog. Engng-Mater.*, **34** (1988), p. 367
- 31) J. W. MORRIS, Jr.: *U. S.-Japan Low Temperature Structural Materials and Standards Workshop, JAERI, Naka, Ibaraki* (1988年5月)
- 32) H. YANAGI and A. NYILAS: *VAMAS Technical Working Party Meeting, Superconducting and Cryogenic Structural Materials, Tokyo* (1988年5月)
- 33) 嶋田雅生: 私信
- 34) *Electromagnetomechanical Interactions in Deformable Solids and Structures*, ed. by Y. YAMAMOTO and K. MIYA, North-Holland (1986)
- 35) *Abstracts of International Symposium on Applied Electromagnetics in Materials, Tokyo* (1988年10月)
- 36) 矢川元基, 堀江知義, 梶田道夫, 安藤良夫: *日本機械学会論文集A編*, **47** (1981), p. 1032
- 37) G. YAGAWA and T. HORIE: *Nuclear Engineering and Design*, **69** (1982), p. 49
- 38) 矢川元基, 堀江知義, 吉村 忍: *材料*, **31** (1982), p. 468
- 39) 吉村 忍, 矢川元基, 曾根田直樹: *日本機械学会論文集A*, **51** (1985), p. 912
- 40) 進藤裕英: *日本機械学会論文集A*, **49** (1983), p. 1467