

核融合炉用低放射化フェライト鋼の 引張強度特性に及ぼす微小試験片形状の影響

岩下卓矢^{*}・佐藤 学^{**}・阿部勝憲^{**}・鈴木 寛^{**}・谷川博康^{***}・芝 清之^{***}

論文要約

核融合炉用ブランケット構造材料として開発された低放射化フェライト鋼 F82H（主成分が 8%Cr と 2%W のフェライトマルテンサイト鋼）について、試験片断面形状（断面の幅と厚さのアスペクト比）の異なる試験片を用意し、室温の引張強度特性に及ぼすその影響を調べた。試験片形状の影響を明らかにすることは照射用微小試験片の寸法効果の理解に必要であるとともに、薄板部材の設計にも有用な知見となる。0.2% 耐力、引張強さ、均一伸びはアスペクト比に依存しないのに対して、最大伸びはアスペクト比とともに減少した。均一変形領域（降伏応力、加工硬化、引張強さ、均一伸び）と不均一変形領域（くびれ変形、破断開始応力、破断伸び）について顕微鏡観察の結果も合わせて考察した。

キーワード：核融合炉ブランケット、低放射化フェライト鋼、機械的性質、引張強度、微小試験法、アスペクト比

The Influence of Small-Specimen Geometry on Tensile Properties in Reduced-Activation Ferritics for Fusion Reactors

Takuya IWASHITA^{*}・Manabu SATOU^{**}・Katsunori ABE^{**}・Hiroshi SUZUKI^{**}・
Hiroyasu TANIGAWA^{***} and Kiyoyuki SHIBA^{***}

ABSTRACT

It is important to study the influence of specimen geometry on tensile properties in reduced-activation ferritic steel for fusion reactors not only for understanding the specimen size effect in neutron-irradiated materials but also for designing the fusion blanket structure with thin plate materials. The tensile properties of ferritic steel F82H specimens with various aspect ratio (the width over the thickness of gauge section) were measured at room temperature. The proof stress, tensile strength and uniform elongation were independent of the aspect ratio, but the fracture stress and maximum elongation were dependent on the ratio. The parameters in uniform elongation range in stress strain curves such as proof stress and work hardening exponent are materials constant independent of specimen geometry. On the other hand, the parameters in non-uniform deformation range such as necking deformation and fracture elongation are constant dependent on the geometry.

Keywords : fusion blanket, reduced activation ferritic, mechanical properties, tensile strength, small specimen technology, aspect ratio

平成 24 年 2 月 29 日受理

^{*} 大学院工学研究科 博士前期課程・2 年

^{**} 大学院工学研究科

^{***} 日本原子力研究開発機構

1. 序論

本研究論文は核融合炉ブランケット用構造材料の機械的性質評価に関するものであり、その背景と目的を以下にまとめる。

核融合炉は制御された核融合反応（重水素と三重水素が融合してヘリウムと中性子を生成する）を持続させ、発生したエネルギーを取り出す装置である。燃料からのCO₂の排出がなく、原子力発電に比べて高レベルの放射性廃棄物を生じないなどの利点があることから、長期的に有望なエネルギー源として開発が進められている¹⁾。

核融合炉のブランケットコンポーネントは真空容器内でプラズマを包むように設置され、3つの機能、1) 燃料トリチウムを生成する、2) 中性子の運動エネルギーを熱に変換する、3) 放射線を遮蔽する、を有する²⁾。

核融合炉では高レベルの放射性廃棄物は生じないが、中性子線による材料構成元素からの誘導放射能による低レベルの放射性廃棄物が生じる。したがってブランケットの構造材料は中性子による放射化が小さいことが求められる³⁾。

低放射化フェライト鋼（F82H）は、オーステナイト鋼よりも耐熱性と低放射化特性に優れた材料として、日本原子力研究開発機構が開発を進めてきた核融合炉ブランケット用構造材料である。産業用の高温構造材料としてのフェライト鋼の化学組成を、放射化の少ない代替元素に置き換え、耐照射損傷性を確保しつつ低放射化を実現した鋼材である。低放射化フェライト鋼は大規模溶解技術、溶接技術、加工技術などが確立されつつある実用段階の材料であり、材料の特性もほぼ明らかになっている。現在は中性子照射特性についてのデータ蓄積が行われている段階である^{4) 5) 6)}。

材料に対する中性子照射の影響を調べるために、原子炉等による照射が不可欠であるが、核融合炉材料開発の場合のように必要とされる照射量が大きい場合には、材料照射に利用できる照射体積は限られたものになる。このため、照射実験に用いる試験片、特に強度評価用試験片の小型化が必要とされている。試験片の小型化は、照射後試験作業時の被ばく量低減及び放射性廃棄物の低減にも有効である^{7) 8)}。

低放射化フェライト鋼 F82H の機械的性質とその照射効果を系統的に調べデータを蓄積する必要があるが、引張挙動は最も基本的な強度特性である。本研究のねらいは特に微小引張試験におけるアスペクト比の影響について実験的に調べその特性について明らかにし、今後の照射効果研究に役立てることである。

アスペクト比の影響を調べる理由は以下のとおりである。

- (1) F82H 鋼の引張特性について微小試験片の寸法効果（試験片形状を一定にして寸法を変化させた場合の影響）についてはかなり調べられているのに対して、微

小試験片の形状効果（試験片ゲージ部断面積を一定にして厚さ部位形状を変化させた場合の影響）についてはほとんど明らかにされていない。

- (2) 核融合炉のブランケット機器において大型の構造筐体のみならず種々の部位や接合部において F82H 鋼が応用される可能性がある。薄板にした場合の引張特性の変化は最も基礎的な知見である。
- (3) 核融合中性子を模擬する照射試験（IFMIF 国際核融合材料照射試験装置）においてはアスペクト比が 1 ～ 2 の間の微小試験片が用いられる予定であるが、その妥当性を確認するためにアスペクト比の広い範囲について試験しておく必要がある。

本研究の目的は、核融合炉ブランケット用構造材料として開発された低放射化フェライト鋼 F82H（主成分が 8%Cr と 2%W のフェライトマルテンサイト鋼）について、アスペクト比（試験片断面の幅と厚さの比）の異なる微小引張試験片を用意し、引張強度特性に及ぼすその影響について系統的に調べその機構を検討することである。具体的には、引張特性の中でアスペクト比に依存しない特性と依存する特性が何か、またそうなる理由が何かを検討することである。

2. 実験方法

2.1 実験材料と試験片

F82H 鋼の ESR 材（300kg エレクトロスラグ再溶解材）と BA07 材（5ton 真空溶解材）を供試材（日本原子力研究開発機構）として用いた。F82H 鋼は耐熱鋼（T91:9Cr-1Mo-V-Nb）をベースに低放射化を図ったマルテンサイトフェライト鋼種に属する。BA07 材の結晶粒径は約 70 μ m である。標準熱処理条件例と合金組成は以下のとおりである。

- ・標準熱処理条件例（BA07 材）
1040℃ × 40 分 + 960℃ × 30 分 + 750℃ × 1 時間
- ・合金組成（重量 %）
Cr : 8.00, W : 1.88, V : 0.19, Ta : 0.03,
C : 0.09, N : 0.017

図 1 にアスペクト比 1.0 の試験片寸法図を示す。仕上り精度は平行部断面で ± 0.01mm、平行部長さで ± 0.05mm、試験片全体の厚さは + 0.03mm 以内である。

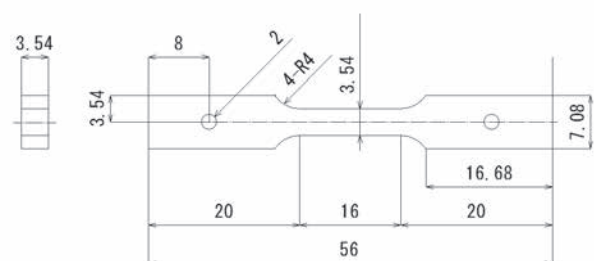


図 1 試験片寸法図の例（アスペクト比 1）

各寸法は試験前にマイクロメーターにより計測している。特に断らない限り試験片は全長 56.0mm, 平行部長さ $16 \pm 0.05\text{mm}$, 断面積は 12.66mm^2 である。表 1 に示すように, アスペクト比の範囲は 1.00 から 44.3 までである。

表 1 微小試験片 (ESR 材) のアスペクト比

試験片No	平行部幅(mm)	平行部厚さ(mm)	アスペクト比(w/t)
No.0(丸棒)	ϕ 4.01	ϕ 4.01	1.00
No.1	3.54	3.54	1.00
No.3	4.47	2.82	1.59
No.5	5.03	2.54	1.98
No.6A	5.61	2.24	2.50
No.6B	5.61	2.24	2.50
No.8	7.11	1.79	3.97
No.10	11.21	1.14	9.83
No.12	15.81	0.82	19.3
No.14	23.9	0.54	44.3

供試材より板の圧延長手方向に平行にできるだけ歩留まり良く試験片を切り出すため, 試験片ブロックは図 2 に示すように圧延鋼板からワイヤーカット放電加工機で直接切り出され, その試験片ブロックから引張試験片を放電加工機でスライス加工して作製した。試験片の平面は最終的に研削盤で平面研削により仕上げ, 側面は放電加工のままである。以上の試験片加工はセイシンハイテック社 (八戸工場) に外注して行った。図 3 に製作した種々のアスペクト比の試験片の写真を示す。

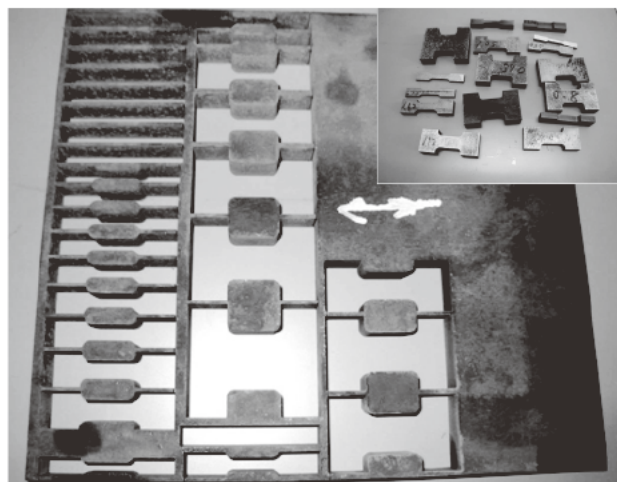


図 2 試験片ブロック切り抜き後の F82H 材圧延鋼板 (右上は切り抜いた試験片ブロック)

2.2 引張試験

(1) 引張試験条件

- ・引張試験機 (容量:100kN) : オリエンテック社製 テンシロン万能試験機 RTC-100KNモデルUTA 100KN/RTC
- ・ロードセル: オリエンテック社製 ロードセル タイプ UF-100 最大荷重100kN

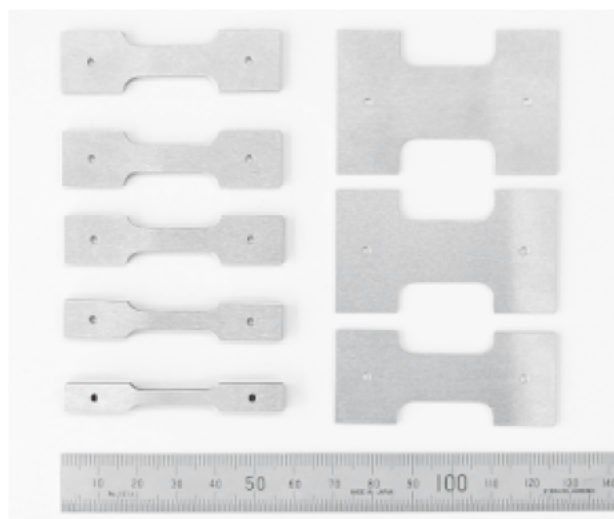


図 3 アスペクト比の異なる各種試験片 (w/t が¹ 1, 1.6, 2, 4, 10, 20, 19, 43)

- ・インターフェース: (株) 共和電業社製 センサーインターフェース PCD-300A
- ・試験温度: 室温
- ・クロスヘッド速度: 0.1mm/min
- ・対応する引張ひずみ速度: $1.04 \times 10^{-4}/\text{s}$

図 4 に示すように試験片には両端に直径 2mm の穴を加工することにより, 試験機へ取り付けの際にピンを装着しわずかに引張荷重をかけることで, 試験片装着の真直性を確保しながらチャックに固定した。

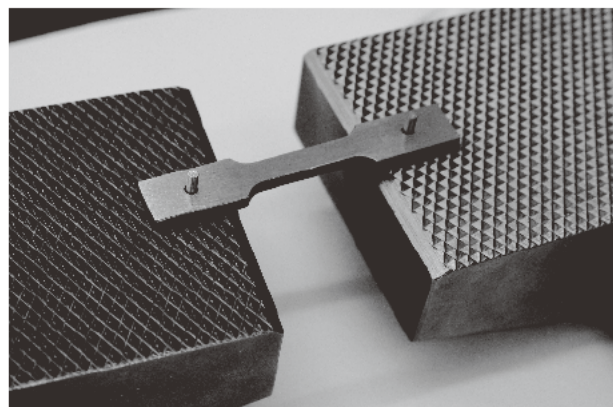


図 4 フェースに固定されたピンと試験

(2) 伸び計によるひずみ評価

図 5 に示すように, 試験片平行部に伸び計を取り付け, 試験片の伸びを直接測定することによって, 高い精度で引張ひずみを評価した。伸び計の仕様は以下のとおりである。

- ・ひずみゲージ式変位計 (π 型伸び計) : インテスコ社製モデル 3442-012M-050-ST
- ・初期標点間: 12.5mm
- ・最大変位: $12\text{mm}+6\text{mm}/-1.2\text{mm}$ (精度 $4 \mu\text{m}$)

図 6 は, 降伏点付近の応力 - ひずみを再プロットした

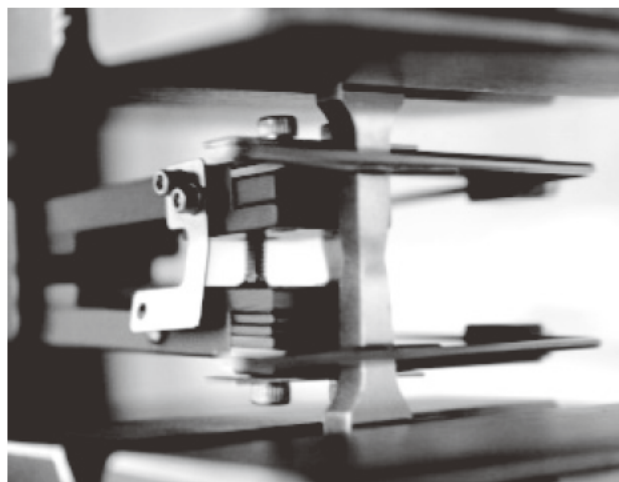


図5 試験片に装着した伸び計

ものである。伸び計により変位量を正確に数値で読み取ることができ、降伏点が生じない場合でも 0.2% 耐力を精度よく求めることができる。

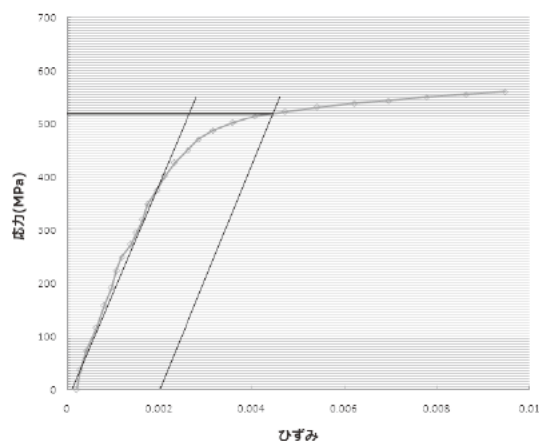


図6 0.2%耐力を求めるグラフ

(3)引張試験中の側面観察

引張試験中にデジタルカメラで、5秒ごとに試験片側面を幅と厚さの両側が観察できるように撮影して、試験片の直交する両側面の変化を観察した。

- ・撮影機材：デジタルカメラRICOH GX200
- ・撮影方法：インターバル撮影 5秒に1コマ撮影

(4)絞りの評価とマクロ観察

破断面のマクロ写真から破断面の面積を評価し、絞り値 R (%) を算出した。

$$R(\%) = (A_0 - A) / A_0 \times 100$$

A: 破断後断面積 (mm²)

A₀: 初期断面積 (mm²)

マクロ撮影により破断面の観察を行った。

- ・デジタルカメラ: RICOH GX200

(5)走査型電子顕微鏡と透過型電子顕微鏡による観察

引張試験後、試験片破断面についてマクロ撮影による

光学的観察および走査型電子顕微鏡 (SEM) 画像による観察を行った。

アスペクト比 1 の試験片とアスペクト比 19.3 の試験片の破断面を観察した。倍率は 40 倍から 2 万倍までの倍率で観察した。

- ・走査型電子顕微鏡: JSM-7001FA (日本電子製)
- ・加速電圧: 0.5kV~30kV
- ・分解能: 1.2nm~3.0nm

透過電子顕微鏡による観察は以下のようにして行った。アスペクト比 1 の引張試験片の破断面から約 2.2mm~2.8mm の付近を低速度切断機を用いて厚さ約 0.2mm に切り出し、表面を試験片研磨補助器を用いてエメリー紙で研磨した。テヌポール装置 (Tenupol-5) で電解研磨をおこなって薄膜を作製し、1300kV 透過型電子顕微鏡によって観察を行った。

(6)加工硬化指数

加工硬化指数 (n) とは引張試験によって得られた真応力 σ と真ひずみ ε の関係を $\sigma = K\varepsilon^n$ の式で近似させた時の値 n で、算出に用いる外力 (試験力) - 伸び線図上のデータ数は 5 点以上とし、最小二乗法を用いて、以下の式から n 値を求めた (JIS Z 2253-1996 薄板金属材料の加工硬化指数試験方法による⁹⁾)。

$$y = ax + b$$

$$\text{このとき } y = \ln \sigma \quad x = \ln \varepsilon$$

$$a = n \quad b = \ln K$$

$$n = \frac{N \sum_{i=1}^N x_i y_i - \sum_{i=1}^N x_i \sum_{i=1}^N y_i}{N \sum_{i=1}^N x_i^2 - \left(\sum_{i=1}^N x_i \right)^2}$$

N: n 値の計算に使用したデータ点数

3. 実験結果

3.1 応力 - ひずみ曲線

図7は ESR 材の公称応力 - 公称ひずみ曲線である。ひずみは絶対値で応力は MPa で表現している。公称応力 σ_0 ((荷重 F) / (初期断面積 A_0)) と公称ひずみ ε_0 ((長さ変化 Δl) / (初期長さ l_0)) から真応力 σ ($\sigma = \sigma_0 \times (1 + \varepsilon_0)$) と真ひずみ ε ($\varepsilon = \ln(1 + \varepsilon_0)$) を算出できる。図7から全体的に以下のことが分かる。炭素鋼のような明瞭な降伏を示すことなく塑性降伏がおり加工硬化 (勾配) が次第に小さくなりひずみが約 0.05 付近で最大応力となり、その後なだらかに応力が下がり急な応力降下とともに破断にいたる。

すなわち降伏から最大応力を経て応力が穏やかに減少してから急に降下し破断するという傾向は、アスペクト

比に依存しない。破断が始まるひずみはアスペクト比が大きくなるに従って減少する傾向にある。

図8はBA07材の公称応力-公称ひずみ曲線である。全体の傾向はESR材と同じである。アスペクト比が比較的大きい ($w/t=19.3$ と 43.5) 場合には破断開始前の応力が比較的高い。

3.2 引張特性

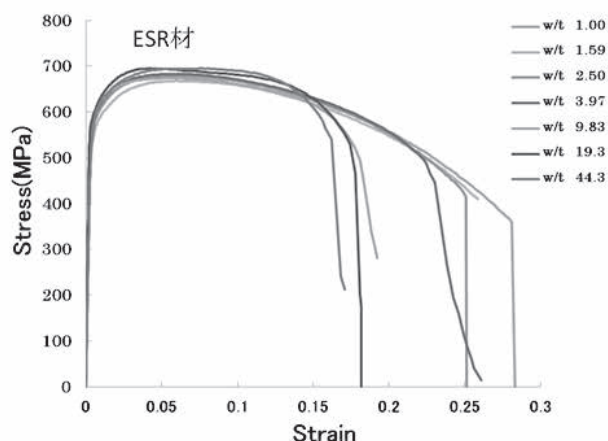


図7 ESR材の応力-ひずみ曲線（公称）

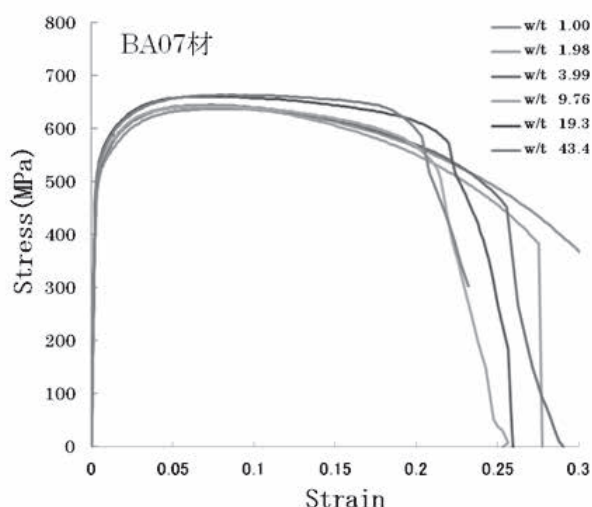


図8 BA07材の応力-ひずみ曲線（公称）

(1) 0.2% 耐力と引張強さ

0.2% 耐力 $\sigma_{0.2}$ と引張強さ σ_u のアスペクト比依存性を図9と図10に示す。両材料とも耐力と引張強さはアスペクト比に余り依存しない。

(2) 加工硬化指数

図11に示すように、加工硬化指数はアスペクト比にほとんど依存せずに、両材料とも約0.08～0.10の範囲にある。

(3) 均一伸びと破断開始伸び

最大応力に対応する均一伸び (ϵ_u) と、破断開始に対応する破断伸び (ϵ_f) のアスペクト比依存性を ESR 材と BA07 材について図12および13に示す。破断開始

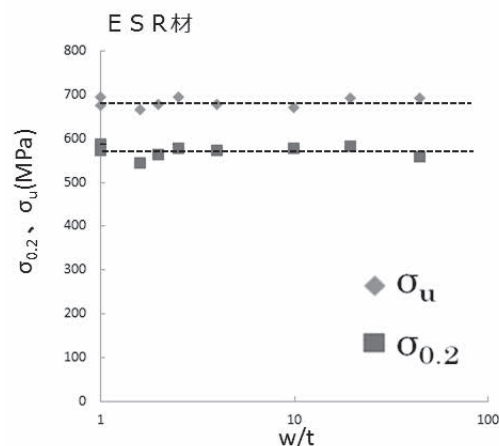


図9 0.2% 耐力と引張強さのアスペクト比依存性（ESR 材）

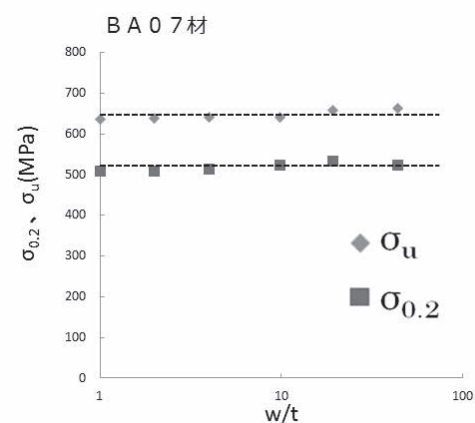


図10 0.2% 耐力と引張強さのアスペクト比依存性（BA07 材）

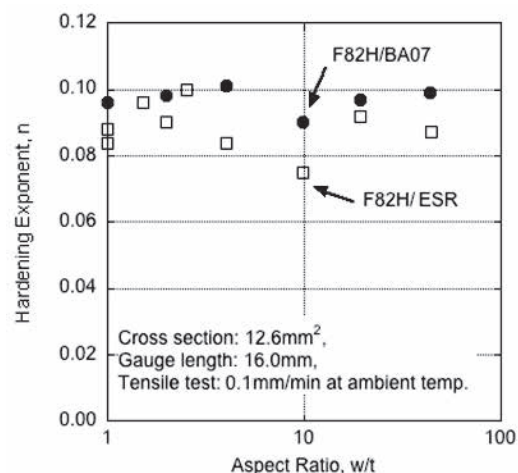


図11 加工硬化指数 n

伸びはほぼ最大伸びに対応している。ここで伸びは公称ひずみで表している。均一伸びはアスペクト比に依存しないのに対して、破断開始伸びはアスペクト比とともに図中の式にしたがって減少する。

応力-ひずみ曲線と、均一伸びと破断開始伸びのアス

ペクト比依存性の図から読み取れることは、均一伸びまではアスペクト比に関係せず変形が進むが、均一伸びの終了（くびれ発生）からの変形はアスペクト比の影響により変わり、アスペクト比が増加するほどくびれ発達は早く破断するひずみが小さくなっていくことが分かる。この点で ESR 材と BA07 材での傾向の違いはない。

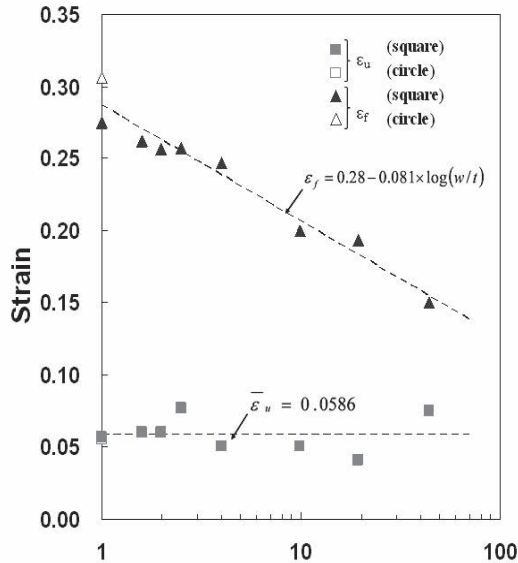


図12 ESR 材の均一伸びと破断開始伸びのアスペクト比依存性（白抜きマークは丸棒試験片）

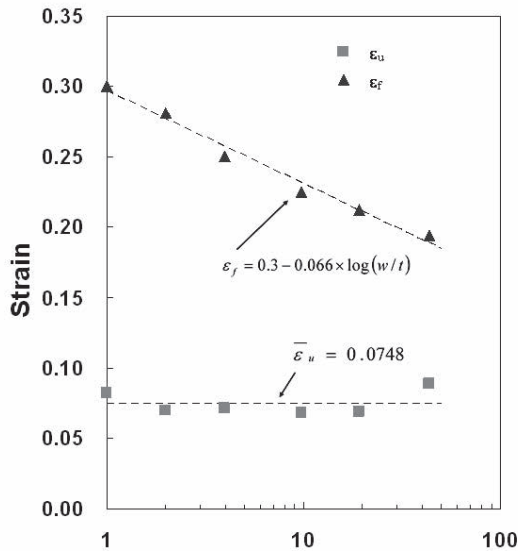


図13 BA07 材の均一伸びと破断開始伸びのアスペクト比依存性

(4) 絞り率

延性の目安となる絞り率 R のアスペクト比による変化を ESR 材と BA07 材について図14に示す。両方の材料において絞り率はアスペクト比にほとんど依存しない。平均すると BA07 材の方がやや R が大きいように見えるが、その差はデータのばらつき範囲に比べて大きくはない。

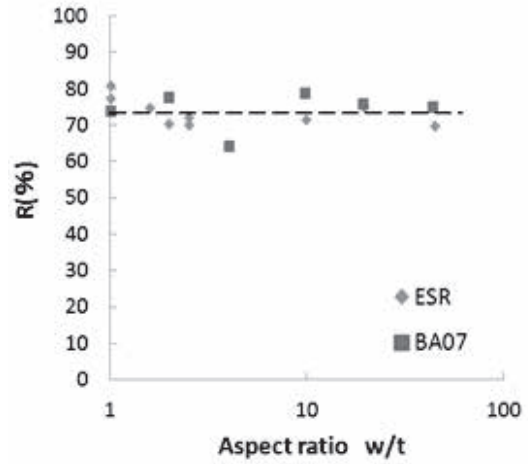


図14 絞り率のアスペクト比依存性

(5) 引張変形中の側面観察

アスペクト比 2.62 の試験片のくびれ発生状況を図15に示す（ESR 材）。図16の応力 - ひずみ曲線（公称）はくびれ発生状況に対応するものである。左から右の写真のようにくびれの発達に対応して公称応力は減少する。写真からわかるように幅広い側面とともに狭い側面もくびれ変形している。両方の側面で縦中央部のほぼ垂直な断面に集中して変形が進んでいる。

図17はアスペクト比 19.3 の薄板試験片におけるくびれ発生状況である。また、図18はくびれ発生状況に対応する応力 - ひずみ曲線（ESR 材）である。アスペクト比約 20 のくびれ発生状況では幅広い側面では斜めに变形帯が発達するのに対して狭い面では斜めではなくずれる。広い側面での斜めの变形帯が優先して変形が進んでいる。以上のようなアスペクト比によるくびれの発達の違いについては4章で考察する。

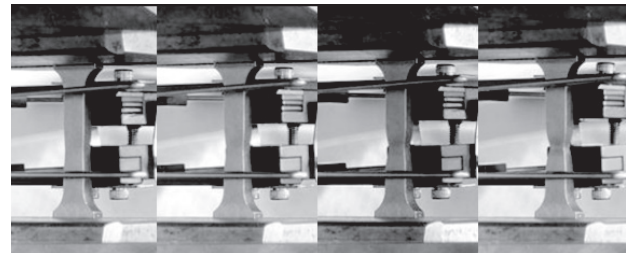


図15 アスペクト比 2.62 の試験片のくびれ発生状況（左から①，②，③，④）

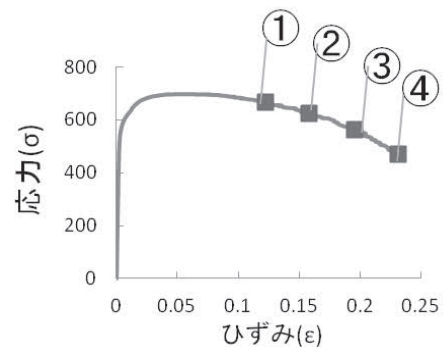


図16 くびれ発生状況と応力 - ひずみ曲線との対応（ w/t 2.62）

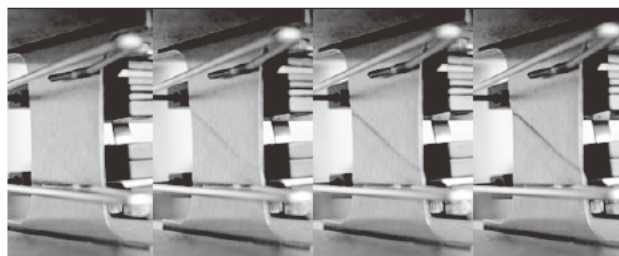


図 17 アスペクト比 19.3 の試験片のくびれ発生状況 (左から①, ②, ③, ④)

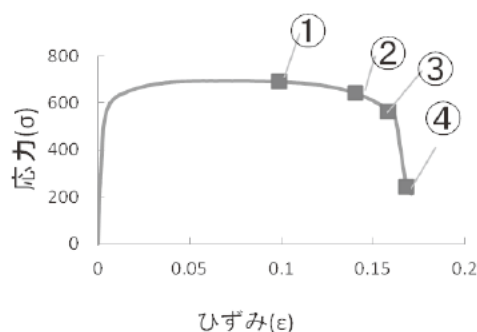


図 18 くびれ発生状況と応力-ひずみ曲線との対応 (w/t 19.3)

(6) 破断面の角度

図 19 に引張試験後の種々のアスペクト比試験片の写真を示す (ESR 材)。破断面と引張軸方向との角度 θ は丸棒やアスペクト比 1 に近い角材ではほぼ 90° であるが、アスペクト比が大きくなるにつれて変化し最大で約 60° まで傾く。

図 20, 21 に示すように ESR 材, BA07 材ともにアスペクト比が大きくなるにつれて傾いていき、ある一定以上 (約 3 以上) のアスペクト比から急激に傾いていくことが分かる。これは薄い試験片はせん断型延性破断の傾向がでるため傾いた破断面が出たと考えられる。この原因については 4 で検討する。

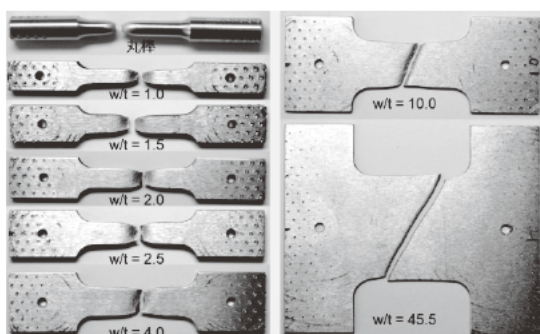


図 19 種々のアスペクト比試験片における破断面角度 (ESR 材)

3.3 マクロ観察と電子顕微鏡観察

(1) マクロ観察

試験片の破断面を観察した結果、破断の全体的様子と試験片絞り率の情報が得られた。

図 22 はデジタルカメラにマクロレンズを取り付け撮影した試験片破断面の画像例である。アスペクト比が小さく角材に近い場合は、各試験片の破断面は共通して延

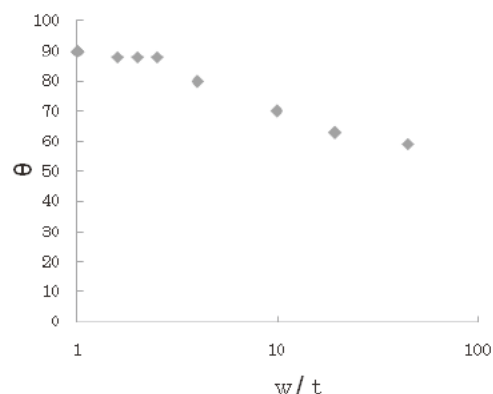


図 20 ESR 材の破断面角度

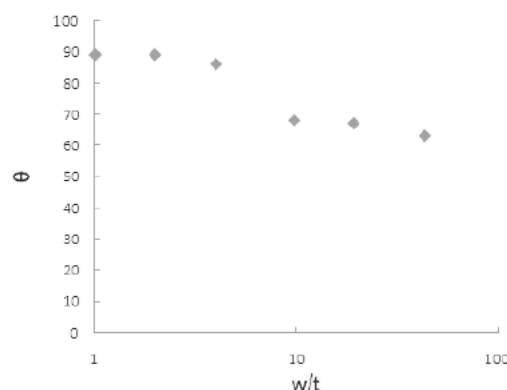


図 21 BA07 材の破断面角度

性的に破断し、一方の破断面は内側が凹になりその周りのふちがせり上がっている状態で破断している。塑性変形時に内側中心部から破断していき最後に外周のふちが伸びている状態で破断するいわゆるカップ・コーン型破断をしたと考えられる。またアスペクト比が大きい (薄い) 試験片はせん断型延性破断の傾向も観察される。

(2) 走査型電子顕微鏡観察

走査型電子顕微鏡による観察の結果を図 23, 24 にアスペクト比約 1 および約 10 の破面組織を示す (BA07 材)。低倍率の写真よりアスペクト比 1 の角棒材試験片ではほぼ正方形に垂直破断で絞れており特徴的なクレバス状の溝が観察できる。丸棒では円形に絞れている。両者ともふちではカップ・コーン型のせん断破断部分に対応すると考えられる。これに対して比 10 の試験片では

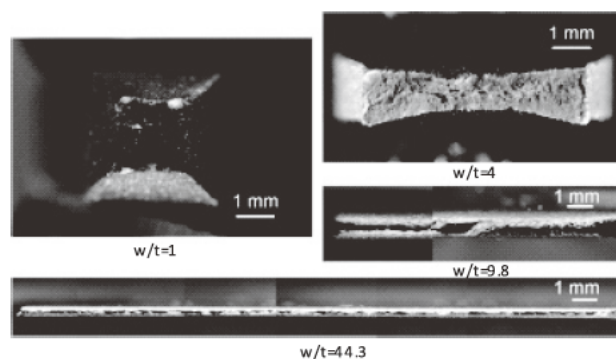


図 22 マクロ的に観察した試験片断面 (ESR 材)

細長い断面で絞れている。巨視的にはアスペクト比1の試験片はほぼ垂直に破断しアスペクト比約10の試験片は傾いたせん断破断であった。高倍率の写真より、破面組織はアスペクト比の違いによらず延性破壊の特徴を有し、平均約 $1\sim 3\mu\text{m}$ 寸法のディンプル組織が見られた。

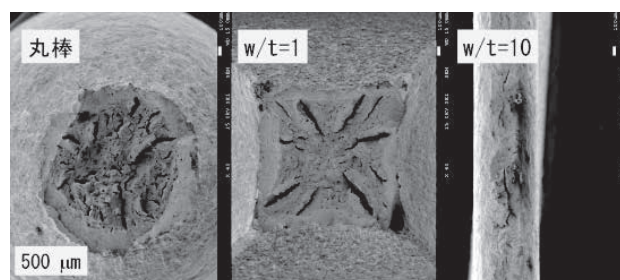


図23 走査型電子顕微鏡による試験片破面組織の観察（低倍率）

ミクロ的にみると、破面の特徴はアスペクト比に依らず延性破断でディンプル組織であることは重要である。アスペクト比の違いはマクロ的にみた場合で破面が傾くことである。

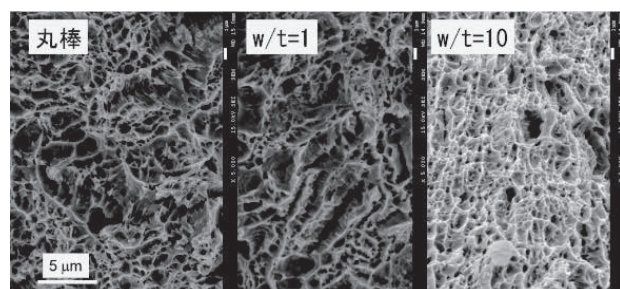


図24 走査型電子顕微鏡による試験片破面組織の観察（高倍率）

(3)透過型電子顕微鏡観察

図25は透過型電子顕微鏡によって撮影されたアスペクト比約1の試験片の(BA07材)の破断面から約2.2mm～2.8mm付近の画像である。旧オーステナイト結晶粒界と、その内部の等方的な粒組織とよく伸びた粒組織が観察された。旧オーステナイト結晶粒の大きさは約 $70\mu\text{m}$ と推定される。また内側の等方的な粒の大きさは約 $1\mu\text{m}$ であり、よく伸びた粒の寸法は幅約 $0.3\mu\text{m}$ 、長さ $1\sim 3\mu\text{m}$ であった。画像での白黒のコントラストは高密度の転位や析出物組織によるものと考えられる。

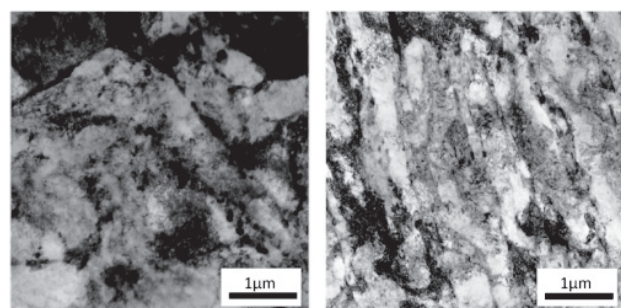


図25 透過型電子顕微鏡による試験片画像

4. 考察

4.1 アスペクト比の影響について

アスペクト比の影響の有無を図26に模式的に示す。応力-ひずみ曲線において均一変形領域（降伏応力、加工硬化、引張強さ、均一伸び）はアスペクト比に依存しないのに対して、不均一変形領域（くびれ変形、破断開始応力、破断伸び）はアスペクト比に依存する。

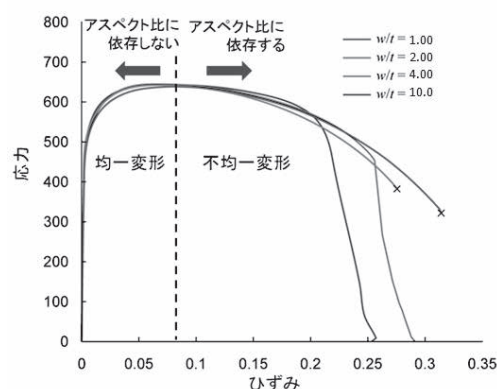


図26 応力-ひずみ曲線におけるアスペクト比の影響の模式図

(1)均一変形領域

均一変形中は、調べたアスペクト比の範囲で厚さあたりの結晶粒数(t/d ; 厚さと粒径の比)が十分に大きいので、試験片の変形領域の全体にわたる変形機構はアスペクト比の影響をほとんど受けない。このことは、ミクロ的な変形機構である転位運動の挙動がアスペクト比の影響を受けないことにより理解できると考えられる。すなわち、降伏応力（すべり転位の大規模な増殖と運動に対応）と加工硬化（増殖した転位間の相互作用や粒界バリアによる転位運動の抵抗の増加に対応）はアスペクト比の影響を受けないことを意味する。

(2)不均一変形領域

不均一変形の段階になると、くびれ変形の開始と発達がアスペクト比に依存するようになる。くびれ変形が始まると1軸応力でなく3軸応力の状態になる。図27に模式的に示すように、アスペクト比が1に近い場合には、4つの側面ではほぼ同じようにせん断でくびれながら変形が進み、断面中央部から延性的な垂直破断がおり周辺部ではせん断破断してカップ・コーン型の破面となると考えられる。

アスペクト比が大きい場合には、幅広い方の側面で斜めにすべり帯が集中することにより斜めに優先的にくびれが発達し、狭い方の側面ではその斜めのすべり帯の端付近でだけほぼ垂直に近いくびれができることになる。以上のことは、引張変形中の側面観察結果や破面のマクロ観察結果と対応している。

アスペクト比が大きくなるにしたがい斜めのすべり帯がくびれに発達しやすくなり、破断開始伸びが減少する

とともに、破断面と引張軸とのなす角度 θ が垂直から斜めになぜっていくことが理解できる。

破断面と引張軸とのなす角度がアスペクト比の増加とともに垂直からずれる現象は、斜めになったくびれ面に沿った方向の歪み速度が概ねゼロになる条件を満たすもので、変形にともなう体積変化が無視できる場合には $\cos 2\theta = -3/(1+2k)$ で表されるとされている。そこで k は厚さ方向と幅方向の歪の比（ $\varepsilon_t/\varepsilon_w$ ）であり、アスペクト比が大きいと k の値が1より大きくなることにより実験結果が解釈できる⁸⁾。

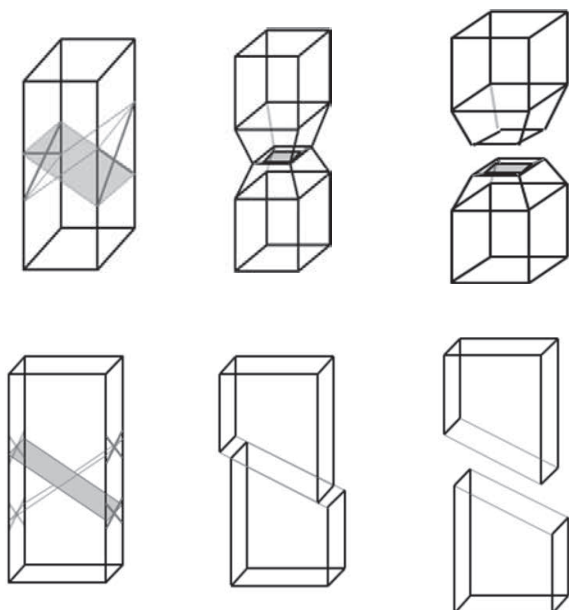


図27 くびれ変形が発達して破断にいたる模式図（上はアスペクト比が1に近い角材の場合下はアスペクト比が1よりかなり大きい薄板材の場合）

4.2 加工硬化指数と均一伸びの関係

$$\text{真応力} \quad \sigma = \sigma_0(1 + \varepsilon_0) \quad \cdots(1)$$

$$\text{真ひずみ} \quad \varepsilon = \ln(1 + \varepsilon_0) \quad \cdots(2)$$

$$\text{外力} \quad F = S\sigma \quad \cdots(3)$$

真ひずみ変化は体積が一定であることから（ $\ell_0 S_0 = \ell S$ ）、面積の変化で表せる。外力の変化がゼロになる（ $dF=0$ ）という条件から $n = \varepsilon_u$ という関係が得られる⁹⁾。

本研究における n と ε_u を比較する。加工硬化指数 n は0.08～0.10であるのに対して、均一伸び ε_u は平均値がESR材で約0.06でBA07材で0.07である。したがって両者は桁は同じであるが ε_u が n より約20%～30%小さい。この理由として、チャック装着時の試験片の真直性や試験片表面の状態が厳密には一様でなかったため、均一伸びが理論値より小さくなったと考えられる。

4.3 低放射化フェライト鋼の熱処理と照射効果について

(1)熱処理の影響

ESR材とBA07材において引張り強度のアスペクト比依存性など全体の傾向は同じであった。ただし耐力、破断伸び、絞りに若干差があり、ESR材の方が変形応力が少し高く絞りが少し小さいことから、延性がやや小さかった。この原因は溶解、熱処理の差によりフェライト粒径や残存転位密度が若干異なるためと考えられる。

(2)照射効果について

中性子で照射した材料は一般に降伏応力が上昇し加工硬化と破断伸びが減少し、したがって均一変形領域が狭くなり不均一変形領域が主となる。したがって図26に示したように非照射材に比べてアスペクト比の影響が大きくなることに注意しなければならない。

4.4 オーステナイト鋼との比較

フェライト鋼F82H材の特性とオーステナイト鋼SUS316L材との引張特性とを比較する。オーステナイト鋼や他の鉄鋼材料に関する結果¹¹⁾については詳細は省略するが、主な特徴は以下のとおりである。

- ・加工硬化指数 n はアスペクト比に依存しない。
- ・伸びについてはややばらつきが大きい、均一伸びおよび破断伸びともにアスペクト比に対して明瞭な傾向はない。
- ・絞りについては、アスペクト比に依存せず、大きさはF82H材より小さい。
- ・破断面はアスペクト比によらず延性破面でミクロ的にはデンプル組織である。
- ・加工硬化指数と均一伸びを比較すると、F82H材の傾向とは逆に均一伸びの方が大きくなっている。

フェライト鋼に比べて、オーステナイト鋼は加工硬化指数が大きく均一伸びも大きい。したがってアスペクト比の影響が小さいと考えられる均一変形領域が広い。ただし照射硬化により不均一変形領域が主になる傾向は同じと考えられる。

5. 結論

5.1 本研究のまとめ

核融合炉用ブランケット構造材料として開発された低放射化フェライト鋼F82H鋼（主成分が8%Crと2%Wのフェライトマルテンサイト鋼）について、引張強度特性に及ぼす試験片形状の影響を明らかにするために、種々のアスペクト比（試験片断面の幅と厚さの比）の試験片について室温で引張試験を行うとともに引張後の顕微鏡観察を行い、以下のような結果を得た。

- (1)応力－ひずみ曲線：アスペクト比により変形応力はほぼ同じで最大伸びが減少する。
- (2)変形応力：0.2%耐力と引張強さはアスペクト比の影響

響をほとんど受けないが、破断開始応力はアスペクト比の増加とともに増加する。

- (3)均一伸びおよび破断開始伸び：均一伸びはアスペクト比に依存しないのに対して、破断開始伸びと最大伸びはアスペクト比とともに減少する。
- (4)絞り率：絞り率はアスペクト比の影響はほとんど受けない。
- (5)破断面角度の変化：アスペクト比とともに、引張軸と破断面との角度が垂直からずれる。
- (6)加工硬化指数はアスペクト比にほとんど依存しない。
- (7)破断面の特徴はアスペクト比によらず延性破面でミクロ的にはディンプル組織である。
- (8)2種類の溶解材を比較すると、ESR材が変形抵抗が大きく伸びが小さい傾向がある。平均絞り率もESR材がやや小さく、BA07材の方がいくらか延性が高い材料ということが分かる。

アスペクト比の影響について以下のような考察を行った。応力-ひずみ曲線において均一変形領域(降伏応力、加工硬化、引張強さ、均一伸び)はアスペクト比に依存しないのに対して、不均一変形領域(くびれ変形、破断開始応力、破断伸び)はアスペクト比に依存する。前者のパラメータは材料特有の物性値であるのに対して後者のパラメータは試験片形状に依存する定数であることを明らかにした。

以上の知見から、重照射実験で用いられると想定されているアスペクト比の範囲(1と2の間)では機械的性質に差は生じないと判断できること、ただし重照射材では照射硬化により変形の初期から不均一変形になると予想されることから非照射材に比べアスペクト比の影響が大きくなることに注意すべきである。

5.2 今後の課題

本研究に関連して今後の課題をまとめる。

- ・低放射化フェライト鋼は高温かつ中性子重照射下で使用する。したがって本研究の室温試験で得られた機械的性質に及ぼす試験片形状の影響が、高温試験あるいは照射後試験においてどのようなのかを調べることが重要である。
- ・アスペクト比の影響が特に大きい不均一変形領域におけるくびれ変形や破断の機構をさらに明らかにするために、引張強度特性のひずみ速度依存性や薄板試験材における変形帯の発達などを調べることが重要である。
- ・オーステナイト鋼や他の実用鋼を含めて微小試験片の形状効果を系統的に調べることは興味深い。

6. 参考文献

- 1) 核融合会議開発戦略検討分科会 「核融合エネルギーの技術的実現性/計画の拡がり」と裾野としての基礎研究に関する報告書」 第1章
- 2) 日本原子力開発機構 那珂核融合研究所HP
- 3) 核融合会議開発戦略検討分科会 「核融合エネルギーの技術的実現性/計画の拡がり」と裾野としての基礎研究に関する報告書」 第3章
- 4) 芝他 プラズマ・核融合学会誌 74巻第5号1998年 p.436-441
- 5) 谷川他 プラズマ・核融合学会誌 87巻第3号2011年 p.163-166
- 6) 濱口他 プラズマ・核融合学会誌 87巻第3号2011年 p.181-186
- 7) T.Kato, S.Komazaki, Y.Kohno, H.Tanigawa J.Nuclear Materials, 386-388, (2009) p.520-524
- 8) 「微小試験片材料評価技術の進歩」, 微小試験片材料技術研究委員会, 日本原子力学会 第4章
- 9) JIS Z 2253-1996 「薄板金属材料の加工硬化指数試験方法」
- 10) 例えば「金属の塑性」B.Jaoul著, 諸住・舟久保訳, 丸善 5.1.3 引張における不安定性
- 11) 八戸工業大学 機械情報技術学科
平成23年度卒業研究(尾崎雄磨 甲谷圭規 児玉勇人, 鎌田良平 福沢勇基)

謝辞

本研究の一環は、幅広いアプローチ(BA)活動の一環として実施されたものである。

八戸工業大学工作技術センターの玉川氏、黒滝氏、日影氏、三上氏、中村氏には実験治具、試験片の製作でお世話になりました。

北海道大学エネルギー・マテリアル融合領域センターでの電子顕微鏡観察、試験片製作では高橋平七郎名誉教授にお世話になりました。

研究室の北川君、野呂君、角君、尾崎君、甲谷君、鎌田君、児玉君、福沢君には実験でお世話になりました。