

# Fe-Ni-Co-C マルテンサイト鋼の破壊挙動と試片厚さについて

瀧本 昭夫\*・庄田 俊二\*\*・梶原初太郎\*\*\*・弓削 哲也\*\*\*\*

Experimental Relationships between the Fracture Behaviour and  
the Specimen Thickness in Fe-Ni-Co-C Martensitic Steels

Akio TAKIMOTO, Shunji SHODA, Hatsutarō KAJIWARA and Tetsuya YUGE

## Abstract

Thin film specimens of both about  $5\mu\text{m}$  and  $20\mu\text{m}$  thickness and the ASTM standard sheet specimens of 1.6mm thickness were prepared using Fe-Ni-Co-C martensitic steels and were fractured in tension at room temperature and at  $-196^\circ\text{C}$ . Results of thin film specimens were compared with those of the ASTM standard specimens which showed very brittle behaviour. Fractography was investigated under both an optical microscope and S. E. M., and even cleavage facets were observed in the  $5\mu\text{m}$  thick specimens. The observed behaviour supports mechanical results pretty well. Discussion is made on the view points of plane stress and plane strain conditions and of machine stiffness. The technique employed here and the results obtained are also examined to give a good information on studying mechanical properties of amorphous metal films.

## 1. 緒言

工学的な板材試験厚さの最小値は2mm程度か、せいぜい1mm厚程度であろう。これらの板厚では面応力状態が働き、破壊靱性試験法<sup>1)2)</sup>でもこれらの結果は面応力破壊靱性値、即ちKc値として扱われている。高強度材料開発の主目的は如何に薄くして、作用負荷に耐えるものを得るかであり、その比重強度の大きさが重要な性質の一つとなる。しかし材料が薄くなる程、より完全な面応力状態に近付き、大きな塑性帯域を伴って破断に至ることも良く知られている。従って試片の厚さが特定値(例えば10mm)以下になればなる程Kc値が増加するが、無限に大きくなるのではなく(厚さが零に近付くと、当然Kc値も零に近づく)、最大値に達した後減少し、その変化の様子は各材料特有のものであろう。この様に薄板材の強度を支配しているものは、設計因子より生じる応力・ひずみ状態に加えて、材料特性、即ち材料の脆性度合があげられ、どの厚さ迄その脆性破壊挙動が存続し得るのかという事も重要な因子の一つであろう。通常の薄板材では非常に脆い性質

を示す材料が、同一材質で数 $10\mu\text{m}$ 又は数 $\mu\text{m}$ 程度の薄膜状試片ではどのような変形・破壊挙動をするのか、又それらの間にはどのような関係があるのかを知ることは興味あることである。

ここでは、非常に脆いFe-Ni-Co-C焼入マルテンサイト鋼のASTM面応力破壊靱性用薄板試片を基準として用い、同一材料、同一マルテンサイト状態で $20\mu\text{m}$ 及び $5\mu\text{m}$ 厚薄膜試片の破壊試験を行った結果を紹介する。尚この実験に用いた薄膜引張破壊試験方法やその結果を参考にして、 $20\mu\text{m}\sim 30\mu\text{m}$ 厚程度の非晶質材料の破壊試験の意義も少々考察してみた。

## 2. 実験方法

### 2.1 引張試片

供試材は、Fe-31.8%Ni-4.0%Co-0.1%C鋼、Fe-26.8%Ni-3.8%Co-0.28%C鋼及びFe-26.8%Ni-4.1%Co-0.25%C鋼であり、以後各鋼種をG、H及びH'と称する。これら鋼は、電解鉄と高純度合金元素を用いて真空溶解後、熱間及び冷間圧延を経て約1.6mm厚の薄板に仕上げたものである。ASTM標準試片は、冷間圧延材を所定試片寸法に機械加工し、 $1000^\circ\text{C}\cdot 2$ 時間・アルゴン気流中で加熱保持後、5lの液体窒素容器中に焼入処理をした。又 $20\mu\text{m}$ 及び $5\mu\text{m}$ 厚試片は、同様に焼入処理を施し、エメリー紙による研磨、化学研磨及び

\* 生産機械工学科

\*\* 大学院 生産機械工学専攻

\*\*\* 大学院 生産機械工学専攻(現・三菱自工)

\*\*\*\* 生産機械工学科(現・小松製作所)

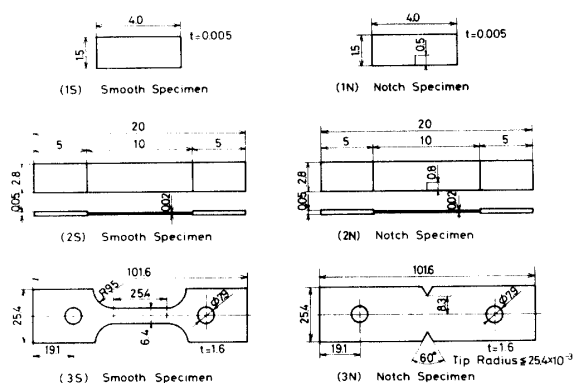


Fig. 1 Specimen geometries (mm).

電解研磨により試片を作成した。これらの形状及び寸法は Fig. 1 に示した。尚  $20\mu\text{m}$  及び  $5\mu\text{m}$  厚試片の切欠きは特殊なはさみを用いて導入した。焼入処理による変態相発生量は X 線ディフラクトメータで定量し、93%~95%であることを確認した。

## 2.2 引張試験

引張試験は、ASTM 試片には島津オートグラフ ( $10^4$  Kg $\text{f}$  容量)を用い、クロスヘッド速度  $0.25\text{mm}/\text{min}$  とし、 $20\mu\text{m}$  厚試片には小型改良アダムス型引張試験機 ( $10\text{Kg}$  容量)を用い、特殊な引張治具を使いクロスヘッド速度  $0.255\text{mm}/\text{min}$  にて行った<sup>3)</sup>。従って、ASTM 平滑試片ではひずみ速度が  $1.64 \times 10^{-4}\text{sec}^{-1}$ 、 $20\mu\text{m}$  厚試片では  $4.25 \times 10^{-4}\text{sec}^{-1}$  となる。 $5\mu\text{m}$  厚試片は操作荷重が非常に小さく、負荷定量に正確さを期し難いので、特殊な引張治具に取り付け、手で破壊試験を行った。尚  $5\mu\text{m}$  厚破壊試験の目的は、変形及び破壊挙動を元のオーステナイト結晶粒寸法以下で追求することにあり、機械的性質を得ることではない。

## 2.3 破面観察

破面は光学顕微鏡及び S. E. M. にて観察した<sup>4)</sup>。S. E. M. 観察は、ASTM 平滑試片については全面 ( $6.4\text{mm}$  幅全域)を、切欠き試片については切欠き底部近傍と中央部の 2 箇所について主に行った。薄膜試片の S. E. M. 観察は破面の特徴を掴みやすくする為、意識的に試片を傾斜させて行った。これら S. E. M. 破面写真は、種々の倍率 ( $10^3$  倍~ $10^4$  倍)で撮影したもののうち破面の特徴を良く表わしていると思えるものを示した。

## 2.4 非晶質材料の破壊

非晶質材料は、今後当研究室で変形・破壊様式について特定の見地より追求して行こうとしているものであるが、ここでは Ni 基試料の  $50\mu\text{m}$  厚試片 ( $25\text{mm}$  幅  $\times$   $70\text{mm}$  長さ)についての室温破壊の例をあげ、結

晶質材料と対称的な材料の破壊挙動の一例として示した。引張試験方法等は、 $500\text{Kg}$  容量の小型改良アダムス型引張試験機を使用し、試片寸法以外全て上述の結晶質材料  $20\mu\text{m}$  厚薄膜試片と同じである。

## 3. 実験結果

ASTM 平滑試片及び  $20\mu\text{m}$  厚平滑試片を室温と一

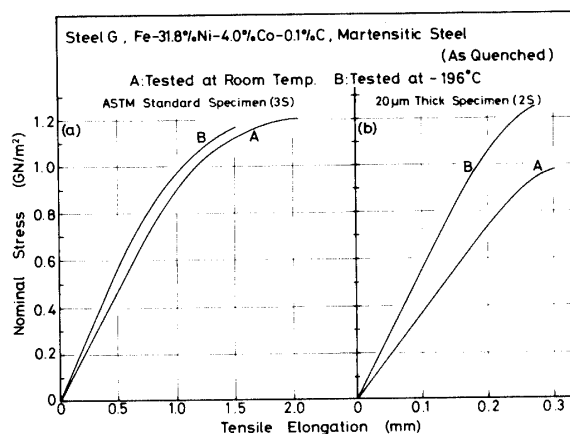


Fig. 2 Experimental relationships between nominal stress and tensile extension for smooth specimens of the 3S type [2(a)] and of the 2S type [2(b)] both at room temperature and at  $-196^\circ\text{C}$  for the steel G.

$196^\circ\text{C}$  で引張試験を行い、公称応力・伸びの関係の一例を鋼種 G について Fig. 2 に示した。ASTM 試片 (Fig. 2(a)) では室温引張りの方が予想通り  $-196^\circ\text{C}$  の場合より伸びが大きく、引張強さはほぼ同じ値であることを示している。次に  $20\mu\text{m}$  厚試片 [Fig. 2(b)] では、室温と  $-196^\circ\text{C}$  での引張りの結果に差が現れ、特に引張強さに明白な開きが見られる。室温での引張強さは  $-196^\circ\text{C}$  の場合よりかなり低くなり、その勾配 ( $d\sigma/d(\Delta l)$ ) についても同様な傾向が現れている。しかし、 $20\mu\text{m}$  厚試片及び ASTM 試片の  $-196^\circ\text{C}$  での引張強さは殆ど変わらない値を示している。尚 ASTM 試片と  $20\mu\text{m}$  厚試片の機械的性質の比較については、Figs. 4 及び 5 に詳しく示した。次に鋼種 H に関して同様な関係を描いたものが Fig. 3 である。この図においても鋼種 G と同様室温の引張強さの方が  $-196^\circ\text{C}$  の場合より低い、破断伸びについては ASTM 試片 (Fig. 3(a)) の室温及び  $-196^\circ\text{C}$  引張りともほぼ同じ値となっている。一方  $20\mu\text{m}$  厚試片 (Fig. 3(b)) の破断伸びは、室温引張りの方が  $-196^\circ\text{C}$  の場合より小さい。Fig. 2 と Fig. 3 の ASTM 試片の結果を比較してみると、鋼種 H の方が脆いことが解る。鋼種 H' の平滑試片及び各鋼種 (G, H 及び H') の切欠き試片の公称応力・伸び曲線についてはここに示していないが、脆性材料の室温及び低温破壊試験で

ある事を考えると当然データにばらつきはある。しかし、三重試験による平均的な傾向はこれらと同様な関係を示している。

次に ASTM 及び  $20\mu\text{m}$  厚平滑試片の引張強さの比

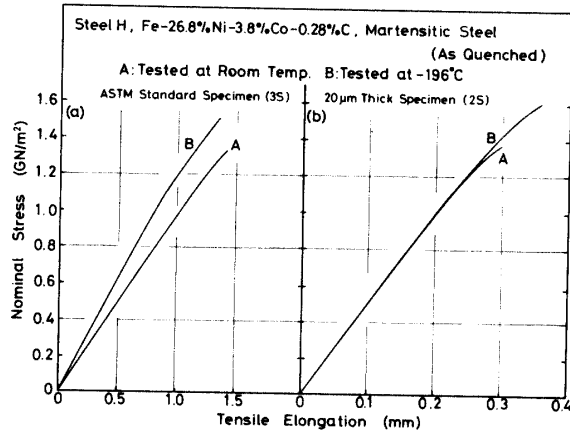


Fig.3 Experimental relationships between nominal stress and tensile extension for smooth specimens of the 3S type [3(a)] and of the 2S type [3(b)] both at room temperature and at  $-196^\circ\text{C}$  for the steel H.

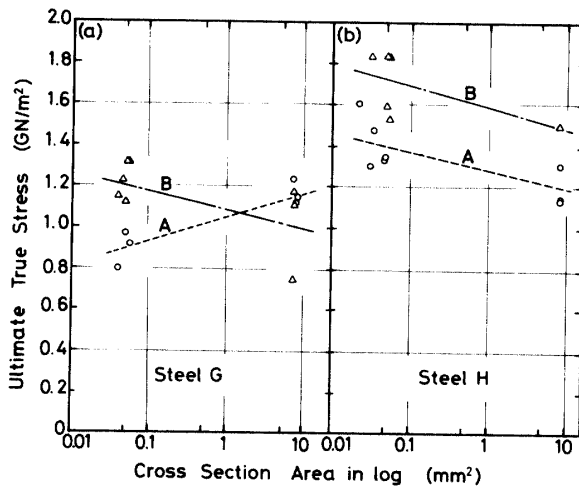


Fig.4 Experimental relationships between the ultimate true stress and the logarithmic cross sectional area for smooth specimens tested both at room temperature and at  $-196^\circ\text{C}$  for the steel G [4(a)] and for the steel H [4(b)].

較及び各鋼種の室温と低温における性質を比較したものが Fig. 4 であり、縦軸には真応力で示した引張強さを、横軸には試片断面積の対数を表した。尚鋼種 G 及び鋼種 H の結果は各々 Fig. 4 (a) 及び Fig. 4 (b) であり、又両図中断面積  $10\text{mm}^2$  近傍のデータは ASTM 平滑試片のものである。先述の通り脆性破壊を示すので多少のデータのばらつきは有するが、各試片の平均値を求めて直線で結び、その増減の傾向を示した。鋼種 G の室温引張り [Fig. 4 (a), 破線] 以外は  $20\mu\text{m}$  試片の方

が ASTM 試片より高い引張強さを示している。又、両図を比較すると鋼種 H [Fig. 4 (b)] の方が鋼種 G [Fig. 4 (a)] より高強度であることが解る。同様に両鋼種の破壊に至るまでの単位体積当りの吸収エネルギーと断面積の対数の関係を示したものが Fig. 5 である。この図でも鋼種 G と H の差が現れ、鋼種 G では  $20\mu\text{m}$  厚試片の方が ASTM 試片より吸収エネルギーが低く、その傾向は室温引張りにおいて顕著に現れた [Fig. 5 (a), 破線]。しかし、鋼種 H では室温及び  $-196^\circ\text{C}$  の引張りを問わず  $20\mu\text{m}$  厚試片と ASTM 試片の結果が殆ど変わらない。尚 Fig. 5 (a) では ASTM 平滑試片のデータのばらつきが大きかったので、この図ではばらつきを示す範囲と平均値で示した。

次にこれらの機械的性質変化の様子を光学顕微鏡及び S. E. M. により破面学的に追求した。それらのうち S. E. M. の結果を鋼種 G 及び H について各々 Photos. 1 及び 2 に示した。Photos. 1 及び 2 の中で左側は ASTM 試片、右側は  $20\mu\text{m}$  厚試片のものである。又上より各々 (平滑材・室温引張り), (切欠き材・室温引張り), (平滑材・ $-196^\circ\text{C}$  引張り), (切欠き材・ $-196^\circ\text{C}$

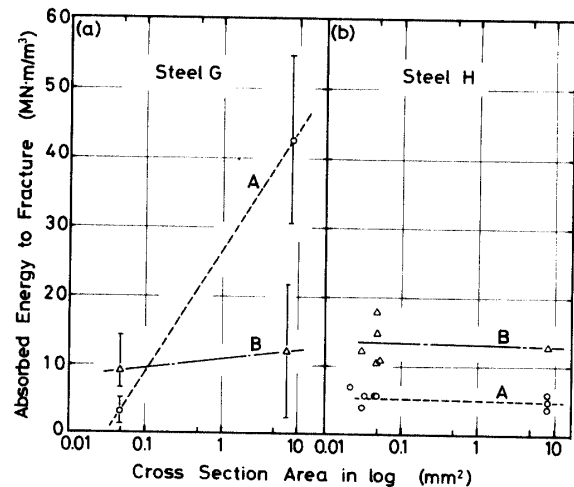


Fig.5 Experimental relationships between the absorbed energy to fracture and the logarithmic cross sectional area for smooth specimens tested both at room temperature and at  $-196^\circ\text{C}$  for the steel G [5(a)] and for the steel H [5(b)].

引張り) の順に示し、各写真の左肩に番号を入れ、写真下には各引張り条件での破壊強さの平均値を参考迄に示した。尚これら全ての破面写真では破壊が左から右へ伝播している。又各写真の撮影倍率が多少異なるが、前述の如く最も特徴の良く表しているものを示した。鋼種 G の焼入マルテンサイト鋼、平滑試片、室温破壊試験結果 (Photo. 1a) では、多くのディンプルが見られるのに対し、 $20\mu\text{m}$  厚試片の破面 (Photo. 1e) で

は、ディンプルも殆ど見られず、むしろ特定結晶面でのへき開に近い破面を呈する。このことは、Fig. 4(a)及びFig. 5(a)の20 $\mu$ m厚試片の機械的強度の低さを裏付けるものである。次に焼入マルテンサイト鋼、切欠き試片、室温破壊試験の結果をPhotos. 1b及び1fに示した。ASTMの結果(1b)はへき開及び粒界破面を多く伴い、極一部だけディンプル破面を示しており、後者即ち20 $\mu$ m厚のものは、むしろディンプルを割合多く含んだへき開破面を呈している。尚参考までに、これら材料の元のオーステナイト結晶粒径は大体40 $\mu$ m程度であった。同様に、平滑試片・低温破壊試験のものをPhotos. 1c及び1gに比較した。前者は非常に脆い破面を呈しているのに対し、後者は帯状にディンプルの連なる塑性流動の多い、ねばい破面を呈している。又切欠き試片の結果も同様にPhotos. 1d及び1hに比較した。この場合は後者にもへき開破面が割合多くみられる。Photo. 2には、鋼種Hの焼入マルテンサイト鋼の破面を示した。Photo. 2aはASTM平滑試片・室温破壊試験の結果で、非常に脆い破面を呈しているが、20 $\mu$ m厚試片のもの(Photo. 2e)は深いディンプル面からなる傾斜した破面を形成している。同切欠き材のASTM試片(Photo. 2b)は脆性破面そのものを示しているのに対し、20 $\mu$ m厚試片のPhoto. 2fは非常に浅いディンプルを多く含んだ平面に近い様相を呈している。次に焼入マルテンサイト鋼・低温試験結果のうち、平滑試片についてはPhotos. 2c及び2gに比較した。前者は脆性破面ながら、室温における自己焼戻しの影響の為か割合ディンプル破面も多くみられ、後者即ち20 $\mu$ m厚試片でも破面全体が浅いディンプルで被われており、これは試料が薄い為に室温における自己焼戻しの影響が明白に現れているためと思われる。切欠き試片の低温試験結果をPhotos. 2d及び2hに比較した。前者はへき開面とディンプルの混在する破面を、後者は塑性流動面と浅いディンプルの混在したものを各々示している。以上の如く、20 $\mu$ m厚試片の面応力破壊試験結果でもへき開面を伴った脆性破面や、変形の非常に少ない即ち浅いディンプルを伴った平面に近いもの、或いは変形の大きい深いディンプル破面が見られ、塑性流動だけの破面は見られなかった。次に5 $\mu$ m厚試片のS. E. M. 破面観察の結果を少々紹介する。勿論この試片は、電子回折による破面解析を主目的で行ったもののうち、S. E. M. 観察の一部を参考にしたものであるが、鋼種H及びH'の焼入マルテンサイト鋼の例についてPhoto. 3に示す。Photo. 3aは鋼種Hの破面近傍を3 $\times$ 10<sup>3</sup>倍で観察したもので、塑性流動が支配する破面を呈している。Photo. 3bは、より高倍(10<sup>4</sup>倍)で

観察したもので、殆ど完全な面応力状態の支配する破面がみられる。しかし、同一試片の他の部分(同一試片の他端)では、Photo. 3cにみられる様にやはりへき開破面もみられ、たとえ5 $\mu$ m厚試片でも脆性破面の現れることが解る。

4. 考察

一般に試片の板厚が薄くなると面応力状態になり、

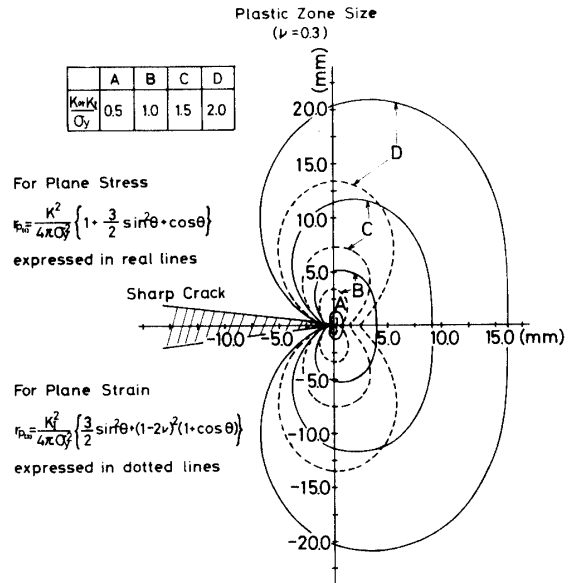


Fig.6 Analytical extent of plastic zone size in two dimensions is shown for both plane stress and plane strain conditions at the expected values of  $K/\sigma_y$  or  $K_I/\sigma_y$ .

破壊靱性値  $K_c$  は増加するが、その増加も2mm程度迄であり、それより更に板厚が薄くなると再び  $K_c$  値が減少する。例えば70.75T6アルミニウム合金<sup>1)</sup>では3mm厚近傍、Al-Zn-Mg合金<sup>2)</sup>では2mm厚近傍で面応力破壊靱性値( $K_c$ )が最大値を示し、それより薄くなると減少することが報告されている。面応力状態と面ひずみ状態の区別は厳密には難しいが、工学的には板幅と板厚の比( $W/t$ )が8近傍で変わるとされ、従って $W/t < 8$ では面ひずみ状態、 $W/t \geq 8$ では面応力状態と考えるのが普通である。ここでは1.6mm厚ASTM試片の平滑材では $W/t = 4$ 、切欠き材では $W/t = 10$ となる。又20 $\mu$ m厚試片では、平滑材が $W/t = 140$ 、切欠き材もその値が100を示していることになる。従って板厚からいえば全て面応力状態下であり、 $W/t$ 比からいえば、ASTM平滑試片だけは、幾らかの面ひずみ状態を含んでいることになる。今、von-Misesの降伏条件式を考え、モードIの変形で面応力及び面ひずみの条件を代入して、各々にWestergaard<sup>6)</sup>のき裂先端近傍の応力分布の式を組み合わせると塑性帯域の拡がりは次式で表現さ

Steel G Quenched Martensite

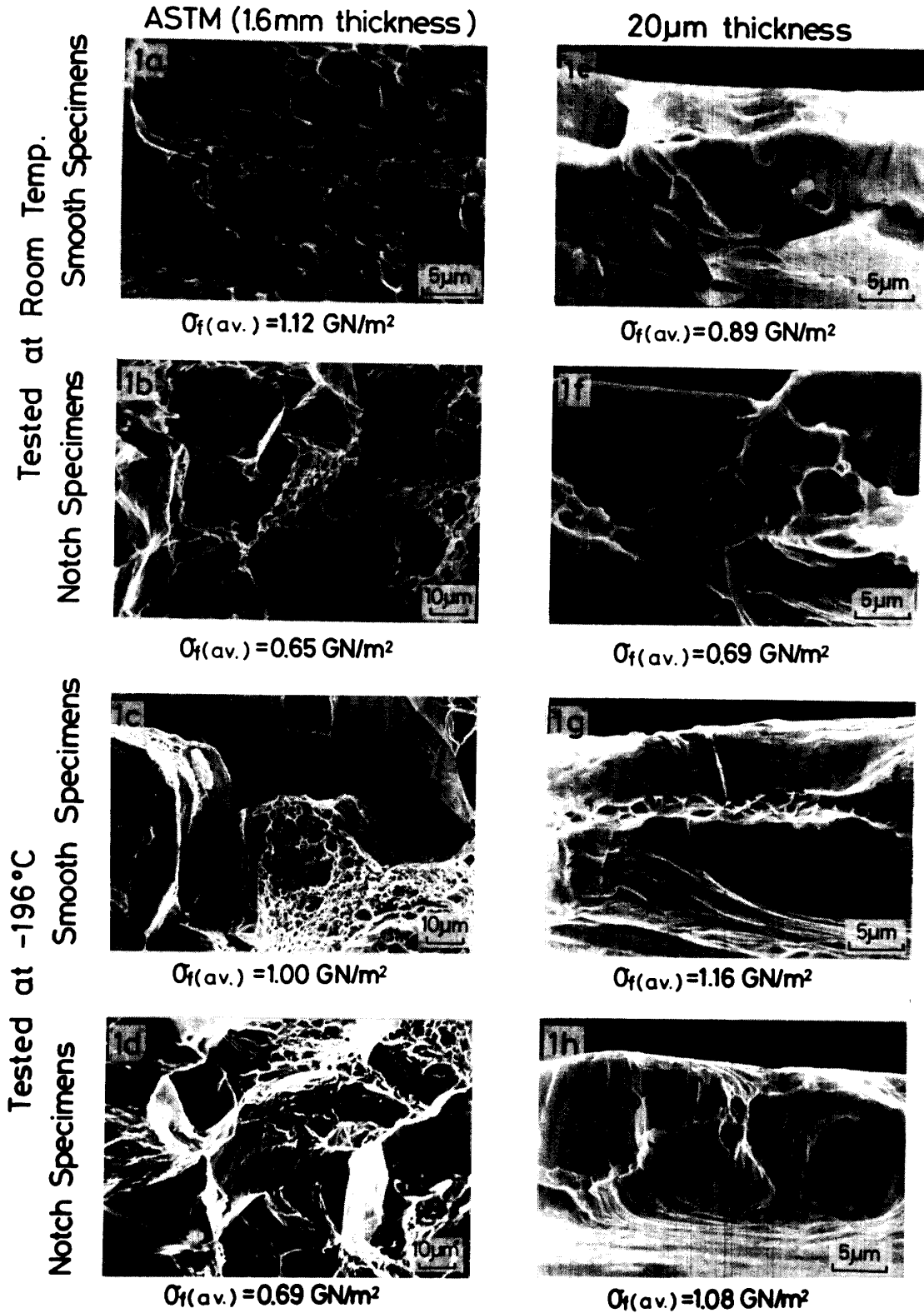


Photo.1 S. E. M. photographs of fracture surfaces of smooth and notch specimens tested in tension both at room temperature and at  $-196^{\circ}\text{C}$  are shown. Results at the left side for the ASTM standard specimens are compared with those at the right side for the 20 $\mu$ m thick specimens for the steel G.

Steel H Quenched Martensite

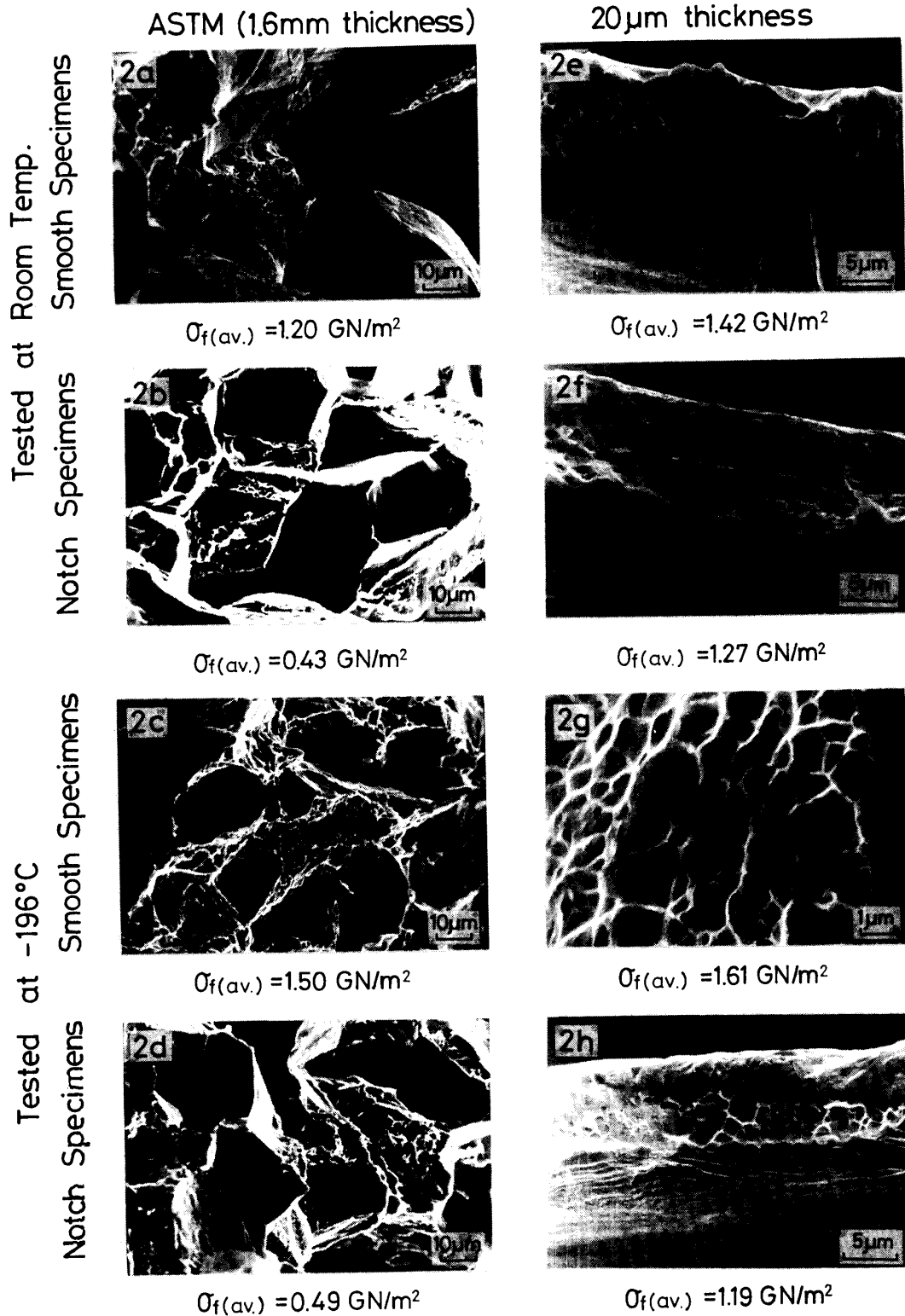
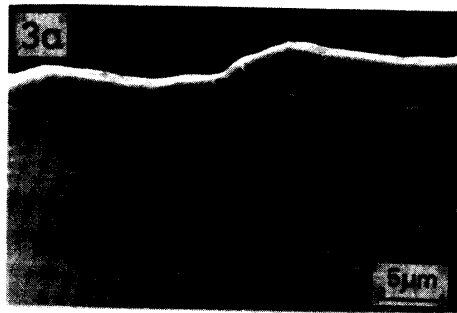


Photo.2 S. E. M. Photographs of fracture surfaces of smooth and notch specimens tested in tension both at room temperature and at  $-196^\circ\text{C}$  are shown. Results at the left side for the ASTM standard specimens are compared with those at the right side for the 20 $\mu$ m thick specimens for the steel H.

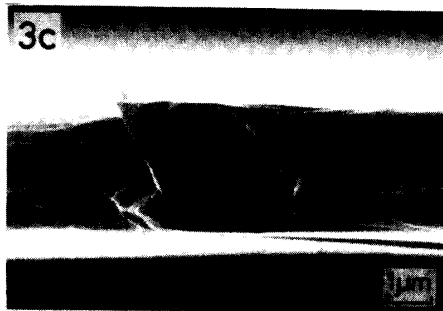
5 $\mu$ m Thick Specimens  
Tested at Room Temp.



Steel H



Steel H'



Steel H'

Photo.3 S. E. M. photographs of fracture surfaces of the 5 $\mu$ m thick specimens are shown for steels H and H'. Photo.3b is in the same magnification with Photo.3c.

れる、即ち面応力状態における塑性域の拡がりは

$$r_{p(1)} = (K^2/4\pi\sigma_y^2) (1+1.5\sin^2\theta + \cos\theta) \quad (1)$$

面ひずみ状態におけるそれは

$$r_{p(2)} = (K_1^2/4\pi\sigma_y^2) \{1.5\sin^2\theta + (1-2\nu)^2(1+\cos\theta)\} \quad (2)$$

となり、何れも破壊靱性値 (K 又は  $K_1$ ) と降伏値の比 ( $K$  or  $K_1/\sigma_y$ ) の関数で表現される<sup>7)</sup>。この実験に用いた鋼種 G 及び H の ASTM 試片における ( $K_c/\sigma_y$ ) の比は各々 0.5~0.8 及び 0.2~0.3 近傍であるが、今下限値

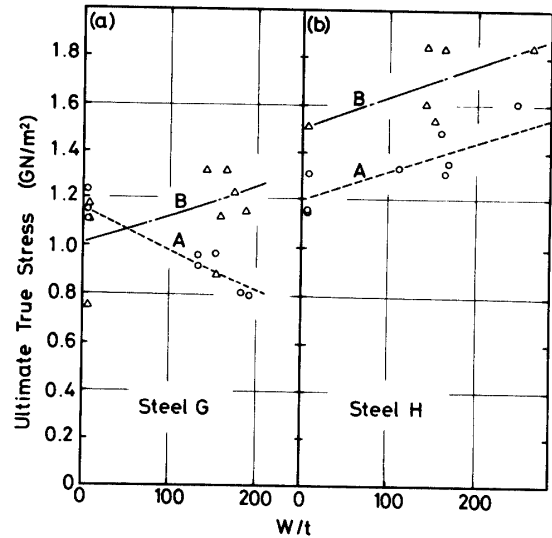


Fig.7 Experimental relationships between the ultimate true stress and the width to thickness ratio for smooth specimens tested both at room temperature and at  $-196^\circ\text{C}$  for the steel G [7 (a)] and for the steel H [7 (b)]

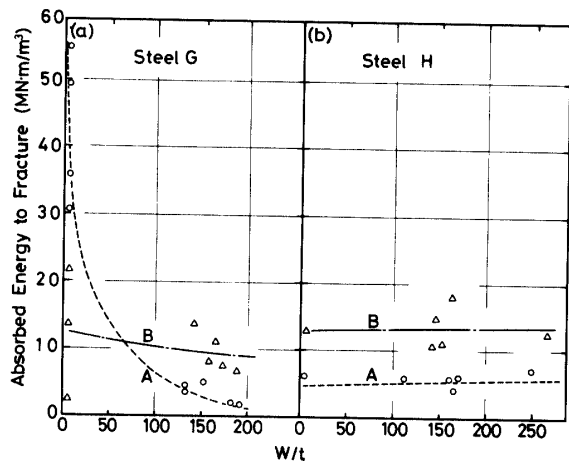


Fig.8 Experimental relationships between the absorbed energy to fracture and the width to thickness ratio for smooth specimens tested both at room temperature and at  $-196^\circ\text{C}$  for the steel G [8(a)] and for the steel H [8(b)]

0.5 から 2.0 迄の ( $K$  or  $K_1/\sigma_y$ ) 値についてその拡がりを比較したものが Fig. 6 である。図中実線が面応力、破線が面ひずみの塑性域である。但し、ここでは材料のポアソン比  $\nu$  を 0.3 としている。この図より面応力条件の塑性域の拡がりは面ひずみ条件のそれより大きく、その差が ( $K$  or  $K_1/\sigma_y$ ) 値の増加と共に大きくなることが解る。

20 $\mu$ m 厚試片は W/t 比が大体 100~140 の設計を有しており、又一般的に非晶質材料の機械的性質の報告をみても、W/t 比が 500 以上のものが多い<sup>8)9)</sup>。設計形

状から論ずれば、当然完全に近い面応力状態であり従って引張応力の $\frac{1}{2}$ の最大剪断応力が働いている面、即ち試片厚さに対して双方から $45^\circ$ せん断型で変形するか、或いはモードIII型の破壊を起こし<sup>10)</sup>、らせん転位の型ですべり破壊が進行すると考えられている。しかし、Photos. 1 及び 2 に示した如く、 $20\mu\text{m}$  厚試片の S. E. M. 観察結果は、深いディンプル、浅いディンプル或いはへき開面を含む破面を呈し、ASTM 試片の結果に比べれば、当然面応力状態の拘束の大きい様相を示すが、なおかつ材料の変形特性及び破壊特性も明白に現している

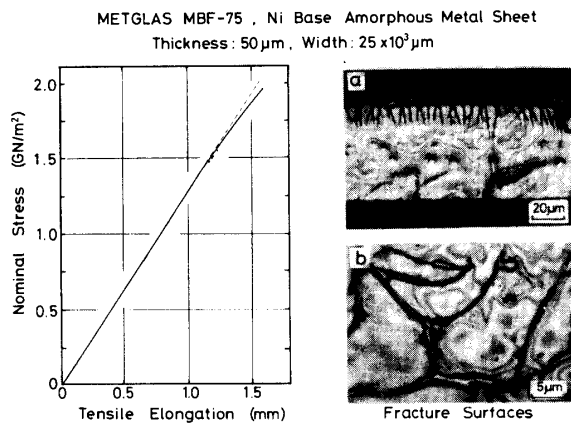


Fig.9 A relationship between nominal stress and tensile extension is shown at the left for the Ni-base amorphous metal sheet (MBF-75) of  $50\mu\text{m}$  thickness. The optical photographs of fracture surface are shown at the right.

る。これらの結果は機械的性質にも現れており、Figs. 4 及び 5 に示した ASTM 及び  $20\mu\text{m}$  試片の結果を横軸  $W/t$  で表示して書き直してみると、各々 Figs. 7 及び 8 となる。Fig. 7 (a) における A・破線が  $W/t$  の増加に伴って減少するのは、 $20\mu\text{m}$  試片におけるへき開面の現れによるものである。又 Fig. 8 (a) における  $W/t$  の増加と共にゆるやかに (B・鎖線) 或いは急激に (A・破線) 減少する傾向は、 $20\mu\text{m}$  厚試片における材料の脆性或いはディンプル型破壊による低下であり、先述のらせん転位型すべりによる減少、即ち Bilby-Cottrell-Swinden モデル<sup>11)</sup>

$$\sigma_r = \{2\sqrt{2} E \sigma_y / [\pi (1+\nu)c]\}^{1/2} \cdot (t)^{1/2} \quad (3)$$

c: き裂長さ

によるものでないと考えられる。鋼種 H の結果 Photo. 2 についても同様なことがいえるが、この鋼種は C 量も多く (0.28% C)、 $M_s$  点も高い (室温近傍) ので、自己焼戻しが生じ易い為、その影響が前者 (鋼種 G) に比べて明白に現れている。 $5\mu\text{m}$  厚試片の破壊になると、さすがに面応力状態の拘束が顕著に現れ、その例は

Photos. 3a 及び 3b に示す通りである。Photo. 3b にみる如く、面応力帯域の拡がり先行し、試片厚さの中央でそれらが合体している。しかし、この試片でもまだ面応力による完全な変形拘束が出来ず、Photo. 3c にみる様に部分的ではあるが、引張応力に対して完全垂直平面を成すへき開破面も現われ、その前後には、薄い層であるが面応力変形拘束の跡をみる事が出来る。Fig. 9 に示した非晶質材料の一例では、結晶質材料の降伏に似た直線性からのずれを示すが、これは粘性流動によるものであろう<sup>9)</sup>。又その破面例は図の右に示した如く、脈状部分を持つ鏡面部分 (引張軸に対して約  $50^\circ$  傾いている) と、ここには示していないが全く異なった破面とが混在したものが現れている。この場合  $W/t=500$  となり、より完全な面応力状態で引張ったことになり、非晶質材料において、結晶質材料におけるらせん転位型すべりに似た変形状態が生じたのではないかと考え得る。何れにしてもこの材料そのものは延性を示す非晶質材料 (脆化処理をしていない) である。今後面応力状態における非晶質材料の変形・破壊挙動については詳しく追求する予定である。

ASTM 試片と  $20\mu\text{m}$  厚試片の結果を直接比較するに当たって検討しなければならない他の重要な点は引張試験機の剛性であろう。試験機の剛性は、試験機のバネ定数を  $K_m$ 、試片のバネ定数を  $K_s$ 、試片のひずみ速度を  $\dot{x}_s$ 、相当全ひずみ速度 [ここで  $x$  (全体の伸び) =  $x_m$  (試験機の伸び) +  $x_s$  (試片の伸び)] を  $\dot{x}$  とすると、それらの間の関係は

$$\dot{x}_s / \dot{x} = K_m / (K_m + K_s) \quad (4)$$

で与えられ<sup>12)</sup>、 $K_s$  に比べて  $K_m$  が大きくなる程、 $\dot{x}_s / \dot{x}$  の比は大きくなる。即ち剛い機械程、 $\dot{x}_s$  の占める割合は大きくなる。ここで引張試験機とは試験機そのものと試料取付け治具類を含めて考えることにする。ASTM 試片の場合、試験機は  $10^4 \text{Kg f}$  容量の島津オートグラフであるから、機械そのものは非常に大きな  $K_m$  を有しており、試験機の伸び  $x_m$  を考える必要はないが、治具類はそれ程大きな剛性を持っていない為その伸びを考慮せねばならない。即ち  $K_m / K_s$  が割合小さいと考えられるので、その結果  $\dot{x}_s / \dot{x}$  の比も小さくなり、治具による機械の剛性低下が大きく影響してくると考えられる。一方  $20\mu\text{m}$  厚試片は、小型改良アダムス型引張試験機で破壊させており、この機械そのものが小さな容量である為、その剛性はオートグラフに比べ非常に小さいものであるが、 $20\mu\text{m}$  厚試片の作用負荷がせいぜい  $10\text{-kgf}$  程度であり、試片自体のバネ定数が試験機のそれに比べて一層小さくなる。従って  $K_m / K_s$  は割合大きいと考えられ、その結果  $\dot{x}_s / \dot{x}$  の比も大きくなる。即ち、試



試験機のカロスヘッドの伸びのうちの大部分は試片そのものの伸びに近くなる。実験結果の解析では予想通りの傾向がみられ、 $20\mu\text{m}$ 厚試片をアダムス型引張試験機で引張ったものの方が ASTM 試片をオートグラフで引張った場合よりも引張りチャートより求めた  $d\sigma/d\varepsilon$  値 (ヤング率に相当) は  $30\text{GN}/\text{m}^2$  近く高い値を示した。以上は弾性域の事であるが、破壊に至るまでの塑性域をも含めた引張変形の全エネルギーを求めるに際しては、この点を注意して弾性エネルギーの項にこの剛さの影響が入らぬ様に工夫した。しかし、塑性域における機械の剛さの影響が多少含まれることはやむをえず、その点から考えると、ASTM 試片の吸収エネルギーは、 $20\mu\text{m}$ 厚試片のものに比べ単位体積当りやや大き目に出ていることになる。

## 5. 結 言

Fe-Ni-Co-C 焼入マルテンサイト鋼の ASTM 試片、 $20\mu\text{m}$ 厚試片及び  $5\mu\text{m}$ 厚試片の室温と  $-196^\circ\text{C}$  で引張破壊試験や破面観察等を行い、次の結言を得た。

- 1) 試片の厚さが  $1.6\text{mm}$ 、 $20\mu\text{m}$  及び  $5\mu\text{m}$  と薄くなるに従い、面応力状態の拘束は強くなる。
- 2) 試片幅と試片厚さの比  $W/t$  が  $100$ 、 $140$ 、 $200$  及び  $300$  と大きくなると面応力状態の拘束が強くなる。
- 3)  $1.6\text{mm}$  厚、 $W/t=4$  及び  $10$  では面応力状態の拘束は弱く、材料特性が非常に脆い状態では殆ど完全な脆性破壊を示す。
- 4)  $20\text{mm}$  厚、 $W/t=100$  及び  $140$  では面応力状態の拘束が、材料の脆性特性を完全に抑えることは出来ず、へき開破壊、デンプル破壊共に現れ得る。
- 5)  $5\mu\text{m}$  厚、 $W/t=200$  及び  $300$  では面応力状態の拘束は非常に強く、殆どが  $45^\circ$  せん断型破面を呈するが、やはりへき開破面もみられる。
- 6) 試片が数  $\mu\text{m}$  厚及びその近傍迄どんなに薄くなっても材料そのものがへき開面を持っている限り、へき開破壊は起こり得る。

- 7)  $50\mu\text{m}$  厚、 $W/t=500$  の非晶質延性材料では面応力せん断型破面を呈する。

## 6. 謝 辞

この研究に使用した鉄鋼材料は筆者の一人が英国リバプール大学当時、Prof. D. Hull の下で B. I. S. R. A. Sheffield, England で準備して戴いたもので、同教授に厚く謝意を表します。オートグラフによる引張試験には、日新製鋼 K. K. 周南研究所に、S. E. M. 破面観察には九工大、大西教授に各々感謝の意を表します。又非晶質材のサンプルを提供して戴いた K. K. テイジン及び日本非晶質金属 K. K. に感謝致します。

## 参 考 文 献

- 1) ASTM BULLETIN: "Fracture Testing of High-Strength Sheet Materials", January (1960) p.29
- 2) J.E.Srawley and W.F.Brown, ASTM, STP., No. 381, (1964) p.133
- 3) 瀧本昭夫, 梶原初太郎, 石田隆: 日本機械学会講論集, No.710-9, 197 (1971)
- 4) 瀧本昭夫, 内田範昭: 日本金属学会講演概要, 第 72 回, (1973)
- 5) J. H. Krafft, et al., Proc. Symp. Crack Propagation, Cranfield, 8 (1961)
- 6) H. M. Westergaard, "Bearing Pressure and Cracks", Trans., ASME, J. Appl. Mech., (1939)
- 7) 黒木剛司, 大森宮次郎: 金属の強度と破壊, 森北出版, (1981) p.26
- 8) T. Masumoto and R. Maddin: Acta Met., 19, 725 (1971)
- 9) 増本健, 深道和明: アモルファス合金, アグネ, (1981)
- 10) J.F. Knott: Fundamentals of Fracture Mechanics, Butterworth, (1973) p.116
- 11) B. A. Bilby, et al.: Proc. Roy. Soc., A272, 304 (1963)
- 12) Cedric W. Richards: Engineering Materials Science, Wadsworth Publishing Company; INC., (1961) p.117

(昭和 57 年 10 月 15 日受理)