非晶質金属薄板のクラック先端における変形と破壊*

和久芳春** 増本 健***

J. Japan Inst. Metals, Vol. 45, No. 11 (1981), pp. 1202~1207

Deformation and Fracture at the Crack Tip of Amorphous Metallic Thin Plates

Yoshiharu Waku** and Tsuyoshi Masumoto***

In the present work the deformation and fracture at the crack tip were examined using $\text{Ni}_{78}\text{Si}_{10}\text{B}_{12}$ amorphous thin plates about 21.7 mm in width and 0.027 mm in thickness which were prepared by a single roller quenching apparatus.

As the plastic zone became larger with increase of the applied stress, the crack tip opening displacement increased. From the growth behavior of the plastic zone and the relation between the crack tip opening displacement and the applied stress, it was found that the transition from a mixed state of plane stress and plane strain to a plane stress state occurred in the early stage of plastic deformation at the crack tip, and therefore that a greater part of plastic deformation and fracture occurred in the plane stress state.

The relation between the size of plastic zone and the applied stress and the relation between the crack tip opening displacement and the applied stress agree very well with the theoretical curves calculated using the B-C-S theory. The fracture of specimen occurred when the size of plastic zone, the crack tip opening displacement or the stress intensity factor reached a critical value. The experimental relationship between the fracture stress and the crack length was explained by the B-C-S theory.

(Received July 9, 1981)

I. 緒 言

極端に乱れた原子配列をもつ非晶質金属は結晶のような異方性がなく、特定のすべり面が存在しないために材料力学的に興味深い物質である。従来の研究によれば、これらの金属の強度は理論値に近く、しかも特徴的な変形挙動を示すことが知られている⁽¹⁾。このような特徴をもつ非晶質金属はほぼ弾完全塑性体とみなすことができ、この材料の変形や破壊挙動は一般の結晶金属とかなり異なることが期待される。とりわけクラックをもつ非晶質金属の変形と破壊については、この材料のもつ非加工硬化性とも関連して破壊力学的に大変興味ある研究課題である。と同時にこの材料が構成材料として実用化される上で明らかにされなければならない重要な問題でもある。本研究では、以上の観点から、 $\text{Ni}_{78}\text{Si}_{10}\text{B}_{12}$ 非晶質合金の幅広い試料を作製し、クラック先端の弾塑性変形挙動を詳細に観察し、クラック先端開口変位、塑性域の大きさおよび応力拡大係数などの破壊力学的パラメーターを測定し、クラックをもつ場合のこの材料の変形と破壊特性を明らかにすることを目的としている。

II. 実験方法

用いた試料は単ロール型急冷装置により作製した厚さ 27 μm 、幅 21.2 mm の $\text{Ni}_{78}\text{Si}_{10}\text{B}_{12}$ 非晶質合金である。この材料の曲げ試験による降伏応力は 2.50 GPa であり、弾性係数は 106.2 GPa である。この試料を長さ 100 mm に切断し、これに Fig.1 に示すような片側切欠(切欠底曲率半径 0.08 mm、切欠深さ 0.3 mm あるいは 2 mm)あるいは中央切欠(切欠底曲率半径 0.75 mm)を放電加工機によ

Fig.1 Shape and size of tensile specimens (dimension in mm). (a) edge-notched specimen, (b) center-notched specimen

** 宇部興産株式会社中央研究所 (Central Research Laboratory, Ube Industries, Ltd., Ube)

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

* 1980 年 4 月日本金属学会東京大会に一部発表

り付し、疲労試験機により切欠底から所定の長さの疲労クラックを導入した後引張試験に供した。Photo.1 は試験片の切欠部から発生した疲労クラックを示す。引張試験は電気油圧式疲労試験機を用いて一定荷重速度 (1.96 N/s) で行なった。荷重の増加に伴うクラック近傍の塑性変形挙動は光学顕微鏡 (×200) で直接観察した。なお、写真の撮影は荷重の増加を止め一定荷重で保持させた状態で行なった。

片側切欠をもつ試験片の応力拡大係数の計算は次式を用いて行なった⁽²⁾。

$$K_I = f(a/W) \sigma_a \sqrt{a} \quad (1)$$

$$f(a/W) = 1.99 - 0.41(a/W) + 18.70(a/W)^2 - 38.48(a/W)^3 + 53.85(a/W)^4$$

$$(a \leq 0.6W)$$

ここで、 a はクラック長さ、 W は試験片の幅、 σ_a は負荷応力である。

Photo.1 A photomicrograph showing the fatigue crack initiated at the root of notch.

III. 結果および考察

1. クラック近傍の塑性変形挙動

Photo.2 は片側切欠試験片における応力の増加にともなうすべり線の発達の様相をクラック長さが 1.81 mm の場合について示す。応力が小さい場合 (図中 (1)), クラック先端での塑性変形はほとんど認められず弾性変形が主であるが、応力が大きくなるとクラック先端からすべり線が発達するようになり、塑性変形領域 (塑性域) は応力の増加とともに大きくなっていき (図中 (2) ~ (10)), ついに破壊に至る。さらに、クラック先端でのこのようなすべり線の成長と関連してクラック先端が開口していく様子が直接観察でき、その開口変位量は応力の増加とともに大きくなり、ある大きさのところでクラックが伝播しはじめ破壊に至る。このようにクラック先端における塑性域の大きさやクラック先端開口変位量が応力の増加にともない変化する様子を連続的に直接観察できるのは一般の結晶金属には見られない非晶質金属の重要な特徴の一つである。

Fig.2 は塑性域の幅方向 (負荷応力方向) の大きさ Z_{py} および長手方向 (負荷応力に直角な方向) の大きさ Z_{px} と負荷応力 σ_a との関係をクラック長さ 1.81 mm の場合について示す。 Z_{px} は破壊直前まで負荷応力の増加とともに大きくなるのに対して、 Z_{py} はある負荷応力以上では一定値となる。この Z_{py} の最大値はクラック先端の応力状態と板厚に密接に関係し、後述するような平面応力状態では、この値は板厚の増大とともに大きくなるものと考えられる。

Photo.2 Photomicrographs showing the development of plastic deformation at the crack tip with increase of the applied stress. ($a=1.81$ mm)

Fig.2 Relation between the plastic zone size and the applied stress for various crack lengths.

さて、一般にクラック先端の変形や破壊を議論する場合、クラック先端がどのような応力状態にあるかをまず明らかにする必要がある。Fig.3は種々のクラック長さにおけるクラック先端開口変位 $\phi(a)$ と負荷応力 σ_a との関係を示す。直線の勾配から両者の関係は三つの領域からなっている。変形の終盤で直線の勾配が変化する点は、その後のわずかの応力の増加で $\phi(a)$ が著しく増大していることとクラック先端の変形挙動の直接観察の結果からクラックが伝播しはじめる点であるといえる。また変形の初期に直線の勾配が変化する点は応力状態が変化するために生じたものと考えられるので、この点における負荷応力 σ_a 、塑性域の大きさ Z_{px} , Z_{py} 、クラック先端開口変位 $\phi(a)$ を各クラック長さについて示すと Table 1 になる。表から、この点はクラック長さや負荷応力に関係なく、塑性域の大きさ Z_{py} およびクラック先端開口変位 $\phi(a)$ がほぼ一定のところであらわれていることがわかる。この Z_{py} が板厚 (27 μm) の半分の値にほぼ等しいことから、この点は応力状態が平面歪と平面応力の混合状態から平面応力状態に変化したために生じたものと言える。よく知られているように、平面歪状態 (試料内部) では塑性拘束があるためクラック先端開口変位は平面応力状態 (試料表面) におけるそれより小さい。本研究では、クラック先端開口変位は試料表面で測定した値であるが、応力状態が混合状態の場合には、この測定値が試料内部の平面歪状態の影響をうけるために、図にみられるような直線の勾配に変化が生じたものと考えられる。以上のように、この材料では変形の初期で応力状

Fig.3 Relation between the crack tip opening displacement and the applied stress for various crack lengths.

Table 1 Values of σ_a , Z_{py} , Z_{px} and $\phi(a)$ at the point showing the transition from a mixed state to a plane stress state for various crack lengths.

a (mm)	σ_a (MPa)	Z_{py} (mm)	Z_{px} (mm)	ϕ (mm)
0.56	530	0.012	0.033	0.0014
0.88	≤ 431	≤ 0.013	≤ 0.048	≤ 0.0018
1.81	372	0.014	0.038	0.0018
2.08	≤ 304	≤ 0.013	≤ 0.036	≤ 0.0015

態が混合状態から平面応力状態へ変化し、塑性変形の大部分および破壊は平面応力状態でおこっていると言える。

2. 塑性域の大きさおよびクラック先端開口変位とクラック長さ、負荷応力との関係

平面応力状態にある引張りクラック先端に形成される塑性域の大きさやクラック先端開口変位とクラック長さおよび負荷応力との定量的関係はこれまで多くの研究者によって論じられているが、全面降伏領域まで成立する理論としてはたとえば B-C-S モデル⁽³⁾や Dugdale モデル⁽⁴⁾がよく知られている。B-C-S モデルによれば、非歪硬化材における塑性域の大きさ Z_p およびクラック先端開口変位 $\phi(a)$ は次式で与えられる。

$$Z_p = a \left\{ \sec \left(\frac{\pi \sigma_a}{2 \sigma_y} \right) - 1 \right\} \quad (2)$$

$$\phi(a) = \frac{8 \sigma_y a}{\pi E} \ln \left\{ \sec \left(\frac{\pi \sigma_a}{2 \sigma_y} \right) \right\} \quad (3)$$

ここで、 σ_y は降伏応力、 E は弾性係数である。同じ結論が Dugdale により弾性論から求められている。有限幅の補正⁽⁵⁾⁽⁶⁾をすると式 (2) および式 (3) は

$$Z_p = a \left\{ \frac{2W}{\pi a} \arcsin \left[\sin \left(\frac{\pi a}{2W} \right) \sec \left(\frac{\pi \sigma_a}{2 \sigma_y} \right) \right] - 1 \right\} \quad (4)$$

$$\phi(a) = \frac{4W \sigma_y \sin \alpha}{\pi^2 G} \int_{\Psi}^{\pi/2} \frac{\cos \chi}{(1 - \sin^2 \alpha \sin^2 \chi)^{1/2}} \ln \left\{ \frac{\sin(\chi + \Psi)}{\sin(\chi - \Psi)} \right\} d\chi \quad (5)$$

$$\alpha = \pi(a + Z_p)/2W$$

$$\Psi = \pi/2 \cdot (1 - \sigma_a/\sigma_y)$$

となる。ただし、式(5)は $W = a + Z_p$ すなわち全面降伏の場合を除いて解析されていない。しかし、 a/W が小さい場合にはほぼ無限板とみなすことができ、式(3)で十分近似できる⁽⁷⁾。

Fig. 4 は種々のクラック長さにおける Z_{px}/a と σ_a/σ_y との関係を示す。図中の実線は試料の降伏応力として $\sigma_y = 2.50$ GPa を用いて式(4)から計算した結果である。図から明らかなように、実測値と計算値とはよく一致している。Fig. 5 は $\Phi(a)$ を無次元化した $\pi E \Phi(a)/8\sigma_y a$ と σ_a/σ_y との関係を種々のクラック長さについて示したものである。図中の実線は $\sigma_y = 2.50$ GPa, $E = 106.2$ GPa を用いて式(3)から計算した結果である。実測値と計算値は σ_a/σ_y が小さいところ ($\sigma_a/\sigma_y \leq 0.15$) を除いてほぼ一致している。 σ_a/σ_y が小さいところで測定値が計算値より小さい点はすべて Table 1 における σ_a を σ_y で除した値 σ_a/σ_y 以下のものである。すなわち、応力状態が混合状態であるため、試料表面で測定したクラック先端開口変位は試料内部の平面歪状態の影響を受け、計算値より小さくなったものと考えられる。これに対して、 Z_{px}/a と σ_a/σ_y の関係は σ_a/σ_y が小さいところでもよく一致しており、試料内部の応力状態の影響を受けない。

中央切欠試験片についても片側切欠試験片と同様の実験を行ない、式(3)および式(4)が中央切欠試験片においても成立することを確認した。

以上のように、クラック先端に形成される塑性域の大き

Fig. 4 The size of plastic zone Z_{px} at the crack length, a , expressed as a function of the reduced applied stress σ_a/σ_y .

さやクラック先端開口変位が B-C-S モデルから計算される値とよく一致することは、この材料がこのモデルの前提である等方的連続体で加工硬化のない材料すなわち理想的な弾完全塑性体であることを示している。また、B-C-S モデルが実際の材料において何ら補正することなしに成立することが証明された意味も大きいといえる。

一方、小規模降伏状態ではよく知られているように、平

Fig. 5 The crack tip opening displacement $\Phi(a)$ at the crack length, a , expressed as a function of the reduced applied stress σ_a/σ_y .

Fig. 6 Relation between the plastic zone size Z_{px} and the stress intensity factor K^* .

面応力状態における塑性域の大きさと応力拡大係数との間には次式の関係が成立する⁽⁸⁾.

$$Z_p = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K}{\sigma_y} \right)^2 \quad (6)$$

式(1)におけるクラック長さ a を $a^* = a + Z_{px}/2$ で置換え、塑性域の補正をして計算した K^* と Z_p との関係を Fig.6 に示す. 図中の直線は式(6)から計算した結果であり, 計算値と実測値はよく一致している. これまでに結晶金属においても, Z_p と K との関係が調べられているが, 材料により加工硬化特性が異なるため式(6)における係数は研究者によりまちまちであった. 非晶質金属は理想的な弾完全塑性体であるため式(6)の関係が成立したものといえる.

3. 破 壊

破壊が発生するときの臨界の塑性域の大きさ Z_{px}^c , クラック先端開口変位 $\Phi^c(a)$ および応力拡大係数 K_c とクラック長さとの関係を Fig.7 に示す. 図から明らかなように, いずれのパラメーターもクラック長さに関係なくほぼ一定値を示しており, これらのパラメーターはいずれも非晶質金属の破壊のクライテリオンとして有望であることを示している. このうち応力拡大係数は小規模降伏条件下において物理的意味があるもので, その条件は次式で与えられる⁽⁹⁾.

$$a, (W-a) \geq 2.5 \left(\frac{K_c}{\sigma_y} \right)^2 \quad (7)$$

本試験条件下では常に $(W-a) > a$ であるので, 実測した K_c と σ_y から式(7)は $a \geq 0.87$ となる. 図においてこの条件を満足しないところでも K_c は $46.5 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ と一定であり, 結晶金属にみられるような K_c の増大がみられない.

Fig.8 および Fig.9 はそれぞれ Z_{px}^c/a と σ_f/σ_y との関係および $\pi E \Phi^c(a)/8 \sigma_y a$ と σ_f/σ_y との関係を示す. 図中の実線は式(3), 式(4)における Z_p , $\Phi(a)$ および σ_a をそれぞれ Z_{px}^c , $\Phi^c(a)$ および σ_f で置換えて計算した結果である. いずれにおいても実測値と計算値はほぼ一致してい

Fig.7 Effect of the crack length on the critical values of Z_{px}^c , $\Phi^c(a)$ and K_c .

Fig.8 The critical size Z_{px}^c of plastic zone at the crack length, a , expressed as a function of the reduced fracture stress σ_f/σ_y .

Fig.9 The critical crack tip opening displacement $\Phi^c(a)$ at the crack length, a , expressed as a function of the reduced fracture stress σ_f/σ_y .

ると見ることができる。このことはクラック先端での塑性変形が式(3)および式(4)の関係を満足しながら進行し、 $Z_p, \Phi(a)$ がある臨界の値 $Z_{px}^c, \Phi^c(a)$ に達したときに破壊が発生することを示しており、破壊が塑性変形の結果として起ることを意味している。

Irwin⁽¹⁰⁾と Orowan⁽¹¹⁾によれば破壊応力 σ_f は次式で与えられる。

$$\begin{aligned}\sigma_f &= \sqrt{\frac{2E(\gamma_p + \gamma_s)}{\pi a}} \\ &\simeq \sqrt{\frac{2E\gamma_p}{\pi a}} \quad (\gamma_p \gg \gamma_s) \\ &= \sqrt{\frac{EG_c}{\pi a}}\end{aligned} \quad (8)$$

ここで γ_p は塑性仕事、 γ_s は表面エネルギー、 G_c はエネルギー解放率である。小規模降伏条件 ($Z_p \ll a$) では $G_c, \Phi^c(a)$ および K_c との間には次式の関係がある⁽¹²⁾。

$$G_c = 2\gamma_p = 2\sigma_y \Phi^c(a) = \frac{K^2}{E} \quad (9)$$

$\Phi^c(a)$ から計算される G_c (27.46 kJ/m²)†と K_c から計算される G_c (=20.59 kJ/m²)とはかなり近い値となり、このことは破壊がほぼ式(8)に従っていること、また $\Phi^c(a)$ および K_c いずれも破壊のクライテリオンとなりえることを示している。

いま、次式を破壊のクライテリオンとすれば、

$$\Phi(a) \geq \Phi^c(a) \quad (10)$$

式(3)から破壊応力 σ_f は次式で与えられる。

$$\sigma_f = \frac{2\sigma_y}{\pi} \arccos \left\{ \exp \left(-\frac{\pi E \Phi^c(a)}{8\sigma_y a} \right) \right\} \quad (11)$$

Fig.10 はクラック長さ a と破壊応力 σ_f との関係を示す。実線は式(11)の計算結果であり、実測値をよく説明している。

Fig.10 Relation between the fracture stress σ_f and the crack length a .

† 1 kJ/m² ≡ 0.98 kgf·cm²

IV. 総 括

クラックをもつ非晶質金属の変形と破壊を明らかにするため、Ni₇₈Si₁₀B₁₂ 非晶質合金のクラック先端における弾塑性変形挙動を光学顕微鏡で直接観察し、次の知見を得た。

(1) 荷負応力の増加にともなう塑性域の成長およびクラック先端開口変位の変化を直接観察することができた。塑性域は幅方向と長手方向に成長するが、一定応力以上では長手方向のみに成長する。

(2) 塑性変形の初期段階で応力状態が平面歪と平面応力の混合状態から平面応力状態に変化し、変形の大部分および破壊は平面応力状態でおこる。

(3) クラック先端に形成される塑性域の大きさ Z_p およびクラック先端開口変位 $\Phi(a)$ と荷負応力 σ_a 、クラック長さ a との関係は B-C-S 理論から導かれる次式でよく表現できる。

$$\begin{aligned}Z_p &= a \left\{ \sec \left(\frac{\pi \sigma_a}{2\sigma_y} \right) - 1 \right\} \\ \Phi(a) &= \frac{8\sigma_y a}{\pi E} \ln \left\{ \sec \left(\frac{\pi \sigma_a}{2\sigma_y} \right) \right\}\end{aligned}$$

ここで σ_y は降伏応力、 E は弾性係数である。

(4) 破壊は塑性域の大きさ Z_p 、クラック先端開口変位 $\Phi(a)$ および応力拡大係数がある臨界の値に達したとき発生する。破壊応力 σ_f は、 $\Phi(a) \geq \Phi^c(a)$ を破壊のクライテリオンとして導かれる次式でよく表現される。

$$\sigma_f = \frac{2\sigma_y}{\pi} \arccos \left\{ \exp \left(-\frac{\pi E \Phi^c(a)}{8\sigma_y a} \right) \right\}$$

文 献

- (1) 例えば、増本 健：日本金属学会会報，**15**(1976)，194.
- (2) W.F.Brown, Jr. and J.E.Srawly：ASTM STP 410(1966)，11.
- (3) B.A.Bilby, A.H.Cottrell and K.H.Swinden：Proc. Roy. Soc. A, **272**(1963)，304.
- (4) D.S.Dugdale：J.Mech.Phys.Solids, **8**(1960)，100.
- (5) B.A.Bilby, A.H.Cottrell, F.R.S., E.Smith and K.H.Swinden：Proc. Roy. Soc. A, **279**(1964)，1.
- (6) E.Smith：Int. Conf. Fracture, Sendai, Japan, (1965)，133.
- (7) 平 修二，田中啓介，横幕俊典：材料，**24**(1975)，733.
- (8) 例えば，岡村弘之：線形破壊力学入門，培風館，(1976)，78.
- (9) E 399-74, Annual Book of ASTM Standards, Part 10(1975).
- (10) 例えば，G.R.Irwin：J.Appl. Mech., **24**(1957)，361.
- (11) E.Orowan：Reports on Progr. in Physics, **12**(1949)，185.
- (12) 例えば，A.S.Tetelman and A.J.McEvily, Jr.：Fracture of Structural Materials, John Wiley & Sons, Inc., New York, (1967)，71.