鉄鋼材料の塑性変形並びに破壊に関するX線的研究について*

蒲 地 一 義**

The X-Ray Study of Plastic Deformation and the Fracture
of Iron Material

by

Kazuyoshi KAMACHI

(Faculty of Engineering, Osaka University, Osaka)

The macroscopic theory of fracture as developed by Ludwick, Druidenkov and Orowan making distinction between ductile fracture and brittle fracture point out that brittle fracture results when flow curves cross the supposed brittle fracture curve, and ductile fracture results, when flow curves cross the ductile fracture curve. On this theory the initiation mechanism of brittle fracture is considered according to the Griffith's theory and no consideration is made on ductile deformation to fracture.

On the other hand in the microscopical study of fracture, much effort has been made to make clear the formation of crack nucleons. From many observations, several models of pile up dislocations to develop the cracks have been reported by Zener, Orowan, Stroh, Cottrell, Mott and by some other researchers.

But these theories of two groups have been developed independently, and few attempts have been made to establish a consistent theory to combine these two thoroughly.

This paper is an experimental report of the study to make clear the relation between brittle fracture and ductile deformation to fracture, using the X-ray diffraction methods.

In the study the X-ray apparatus with back refraction device was used, and X-ray micro beam technique was employed and improved micro beam cameras were designed and constructed by the author.

In this way information was obtained about the heavily deformed state of the material and about the transitions of fracture mode from ductile to brittle.

As the results of the X-ray experiments thus made with the use of these cameras, measurements were made of the size of fragmented crystalline particles, the misorientation between them and the dislocation density of the fractured parts and considerations were made also of fracture and ductile deformation.

(Received Sep. 17 1963)

1. 緒 言

X線応力測定に関する研究は、その物理的興味のほかに、工学的に材料強度の研究上、重要かつ有用なものであると思われるが、ここに述べんとする内容は直接X線応力測定についての事柄ではない。しかしながら、機械または構造物の強度をX線的に研究するという最終最大の目的に対しては、これと比肩すると考えられたがゆえに、あえて表題の研究に関してここにその一端を論ずる次第である。

破壊に関する研究、あるいは塑性変形に関するX線の研究はその数、枚挙に暇なきが如くであるが、著者はこれら多数の先人の研究を概観し、これらをやや異

なった考え方に基づいてこの研究を行なった。その考え方は、従来多くとられていた破壊の形態的分類をX線的な観点から見直すことであり、このために細束X線を用いて実験した。細束X線カメラは二種用いたが、いずれも著者の設計によるものである。細束X線による実験は最初¹⁹⁾ P.H. Hirochが行なったが、その後、Gay, Kelly 達によって普及した。著者はこの方法に改良を加え、顕微鏡による観察の結果と対応づけることを考えて、この研究に応用した。研究の内容は極軟鋼材から試験片を截りだし、衝撃および静的引張りを与えて、延性破壊から脆性破壊までのいろいろの形態の破壊を行なわしめて、X線によってその塑性変形状況を研究した。紙数の関係で多くを述べることはできないが、この研究の一部についてここに紹介する

原稿受付 昭和38年9月17日、当学会第2回X線応力測定シンポジウムにて講演(昭38.7)
正員 大阪大学工学部

次第である。

2. 金属材料の破壊と塑性変形について

破壊という命題については、材料強度の観点からの研究と物理的現象としての研究が多くなされているのであるが、なお議題せられる点が多く充分な本質的解明はなされていない。

金属材料の破壊については Orowan (1949 年) の観察が有名である。Orowan は金属材料の破壊の形態を観察して次のように分類した。すなわち、(1) 脆性破壊 (brittle fracture), (2) 繊維状破壊 (fibrous fracture), (3) せん断破壊 (shear fracture), (4) Rupture, (5) 疲労破壊 (fatigue fracture), (6) 結晶粒界の粘性破壊 (intergranular viscous fracture), (7) 結晶粒界の脆性破壊 (intergranular brittle fracture) およびその他の形態の破壊の 8 種類に分類している。⁸⁾ 形態上からのこの分類はもっともであると思われるが、現象としてみた場合、それぞれが激密に単独で起こることはまれであって、これらの共存する場合とか、他の因子と重畳して起こる場合が多い。破壊の機構については、1920 年ごろから巨視的方面の研究が行なわれ、その初期において、Griffith の理論など今日なお引用されている有名な理論が出された。その後 1945 年頃までの間に、これらの理論の修正理論が出され、また微視的研究が行なわれ始めたが、この方面の研究は転位論の台頭と共に急速に進歩した。就中、鋼構造物の脆性破壊事故が頻発するという时期的環境も手伝って、多大の研究が行なわれた。しかしこの間、巨視的研究と微視的研究は互いに独立に進歩し、この間の一貫した理論はなお樹立されていない。

巨視的研究を概観すれば、Ludwick, Davidenkov 達に端を発する。Flow curve と Fracture curve による現象の説明が主流をなし、真応力-真ひずみ曲線が、仮想した破壊曲線と交わるとき破壊が起こるという考え方であって、破壊の機構は Griffith crack の説を採用しようというものである。Fig. 1 (a) はこの中 Ludwick によるものであり、(b) は脆性破壊曲線と延性破壊曲線を別に考えたものである。

これに対し微視的方面における研究は主として、転位の堆積によって、破壊の核が如何にして発生するかという破壊の発生の機構の研究が主体である。破壊の発生に関する有名な転位模型の 2, 3 を紹介すれば、⁷⁾ Fig. 2 のようである。Fig. 2 (a) は Zener, Strohn による破壊き裂の発生に関する転位模型であり、結晶粒界、不純介在物等の障害に対して堆積した転位によって微小き裂が発生する場合の模型である。(b) は Cottrell によって近年提唱されている模型で、体心立方格子の結晶で、交叉するすべり面上の転位によって、(100) にき裂が発生する模型である。物質によっては

よく一致する実験結果が得られている。(c) は Mott, Orowan, Strohn 達による考え方で、すべり面およびこれに垂直な面に転位の堆積のための crack が発生している模型である。

著者もこれらの模型に適合する実験結果を得ているが Photo. 1 に Zn に関してのき裂の実験例を示す。これは Zn の低温における静引張破壊部における、き裂発生の模様であって Fig. 2 (c) の model に適当するものである。¹¹⁾ このほか Low, Hahn, Stokes,¹²⁾ Parker, Gilman¹³⁾ らによって転位の堆積によるき裂発生の研究が行なわれている。

要するに、巨視的研究は破壊の伝播条件の研究であり、微視的研究は破壊の発生に関する研究であるといえることができる。

著者は脆性遷移現象の研究過程において、脆性破壊と延性破壊は本質的に異なるものではなくて、塑性変形の過程の如何なる時期に破壊が発生するかということで、その破壊の種類が決定されるものであると考えた。従って、破壊時における塑性変形の状況を研究することが破壊の機構解明に大きい役割を果すわけである。塑性変形の程度が小さい時は普通の X 線束でもある程度の研究は可能であるが、変形がはなはだしい場合は半価幅が Fig. 3 のように変化して、正確な塑性変形量の評価は困難である。このような場合、細束 X

Fig. 1 Explanation of fracture from flow stress curve and fracture stress curve

Fig. 2 Some models of crack, initiated from pile up dislocations

- (a) Stroh, *Prod. Roy. Soc.*, 223 A 404 (1954)
 (b) A.H. Cottrell, *Trans. AIME*, 212 192 (1958)
 "Theoretical asp. Briffle Fracture"
 Lecture at the A.T. Meeting Tokyo (1961)
 (c) E. Orowan, *Dislocation in Metals AIME*, 69 (1954)
 A.N. Stroh, *Phil. Mag.*, 5 973 (1958)

Fig. 3 Breadth at half maximum value of X-ray diffracted rings taken from worked specimens

線によって、高加工度部分の研究が可能となる。

塑性変形に関するX線の研究はきわめて多いが、延性破壊の状態(たとえば局部収縮部のように)における研究は、理論的並びに実験的に困難があつて、比較的少ないようである。細束X線による実験値についても種々な議論もあるが、局所収縮部のような高加工度部分の研究には、無二の武器として一つの論拠を与える実験であることは疑えないところであると思われる。個々の実験について詳しくのべることはやめて、細束X線による上述のような考え方について述べることにする。

3. 細束X線カメラとそれによる研究法

金属材料が弾性範囲を越えた外力を受けると、変形は塑性域にはいり、X線回折像は変化する。数%ないし10数%の変形を受けた金属材料からのX線回折像は拡散して Fig. 3 のような傾向を示す。このような回折像の変化は、結晶粒子の微細化と長規則範囲ならびに短規則範囲のひずみを含むものであつて、普通の方法で、簡単にこれらを分離測定することは困難である。精密な回折環の profile の測定とその数理解釈によるか、または細束X線によらねばならない。物理的研究と異なる困難さがこのへんにあるわけであつて、局部収縮部分の研究に対しては、profile の精密な測定は試料の形状、表面の凹凸などから困難である。このような理由から、今の目的に対しては細束X線が唯一の方法であることがうなずけよう。

このために用いる細束X線カメラは、X線照射野を小さくすることだけが条件であつて、ほかには普通のX線カメラと異なるところはない。ただできるだけ精密に作成すればこと足りるものである。しかしながら、照射野の塑性変形の状況とX線回折像の關係が明確になれば、さらに有利であることは論を持たないところであつて、このため著者は二種類のカメラを作成した。Photo. 2 に示すのがそれである。(a)は1956年に著者が手製したカメラであり、(b)は1960年に著者が設計したカメラである。30 $\mu\phi$ ~100 $\mu\phi$ のスリットを有し、顕微鏡にて試料表面を観察し、その部分のX線写真をとることができる。(a)のカメラでは試料を180°転回せしむる必要があるので、必ずしも同一場所を光学およびX線的に観察しているという保証が与えられないうらみがあるが、(b)の方では全く試料を動かさないでこの点は正確である。顕微鏡観察倍率は $\times 400$ ~ $\times 600$ である。その光学的構成を Photo. 2 (c)に示す。

このようなカメラを用いてきわめて微小な面積にX線を照射することによって、次のような關係から高加工度部分に対するX線の研究が可能となるわけである。

入射X線束を細くすれば、微小な面積が照射される

から、X線の回折に寄与する結晶の部分は少なくなる。多結晶体が加工を受け、その程度がはなはだしくなると、各結晶粒子は隣接結晶の干渉のため複雑な変形をなし、格子面は三次元的な湾曲をする。しかし如何に

強加工をほどとしても、X線回折環は生ずるから、結晶質としての特性を失うことはないであろう。すなわち、格子面の湾曲はこれら微細な結晶部分が繋って構成されていると考えることができる。X線の照射野が

Photo. 1 Cracks in zinc

(a)

(b)

(c)

Photo. 2 Micro beam X-ray camera, designed by the author

充分小さくなって、これら微細な結晶部分のおおのが、照射野の大きさに対して充分な大きさをもつにいたれば、これらの微細化結晶部分は回折環上に斑点として現われるようになるわけであって、その大きさは次のようにして推定することができる。

今X線束の断面積 A として、X線が浸入した深さを l とすれば、X線によって浸される材料の体積 V は

$$V=A \times l \quad (1)$$

である。 V を構成する上述のような微細化結晶粒子の体積を v とすれば(v は V 中、一様な大きさであると仮定する)、 $Nv=V$ で与えられる。 N は微細化結晶粒子の数である。

Debye ring 上の一つの斑点が、一つの微細化結晶粒子に対応するものとすれば、環上でのその斑点の幅を S_T として

$$S_T \cdot N < 2\pi R \cdot \tan 2\theta$$

のとき、回折環は spotty となる。 R は環の半径であり θ は Bragg の角である。不等号の向きが逆であれば、連続した環となるはずである。X線の回折の条件をいれると

$$N = \frac{1}{2} \left(\frac{V}{v} \right) p \cos \theta (d\theta + \Delta) \quad (2)$$

であることは容易にわかる。ただし p は反射面の重複係数である。 $d\theta$ は入射X線束の発散角であり、 Δ は特性X線の波長の拡がり、格子のひずみ等による回折角度範囲の拡がり角である。この式から N を環上で数えたと v が求まるはずであるが、実際にはX線の浸入深さ l は一意的に定義できないからその測定は困難である。このため、露出時間をかえて二回以上写真を撮り、おのおののフィルム上での N をよんで、この式を連立せしむれば、 l は消去することができる。あるいは結晶構造の解析時に用いるような方法を採用して、フィルムを重ねて撮影し、フィルムによるX線の吸収を利用して各斑点の強度を求めても同様の効果が得られる。

さて Fig. 4 において、表面から l なる深さにある粒子からの反射強度 I は

$$I = VKI_0 e^{-\mu l(1 - \sec 2\theta)} \quad (3)$$

Fig. 4

である。 K は体積反射係数、 μ は線吸収係数である。X線の場合、フィルムの黒化度 B は、 $B=I \times T$ (T :露出時間)と考えてよいから(相反則)、 T_0 の露出時間で B_0 より黒さの大きい斑点の数を N_0 とし、また T_1 の露出時間に対して B_0 より黒さの大きい斑点の数を N_1 とすれば

$$N_1 - N_0 = \frac{A p \cos \theta}{2\mu v(1 - \sec 2\theta)} \log \frac{T_1}{T_0} (d\theta + \Delta), \quad (4)$$

$$\frac{N_1 - N_D}{A \log_{10} \frac{T_1}{T_0}} = \frac{2 \cdot 3 \cdot p \cdot \cos \theta}{2\mu(1 - \sec 2\theta)} \cdot (d\theta + \Delta) \cdot \frac{1}{v} \quad (5)$$

その時々条件により Δ を求めるか、または Δ は $d\theta$ より小さいゆえに無視できるとすれば、 v は求まる。 v は微細化された結晶部分である。これはいわゆる fragmentation である。微細化結晶部分はこのような状態下ではひずみを保有しているのが普通であって、さらにこれら個々の結晶部分のひずみを明らかにせねばならない。このためには Fig. 5 のようにエワルドの反射球を考えて逆格子点の拡がりから、結晶についての大凡の状態を推察すればよい。interference frunction が矩形断面の平行六面体であると考え、その辺をおのおの dr_1 , dr_2 , dr_3 とすれば、 dr_1 , dr_2 は OPC 面内にあって、ring 上の広がり dr_3 に相当するから、フィルム上の斑点の広がり S_R , S_T に相当する角度の広がりを A_R , A_T としたとき

$$S_T = \frac{R_0}{\cos 2\theta} A_T \quad (R_0: \text{フィルム試料間距離}) \quad (6)$$

で与えられる。 $d\phi_3$ を O において dr_3 の張る角度の広がり dr_3 とすれば、

$$d\phi_3 = \frac{\lambda dr_3}{2 \sin \theta} \quad (7)$$

$$A_T = d\theta + \lambda dr_3 = d\theta + 2 \sin \theta d\phi_3 \quad (8)$$

であることがわかる。

$$\text{同様に} \quad S_R = \frac{R_0}{\cos^2 2\theta} A_R \quad (9)$$

Fig. 5 Reflecting sphere construction for the broadening

$$\text{より} \quad d\phi_2 = \frac{\lambda dr_2}{2\sin\theta} \quad (10)$$

$$A_R = 2d\phi_2 + d\theta \quad (11)$$

が得られる。 dr_1 についても同様に求め得るが、フィルムより求めることは困難であるので、 dr_1 , dr_2 , dr_3 が同様の値をとると考えて計算して求める。

かくして、微細化された結晶部分の体積と、それぞれの結晶の格子ひずみに対する推定はできるわけであるが、その状態における転位密度を推定することができれば、さらにその利用範囲は広がるのであって、次のような考え方で転位密度の推定を行なう。

すなわち、常温強加工によって格子面湾曲が連続的であり(この程度の X-ray beam の太さに対して)、Debye 環上の斑点が arc 状に広がるような場合にはその両端について、また多少とも脆性に近い破壊の場合で、伸びた arc の上に比較的鮮鋭な微細構造が見られる場合には、その隣接した微小斑点間について、おのおの環の中心に張る角を求めこれを γ とする。しかるとき、それらに対応する面法線のなす角を β とすれば、幾何学的に容易に Fig. 6 のようにして

$$\sin \frac{1}{2}\beta = \cos\theta \sin \frac{1}{2}\gamma$$

の関係が求まる。この β は、反射面法線のなす最大角、いわゆる misorientation の最大角度であるから、転位密度 D は

$$D = \frac{\beta}{bT}$$

の関係から推定できる。 T は X 線の反射に寄与した領域の長さであり、misorientation β を与える最大の値である。 b は Burger's vector、個々の微細化結晶部分の一辺の大きさを t とすれば Fig. 7 において $h = b/\beta$ であり、 $(1/ht)T = \beta$ である。

以上、述べたようにして、細束 X 線を用いて実験することによって、相当の高加工度部分の結晶状態を推定することができる。ここでは破壊に至る塑性変形の

Fig. 6 The fraction of reflecting particles within deformed specimen

過程を研究するため、破壊直前までの延性変形機構を明らかにすることが目的であり、この方法によって実験した結果を次節に述べる。

4. 塑性変形と破壊についてのX線による実験とその結果

先に触れたように、脆性破壊も延性破壊も本質的に異なるものではないのであって、塑性変形および粘性変形の量が零に近づくとき脆性破壊が起こると述べたが、これは次のような実験事実に基づくものである。すなわち著者は、先に同様の条件で脆性破壊から延性破壊までの破壊の状況を観察せんと試みて、Vノッチを有する引張試験片を多数作成し、種々の温度で引張り衝撃を与えて破壊せしめた。このときの吸収エネルギー対温度曲線が Fig. 8 に示すものである。そのおのおのの破面と破断部近傍について背面反射 Debye 環を撮影した。そのときの半価幅対試験温度曲線が Fig. 9 のようである。Fig. 8 の吸収エネルギーは遷移度が急激な変化を示し、一般にはこれを脆性破壊発生における、材料の一つの臨界点と考えていたのであるが、Fig. 9 の半価幅の曲線を見てもわかるように結晶格子の塑性変形量はそのような急激な変化を示さない。各温度での破断部近傍の塑性変形模様は Photo. 3 のようであるが、Photo. 3, Fig. 9 および Fig. 8 の3つ

Fig. 7 Misorientation

Fig. 8 Absorbed energy vs. temperature curve

を比較すれば、次のように結論される。すなわち、Photo. 3 (a), (b), (c), (d), (e) はおのおの液体窒素温度、 -105°C 、 -78°C 、 -60°C 、 -25°C と吸収エネルギー値が低い領域での破断部近傍の塑性変形の状況であって、(f) は吸収エネルギー値の高い領域におけるそれである。これら塑性変形を起こしている領域は試験温度が高いほど大きくなっている。半価幅値はこの写真の (a), (b), (c) に相当するところでは略一定値を示すが (d), (e) に相当する温度では増加の傾向を示し、(f) 以上は飽和して漸増の形となる。また、(a), (b), (c) の塑性変形の特徴は結晶粒自体の湾曲変形は少なく、すべりと双晶のほか結晶粒界での

glide, (粘性変動と態々別と呼んだ) が顕著である。半価幅値が増加する程度に応じて (d), (e) のように結晶粒の湾曲がひどくなってくると共にすべりが増加している。ここで特に注意すべきことは双晶が発生した後にも湾曲変形が起こっていることであって、脆性破壊の原因が双晶の発生と一対一に対応しないことの一つの証拠となっていることである。遷移温度以上では (f) のように無数のすべりによって結晶粒自体の湾曲変形が著しく、半価幅は吸収エネルギー曲線と共に飽和した傾向を示す。因みに Photo. 4 に $+40^{\circ}\text{C}$ 、 0°C 液体窒素温度でとった (310) の回折環の写真をあげるが、上述のような傾向をよく物語っているものと考えられる。

(a)

(d)

(b)

(e)

(c)

(f)

Photo. 3 Microscopic structure of deformation from fractured parts of specimens, fractured at

(a) Liquid N_2 temp.,
(d) -60°C ,

(b) -105°C ,
(e) -25°C ,

(c) Dry ice Alcohol,
(f) Room temp.,

ここまでの所で明らかになったことは、吸収エネルギーの減少は結晶粒子の湾曲変形が行なわれなくなったことに対応し、半価幅値の変化はこのことを結晶学的に裏づけをするものであって、いわゆる脆性破壊は結晶格子の湾曲変形が阻止されたときに起こるものであること、また、Photo. 3の写真において、半価幅値の変化に寄与するものは結晶の塑性変形であって、(b), (c), (e)のように結晶粒界での変形は大きく寄与していないことがわかるから、これはすべり、双晶の結晶の塑性挙動と別種のものとして区別するほうが妥当ではないかと考えられる(先にも触れたように、これは定義し難いので粘性変形と呼んだわけである)。

もう一つ、Debye環の直径を測定してみると、Fig. 10に示すようになるのであってFig. 10の縦軸は破壊以前の直径との差をとったものであり、残留する応力値も塑性変形量と同様な傾向を示すと考えて差し支えないようである。

鉄鋼材料の脆化の内容は、以上のように塑性変形が

Fig. 9 Half peak maximum value vs. tested temperature curves

Fig. 10 Difference of ring diameter between annealed and fractured states

次第に起こりにくくなっていくことであって、脆性破壊が起こるのはその変形過程のいずれの点でき裂が発

At +40°C

At 0°C

At liquid N₂ temp.,

Photo. 4

生するかということに関連するものである。たとえば、Photo. 3 (b) の写真の程度の変形で先に述べた (Fig. 2) ようなき裂が発生するか (c) の段階で発生するかということは、その時の条件によって定まるものである。この条件については後述する。

一方延性破壊の方について考えてみると Debye 環は均一連続な拡散した形となり、半価幅も一定値に近づいて来るのであって、顕微鏡写真も Photo. 3 (f) のような状態となるのみで結晶の状況について詳しいことはわからない。このような場合に細束 X 線を用いることにより、先に述べたような方法でその状況が推察できるわけである。今まで常温以下の低温試験を主体として来たので、この方法についても低温での実験を行なったのであって、その結果を述べると次のようである。pearlite free の極軟鋼を用いて引張試験片を作成し、先の衝撃試験片と同様の低温で静的に引張破壊せしめた、破断部は局部収縮を起して破断にいたっている。このおのおの破断部の近傍についてとった顕微鏡写真と、その部分についてとった細束 X 線の写真を Photo. 5 にあげる。これは Photo. 2 に示すカメラを用いたものであり、slit は $50\mu\phi$ を用いたものである。分解能を計算すると $6 \times 10^{-4}\text{cm}$ であって、数ミクロンの大きさの粒子なら充分に判別できるが、 1μ 以下の粒子では分解できない。Photo. 5 から明らかに、このような高加工度部分では微細化結晶部分の大きさは 1μ 以下であることがわかる。このへんの状況を明らかにするためには 10μ 程度の slit を用いねばならない。現在は研究室の事情で装置的に実施し得なかった。局部収縮を起していても低温度では、この微細化結晶部分の大きさは大きく、この関係を Fig. 11 に示す。このことから延性破壊までの吸収エネルギーは結晶の微細化に費やされていることと、結晶の湾曲はこれら微細化された結晶部分が連なってでき

Fig. 11 The size of fragmentated crystal particles, plotted against temperature

ていることがわかる。さらに mosaic の単位構造の一つが試験前の状態でほぼ 10^{-4}cm 位の大きさをもつと考えると、充分な延性破壊はこの mosaic 構造がさらに細分化する場合に起こると考えられる。一方、低温で加工し破断したものの細束 X 線写真を見れば斑点中に微細構造がみられるわけであって、しかも一つの結晶粒子に対応する斑点の中にこれらが鮮明にみられるのであるから、結晶格子の湾曲は連続した滑らかなものではないことは明らかであって、比較的完全な構造をもった部分が不連続に続いているものであることが判明する。この間の状況を Fig. 12 に模型的に示す。この不連続がき裂のような材質の不連続なら、斑点の間の背景はなく、はっきり区別されるはずであるが、多分多数の転位が(同符号の)あって結晶粒境界部のような状況を呈しているに相違ない。隣接した斑点が、環の中心に張る角度から、これらの微細化結晶部分の間の misorientation を推定し、さきに述べたような方法で、転位密度を計算すれば液体窒素温度ではほぼ $2 \times 10^9/\text{cm}^2$ 、常温では $9 \times 10^{10}/\text{cm}^2$ 位と計算される。この値は他の報告、たとえば P.B. Hirsh の mosaic structure¹⁸⁾ の論文およびこれに引用されている諸論文の報告値と一致した値を示すものである。しかし、著者の経験では試験方法、材料などによって必ずしも一致した値が得られることはないようである。

以上のような塑性変形の内容は、同様の低温で引張破壊した場合の単結晶についても同様の結果が得られるものである。Photo. 6 (a) は液体窒素温度で引張破壊した鉄単結晶破断部のラウエ写真であり、(b) はそのステレオ投影図である。破断部は局部収縮を起しているが、そのラウエ写真上の各斑点は変形されてはいるが鮮鋭な微細構造を示している。斑点の変形は格子面の湾曲を示すものであり、微細構状の状況は上述のような内容を示すものであることがこの図より明らかに読みとれるものである。(c) は 0°C での同様破断部のラウエ写真であって、巨視的には (a) と同様であるが斑点の模様は全く異なり、面積的な拡散を示している。ラウエ図形に伴って現われたデバイ環は破壊したために生じたものであるが、その強さを比較してもこのへんの事情はうかがえるわけである。

Fig. 12

5. 総 括

以上、破壊と塑性変形についての実験の一端について述べたが、要約すれば次のようである。

i) “吸収エネルギー対温度曲線”および“半価幅対温

度曲線”を比較することによって、macroscopicな見地で脆性破壊といわれる破壊は、本来の意味から考えられる脆性破壊と等しい物理的内容をもつものではなく、塑性変形量の少ない延性破壊といえる場合が多

(a) Fractured at liquid nitrogen temp.,

(b) Fractured at brice Alcohol temp.,

(c) Fractured at room temp.,

Photo. 5 (220) Rings, taken from fractured parts which are shown on the left hand

い。有溝衝撃試験による材質の評価は、その起源から考えてもこの実験結果から考えても、いずれにしろ一つの目安であって、物理的意味は少ないものであるといえる。今の場合、脆性破壊から延性破壊までを同様の条件で一貫して得るため、有用であった。また、吸収エネルギーは延性変形に費やされるのが大きい部分を占めているが、この延性変形は結晶塑性変形と結晶粒の微細化、並びにそれら境界部分における粘性流動（従って微細化結晶の相対的廻転）を含むものである。

ii) 材料が脆性破壊を起こすような条件下では、上述の微細化結晶粒の大きさは延性破壊時のそれより大

(a)

(b)

(c)

Photo. 6 The Laue pattern shows elongated spots. Having fine structure in them, taken from fractured part of single crystal, fractured by tension test at liquid nitrogen temperature (a) and at 0°C (c). The stereo-projected diagram of (a) is (b)

きくなっている。そのとき、個々の微細化結晶部分の内部の格子ひずみは比較的少ないものであって、その境界に転位が多く集まり、転位の分布は不均一である。軟鋼を常温で加工するとき最大荷重以上ではこの微細化結晶粒子の大きさは少なくとも 10^{-5} cm 以下となるようである。微細化結晶粒子の大きさが大きくなり、その個々の格子ひずみが比較的少なくなるような場合は、隣接粒子間の *misorientation* が大きくなることは当然考えられることで、この実験からもそう結論されるが、このような場合降伏および破壊強度は高い値をとると考えられる。実際そうであって、低温になり脆性化する程破壊応力は高くなり、 -180°C では室温の2倍以上の値を示した。したがって、脆性破壊は高い応力で起こる。工業的に問題となる低い応力で脆性破壊が起こる場合があるが、これは材料の変形が拘束された場合、与えられた機械的エネルギーが弛緩せず、これがある値に達すれば、急激に多くの破壊核が一時に発生し、伝播する距離がきわめて小さくして、これらが連結してき裂を一挙に拡大するためであり、この現象は過冷却液体がある機会に急激な凝固をする現象に似ている。著者はこう考えてこの現象を説明した。

iii) 微視的な破壊理論にあげられている破壊の発生に関するいろいろの模型はまず当を得たものと言うことができる。ただ材質の結晶構造とその塑性変形の機構によって、どの模型がもっともよく現象を説明するかという点について、まだ充分の研究がゆきとどいていないと考えられる。また、微視的研究は破壊の発生についての研究で、巨視的研究は主として破壊の伝播の条件についての研究がその主体をなすと考えられる。したがって、たとえば Griffith の理論はその条件が満たされるような場合について成立するものであるから、材料と周囲環境について充分吟味しないでむやみに、当籤めることは危険であると考えられる。この実験で得たような脆化の機構についてはある程度普遍性がある

Photo. 7 Propagation of cracks

ると考えている。

vi) 細束X線カメラで、顕微鏡組織と対応せしめられる機構をもつことは非常に有用であると考えられる。高加工度部分の研究のほか、多結晶体中の一つの結晶をとってその塑性挙動を研究し、または一結晶粒内の場所的な塑性挙動の差異を調べるなど、現在研究中であるが有用な研究であると考えられる。

v) 紙数の関係もあり充分意を尽せなかったが、今までの研究の一部をここに述べた。

参 考 文 献

- 1) P. Ludwik and R. Seheu, Stahl und Eisen., **43**, 999 (1923)
- 2) N. Davidenkov, Dinamicheskaya Ispytania Metallov Moscow (1936)
- 3) W. Kuntze, Arch. Eisenhüttenwesen, **2**, 109 (1928)
- 4) E. Orowan, Trans. Inst. Eng. Shipuild. Scotland **465** (1945)
- 5) A. Griffith, Phil. Trans. Roy. Soc. London, **A-221** 163 (1920)
- 6) 大谷, 日本溶接学会誌
- 7) Stroh, Proc. Roy. Soc., **23**, A 404 (1954)
- 8) A. H. Cottrell, Trans. A.I.M.E., **212** 192, (1958)
"Theoretical Aspect of Brittle Fracture" Lecture at the A.T. Meeting Tokyo (1961)
- 9) E. Orowan, Dislocation in Metals, A.I.M.E., **69** (1954)
- 10) A.N. Stroh, Phil. Mag., **3**, 597 (1958)
- 11) J.R. Low, Relation of Properties of Micro Structure A.S.M., **163** (1954)
- 12) G.T. Hahn, *et al* Fracture (John Wiley) **91** (1954)
- 13) R.J. Stokes, *et al* Phil. Mag., **3**, 718 (1958)
- 14) E.R. Parker Fracture. (John Wiley) **181** (1954)
- 15) J.J. Gilman Jom. Appl. Phys., **1262** (1956)
- 16) Fisher
- 17) 横堀, 材料強度学 (技報堂)
- 18) P.B. Hirsch, Progress in Metal Physics, **6**, 236~ (1956)
- 19) P.B. Hirsch, Acta Cryst., **5**, 165 (1952)
- 20) D. Gay and A. Kelly, Acta Cryst., **6**, 165 (1953)
- 21) K. Kamachi, Tech. Rep. Osaka Univ., **12**, 501, 141 (1962)

訂 正

第12巻第119号 (昭和38年8月), 602頁 Fig. 1 は誤りでしたので下記のように訂正いたします。

正

誤