(昭和 37 年5月造船協会春季講演会において講演)

脆性破壊における破面遷移現象の機構

正員 大 谷 碧* 正員 出 口 義 治**

Mechanism of Fracture Transition in Brittle Fracture

By Midori Otani, Member Yoshiharu Ideguchi, Member

Summary

Experiment was performed to investigate the applicability of energy condition for unstable fracturing as a mechanism of the fracture transition in Tipper specimen. Distributions of plastic work were estimated through hardness survey near fibrous crack. As the result it was revealed that the amount of plastic surface work in fibrous fracture was exceedingly large and widely different from the one in cleavage fracture. Accordingly any energy condition for unstable fracturing was expected never to be satisfied, in so far as the type of fracture remained fibrous.

Further experiment was made about another unstable condition for ductile fracturing proposed by Orowan⁵⁾. It was confirmed that his theory represented rightly the unstable fracturing, though Tipper specimen was far from this condition in case where its length of fibrous crack grew to the order of critical crack length, C_{cr} .

A new stress condition was proposed to illustrate schematically the mechanism of fracture transition in Tipper specimen as shown in Fig. 17, in which the behaviors of fracture stress curves were according to the results of recent study⁶⁾ on structural mild steel.

1 緒 論

切欠を付けた小型試験片においては、いわゆる破面遷移温度を境として、破面が延性型から脆性型に急変する。しかし脆性破壊した試験片の破面を詳細に調べると、この破面遷移温度に近い温度で破壊したものでは、切欠の先端に爪型の小さな fibrous 型の破面が、一般には生じていることがよく知られている。したがつて破面遷移温度に近い低温では、切欠の先端部で fibrous 型破壊がまず生じ、ややしばらくしてこれが cleavage 型破壊に転化し試験片は破断するに至ると考えられる。

そのように破壊型式が fibrous 型から cleavage 型に転化する機構を明らかにすることは、重要な価値を持つことが期待される。何となれば小型試験片を用いて鋼材の切欠靱性を評価することが、どのような意義を有するかは、この破面遷移の機構を知ることによつて、はじめて明らかにされ得るからである。また脆性破壊の伝播現象においてあらわれる伝播の停止 (arrest) は、小型試験片の破面遷移とはちようど逆の順序によるところの、cleavage 型から fibrous 型への破壊型式の転化ではないかと予想されるふしもあるから、伝播停止の現象を解釈するための有力な手掛りを与えることも期待されるのである。

切欠先端部で生ずる破面遷移の機構に関しては、すでに幾つかの理論が提出されている¹⁾²⁾³⁾。しかしこれらの理論にはいずれも説明の過程に重大な仮定が含まれており、かつそれらの仮定が正しいか否かはまだ確められていない。

筆者らは本論文において、この本質的な仮定の問題に関連して若干の実験を行ない、破面遷移の機構を再検討

原稿受付 昭和 36 年 12 月 16 日

^{*} 大阪大学 工学部

^{**} 日本鋼管 KK 技術研究所

236

することとした。

2 延性破面の塑性表面エネルギー

後述するごとく従来提案されてきた諸説では、脆性破壊の伝播条件として用いられるところのエネルギーの不安定条件が、延性クラックにもまた適用できると考えて、延性クラックがこの不安定条件を満すようになつたときに脆性クラックに転化すると説明している。延性破壊をエネルギー条件で取扱つてよいかどうかは後に検討することとするが、いまは仮りにそのように取扱つて差し支えないものと仮定して、延性破面の塑性表面エネルギー(S)について考察を進める。

Cleavage 型の脆性破面のSは、X線回折法によりかなり定量的に測定されていて、 10^6 erg/cm²(約 10^{-2} kg-m/cm²)の order であると信ぜられる。一方 fibrous 型または shear 型の延性破面のSは、これよりも遙かに大きい量であろうとは推察されるが、その値の order はまだ計測されていない。

しかしいずれにせよ延性クラックの伝播条件が Griffith-Orowan 流のエネルギー条件であらわされるためには、何らかの理由によつて、延性型破面のSが cleavage 型破面のそれに近い order にまで減少することが、まず必要であると考えざるを得ない。

このSを減少させる作用が期待されるもつとも有力な因子は、脆性破壊試験片に慣用される鋭い切欠の切欠効果である。なんとなれば切欠効果によつて、(a) 降伏点と歪速度の上昇および塑性変形能の低下などの、Sの減少を伴なうであろう一連の現象が同時に生ずるとともに、(b) 切欠の存在によつてすでに破壊前にいちじるしく塑性変形した部分を延性クラックが進むときは、やはりSが相当に減少するものと予期されるからである。

筆者らはこのような効果をある程度期待して、 Tipper 試験片の切欠部より生ずる fibrous クラックのSを実!験的に求めることとした。

さてここで問題となるのは、Sの計測方法である。いま求めようとするのは切欠の先で fibrous クラックが爪型にかなり発達していわゆる critical crack length (C_{cr}) に近づき、やがてこれが cleavage クラックに転化しようとする際のSであるから、実験としては便宜上破面遷移温度よりやや高温側において引張試験を行ない、 C_{cr} の前後の種々な長さにクラックの生長した試験片について S の総和を測定した上で解析しなければならない。これに対して cleavage 型破面では、特殊な場合を除きSはほぼ均等な値で分布するものとしてよいから、このように面倒な手続きは必要でなく、破面上の1点について測定すれば十分であろう。しかし fibrous 型破面では測定にすこぶる手数が掛りそうである。またX線回折法ではX線ビームをある程度(約 1/16 in)以下に細くすることは一般でなく、この範囲におけるSの平均値を知るに止まり、かつ測定精度にもかなりの誤差を伴うようである。かかる測定法に代るものとして、本報告では鋼材の歪硬化性を利用する方法によることとした。すこなわち破面近傍の硬度分布を微小硬度計により詳細に測定し、これを塑性歪エネルギーに換算して、Sの特性を

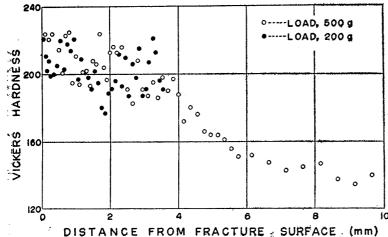


Fig.1 Preliminary test on hardness distribution near fibrous fracture (V-Charpy test)

検討する方法を採用した。

2·1 予備実験

微小硬度の計測によつて、fibrous クラック附近の塑性変形がどの程度敏感に検出できるかを、Vシャルピ試験片について予備的に検討した結果をFig.1に示す。試験片の材質はセミキルド軟鋼で、破面は 100% 延性 (75℃で破断)であつた。破断した試験片を幅の中央で切欠に直角方向に縦割りにし、この面上で切欠底から 2mm 下の位置の、破面に垂直な直線上の硬度分布が記入されている。硬度試験機の荷重には 500g および 200gを用いた。この図から知られるように、fibrous クラックに対しては、破面附近の歪硬化

の状況を十分詳細に検出することができるので、Sの推定が可能であろうと考えられる。破面近傍で塑性変形がはなはだしくなると、測定点はかなりばらついてくるが、硬度測定の圧痕がほぼ結晶粒の大きさであつたから、この歪硬化の差は結晶軸と荷重方向の組合せにより起こる本質的なものであつて、測定誤差ではないと推定してよいであろう。

硬度測定結果から塑性表面エネルギーSを求めるには、Fig.1の要領の測定値に対して平均曲線を引き、一方あらかじめ丸棒引張試験で歪硬化と塑性変形エネルギーの関係を別に求めておき、これを用いて硬度曲線を吸収エネルギー曲線に変換すればよい。ただし単軸応力状態に近い丸棒引張試験での歪硬化現象と、多軸応力状態のもとに塑性変形したときのそれを等置してよいかは疑問であるが、歪硬化は多軸応力度の影響を受けないとして本実験と類似の問題を処理した報告 4)もあるので、このような方法によつてもSの近似的な値を大体推定することはできるであろう。

なお Fig.1 から、荷重が 200g でも 500g でも同様な硬度分布の得られることが知られたので、試験は 500g の荷重によつて行うこととし、とくに破面のごく近傍(約 $0.5\,\mathrm{mm}$ 以内)のみを荷重 200g で詳細に測定することとした。

2.2 鋼材および試験片

試験に用いた鋼材は板厚 $15 \, \mathrm{mm}$ のキルド軟鋼(圧延のまま)で,その化学成分と機械的性質は Table 1 のごとくである。

また Tipper 引張試験片は、深さ $3 \, \mathrm{mm}$ の側面 V 切欠を有する標準形状のもの(Fig. 9 においてピンを通すために溶接で付けた部分を省略した長さ $350 \, \mathrm{mm}$ の試験片)で、Table 1 の鋼板から圧延方向に採取した。なお本供試鋼の、V シャルピ試験と Tipper 試験によつて求めた遷移温度が、Table 1 に併せて示してある。

Table 1 Steel plate used for the test

CHEMICAL		COMPOSITION		(%)
C	Si	Mn	Р	S
0.12	0.21	0.80	0.036	0.030

MECHANIC	AL PRO	PROPERTY		
YIELD POINT (kg/mm²)	TENSILE STRENGTH (kg/mm²)	ELONG. (%)		
30.0	47.0	30.0		

NOTCH TOUGHNESS							
V-CH	TIPPER						
Tris (°C)	Trs (°C)	Trs (°C)					
-3	20	-6					

2.3 実験方法

前述のように破面遷移温度(T_{rs})よりやや上方の試験温度(すなわち $5\sim10^\circ$ C の室温)において,試験片に引張荷重を与え切欠先端部に fibrous クラックを発生せしめ,しかる後に荷重を除去する。この試験温度は T_{rs} より約 15° C 高かつたが,その程度の温度の差は,fibrous クラックのSの値に余り大きな影響を与えるものではあるまい。載荷の程度を変化させて,種々な深さのクラック(長さC)が残留するごとくする。次に試験片を Fig. 2 (a) に示すようにていねいに細分して,a 面および b 面の硬度を同図 (b) に示す測定線上で計測する。なお実験には,Amsler 型 50t 試験機を用いた。

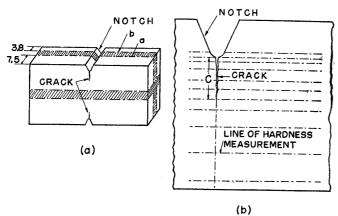


Fig. 2 Location of hardness measurement

2.4 歪硬化曲線

鋼材の圧延方向から,直径 7mm で平行部の長さ約 45mm の 丸棒試験片を削り出して,降伏から破断までの各段階に引張荷重 を与えた後,荷重を除去した。試験片が necking を起こしたも のに対しては,その部分の断面収縮から引張歪を計算して,試験

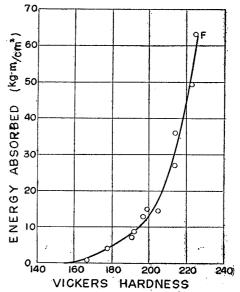


Fig. 3 Relation between absorbed plastic energy and Vickers hardness in round bar tensile test

片中もつとも塑性変形を受けた箇所に対する真応力~真歪曲線を求めた。一方この部分で試験片を切断して硬度を調べ、それらの歪硬化に対応する真応力~真歪曲線との関係から、Fig. 3 に示すごとき歪硬化と塑性変形エネルギーの関連を示す曲線が得られた。

2.5 実験結果

破面附近に吸収されて残留した塑性変形エネルギー曲線の1例を,Fig.4 に示す。この図は fibrous クラックの長さCが 5.01mm の試験片について,Fig.2 のa面に対する硬度測定の結果を,Fig.3 の曲線によつて塑性

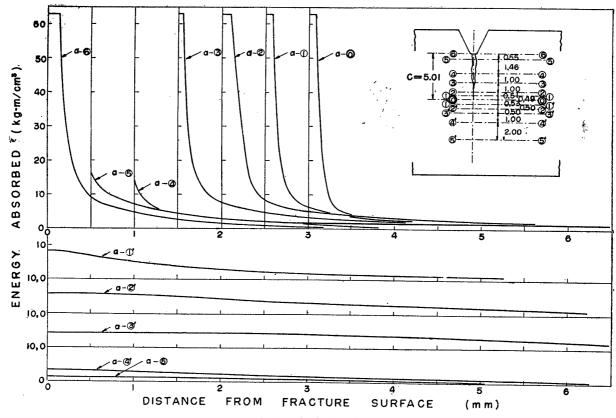


Fig. 4 Example of absorbed plastic energy curves

変形エネルギーに換算したものである。切欠およびクラックの影響がない箇所の塑性変形エネルギーは,例えば クラックの長さCが数 mm のときは,試験片の全吸収エネルギーにくらべ破面付近の全吸収エネルギーの割合は 4%以下の order であつたからこれを一応無視して,試験機の自記装置に記録された全吸収エネルギーを試験 片の体積で割つて概算できる。図において吸収エネルギー曲線の高さが低下しこの値にまで減少するのは,Fig. 2 の a 面において破面から約 5 mm,b 面において約 7.5 mm 離れた部分においてである。

図示されているごとく fibrous クラックが生長する際には、塑性変形は破面の付近に集中する傾向が強いとはいえ、その存在が破面近傍にのみ局限されることはなく、またこの集中は試験片全体としての平均値にまで連続的に減少するのである。このような場合は破面からどの距離までの塑性変形を以て、fibrous クラックの塑性表面エネルギーとすればよいのであろうか。かかる測定結果が得られたのは fibrous 型破面に対しては、塑性 "表面" エネルギーの概念が成立たないことを暗示するものであるかも知れない。

この問題の検討は後に譲ることとして、今は実験結果をさらに整理する便宜のために、fibrous 型破面の塑性表面エネルギーを試験片の平均吸収エネルギー以上の塑性仕事をほぼ行なつた部分の吸収エネルギーの総和(すなわち a 面では破面から 5 mm,b 面では $7.5\,\mathrm{mm}$ 以内の全吸収エネルギーとする)と仮りに定義し、 $\mathrm{Fig.4}$ などの曲線の曲積からその値を求め、切欠底部からの距離に対して白丸で点置すると、 $\mathrm{Fig.5}$ の例に示すような分布曲線が得られる。 $\mathrm{Fig.5}$ の曲線は、 $\mathrm{クラック長さ}$ C がそれぞれ $1.10\,\mathrm{mm}$, $5.01\,\mathrm{mm}$ および $7.72\,\mathrm{mm}$ のときの,仮りに定義した塑性表面エネルギー(破面 $1\,\mathrm{cm^2}$ 当り)が a 面で分布する状況を,切欠先端からの距離に対して示すものである。

なお Fig. 4 において、破面の近傍 (約0.5mm 以内)には塑性変形のはなはだしく集中することがあらわされているが、このピークの部分の麗の高さは、材料の歪硬化曲線 (Fig. 3)の傾斜が急増し始める点 (約10 kg-m/cm³の吸収エネルギーの点)にほぼ相当する。Fig. 4の分布曲線で吸収エネルギーの値がこの10 kg-m/cm³以上の部分の面積を計り、Fig. 5 中に黒丸で点置して破線の曲線で結んでおいた。

この Fig.5 の曲線の面積は、ある長 さCの fibrous クラックが発生したとき 破面の附近において, 試験片の平均値以 上に塑性変形を受けた部分が吸収したエ ネルギーの合計値(板厚 1cm 当り)を 示すこととなる。各種のクラック長さに 対し、かかる吸収エネルギーの総和 $\sum S$ (Fig. 2 の a 面での測定値) を図示する と、Fig.6の曲線が得られる。この曲線 の傾斜が、 fibrous 型破面に対して仮り に定義したところの塑性表面エネルギー (S) である。 同図中に破線で記入した $\Sigma S'$ 曲線は、Fig. 5 の破線の曲線から 求めたものである。なお Fig.2 の b 面 での測定結果も, Fig. 5 と Fig. 6 に類 似の成績を示した。

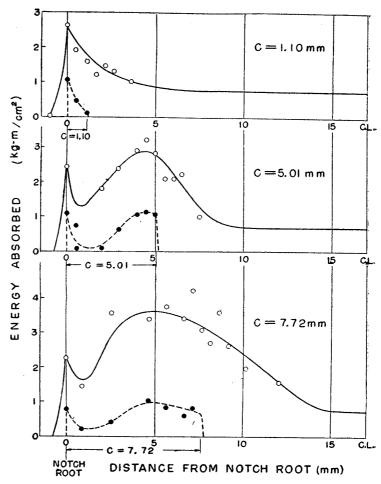


Fig. 5 Examples of distribution of absorbed plastic energy near fibrous fracture

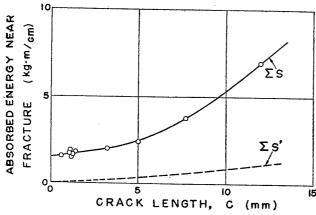


Fig. 6 Relation between absorbed plastic energy near fracture and crack length

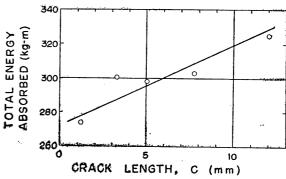


Fig. 7 Relation between total plastic energy absorbed in specimen and crack length

また Fig.7 は fibrous クラックが生長するのに試験片全体としてどの位の塑性変形エネルギーを必要とするかを知るため、試験機の自記装置で記録した荷重~伸び曲線の面積から試験片の全吸収エネルギーを概算し、これを各試験片のクラック長さ C(左右の切欠に対するもののうち大きな方の値)に対して点置したものである。この図の直線の傾斜から、C が $1 \, \mathrm{cm}$ 生長するのにほぼ $50 \, \mathrm{kg-m}$ に達する多量の塑性仕事を試験片に供給しなければならないことが分る。

240

2.6 実験結果の検討

前述のように fibrous クラックに対しては厳密な意味で塑性表面エネルギーの概念が成立つか否かは良く分らないが、一応仮りに定義した塑性表面エネルギーの挙動について、Fig.6 を検討してみよう。なお破面遷移温度の直下では fibrous 型破面の深さ (C_{cr}) は、左右の切欠のうち深い方で $4.6\,\mathrm{mm}$ であつた。

同図の $\sum S$ 曲線の傾斜は、切欠の影響が及ぶ範囲であろうと思われるその先端から約 $3 \, \mathrm{mm}$ 以内では小さくかつほとんど一定である。一方クラック長さCが約 $5 \, \mathrm{mm}$ に達すると、曲線の傾斜は急激に増加しはじめるものであることが分る。このことは予期されたようにSが、切欠効果の及ぶ範囲内では確かに減少するものであることを証明している。しかしながらC が約 $3 \, \mathrm{mm}$ 以内でS が小さい場合でも、その値は約 $1.2 \, \mathrm{kg-m/cm^2}$ であり、cleavage 型破面の塑性表面エネルギーの約 100 倍の order にも達する大きな値であることが知られる。念のため S' について調べてみても、その値は約 $0.6 \, \mathrm{kg-m/cm^2}$ 以上であり、やはり非常に大きい。

このように、もし fibrous クラックの塑性表面エネルギーが S または S' の形で定義し得たと仮定しても、切欠効果が及ぼす塑性変形減少の影響のみを通じては、その値が cleavage クラックの場合に近い order まで低下する可能性はとうてい期待できないことが証明されたと考えられる。したがつてクラツクが fibrous 型である限り、Griffith-Orowan 流のエネルギー条件式が満足されることによつて、cleavage 型に転化することもまたあり得ないと考えるべきであろう。

なお Fig.6 と Fig.7 の測定結果を組合せて,試験機から供給される塑性仕事が,試験片中にどのように分布するかを調べてみよう。Fig.6 の曲線は fibrous クラックの片面についてのみの値であり,またクラックは左右の切欠より発生しているから,試験片の板厚が 1.5 cm のことをも考えて, クラックが長さ 1 cm 生長するに要する塑性表面エネルギーの合計を曲線の傾斜を用いて概算すると,

Cが約 3mm 以内のとき:1.2kg-m/cm²×1.5cm×1cm×4≒7kg-m

Cが約 5mm のとき : 3.5 kg-m/cm²× " ⇒21 kg-m

C が約 10 mm 以上のとき: 9.5 kg-m/cm²× " ⇒57 kg-m

となる。クラックが 1 cm 生長するのに試験片全体に供給される塑性エネルギーは,Fig.7 から約 50 kg-m であることが知られたから,Cが約 10 mm 以上の状態でクラック 1 cm の生長に要する塑性表面エネルギーは,本実験の精度としては試験片全体に供給された塑性エネルギーにほぼ一致するといえる。すなわち試験機の供給する塑性エネルギーは,破面の比較的近傍に集中することが推定される。しかしこれはC が約 10 mm 以上に成長して試験片の延性破断が近づいた試験末期に限られた現象であつて,Cが生長しはじめて約 3 mm 以内のときはもちろん,問題となる C cr 附近の長さの場合でも,試験機の供給する塑性エネルギーの大半は,試験片全体に分布するものであることが,上述の概算によつて分る。それゆえに一般には fibrous クラックに対して,厳密な意味での塑性 "表面" エネルギーの存在は否定的なように考えられる。

3 延性破壊の不安定条件

Orowan の発表した興味ある見解⁵⁾ によれば、延性破壊が不安定となる条件はエネルギー条件ではなく力の条件であるという。彼の説が正しいならば、先に検討した塑性表面エネルギーの挙動とは離れて、fibrous クラックが不安定となる機構が別に存在することとなる。一旦 fibrous クラックが不定定となつてその生長が加速されさえするならば、歪速度の急増の影響や、延性破壊の伝播し得る速度の限界は余り大きくないらしいことなどを

考えると、これが cleavage 型破壊に転化する可能性が濃いように思われる。この意味で Orowan の説く延性破壊の不安定条件が正当であるかどうか、また fibrous クラックの深さがほぼ C_{cr} となるときに、Tipper 試験片がこの条件に近づくか否かを検討することが必要である。

3·1 Orowan の不安定条件⁵⁾

Orowan は延性破壊の不安定条件を次のように述べている。いま Fig.8 の引張試験片において、延性クラックまたは necking が発生して生長するものとする。引張試験機の弾性は、試験片の有効長さを増すことにより考慮に入れてあ

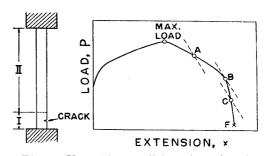


Fig. 8 Unstable condition for ductile fracture (Orowan)

る。試験片の上下端は、図のごとくしつかりとグリップにくわえられている。Fig. 8 はこの試験片の塑性伸びと 荷重の関係を示す概念図である。図の横軸には試験片の弾性伸びは含まれず、その塑性伸びのみが表わされてい る。試験片の necking が開始するか、または発生した延性クラックが若干の深さにまで生長すると最大荷重点 が現われ、荷重は塑性伸びの増加に伴なつて減少しはじめる。

試験片は塑性伸びの他に弾性伸びをも生ずる。最大荷重点以後の塑性伸びは necking 部またはクラックの付近に局限されるであろうが,弾性伸びは試験片全体に分布する。いま試験片を Fig.8 中に示すように区分して, I を最大荷重後に塑性変形している部分, II を弾性変形している部分とする。試験機の弾性も有効長さに換算して II に加えられているから, II の部分は見掛けよりも一層長いものであろう。したがつて II の長さは II よりも,かなり大きくなるはずである。それゆえに II の部分の弾性伸びは II の部分のそれにくらべて,無視し得るほど小さいと考える。このようにすると試験片のいわゆる II spring constant は常に一定となるから,弾性伸びの荷重に対する比例常数はいつでも一定となり,以下の議論を進めるのに好都合である。

さて試験片が Fig. 8 中の A 点まで変形したとし、その時から暫くの間は、グリップが全く変位しないでいるものとする。このような条件のもとに I がさらに塑性変形を生ずると、これに等しい量だけ II の部分の弾性伸びは減少しなければならない。したがつて荷重 (P) の低下は次式によつてあらわされる。

$$dP = -K \cdot dx$$

ここに K は試験片(試験機の弾性を含む)の spring constant, dx は I における塑性伸びの増加 Fig. 8 の A 点を通る破線の直線は,上式に従つて試験機の荷重が減少することを示している。A 点での荷重の減少は,試験片がさらに塑性伸びするのに対応する荷重の低下(実線の曲線)よりも急であるから,グリップが変位してその間の距離が増加しない限りこのような現象は進行 せず,換言すればこの荷重系は安定なこととなる。

試験片の塑性伸びがさらに増加してB点に達すると、荷重〜塑性伸び曲線の傾斜は、荷重の減少を示す破線の直線と一致して、系は不安定となる。B点より先ではC点であらわされるように、グリップが変位しない条件のもとでも塑性伸びが生ずると、実線の曲線の傾斜が破線の直線の傾斜よりも大きいから、クラックは自動的に生長し、瞬時にして破断点Fに達して試験片は破断するのである。なお Orowan によれば、B点における不安定条件は結局次式であらわされることとなり、Griffith-Orowan のエネルギー条件とは異質のものであると考えられる。

$d^2W/dx^2 = -d^2U/dx^2$

ここに dW は試験片が塑性伸び dx を生ずるに必要な仕事, U は弾性歪エネルギー(ただしグリップは変位しないものとして微分する)

3.2 鋼板および試験片

Fig. 9 に示す形状の Tipper 試験片を用いて、 上述した Orowan の不安定条件を検討するこ ととした。この際 fibrous クラックの長さ (C)が C_{cr} に達する付近で、試験片の挙動に特に 注目する必要がある。なぜならば C が C_{cr} と なる時かまたはそのやや以前に、試験片が Fig. 8 の B 点の状況に近づく可能性がもし実証され るならば、この現象を緒口にして破面遷移の機 構を説明し得るに至ることが期待されるからで ある。

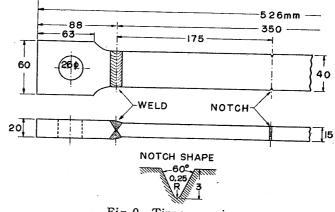


Fig. 9 Tipper specimen

Tipper 試験片の本体は長さ 350 mm である

が、実験の性質上試験片に少しでも偏心荷重の加わることを避けるために、その両端に図のようにピン孔を設けた部分を溶接し、焼入れ焼戻し処理した低クロム鋼のピンを通して丈夫なチャク (材質 S50 C で断面積約 12 cm^2)に取り付け、これを Amsler 型 100 t 試験機のグリップにくわえて載荷した。 なお試験片は Table 1 のキルド鋼板(板厚 15 mm)から、その圧延方向に採取した。

3-3 荷重~伸び曲線

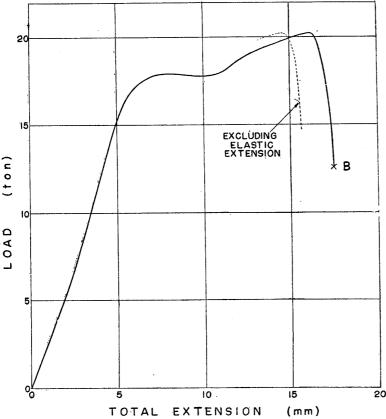


Fig. 10 Load vs. extension curve in Tipper specimen

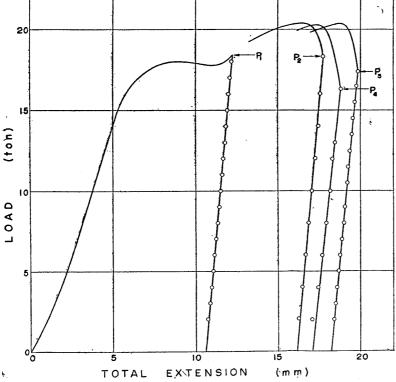


Fig. 11 Unloading curve in Tipper specimen

このようにして試験片を試験機に セットし, 先の実験と同様な室温で 載荷した。試験機のグリップを取付 けた上方の ふね の部分と下方の 固定部分の間の変位をダイヤルゲー ジで測定し荷重に対して点置して, Fig. 10 の荷重~伸び曲線(実線) を求めた。この曲線は試験片および チャックなどより成る試験体の弾性 変形をも含んでいる。曲線の終点は いわゆる見掛上の破断点で、これ以 上の追跡は不可能であつた。一方別 に数本の試験片を準備しておき, 曲 線の途中から除荷してその際の荷重 ~歪曲線を同様に計測した。Fig. 11 は除荷中の計測結果であり,除荷の ときの経路はほぼ直線で、またその 傾斜は荷重が 18.7t (P1) のとき $1.20 \times 10^4 \text{kg/mm}$ であつたものが。 $18.3 \text{ t} (P_2)$ \circ 1.18×10^4 , 17.4 t (P_3) \circlearrowleft 1.08×104, 16.3t (P_4) \circlearrowleft 0.97×104kg/mm と, 最大荷重点を 越した後はかなり減少している。こ のことは試験体の spring constant が, 試験片中の fibrous crack 生長 とともに減少することを示している ものである。

Fig. 11 の除荷開始点と終了点の 間の変位が、その荷重に対する試験 体の弾性変形であると考えて、Fig.. 10 の荷重~伸び曲線(実線)からこ の弾性変形を差引いたものが、同図 中に細い点線で示す曲線である。点 線の曲線はB点までは求められてい ないが、一般に最大荷重点後は伸び が増すにつれて、その傾斜が実線の 曲線よりやや急となることが分る。 これは試験体の spring constant が 減少するるための影響であると思わ れる。なお Fig. 11 の測定とは別に, Fig. 9 の試験片の両端を試験機のグ リップで直接つかんでグリップ間の 距離を 350mm とし、荷重~伸び曲 線上の各点からの除荷 (2t まで) と同曲線までの再載荷を1本の試験 片によつて順次行ない, 前と同様に

荷重と変位の関係を求めたが、除荷曲線およびそれに続く載荷曲線は共に直線で、かつ両者の傾斜は全く等しかつた。したがつてグリップの部分では、スリップは全然起こつていないであろうことが確められた。

また Fig. 12 は 5 本の試験片について、最大荷重点を越えて破断するまでの間の種々な点から除荷し、これを縦割りにしてFig. 2 の a 面における fibrous クラックの深さ (C) を実測したものである。ただし試験片の左右の切欠ではC は必ずしも等しくないから、その大きい方をとつて荷重に対して点置してある。この図を見ると荷重が最大値を越えて約 19.7t に低下した

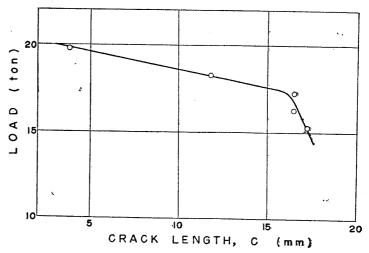


Fig. 12 Relation between load and crack length

ときに、長さ C_{cr} (約 $4.6\,\mathrm{mm}$) の fibrous クラックがすでに発生していることが分る。

3.4 試験機の弾性

試験機の弾性は Fig. 13 の要領で計測した。すなわち試験機をまず圧縮側にセットして,試験機上の圧力シリンダ内の油量を引張試験を行つたときと同様に約 $10\,\mathrm{cm}$ の高さとしてから,Fig. 13 のごとく圧縮部の中央に容量 $35\,\mathrm{t}$ の油圧式手動ジャッキを挿入して載荷する。次に試験機用油ポンプのモーターは駆動したまま送油のバルブを閉じて,一定の圧縮荷重がジャッキに加わるようにする。本実験ではこの荷重は $10\,\mathrm{t}$ とした。 しかる後つにジャッキを手動することによつて試験機にさらに荷重を加えて,その大きさを試験機のメーターから読みとり,

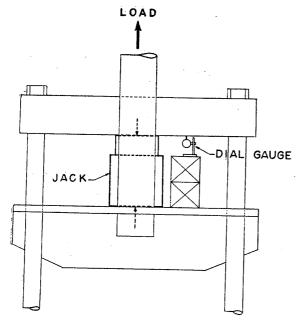


Fig. 13 Illustration of device to measure the elasticity of testing machine

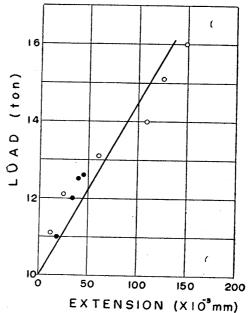


Fig. 14 Elasticity of testing machine

かつ試験機の変位をダイヤルゲージ(Fig. 13 参照)で計測して、荷重と変位の関係を求める。Fig. 14 は測定の結果であつて、図中の黒丸は第1回のデータ、白丸は第2回のデータである。このようにして計つた試験機の弾性としては、約 $4.5 \times 10^4 \mathrm{kg/mm}$ (図中の直線)の値が得られた。なおこの弾性は、おそらくは主として試験機の油圧系が示すものなのであろう。

3.5 実験結果の検討

以上の測定結果にもとづいて、Orowan の説く延性破壊の不安定条件を検討しよう。

ただし本報告においては、Fig. 10 のごとく弾性変形をも含んだ試験体の全伸びが計られ、また試験体と試験機の境界におき試験機の弾性を測定していること、および試験体の弾性は最大荷重点を越えると明らかに減少したのに、破断点Bのごく近くではその計測が行なわれていないことに注意を要する。

このような諸事情を考えると、Fig. 8 のとおり I **と** I の間で不安定条件を検討する代りに、本 Tipper 試験片については試験体の全伸びと試験機の弾性との間で、この条件を検討するのが賢明であろうと思われる。

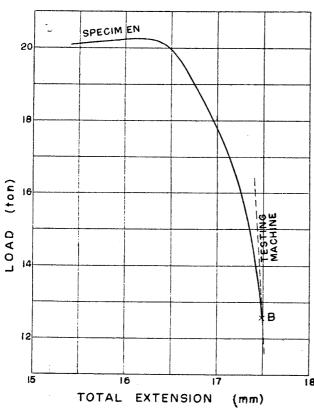


Fig. 15 Condition for ductile fracturing in Tipper specimen

いま Fig. 10 に示した荷重〜伸び曲線(実線の曲線)の最大荷重点以後の部分を拡大して画くと Fig. 15 の曲線が得られるが、これに試験機の弾性($4.5 \times 10^4 \text{kg/mm}$)すなわち破線の直線を記入すると、見掛上の破断点 Bにおいて曲線にほぼ切することが分る。このことは Orowan の主張するごとき性格の延性破壊の不安定条件が正当なものであることを、実験的に証明するものであると考えられる。

さきに記したように Tipper 試験片の示した C_{cr} は約 $4.6\,\mathrm{mm}$ であつたが、Fig. $12\,\mathrm{mo}$ fibrous クラックが C_{cr} の長さまで生長するときの荷重は 約 $19.7\,\mathrm{t}$ 前後であることが推定される。荷重が この程度であると、系は完全に安定であることを Fig. $15\,\mathrm{mo}$ から判定することができる。

Fig. 15 は T_{rs} (-6°C) よりは約 15°C 高温で求められてはいるが、この程度の温度差が及ぼす影響は無視してよいであろうから、はじめに期待したように fibrous クラックが C_{cr} の附近にまで生長したときに不安定化して加速されることによつて、これが cleavage 型に転化する可能性は、以上の考察で全く否定されたといわなければならない。

4 考 察

Tipper 試験片における破面遷移の機構を fibrous クラックの不安定化に期待して解くことは不可能と思われるので、別の見地に立つてこれを説明しなければならないが、その前に従来提案されてきた諸説をまず検討するとととしよう。

4.1 諸説の批判

破面遷移の機構に関するこれまでの説1,2)3は、すべてエネルギー条件の立場からする議論である。

まず Cottrell は、転位論にもとづいて次のごとく説明している¹⁾。試験片の切欠先端に発生した fibrous クラックが生長するにつれて生長速度を増すと歪速度は増加し、一方クラックの生長に伴なう多軸応力度の上昇とともに、やがてこの fibrous クラックが cleavage 型破壊発生の転位論的なエネルギー条件式

$$\tau_y k_y d^{1/2} = \beta \mu S$$

ここに τ_y は降伏せん断応力(歪硬化した後での)

ky は転位に関連した常数

2d は結晶粒の直径

β は約 1/3 (鋭い切欠効果のもとで)

μは剛性率

Sは塑性表面エネルギー

を満足するに至り、fibrous クラックは cleavage 型に転化すると考えるのである。彼はクラック生長速度増加

の原因には触れないが、そのため τ_{ν} が上昇することの効果を大いに期待しているらしい。ごく低温でいわゆる降伏点脆性破壊する場合、もしくは数%以下の order の塑性変形後に脆性破壊する場合に対して、この式がcleavage 型破壊の発生条件として有力なものであることは、疑う余地がほとんどないようであるが、比較的高温側で生ずる破面遷移現象にまでこの式をさらに拡大して適用するのは無理ではあるまいか。 なぜならば τ_{ν} はいかに歪速度が大きくても約3倍にまで上昇するのが限度であるのに対して、筆者らが測定した結果によれば、切欠効果を受けながら生長した fibrous クラックにおいても、その塑性表面エネルギーと定義した量の値は、cleavage 型破面のそれより約2桁大きいものとなつたからである。 またクラックが fibrous 型である限り、塑性表面エネルギーの概念を用いてエネルギー論的な不安定条件を適用すること自体が、疑問であることも考えられる。

なおこのように、転位論の適用がごく低温の脆性破壊などに限定されると推定せざるを得ない原因は、比較的高温側の脆性破壊では、転位論中に現われる温度依存性の高い常数項の値が大きく変つて、そのため転位が微小クラックに転化することと、それがさらに伝播することとの難易の順序が、本質的に影響されるためであろう。

つぎに Boyd は Fig. 16 の概念図 2)によつて破面遷移を説明している。この Fig. 16 中の主要な記号は、これまでの図と同様にしてある。彼は fibrous クラックの塑性表面エネルギー (S) について、クラックの生長に伴う歪速度の増大などのためにその値が図のように減少して、弾性歪エネルギーの解放を示すdU/dC曲線と交わり、これが不安定化することを予期している。もつとも彼の議論では、破面型式 (mode) が

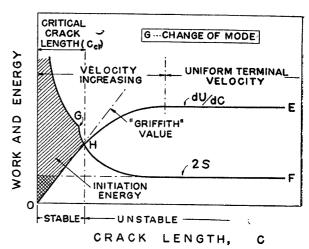


Fig. 16 Condition for unstable rupturing (Boyd)

fibrous から cleavage に転化する点G が,図のごとく交点 H より前にあるのか,あるいはH より先にあるのかがはつきりしないが,いずれにせよ H の近くにあるものと考えている。しかし本報告の実験によれば,破面の mode change がない限りSはすこぶる大きく,2S 曲線と dU/dC 曲線が交わることはあり得ない。 すなわち Boyd が漠然と図中に記入したG点はH点のすぐ手前にあり,かつHの高さの約 100 倍の order 高い所に位置するのであろう。したがつて Fig. 16 流の表現においては,このようにG点において mode change を起す理由こそが,不安定破壊の原因となるべきものである。

また打撃を与えて歪速度を高めることによる降伏点の上昇を、Sの減少に結びつけてエネルギー論の立場で破

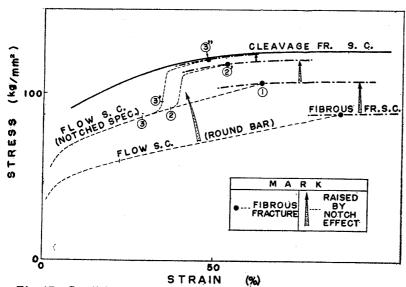


Fig. 17 Condition for fracture transition in notched specimen

面遷移の機構を説明しようとする報告⁸⁾もあるが、破面が fibrous型である限り、現象の解析にエネルギー条件を適用して差支えないものとたとえ仮定しても、Sがcleavage クラックのそれの orderにまで減少することはあり得ないと考えられるから、エネルギー条件式が満足されることは期待できないであろう。

4・2 破面遷移の機構

筆者らはエネルギー論的な不安 定条件式に代るものとして、破壊 応力曲線(fracture stress curve) の概念にもとづいた Fig. 17 を以 て、破面遷移の機構を解釈するこ とを提案するものである。

構造用軟鋼の fracture stress curve の形状と特性に関しては、すでに筆者らの 1 人が別の研究グループで研究を実施したが、Fig. 17 はその結果 6)をなるべく忠実に引用している。

まず図中の cleavage fracture stress curve としては、キルド軟鋼に対するものが再現されている。この fracture s.c. の形と高さは、温度や切欠効果などに影響されないであろうと従来から考えられてきたが、Fig. 17 中においてもそのように取扱うこととする。

つぎに fibrous fracture s. c. は、先の cleavage fracture s. c. にほぼ平行な形の曲線であることが見出されている。ただしこの fracture s. c. は温度や切欠効果の影響を敏感に受けるもので、温度の低下あるいは多軸 応力度の増加のため明らかに上昇するものであつた。

つぎに塑性変形の経路を示す流動応力曲線(flow stress curve)であるが、実験で容易に求められるのは無切 欠丸棒の引張試験の場合であつて、これが図中にまず示されている。 丸棒試験片の破断はこの flow s. c. と、 necking 程度の準単軸応力状態における fibrous fracture s.c. との交点で生ずる。

切欠のある試験片に載荷したときに、切欠先端の局所の flow s. c. を理論的にまたは実験的に求めることはきわめて困難であつて、その実態はまだ明らかにされてはいない。しかしこの問題に対して Orowan は、いわゆる塑性拘束係数 (plastic constraint factor, q) の概念を巧みに適用して、切欠効果にもとづく flow s. c. の上昇限度を、完全塑性体に対して正確に求めている 7 ので、flow s. c. の形状を定性的に推定することが可能である。彼の理論によれば Tipper 試験片のごとき側面切欠においては、板厚がきわめて厚くまた切欠も非常に鋭くかつ深くて切欠効果が最大であるときに、q は 2.57 の値を示す。また塑性応力は降伏点のq 倍に上昇する。一般の切欠では q は 1 と 2.57 の中間の値をとり、切欠効果が大きいほど 2.57 に近づくこととなる。

この Orowan 理論を歪硬化を示す一般の材料に準用すると、切欠効果を受ける部分の flow s.c. の高さは、 丸棒の flow s.c. の高さの q 倍になると近似的に考えることができる。

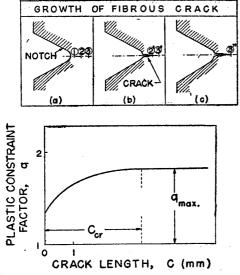


Fig. 18 Crack growth and plastic constraint factor

さて Fig. 18 中には、Tipper 試験片の切欠部において、fibrous クラックが発生して生長して行く 過程があらわされている。(a) はクラックが①の点にちようど発生しようとしているときであり、(b) はもと②であつた点②′までクラックが進んだ状態

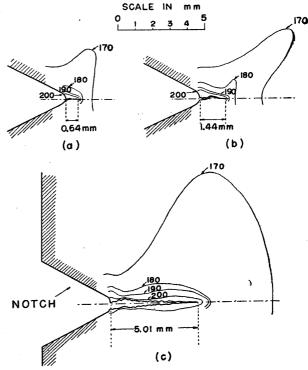


Fig. 19 Distribution of Vickers hardness during crack growth

を、また(c)はもと③(および③')であつた点③"までクラックが進んだ状態を示す。

クラックがこのように生長して行くときに、その周囲の塑性変形がどう進行するのであろうかは、Fig. 19にあらわされている。この図は 2 の実験で求めたクラック付近の Vickers 硬度分布を、クラック長さが 0.64 mm と

1.44mm および 5.01mm のときについて整理して画いたものである。

この Fig. 19 の結果を勘案しながら、Fig. 17 の作図を定性的に進めよう。切欠先端にクラックが発生するまでは、機械切削した切欠の効果が存在するのみであるから、塑性拘束係数 q は余り大きくはなく、切欠先端附近の部分の flow s. c. は Fig. 17 の曲線①②③程度に上昇するに過ぎないであろう。一方 fibrous fracture s. c. もまた、その切欠効果のため図の要領に上昇しているであろう。いま曲線上の各点①②③は Fig. 18 の (a) の状態、すなわち①の点はちようど fibrous fracture s. c. の上にきて、fibrous クラックがこの点に発生しようとしていることをあらわすものとする。②の点はもちろんのこと③の点の塑性変形もかなり進行して、図中の位置を占めるであろう。なおこの図においては、点①②③の切欠による塑性拘束係数は、近似的に等しいと見なされるとして取扱つている。

①の点でいよいよ fibrous クラックが発生してこれがやや生長すると、鋭いクラックの切欠効果が重畳してくるため、②の点の flow s.c. はさらに上昇し、同時にこの点に対する fibrous fracture s.c. もまた上昇する。 やがて両曲線の交叉するときが、② $^\prime$ 点まで fibrous クラックが生長してきた状態を示すものである。

この fibrous クラックが生長するにつれて、当然 q は一層増加するであろう。しかし q はクラック長さC にどこまでも比例して上昇するものでないことは、q の理論的な限界値が 2.57 であることからも推定されよう。すなわちC がある程度大きくなれば、q の上昇はやがては飽和する性質のものであろう。このような訳で本実験に用いた板厚が $15\,\mathrm{mm}$ 程度の Tipper 試験片では、Fig. 18 中の概念図のごとくに q とC の関係を仮定することとしよう。

Fig. 17 において、はじめ③であらわされた点の flow s.c. は、クラッラの生長とともに③'を経て上昇し、やがては②'点の flow s.c. よりも高くなり、また fibrous fracture s.c. も一層上昇して、ついに③''点で両曲線が交わると考えられる。

点③"よりもさらに先の点では、Fig. 18 中で仮定したように q がもはや上昇しないものとすれば、flow s.c. も fracture s.c. もこれ以上は上昇しないから、クラックはずつと fibrous 型であることを続け、cleavage 型破壊を生ずることはない。そして遂には Fig. 15 の B 点にまで到達して試験片は延性破断する。

このような破壊過程を考えた試験温度において、③"点の fibrous fracture s.c.は、cleavage fracture s.c.のすぐ下にまで上昇していたとする。次の実験で試験温度を若干下げたとすると、温度降下のため fibrous fracture s.c. と flow s.c. は共に若干上昇するから、こんどは flow s.c. ③③'③"は fibrous fracture s.c. と \mathfrak{T} を \mathfrak{T} を \mathfrak{T} からよりもちよつと先に、cleavage fracture s.c. とまず交わり、cleavage クラックに転化するであろう。 もちろん試験片は general yield を遙かに越した高応力のもとにあるから、この cleavage クラックは容易に高速で伝播して、試験片は脆性破壊する。この試験片の破面は大部分 cleavage 型であるが、切欠先端に点③"までの深さの爪型の fibrous 型破面が残留している。

このように考えることが正しいならば、破面遷移現象における fibrous クラックの critical crack length C_{cr} は、Fig. 18 で q がほぼ飽和するに至る C の長さであることとなる。また試験温度をさらに下げると、 C_{cr} は徐々に減少するであろうことが先の説明から予想されるが、この事柄は一般の脆性破壊試験において経験されるところである。

なおそのような破壊の経過において、切欠の存在が脆性破壊を促進する理由は、切欠の作用によつて試験片が Orowan の説いた延性破壊の不安定条件に達する余程以前に、かなり容易に fibrous クラックが発生し得るこ

と、およびクラックはしばらくの間安定に生長し得てqを十分高めるからであると説明される。

以上が破壊応力曲線の概念にもとづいた、破面遷移現 象の機構である。

4·3 Arresting について

Robertson test などの脆性破壊伝播試験を行うと、Fig. 20 (a) に示す伝播の限界曲線 PQR の得られることがよく知られている。傾斜の急な曲線 QR の存在する部分の温度が、いわゆる arresting 遷移温度 (T_{ra}) である。曲線 PQ の部分は伝播のエネルギー条件によつて

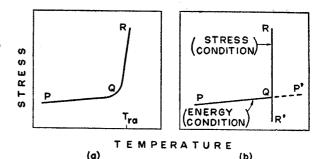


Fig. 20 Characteristics of propagation curve

248

よく説明され $^{8)}$, 理論的にもその性格に疑問の余地はない。しかし QR の部分に対しては破面遷移の機構を記述するのに用いた応力曲線の温度依存性によつて、すこぶる簡単に定性的な説明を行なうことができる。

すなわち今度は逆に低温側から出発すると、低温では cleavage 型破壊していたものが、温度上昇とともに fibrous fracture s.c. と flow s.c. は共に下降するため、ある温度を境としてこれ以上高温では、もはや cleavage 型破壊せずに fibrous クラックが生ずる。そして fibrous クラックの伝播条件は Fig.8 流の別のもので あつて、伝播試験片中では満足されるはずがなく、破壊の伝播は停止する。この境の温度が T_{ra} である。

以上の推論によれば,脆性破壊の伝播条件は Fig. 20 (b) のごとくあらわされることとなる。直線 RQR' が上述の限界条件を示す。一方別に低応力の部分には,エネルギー条件にもとづいた限界曲線 PQP' が存在する。しかしこれは直線 RR' と Q 点で交わるので, Q 点より高温側では実現しない。な PQ が右上りの曲線となるのは,cleavage 型破面の S の温度依存性をあらわすものである。また実際の実験では(a)のごとく QR がやや傾斜することの多いのは,応力値や歪速度および試験機の歪エネルギー放出などが,複雑に組合わさつて及ばす 2 義的な影響によるものであろう。

5 結 論

本報告に用いた Tipper 試験片において、破面遷移温度を境として破面型式が急変する現象の機構を検討する ために、若干の実験を行なつた。

切欠の先端部に発生した fibrous クラックが、転位論的なエネルギーの不安定条件式にもとづいて cleavage 型破面に転化するとしても、あるいはまた Griffith-Orowan 流の同種の条件式によつてそのようになるとしても、いずれにせよ critical crack length (C_{cr}) の近くで fibrous クラックの塑性表面エネルギー (S) が、cleavage 型破面のそれに近い order にまで減少することが、少くとも必要であると考えられる。しかし歪硬化から間接的に fibrous クラックの S を推定した結果によれば、試験片の切欠効果の及ぶと思われる範囲内でその値はかなり減少するが、cleavage 型破面についてすでに測定された値にくらべると 2 桁大きい order のものであつて、これらのエネルギー論的な不安定条件を満足することは到底期待することができなかつた。また一般には試験片に与えられる塑性変形エネルギーは、fibrous クラックの破面近傍にのみ吸収されるものではなく、クラックが C_{cr} に数倍する長さに生長した破断直前の場合を除いて、その大半は試験片全体に吸収されるらしいことが推定された。したがつてクラックが fibrous 型である限りは、厳密な意味の塑性 "表面"エネルギーの概念が一般に成立することは、すこぶる疑わしいようであつた。

Orowan は延性破壊の不安定化をきめるものが、上述のようなエネルギー条件式ではなくて、荷重系における 1種の力の条件式であると主張している。同じく Tipper 試験片について、Orowan の説く性格の不安定条件を 検討したところ、彼の説はたしかに延性破壊の不安定条件であるとは考えられるが、fibrous クラックの長さが C_{cr} の程度に成長した状態では、とうてい満足されるものではないことが明らかとなつた。したがつて fibrous クラックが Orowan の不安定条件を満すことを契機として、cleavage 型に転化するに至る可能性もまた、否定されたと考えられる。

破壊の不安定条件にもとづいたこれらの解釈に代るものとして、筆者らは最近実験的に求められた fracture stress curve の形状と、fibrous fracture s.c. および flow s.c. の温度および切欠効果依存性を考慮し、かつ 塑性拘束係数の上昇が C_{cr} の付近で飽和するであろうと仮定することにより、従来のエネルギー条件による説明とは異質の、Fig. 17 のごとき定性的な概念図を新しく提案した。

謝辞

本報告中の塑性表面エネルギーに関する項は、日本造船研究協会の第 25 研究部会において、筆者らの1人が 分担した実験⁹⁾を解析したものである。 その実施に対し御援助を賜わつた各位に深く感謝する次第である。なお Orowan の不安定条件の実験は、石橋平八郎・三宅勝・菅野弥の3氏が行なつた卒業研究の1部であることを付 記する。

文 献

1) A. H. Cottrell: Theoretical Aspects of Fracture, in Fracture (Edited by R. L. Averbach, et al.), Tech. Press of M. I. T. and John Wiley, 1959.

脆性破壊における破面遷移現象の機構

- 2) G. M. Boyd: The Conditions for Unstable Rupturing of a Wide Plate, I. N. A., March 1957, p. 349.
- 3) 秋田, 池田: 脆性破壊の発生と伝播とくに SOD 試験について, 造船協会論文集, 107 号, 1960, p. 287.
- 4) M. L. Fried and G. Sachs: Deformation of Metals as Related to Forming and Service, A. S. T. M., Special Tech. Publn., 87, 1948.
- 5) E. Orowan: Condition of High-Velocity Ductile Fracture, Jl. Applied Phys., July 1955, p. 900.
- 6) 寺沢, 大谷, 吉田, 寺井:高温予歪が鋼の破壊応力曲線に及ぼす影響,造船協会論文集,110 号,1961, p.383.
- 7) E. Orowan: Fracture and Strength of Solids, Reports on Progress in Physics, XII, Physical Soc., 1949.
- 8) 吉識, 金沢: 脆性破壊の伝播機構に関する一考察, 造船協会論文集, 102 号, 1958, p.39.
- 9) 大谷:破面の塑性表面エネルギの研究, 日本造船研究協会報告, 20 号, 1957, p.35.