軟鋼シャルピー試片の靱脆遷移挙動におよぼす曲げ速度の影響*

大 森 正 信** 吉 永 芳 豊**

Masanobu Ohmori and Yoshitoyo Yoshinaga: Effect of the Deformation Speed on the Ductile-to-Brittle Transition Behaviors of a Mild Steel (Study on the Dependence of Mechanical Properties of Metals upon the Strain Rate, 2nd Report). In the present paper, the ductile-to-brittle transition behaviors in the standard Charpy V- and U-notched specimens of a killed carbon steel with 0.14% C were studied under the bending speeds of 0.05, 2.5, 33 and 5500 mm/sec. The results obtained are summarized as follows:

- (1) The highest temperature at which the brittle crack appeared at the tip of the ductile tear was essentially constant, i. e., independent of the bending speed for the specimen with a given notch.
- (2) The increase of the bending speed facilitated the propagation of the brittle crack, resulting in

** 広島大学工学部 (Faculty of Engineering, Hiroshima University, Hiroshima)

* 金属の機械的性質の歪速度依存性に関する研究 (第2報)

the increase of the slope of the transition curve. This phenomenon can be explained in terms of the strain rate effect.

(3) Estimated strain rate at the notch root was very high, which can be expressed reasonably by $V/2\rho$ where V is the bending speed and ρ is the radius of the notch root.

(4) The brittle fracture stress below the notch was found to be about 105~135 kg/mm² for the V-notched specimen.

(Received May 14, 1966)

I. 緒 言

鋼の靱脆遷移温度に影響を与える因子は非常に多く、それらは冶金学的因子と力学的因子に大別出来る。後者には、変形速度、試片断面の大きさおよび形状、切欠の形状などが含まれ、それらの影響を調べた研究は従来より多数みられる。変形速度の増加は、降伏応力および塑性変形抵抗の増大を通じ、切欠形状は応力の三軸性の多寡、および局部応力集中の程度を通じて、それぞれ遷移温度に影響することが知られている⁽¹⁾。それゆえ、力学的因子とは降伏応力と塑性変形抵抗および応力の三軸性の大小に影響をおよぼす諸因子の総称ということが出来るであろう。試片の幾何学的形状を定めれば、応力集中と応力の三軸性は一定になるから、変形速度を変えることは遷移温度におよぼす降伏応力と塑性変形抵抗の影響を調べることにほかならない。

鋼の靱脆挙動は、靱脆亀裂の発生と伝播の二つの観点から研究されねばならないことが指摘されている⁽¹⁾。靱脆亀裂の発生機構に関しては、いくつかの転位論的模型が提出されており⁽²⁾⁽³⁾、靱脆亀裂の伝播条件は Griffith 理論によつて論じられている⁽⁴⁾。

本研究では、準静的変形速度から衝撃変形速度にいたる広範な速度範囲で、前報⁽⁵⁾に用いた軟鋼について標準シャルピー試片の曲げ試験を行ない、靱脆遷移挙動の変形速度依存性を調べることを目的としている。

II. 実 験 方 法

試料は Table 1 に示す組成の低炭素キルド鋼で、500 kg インゴットを 80 mm 角、500 mm 長さに鍛造したのち、さ

Table 1 Chemical composition of specimen (wt%).

C	Si	Mn	P	S	Ni
0.14	0.20	0.49	0.008	0.013	0.04

らに 13 mm 角に鍛伸し、920°C、2 hr 焼鈍した。これを V 切欠および U 切欠標準シャルピー試片に削りだした。試片の平均結晶粒直径は 0.03 mm である。

曲げ変形速度は、0.05, 2.5, 33 mm/sec およびシャルピー

一衝撃試験(試片を叩く瞬間の速度は 5500 mm/sec)を選んだ。前二者の速度には、30 t 容量の油圧万能試験機、33 mm/sec の速度には、前報でその詳細をのべた 2 t 容量の急速荷重試験機⁽⁵⁾をそれぞれ用いた。シャルピー試験機は 30 kg-m 容量の標準機である。変形速度の最も低い 0.05 mm/sec の場合は、万能試験機の回転ドラムに荷重-撓み曲線を描かせ、同時に電気抵抗変化を利用した変位計⁽⁵⁾で変位を測定した。2.5 mm/sec 以上の速度の場合は、荷重は針金歪計貼付のロード・セルを用い、変位は上にのべたと同様の方式の変位計を用い、いずれも 2 現象シンクロスコープで同時に記録して測定した。シャルピー衝撃曲げ試験での荷重測定用ロード・セルは、以前著者の一人が用いたごとく⁽⁶⁾、打撃刃を改良してそれに直接針金歪計を貼りつけたものである。

III. 実 験 結 果 と 考 察

各変形速度の試験で、降伏荷重、最大荷重および破断吸収エネルギーを測定した。とくにエネルギー測定にあたっては、シャルピー衝撃試験以外の場合は、記録した荷重-撓み曲線(荷重-時間曲線は、変位-時間関係を同時に記録しているので、ただちに荷重-撓み曲線に変換出来る)を図的積分して求めた。一般に衝撃荷重の正確な測定はかなり面倒であると認められているが、衝撃試験機の打撃刃に静的荷重を加えて荷重と出力との関係を調べた結果と、エネルギー法(荷重を未知数として荷重-撓み曲線の囲む面積を吸収エネルギーに等置)による計算および力積計算(記録せる荷重-時間曲線の囲む面積と衝撃試験機振子の運動量変化を等置)を行なった結果の三者は全くよい一致を示した。したがって、本実験における衝撃荷重の測定値は、十分高い精度をもっていると考えられる。衝撃試験以外の 3 速度で測定した荷重の信頼度も同様に高く、この場合の測定エネルギーの誤差は十分 $\pm 5\%$ 以内に入る。

1. 破断吸収エネルギー曲線について

Figs. 1, 2 には、それぞれ V および U 切欠試片についての吸収エネルギー対試験温度の関係を示した。類似の分類は他の研究者ら⁽⁷⁾⁽⁸⁾によつても行なわれているが、著者らの以前の研究⁽⁹⁾によれば、曲げ試験で得られる荷重-撓み(または荷重-時間)曲線は、Fig. 3 に模式的に示すように、I ~ V 型の曲線に分類することが出来る。Figs. 1, 2 中の矢

(1) C. Crussard, R. Borione, J. Plateau, Y. Morillon and F. Maratray: J. Iron and Steel Inst., **183** (1956), 146.

(2) A. N. Stroh: Phil. Mag., **46** (1955), 968.

(3) A. H. Cottrell: Trans. AIME, **212** (1958), 192.

(4) D. K. Felbeck and E. Orowan: Welding J., **34** (1955), 570 s.

(5) 大森, 吉永, 武井: 本誌, **29** (1965), 1087.

(6) 作井, 中村, 大森: 鉄と鋼, **49** (1963), 996.

(7) 山田: 機械学会誌, **31** (1928), 420.

(8) 田中, 梅川: 本誌, **21** (1957), 221.

(9) 作井, 中村, 大森: 鉄と鋼, **46** (1960), 140.

印で示した測定点は、上述のⅣ型曲線が現われた最高温度を示す。試片破断面との対応を調べると、Ⅰ～Ⅳ型の荷

Fig. 1 Energy-temperature curves for the V-notched specimen at various bending speeds. Arrows show the highest temperatures at which brittle cracks appeared.

Fig. 2 Energy-temperature curves for the U-notched specimen at various bending speeds. Arrows show the highest temperatures at which brittle cracks appeared.

重-撓み曲線に現われる急激な荷重降下は、脆性亀裂が試片断面に発生、伝播したことに対応していることがわかる。したがって、Figs. 1, 2 中の矢印はまた、脆性亀裂が発生し、極めてわずかながら伝播し得た最高温度という意味をもつ。したがって、この温度を脆性亀裂発生温度ということが出来よう。Figs. 1, 2 からつぎのような特徴を知ることが出来る。

(1) 切欠の形状および変形速度のいかにかわらず、

遷移曲線は脆性亀裂発生温度から降下をはじめる。

(2) 同一曲げ変形速度におけるⅤ切欠、およびⅤ切欠試片の遷移曲線を比較すると、前者の曲線の方が高温側にあつてその勾配が大きい。ただし、両切欠試片の脆性亀裂発生温度のちがいはわずかで、10°C にすぎない。

(3) Ⅴ, Ⅴ切欠いずれの試片の場合も、試験温度の低下にともなう吸収エネルギーの減少は、曲げ変形速度とともに急激になる。すなわち、遷移曲線の勾配は変形速度とともに大きくなる。

(4) 脆性亀裂発生温度は、Ⅴ切欠試片で 50°C~60°C, Ⅴ切欠試片では 40°C~50°C となり、切欠の形状が定まるとこの温度は本質的には曲げ変形速度によらない。

(5) 最大吸収エネルギー値(飽和吸収エネルギー値)は、変形速度とともに大きくなる。

両切欠試片について、脆性亀裂発生温度(T_{IV})、吸収エネルギーが最大値の 1/2 になる温度(T_m)および 5 kg-m の吸収エネルギー値を示す温度(T_5)をそれぞれ遷移温度として、

Fig. 3 Five types of the load-deflection curves (a) and temperature ranges in which each type of the curves is recorded (b).

Fig. 4 Variations of the transition temperatures with the bending speed. T_{IV} : brittle crack initiation temperature, T_m and T_5 : temperatures at which the energy becomes half of maximum value and does 5 kg-m respectively. Solid lines are for the V-notched specimen and dotted lines for the U-notched one.

それらを変形速度の関数として示すと Fig. 4 のようになる。

上の (1) に示したように、遷移曲線が脆性亀裂の発生温

度から低下しはじめるのは、塑性変形によるより脆性亀裂の伝播によつて試片を分離する方がすくないエネルギーで済

Fig.5 Load-deflection curves recorded at 20°C under the bending speed, 0.05 mm/sec. (a) : V-notched and (b) : U-notched.

むことを示すものである。遷移温度域の高温側では、試片は曲げをうけて切欠底部が降伏してそれが内部に進み、さらに荷重の増加とともに塑性変形量が増してやがて切欠底部に延性亀裂を生ずる。この亀裂はある程度進んだのち突然脆性亀裂になる。Fig.5はV, U両試片を20°C、曲げ変形速度 0.05 mm/sec で試験して得られた荷重-撓み曲線の例である。図中の a, b, c, d……および a', b', c', d'……の点からそれぞれ除荷して、試片の長手方向に切欠中央部で切欠線と直交する平面を削りだして研摩し、切欠底部での延性亀裂の発生を調べた。その結果、V 切欠試片では d 点、U 切欠試片では e' 点において、はじめて延性亀裂が現われた。両切欠試片に現われた延性亀裂の先端鋭さはほとんど同程度で、その先端半径は大約 0.1 mm 程度であつた。亀裂の進行とともに U 試片のそれがわずかに鈍くなったが、その理由は V 試片においては切欠底部に発生した 1 箇の延性亀裂のみが成長するのに反して、U 試片においては 2~3 箇の亀裂がそれぞれ成長してのち合体するためである。0.05 mm/sec 以上の曲げ速度の場合にも同じような経過をたどると考えても大きい誤りはないであろう。このように、延性亀裂先端の鋭さは、V, U 両試片であまり大きくちがわないから、元々の切欠鋭さにちがいがあつても、実質的な切欠の役割としては大差なく、したがつて両試片の脆性亀裂発生温度には大きな差が生じないものと考えられるから、(2)に示した特徴を理解出来る。

Felbeck ら⁽⁴⁾の研究によれば、鋼材中に予め作つておいた脆性亀裂は、静的に再荷重を加えても脆性亀裂として伝播せず、はじめ延性亀裂として出発してのち再び脆性亀裂に変化する。非常に小さい先端半径を有する脆性亀裂先端では、応力集中によつて局部的にかなり大きい応力になつていながらも、脆性破壊のための臨界応力になつていないため延性破壊が先行すると解釈されている。もし急速に荷重を加えるなら、歪速度効果の助けによつて亀裂先端の局部応力を一層高めることになり、脆性破壊の臨界応力まで容易に達し得る可能性がある。(3)に示した特徴、すなわち、曲げ変形速度の増加とともに遷移曲線の勾

配が大きくなる現象(早い時期に脆性亀裂が現われ、それが容易に伝播することと同等)を、このようにして歪速度効果から説明出来る。一度発生して伝播しはじめた脆性亀裂は変形速度が小さいときには途中で止まつてしまい、再び脆性亀裂の伝播を可能にするためには、亀裂先端に大きい局部応力を生ぜしめ、それが脆性破壊の臨界応力値にまで達しなければならないにもかかわらず、歪速度効果が小さいためにその臨界値に達し得ず、塑性変形と延性亀裂の進展によつて試片は破断する。この過程は当然大きい吸収エネルギーを結果する。反対に曲げ速度の大きい場合は、上の場合と逆の結果が生じることになる。似たような現象は、内圧をうけた鋼管の破壊試験においても観察されている⁽¹⁰⁾。破断試片の破面が巨視的に脆性破面を呈しているも、破面にはわずかながら塑性変形の先行していることが知られている⁽⁴⁾⁽¹¹⁾。したがつて脆性破壊の厳密な表示は、どれだけの先行塑性変形を伴う脆性破壊というべきであろう。脆性亀裂伝播速度は先行塑性変形量とともに減少することが期待される⁽¹²⁾。ところで、V 切欠試片の実験結果(Fig.1)が示すように、本実験の低い曲げ速度においても脆化に対して明瞭な歪速度効果がみられることは、脆性亀裂伝播速度があまり大きくないことを示唆している。(4)およびFig.4に示したように、脆性亀裂発生温度が実際に曲げ速度によらないことは重要なことである。著者らはこの事実をさらに考察したいと考えているが、現在実験結果の記述しか出来ない。

2. 降伏荷重および最大荷重について

Figs.6, 7は、VおよびU切欠試片の最大荷重、および降伏荷重を温度に対して示したものである。温度低下とともに両荷重とも上昇し、V, U 両切欠試片の 5500 mm/sec の曲げ速度における最大荷重と V 切欠試片の 33 mm/sec におけるそれは、いずれも極大値を示してのち急激に低下する。この有様は Fig.3に模式的に示した挙動と全く同じで、極大値以下の温度における破壊については、変形双晶を伴う低応力破壊として最近 Knott および Cottrell⁽¹³⁾や Fearnough および Hoy⁽¹⁴⁾によつて詳しく論じられている。遷移温度域における最大荷重の温度による変化は、現象的には一軸引張変形をさせた場合の引張強さの変化⁽⁶⁾⁽¹⁵⁾に似ているが、すでにのべたごとく、最大荷重を示すときには切欠底部からある距離だけ延性亀裂が試片内部に進んでいるので、そのときの亀裂先端における応力値は知

(10) A. Nadai: Theory of Flow and Fracture of Solids, McGraw-Hill (1950), 189.

(11) 立花, 幸田: 本誌, 21 (1957), 475.

(12) G. E. Dieter: Mechanical Metallurgy, McGraw-Hill (1961), 210.

(13) J. F. Knott and A. H. Cottrell: J. Iron and Steel Inst., 201 (1963), 249.

(14) G. D. Fearnough and C. J. Hoy: J. Iron and Steel Inst., 202 (1964), 912.

(15) G. T. Hahn, M. Cohen and B. L. Averbach: J. Iron and Steel Inst., 200 (1962), 634.

り得ず、引張強さは異なる意味を有していると考えらるべきである。しかし降伏点荷重では、Fig.5にみられるよう

Fig. 6 Variation of the yield and maximum load for the V-notched specimen with temperature at various bending speeds. ○ : tested at 5.5×10^3 (Charpy impact), ● : at 3.3×10^3 , △ : at 2.5, and □ : at 5×10^{-2} mm/sec.

Fig. 7 Variation of the yield and maximum load for the U-notched specimen with temperature at various bending speeds. ○ : tested at 5.5×10^3 (Charpy impact), ● : at 3.3×10^3 , △ : at 2.5, and □ : at 5×10^{-2} mm/sec.

に、切欠底部に延性亀裂は未だ生じていない。したがって、切欠底から試片の荷重点までの距離は、降伏時までには、変形前のままと考えて差支えない。試片両端自由支持で中央に集中荷重 W を加えているので、切欠底における公称曲げ応力 σ_{nb} は、

$$\sigma_{nb} = Wlh/8I = 3Wl/2bh^2 \quad (1)$$

で求められる。ここで、 l (40 mm) は試片支持間隔、 b (10 mm) は試片の厚さ、 h (8 mm) は切欠底から荷重点までの

距離、 $I (=bh^3/12)$ は切欠断面の断面 2 次モーメントである。この式によつて計算した降伏応力の座標も、Figs. 6, 7 の右側の縦軸に示してある。ここで得られた曲げ降伏応力は一軸引張降伏応力⁽⁵⁾より極めて大きい。その理由の第 1 は切欠による応力集中効果と塑性拘束のためであり、第 2 は切欠底部における歪速度が大きいことによるものであろう。切欠底部における真の歪速度を知ることは困難であるが、つぎのように推定出来る。20°C において V, U 両切欠試片の最低曲げ変形速度 0.05 mm/sec のときの公称曲げ降伏応力 σ_{nb} と同温度における歪速度 1×10^{-3} 1/sec のときの一軸引張降伏応力 σ_t ⁽⁵⁾ の比、すなわち、準静的変形下における σ_{nb}/σ_t は 1.80 になるから、V, U 両試片に対する σ_{nb} と σ_t の関係はつぎのように表わせる。

$$\sigma_{nb} = 1.80 \sigma_t \quad (2)$$

これは、切欠形状のみから得られる関係であるから、変形速度の大きい場合にも成り立つものとする。切欠底部における等価一軸引張降伏応力 σ_t は Table 2 のようになる。これらの等価降伏応力を用いて、前報の一軸引張降伏応

Table 2 Equivalent yield stress σ_t and estimated strain rate $\dot{\epsilon}$ at the root of notch (20°C)

Bending speed (mm/sec)	V-notched		U-notched	
	σ_t (kg/mm ²)	$\dot{\epsilon}$ (1/sec)	σ_t (kg/mm ²)	$\dot{\epsilon}$ (1/sec)
0.05	23.2	8×10^{-3}	23.2	2×10^{-3}
2.5	27.1	4×10^{-1}	23.9	1×10^{-1}
33	34.4	6.0	32.2	2.5
5500	55.6	1.6×10^4	51.6	3.7×10^3

Fig. 8 Dependence of the tensile yield stress on the strain rate. The dependence at -40°C was constructed by the interpolated values on the yield stress-temperature curves⁽⁵⁾.

力-歪速度の関係⁽⁵⁾ (Fig. 8) から切欠底部における歪速度を推定すると、同じく Table 2 に示したようになる。ただし、曲げ速度 0.05 mm/sec のときの歪速度は、曲げ速度 2.5 mm/sec のときのその 1/50 として示した。V 切欠先

端半径は、0.25 mm、U切欠先端半径はその 4 倍の 1 mm で、いずれも切欠深さは 2 mm であるから、曲げ速度一定の場合 V 切欠底部の歪速度は、U 切欠底部のその約 4 倍になることが期待されるが、推定歪速度はその関係をよく満足している。また、切欠形状が定まれば、切欠底部における歪速度は曲げ速度に比例すると考えられ、この関係も成り立っている。曲げ速度が V (mm/sec) であるとき、標準シャルピー V および U 切欠試片の切欠底部における歪速度は次式で表わすことが出来る。

$$\dot{\epsilon} = \frac{V}{2\rho} \quad (3)$$

ここで、 ρ (mm) は切欠先端半径である。以上の切欠底における大きい歪速度からわかるように、切欠曲げ試験の靱脆遷移挙動においては、すでにのべたごとく、歪速度効果が極めて重要な役割を果たすであろうことが期待される。

Fig. 6, 7 から知られるように、降伏点荷重で破壊するとみられる温度は、V 切欠試片ではそれぞれ大約、曲げ速度 $V=5500$ mm/sec のとき 0°C 、33 mm/sec のとき -40°C 、2.5 mm/sec のとき -80°C である。また、U 切欠試片では $V=5500$ mm/sec のとき約 -40°C である。これらの破壊は、Fig. 1, 2 の吸収エネルギーからみても、試片破断面の様子からみても、ほとんど脆性的なそれであるが、荷重-時間曲線からみると正確には完全な降伏点荷重破壊を示さず、きわめてわずかながら加工硬化を示してのちの破壊である。しかし、近似的には上にのべた曲げ速度と温度の組合せで、完全な降伏点荷重破壊がはじまるとみてもよいであろう。Hendrickson らは、詳細にわたって、切欠底の応

ることを、円周切欠をつけた軟鋼丸棒の引張試験で証明している⁽¹⁶⁾。以上の解析結果を適用して、彼らは本実験の V 切欠試片と同じ切欠形状を有する標準アイゾット試片の切欠底における応力分布を、Fig. 9 のように与えている⁽¹⁷⁾。図中の σ_x は試片の長手方向 (x 方向) 引張応力、 σ_y は y 方向の引張応力である。この図は、general yield を示さないで破壊するときに意味をもつもので、切欠底部から若干距離 (切欠半径の程度) までは塑性変形し、それより内部では塑性変形を生じないことを示し、かつ、この弾-塑性領域の境界で σ_x および σ_y の極大値が存在していることを示している。Fry の腐食によつてかかる弾-塑境界が 0.04 %C 鋼ではつきりと示されている⁽¹³⁾。したがって脆性破壊はこの弾-塑境界で起る。縦軸に示した σ_i は σ_x または σ_y を、 σ_{yield} は一軸引張降伏応力を表わす。前述のように、本実験に用いた V 切欠試片は Hendrickson ら⁽¹⁷⁾ のそれと寸法および切欠形状が同じであるから、Fig. 9 の関係をそのまま用いて弾-塑境界における σ_x の値を知ることが出来る。以下に一軸引張試験の実験結果を用いて上述の σ_x を計算すると、

(a) 曲げ速度 $V=5500$ mm/sec のとき 0°C で降伏点荷重破壊をする場合： 0°C における一軸引張降伏応力 σ_{yield} は本実験に用いた試片について求めてないが、 20°C におけるそれと変らないと仮定すると、Table 2 から $\sigma_{\text{yield}}=55.6$ kg/mm² である。したがってこのときの弾-塑境界における σ_x は、 $55.6 \times 2.41=134$ kg/mm² となる。

(b) $V=2.5$ mm/sec のとき -80°C で降伏点荷重破壊をする場合： -80°C における一軸引張降伏応力 σ_{yield} を -78°C におけるそれと考える。この曲げ速度のときの切欠底部における歪速度は Table 2 に 4×10^{-1} /sec と推定されているから、Fig. 8 に示した降伏応力と歪速度の関係よりその歪速度での σ_{yield} を求めて 2.41 を乗ずると、弾-塑境界における σ_x が得られ、これは 110 kg/mm² となる。

(c) $V=33$ mm/sec のとき -40°C で降伏点荷重破壊をする場合： -40°C での一軸引張降伏応力と歪速度の関係は得られてないが、Fig. 8 に示した細線のように推定出来る (前報⁽⁵⁾の降伏応力-温度曲線の内挿値として得た)。 (b) の場合と同じように、Table 2 に示した歪速度と Fig. 8 を用いれば、弾-塑境界における σ_x は 105 kg/mm² となる。

上に求めた脆性破壊における切欠底下の臨界応力 (σ_x) crit と実測公称曲げ降伏応力 σ_{nb} の間には、次式のような関係がある。ただしこれは本実験に用いた V 切欠試片に対するものである。

$$(\sigma_x)_{\text{crit}} = 1.35 \sigma_{nb} \quad (4)$$

(σ_x) $\text{crit}=105 \sim 135$ kg/mm² の算出のためには、実測せる曲げ降伏荷重 (または応力) の値を直接使っていないが、それは降伏点荷重破壊の温度を知るためと、(2) 式を通じて

(16) J. A. Hendrickson, D.S. Wood and D.S. Clark: Trans. ASM, **50** (1958), 656.

(17) J. A. Hendrickson, D. S. Wood and D. S. Clark: Trans. ASM, **51** (1959), 629.

Fig. 9 Stress distribution at distances y below an Izot notch when the material is in either the elastic or plastic state⁽¹⁷⁾.

力分布を平面歪問題として解析し、この解析結果はまた近似的に軸対称切欠底における応力分布をも与えるものであ

切欠底の歪速度を推定するために間接的に使われており、また(2)式中の σ_t はFig. 9の σ_{yield} と同じ意味をもつものであるから、(4)式の関係は、 $\sigma_{nb}=1.8\sigma_t=1.8\sigma_{yield}=1.8(\sigma_x)_{crit}/2.41=(\sigma_x)_{crit}/1.34$ として得られることは自明である。したがって(4)式は、Fig. 9のx方向引張応力 σ_x の切欠底下における応力集中係数2.41と(2)式の関係を同時に与えたものである。

上の(a)~(c)で得られた $(\sigma_x)_{crit}=105\sim 135\text{ kg/mm}^2$ は、以前著者の一人らによつて行なわれた、0.11% C 鋼の切欠丸棒の低温、衝撃引張試験⁽¹⁸⁾で得られた脆性破壊強度(巨視的に完全な脆性破壊がはじめて得られる温度における公称破壊応力)の $102\sim 115\text{ kg/mm}^2$ 、0.15% C 鋼の平滑丸棒試片の $-130\sim -196^\circ\text{C}$ における衝撃引張試験⁽⁶⁾で得られた脆性破壊応力 $103\sim 115\text{ kg/mm}^2$ や、Hendrickson ら⁽¹⁷⁾の0.17% C 鋼の標準アイゾット試験で得られた $(\sigma_x)_{crit}=210,000\text{ lb/in}^2$ (148 kg/mm^2 に相当)の諸数値と概略比較し得るものである。

IV. 結 論

0.14% C キルド鋼の V, U 切欠標準シャルピー 試片の靱

脆遷移挙動を、準静的変形から衝撃変形にいたる広範な曲げ速度の下で調べた結果、つぎのような結論を得た。

(1) 脆性亀裂の発生温度は曲げ変形速度によらず、試片の形状がきまるとほぼ一定温度を示した。

(2) 曲げ速度の増大が脆化を促進するという内容の内容は、一度発生、伝播した脆性亀裂の伝播を容易にすることである。その結果、遷移曲線の傾きは速度とともに大きくなつた。この現象は、切欠底における歪速度効果で説明出来る。

(3) 一軸引張降伏応力の歪速度依存性を基礎にして、切欠底における歪速度を合理的に推定できた。曲げ速度を V、切欠先端半径を ρ とすると $V/2\rho$ で表わせ、この推定歪速度は極めて大きい。

(4) V 切欠試片の切欠底下における脆性破壊応力(脆性破壊時における試片長手方向の最大引張応力)は、 $105\sim 135\text{ kg/mm}^2$ になることを求めた。

おわりに、本実験に熱心に協力された、下中正司、高見博之、嶋司孝幸および中島広司の4君、さらに実験試料の御提供をいただいた日本製鋼所(株)広島製作所ならびに同製作所技術課長、本間猛郎氏の方々に厚くお礼申上げる。

(18) 作井、中村、大森、布村：鉄と鋼，**49**(1963)，55。