

技術資料

UDC 656.56 : 539.374

天然ガス輸送用大径パイプラインにおける
延性破壊伝播について*

田 中 孝 秀**・(故)福 田 実***

竹 内 泉****・古 賀 敏 昭*****

On the Propagating Shear Fracture in Large Diameter Gas Pipeline

Takahide TANAKA, Minoru FUKUDA,

Izumi TAKEUCHI, and Toshiaki KOGA

1. 緒 言

諸外国の長大パイプラインは石油輸送用と天然ガス輸送用とに大別される。石油のような液体は圧縮比が小さく、減圧速度が大である。従つて、石油パイプラインでは仮りに破壊が発生したとしても、内圧が直ちに低下して破壊も直ちに停止する。一方、天然ガスのような気体は圧縮比が大きく減圧速度が小であるために、天然ガスパイプラインでは破壊が長距離を伝播しやすい。石油の減圧波の速度はおよそ 2000m/s 、天然ガスの減圧波の速度はおよそ 400m/s とされている。以前は、天然ガスパイプラインでも、減圧波よりも速い $500\sim 1000\text{m/s}$ の速度で伝播する脆性破壊のみが長距離を伝播し、延性破壊は伝播しないと考えられていた。ところがその後、伝播速度は $60\sim 350\text{m/s}$ と減圧波の速度より遅いものの、延性破壊もまた長距離を伝播することが明らかになり、近年寒冷地における天然ガスの開発が活発になるとともに、この現象に大きな関心が寄せられるようになった。脆性破壊の伝播については、DWT T 試験によつて材料の靱性を保証すれば、これを防止できることがバトル研究所によつて明らかにされている¹⁾。延性破壊伝播の問題についても、バトル研究所 (B. M. I.)、英国ガス公社 (B. G. C.) あるいは米国鉄鋼連盟 (A. I. S. I.) などによつて多数の実物大の鋼管のバースト試験 (Athens type burst test) が実施されるなど熱心な研究が続けられており、既にいくつかの破壊理論も提案されている^{2)~5)}。しかし、その現象の複雑さから、以上のような研究によつてもなお、延性破壊伝播の問題は解決さ

れたとは言えず、今後の検討課題が多く残されている。研究の現状あるいは検討すべき課題については、FEAR-NEHOUGH⁶⁾などによる紹介がある。

このような状況から、この問題の全貌を明らかにするのは現状では不可能であるので、本報ではまずこれまでの破壊理論の概要を紹介し、次いで福田の破壊理論あるいは、とくに材料特性の影響についての著者らの実験結果など、この問題に対する著者などの見解を紹介することとした。

2. 破 壊 の 特 徴

天然ガスパイプラインを伝播する延性破壊の破面は、Fig. 1 に示すようなステップ型の剪断破面を呈する。これは、基本的には剪断破壊であるが、破面の中央部に板厚方向に平行な平坦部が形成される。コントロールド圧延材 (CR 材) では、この部分にセパレーションが現れる。焼入れ-焼戻し材 (QT 材) のようにセパレーションが生じない材料では、この平坦部は繊維状破面であるが、セパレーションが生じる場合は、細い剪断破面が集合したものが平坦部を形成するようである。破壊部の塑性変形量は材料によつて異なるであろうが、破面直近の板厚減少率で $20\sim 25\%$ 、塑性変形が生じる範囲は破面からの距離にして $150\sim 300\text{mm}$ であり、その範囲は非常に広い。

延性破壊が伝播するときの管の変形挙動については、SHOEMAKER⁷⁾ が詳細な観察を行なっている。き裂の前方では、管は横橢円状に変形し、その後方には、大きなフラップが形成される。

* 昭和 52 年 12 月 27 日受付 (Received Dec. 27, 1977)

** 住友金属工業(株) (Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

*** 住友金属工業(株)中央技術研究所 工博 (Central Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

**** 住友金属工業(株)鹿島製鉄所 (Kashima Works, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

***** 住友金属工業(株)中央技術研究所 (Central Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

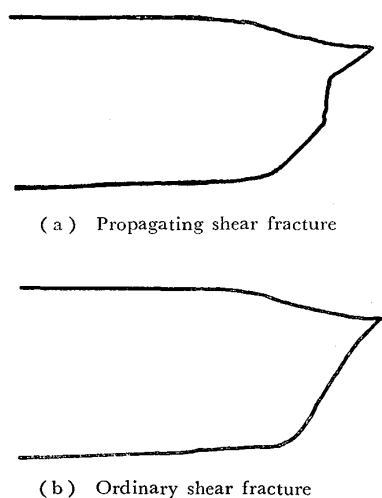


Fig. 1. Characteristic of propagating and ordinary shear fracture.

このような破壊部の大きな塑性変形や SHOEMAKER らによつて観察された管体の大きな変形がすべて延性破壊の伝播挙動に密接に関係しており、これに後述するような減圧状況の影響が加つて、この現象の解明を困難なものにしている。

3. 研究の現状

3.1 減圧状態式

ガス中の音速を V_a 、初期圧 (操業圧力) を P_i としたとき、圧力 P_d とこれが管軸方向に伝達される速度 V_d との関係は (1) 式で示される。

$$\frac{P_d}{P_i} = \left\{ \frac{(\gamma-1)}{(\gamma+1)} \frac{V_d}{V_a} + \left(\frac{2}{\gamma+1} \right) \right\}^{2\gamma/\gamma-1} = \left\{ \frac{V_d}{6V_a} + \frac{5}{6} \right\}^7 \quad (1)$$

ここで、 γ は定圧比熱と定積比熱の比であり、2 原子分子では $\gamma=7/5=1.4$ である。(1) 式は実際の減圧状況によく合うと言うことで、ほとんどの破壊理論では、減圧状態式として (1) 式が用いられている。しかし、実際の天然ガスでの減圧は (1) 式より速いことが最近明らかにされ¹⁰⁾、この式にも修正の必要が生じている。

3.2 B.M.I. の破壊理論

延性破壊の伝播現象は、B.M.I. の MAXEY らによつて始めて理論的な解析が試みられた。彼らは、B.M.I. において実施された多くのバースト試験の結果を Fig. 2 のように整理して、延性破壊伝播停止条件を決定した。図の伝播停止の境界線は (2) 式で示される。

$$\frac{C_V E}{A_C \bar{\sigma}^2 \sqrt{Rt}} = \frac{24}{\pi} \ln \sec \left\{ \frac{\pi}{2} \cdot \frac{3.33 \sigma_a}{\bar{\sigma}} \right\} \quad (2)$$

ここで、 C_V は 2V シャルピー衝撃試験での吸収エネルギー、 A_C は衝撃試験片の実断面積、 E は鋼のヤング率、 R および t は管の外半径と肉厚、 σ_a は破壊の停止応力、 $\bar{\sigma}$ は塑性流動応力 ($=\sigma_y + 10,000$ psi) である。

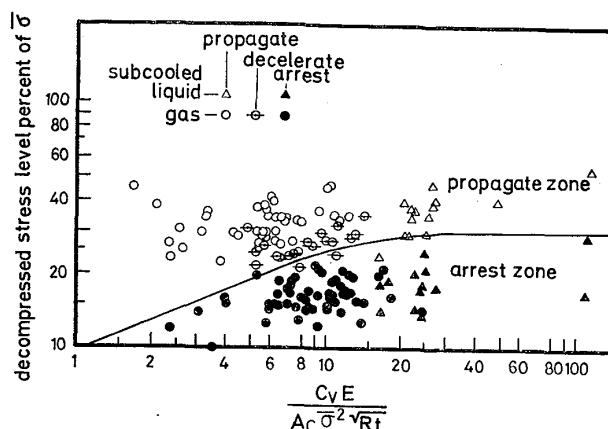


Fig. 2. Determination of the arrest stress level (B.M.I.).

これは、破壊の伝播は発生の連続と同等であるとの考え方を基礎にしたもので、(2) 式は貫通切欠きを有する管の延性破壊発生条件式 (3) で応力拡大係数 K_C を C_V に置換し、き裂の半長 C を有効き裂長 C_{eq} (原文では、equivalent crack length) に置換して、 $C_{eq}/\sqrt{Rt}=3$ が伝播停止の境界条件としたものである。なお、 M_T は FOLIAS¹¹⁾ によつて提案された曲率補正係数で、これは $2C/\sqrt{Rt}$ の関数で、 $C/\sqrt{Rt}=3$ すなわち $C_{eq}/\sqrt{Rt}=3$ のとき $M_T=3.33$ となる。

$$\frac{K_C^2}{8C\bar{\sigma}^2} = \ln \sec \left\{ \frac{\pi}{2} \frac{M_T \sigma_a}{\bar{\sigma}} \right\} \quad (3)$$

この解析では、延性破壊の発生条件から伝播条件を類推するのに有効き裂長 C_{eq} を考えた。伝播速度が大になるとこの C_{eq} は小さくなるが (つまり、バルジングの大きさが減少してき裂の駆動エネルギーが小さくなる)、一方内圧は上昇する。この両者がバランスして定常伝播が実現すると言うものである。他の解析法と同様に、この解析法でもき裂先端の内圧が重要な要因である。これは、(1) 式と破壊速度によつて決定されるが、MAXEY らは破壊速度式として (4) 式を示している。

$$V_f = \text{constant} \frac{\bar{\sigma}}{\sqrt{C_V/A_C}} \left\{ \frac{P_d}{P_a} - 1 \right\}^{1/6} \quad (4)$$

ここで、 V_f は破壊速度、 P_a は破壊停止時の内圧、定数はバックフィルがあるラインパイプでは 0.470 である。彼らは、(1)、(2)、(4)、式から、破壊の伝播停止に必要な吸収エネルギー $C_V \text{ req.}$ を (5) 式のように示している。なお、(5) 式は (1)、(2)、(4) 式から解析的に導かれたものではなく上記精密解を回帰分析して得られた近似解である。

$$C_V \text{ req.} = 0.0873 \sigma_H^2 (Rt)^{1/3} A_C \quad (5)$$

それぞれの単位は、 $C_V \text{ req.}$ が ft-lb、 R 、 t は inch、 A_C は inch² であり、また σ_H は設計応力でその単位は psi である。

3.3 B.G.C. の破壊理論

POYNTON らは破壊伝播時のエネルギーバランスから、

(6)式で示される等式が成立するときに定常伝播が実現すると考えた。

$$\dot{U} + \dot{S} = \dot{F} + \dot{K} \dots\dots\dots (6)$$

U は管のバルジング部に供給されるガスの膨張エネルギー、 S は管体の弾性歪エネルギー (ただし、実際の解析ではその寄与度は小さいとして無視する)、 F は破壊部の吸収エネルギー、 K は運動エネルギーである。彼らの解析のもう一つの特徴は、ガスの膨張エネルギーを計算する際に、き裂後方のバルジング部における圧力変化をも考慮している点である。(1)式の減圧状態伝達式と(6)式のエネルギーバランス式から導びいた破壊速度式から、彼らは(7)式のような延性破壊伝播停止条件式を得た。

$$\frac{C_V(t/t_c)^{1/2}}{P_{in}R} = f(V_a \epsilon^{1/4}) \dots\dots\dots (7)$$

ここで、 C_V は2Vシャルピー衝撃試験での単位面積当りの吸収エネルギー、 ϵ は R (管の外半径)と t (板厚)の比($\epsilon = R/t$)、 t_c は衝撃試験片の幅である。B.G.C.により行なわれたアセンズ型バースト試験の結果と(7)式を比較したものをFig. 3に示している。少なくとも、B.G.C.の実験結果とこの解析結果とはよく一致している。Fig. 3に示される伝播停止の理論的境界条件に基づけば、伝播停止に必要な吸収エネルギー $C_V \text{ req.}$ は(8)式で計算される。

$$\frac{10^5 C_V \text{ req.} \sqrt{t/t_c}}{P_{in} R^2} = \frac{-0.67 V_a \sqrt{R/t}}{2.54 \times 10^3} + 0.89 \dots (8)$$

それぞれの単位は $C_V \text{ req.}$ が $\text{kg} \cdot \text{m}/\text{cm}^2$, R , t , t_c は mm , P_{in} は kg/cm^2 , V_a は m/s である。

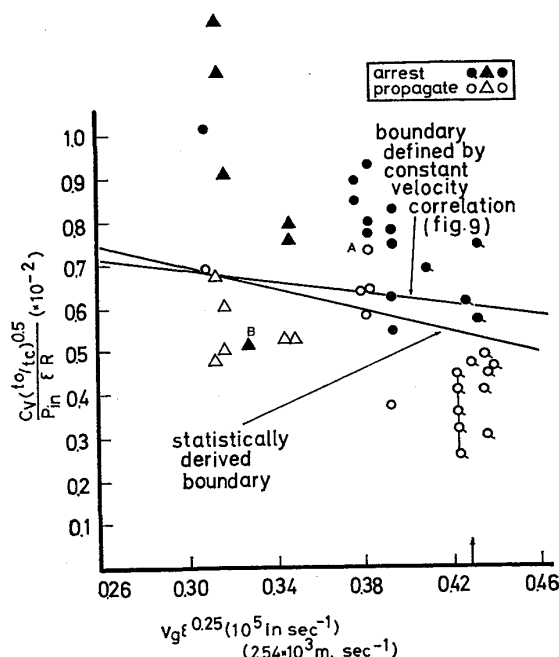


Fig. 3. Application of arrest and propagate results to analysis (B.G.C.).

3.4 A.I.S.I. の解析

A.I.S.I. では、そのアセンズ型バースト試験の結果から、必要吸収エネルギー値 C_{VN} (ただし、2/3 サブサイズ衝撃試験) を(9)式のように表している。

$$C_{VN} \geq 0.016 \sigma_H^{1.5} (2R)^{0.5} \dots\dots\dots (9)$$

それぞれの単位は、 C_{VN} が $\text{ft} \cdot \text{lb}$, σ_H が ksi , R が inch である。

この他にも、延性破壊の伝播特性を解析した例はあるが⁵⁾¹²⁾など、以上の3つの例が従来の主要な解析結果であろうと思われる。しかし、これらの破壊理論あるいは解析結果は必ずしもお互いに一致しないようである¹⁰⁾。このような状況から、福田は新しく塑性破断の考え方を基礎にした破壊理論を確立することを試み一応の成果を得ている¹³⁾。この解析法に基づけば、主要な設計要因の影響度は次のようになる。

4. おもな設計要因の影響

4.1 福田の破壊理論の概要

従来の破壊理論はおもに(1)破壊速度条件、(2)減圧速度条件の2条件から延性破壊の伝播停止現象を解析しようとするものであった。福田は、これらの2条件に(3)破壊条件を加えた3条件から、この現象を解析することを試みた。き裂先端の応力集中係数を k 、その部分の管周方向応力を σ_h 、破壊応力を σ_f としたときに、(10)式が成立するとき破壊条件が満足される。

$$k\sigma_h \geq \sigma_f \dots\dots\dots (10)$$

この関係は言換えると、 $\sigma_h = \sigma_f/k$ に相当する内圧が伝達される速度が破壊速度より大であれば、破壊は停止することになる。次に、ガスが鋼管系になす破壊の単位長さ当りの仕事量を W_g 、破壊単位長さ当りの鋼管の塑性変形エネルギーを F 、破壊が単位長さ進行するときに新たに運動を開始した全物質の慣性運動エネルギーを K とすれば、定常伝播状態ではこれらの間には(11)式が成立し、これから破壊速度条件式を導くことができる。

$$W_g(\sigma_h, V_f) = F(V_f) + K(V_f) \dots\dots\dots (11)$$

これは、基本的にはPOYNTONの考え方と同じである。ただし、具体的な解析の場合に、塑性変形エネルギーとして破壊エネルギーと管体の曲げ変形エネルギーの和を用いたこと、あるいは破壊エネルギーにバースト試験からの実測値を用いたなどの特徴がある。減圧速度条件としては(1)式をそのまま用いている。解析法の詳細は別報¹³⁾にゆずるが、管体の変形状態をFig. 4に示すように仮定して、(12)式に示す破壊速度条件式を得ている。

$$V_f = \left[\frac{1.08t(\sigma_h - 1.85/Dt \cdot a)}{\sin^2 \phi (\pi t \rho_f + 1/2 H \rho_s)} \right]^{1/2} \dots\dots\dots (12)$$

ここで、 a は材料延性値、 ρ_f は鋼の密度、 D, t は管の外径、肉厚、 ϕ は破壊部の開き半角、 H はバックフィルの厚さ、 ρ_s はバックフィルに使用される土壌の密度である。(1)、(12)式から破壊の定常伝播状態を、(10)式

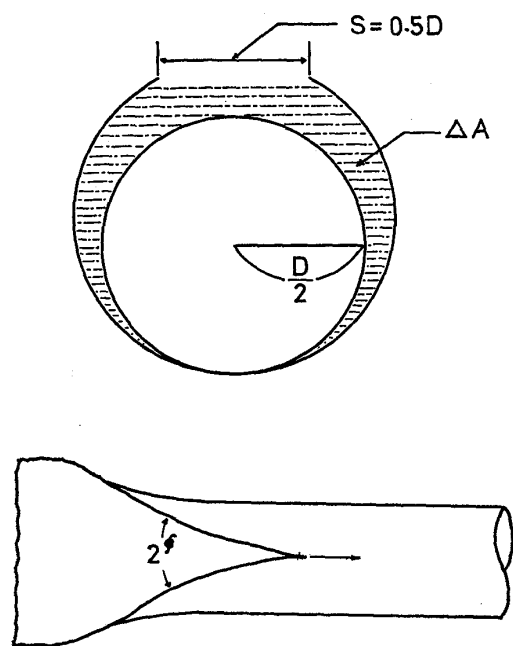
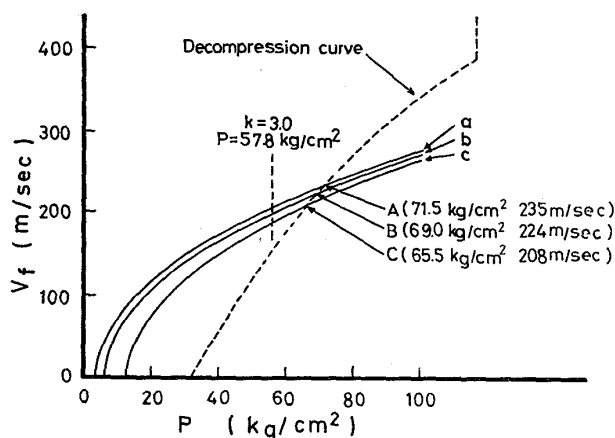


Fig. 4. Assumed pipe deformation.

Fig. 5. An example of analysis of propagating shear fracture for 48" O.D. $\times$ 0.720 W.T. $\times$ 70 L/P.

から伝播停止条件を知ることができる。Fig. 5に解析の一例を示している。図は 48" ϕ $\times$ 0.720" t, X-70 ラインパイプを想定した具体的な数値を用いて表したものである。また、図の横軸は本来は σ_h で表すべきであるが、ここではこれを内圧に換算して示している。曲線 a, b, c は延性の異なる 3 つの材料の破壊速度曲線であるが、このうち b 材がバースト試験で破壊エネルギーを実測した基準材で、その衝撃試験における吸収エネルギーはおよそ 10 kg $\cdot$ m である。このような図解法は三村¹⁵⁾の示唆に始まるものであるが、Fig. 5 の b 材についてはその破壊特性を説明すると次のようになる。曲線 b と減圧速度曲線との交点 B より右は減速域、左は加速域で、B 点で定常伝播が実現する。その時の状態は、き裂先端の内圧

が 69 kg/cm²、破壊速度が 224 m/s である。次に停止条件であるが、今までは $V_f = 0$ を停止条件とするのが考え方の主流であつたが、この 3 条件解法では $k\sigma_h < \sigma_f$ が停止条件で、b 材では $k = 3.0$ 、 $\sigma_f = \sigma_y/YR = 49.1/0.85$ と仮定すると、内圧が 57.8 kg/cm² にまで低下すれば、破壊は停止することになる。

以上が、福田の 3 条件解法の要約であるが、この解析法にもまだ補正すべき問題点が残されている¹³⁾。しかし上に述べたように、このままでも実際のパイプラインで想定されるものにほぼ類似した数値解は得ることができる。この解析法によつて、作動ガス圧、管径、バックフィルあるいは材料延性などのパイプラインのおもな設計要因の影響を検討すると次のようになる。検討に際して想定した数値は次のとおりである。

$$D = 48'' \phi (122 \text{ cm}), t = 0.720'' (1.8 \text{ cm}), \phi = 10^\circ$$

$$\rho_f = 8 \text{ g/cm}^3, H = 150 \text{ cm}, \rho_s = 3 \text{ g/cm}^3,$$

$$\sigma_y = 49.1 \text{ kg/mm}^2$$

$$\text{設計応力 } \sigma_i = 0.8 \times \sigma_y = 39.3 \text{ kg/mm}^2, Y.R. = 0.85$$

4.2 作動ガス圧の影響

Fig. 6 に作動ガス圧が 40~80% S.M.Y.S. (規格降伏点) の範囲を変化したときのその影響を示した。作動ガス圧の影響は顕著で、Fig. 4 に示した b 材で言えば、作動ガス圧が 72% S.M.Y.S. まで低下すれば破壊は伝播しなくなる。

4.3 管径の影響

破壊速度条件式 (12) にて、管径 D は塑性変形エネルギー a に対する係数の項にしか入っていない。従つて、管径の影響は後述の材料延性の影響についての Fig. 8 で調べることができる。 a が n 倍になることは、管径が 48" の $1/n$ になることを意味し、管径が小さくなれば破壊は伝播しにくくなる。

4.4 バックフィル厚さの影響

Fig. 7 にバックフィル厚さの影響を示している。バックフィル厚さの影響は大きく、設計応力が 80% S.M.Y.

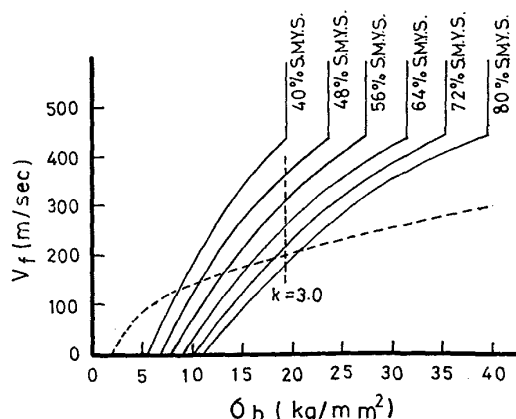


Fig. 6. Effect of initial pressure level on the propagating shear fracture behavior.

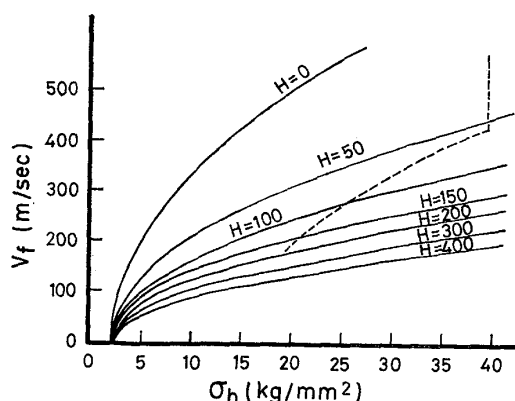


Fig. 7. Effect of backfill depth on the propagating shear fracture behavior.

S. のときには、2m 以上のバックフィルがあれば破壊は伝播しない。

4.5 材料延性の影響

この解析法では、塑性変形エネルギー F は $F = a - bV_f$ の形で示されている¹³⁾。しかし a 、 b はそれぞれ $a = 13.3 \times 10^4 t$ 、 $b = 2.06 \times 10^4 t V_f$ であつて、 $a \gg b$ であるから、速度依存項 b は無視して a のみで塑性変形エネルギーを代表させてもかまわないと思われる。基準材 ($C_V = 10 \text{ kg} \cdot \text{m}$) に対して材料延性 a が 0.5~8 倍の範囲を変化したときの a の影響を Fig. 8 に示している。

以上、延性破壊伝播についての研究状況の一端を述べた。ここでは、実験結果の詳細はほとんど紹介していないが、それらについては、2), 3), 7), 10), 13) などの報告を参照されたい。また、今までの研究は、その殆んどが破壊現象の解析を主体としたものであるが、材料特性の影響については、(5), (8), (9) 式に示されるような結果が得られている。

5. 延性破壊伝播におよぼす材料特性の影響

これまで述べてきたように、延性破壊伝播については諸説があつて、理論的な解明が必要であるが、当面の課

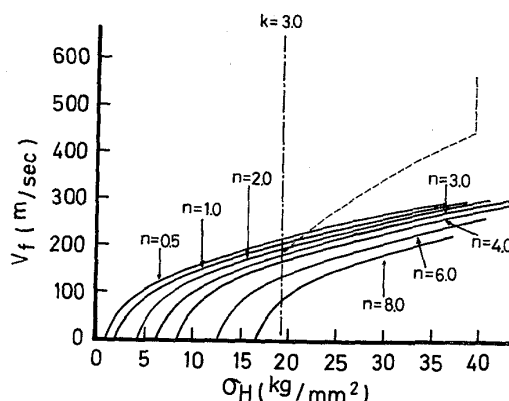


Fig. 8. Effect of plastic deformation energy on propagating shear fracture behavior.

題としては、例えばバツテル研究所の MAXEY ら¹⁶⁾は (1) セパレーションを呈する鋼材のシャルピー吸収エネルギーをいかに定義づければフルスケールの実験と合致するか、(2) ウェストジェファソン型バースト試験の発生、伝播特性試験への活用を検討すべきことを述べている。著者らも、ラインパイプの安全性の最終確認はアセンズ型試験によらざるを得ないと考えるが、比較的容易に実験可能なウェストジェファソン型試験およびその試験法を改良することによつて、セパレーションの有無、成分、製造方法の違いなどに関して、鋼材の相対評価を行なつてきた。本章では、それらの結果の一例を紹介する。

5.1 実験方法

Fig. 9 にバースト方法の概要を示している。加圧は、試験体内容積の 13% を窒素ガス、残りを水とした部分ガス加圧によつて行なつた。試験体は全長がおよそ 11m で、中央部に長さが 0.4m の発生管を設けて、その両側に長さが 5m の試験管を接続した。発生管には、その 100% S.M.Y.S. で破壊するような形状の機械加工した切欠きをつけ、また全バーストを通じて同一材から切出した管を用いて試験ごとに破壊圧力が変化することのないようにした。試験体の上部には、幅が 0.4m の冷却槽

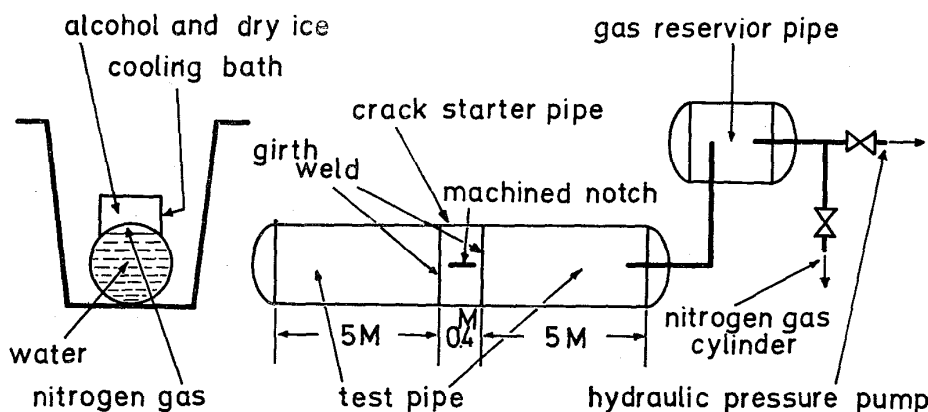


Fig. 9. Schematic view of modified West-Jefferson type burst test.

を試験体のほぼ全長にわたって取付け、破壊部を部分的に冷却した。本試験においては、破壊速度、破壊長さを測定して材料の延性破壊伝播抵抗性の示標とした。破壊速度の測定はタイミングワイヤ法により行い、記録はおもにデジタルメモリースコープにより行つた。他に、破壊中の管の変形挙動なども調査した。

5.2 破壊の特徴

Photo. 1 にき裂伝播経路における動的歪の測定結果の

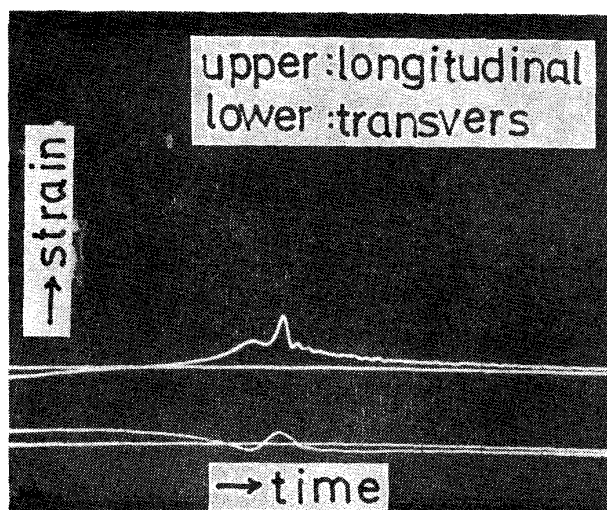


Photo. 1. An example deformation of pipe as the fracture proceeded.

一例を示している。図から、破壊の到着に先立つて、破壊の延長線上では管周方向の圧縮変形が生じていることがわかる、つまり、この試験でも、アセンズ型試験で SHOEMAKER が指摘したような、管の横楕円状の変形を伴つて破壊が伝播することがわかる。破面には、アセンズ型試験と同様なステップ型剪断破面が形成された。その他、破壊部の塑性変形量、塑性変形する範囲も著者らが以前に行なつたアセンズ型試験¹⁴⁾のものとほぼ同等であつた。これらのことから、このバースト試験におけるき裂先端の変形挙動はアセンズ型試験に類似したものであると考えられ、このことから本試験によつて延性破壊伝播に対する材料の抵抗性の相対評価は十分に行なえると考えられた。Photo. 2 にバーストの瞬間の状況および破壊後の管の状況を示している。

5.3 供試材

供試材は、762 mm O.D. × 16.5 mm W.T. の X-65 クラスのラインパイプで、その化学成分を Table 1 に、機

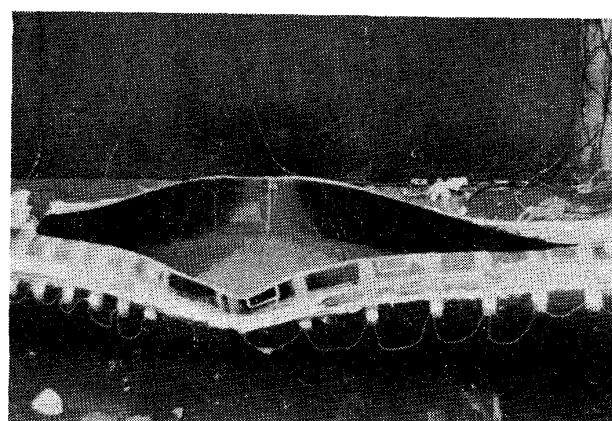
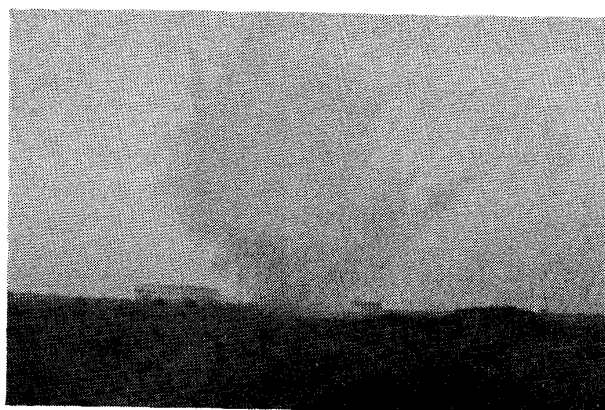


Photo. 2. Instance of fracture occurrence and view of pipe after fracture.

械的性質を試験結果と併せて Table 2 に示している。なお、ここでは単位系をすべて SI 単位で表示した。供試材は成分的には、高、低炭素鋼、高 Mn-Mo 鋼に大別され、高 Mn-Mo 鋼はアシキュラーフェライト系の材料である。製造法は、ラインパイプ用鋼板の製造法として代表的なコントロールド圧延法 (CR 法) および低温靱性の著しく優れた鋼板を得る目的で開発された特殊な製造技術 SHT 法¹⁷⁾にてセパレーションの生成程度やエネルギー値を種々変えた鋼板とその他の代表的な製造法としての焼入れ-焼戻し (QT) および焼ならしの計 4 種類である。高 Mn-Mo 鋼では圧延温度の異なる 2 種類の CR 圧延を行なっている。G9001, G9002 の管では厚肉高靱性管のクラックアレスターとしての有効性を検討した。

5.4 実験結果

5.4.1 セパレーションの影響

Table 1. Chemical compositions of tested steel pipes (wt%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Other alloying elements
Low C	0.08	0.33	1.38	0.021	0.003	Cu-Cr-Mo-Nb-V
QT	0.08	0.24	1.33	0.009	0.005	Ni-Cr-Mo
High C	0.14	0.31	1.43	0.020	0.004	Nb-V
High Mn-Mo	0.06	0.23	1.79	0.009	0.004	Ni-Cr-Mo-Nb
Heavy wall	0.06	0.30	1.50	0.024	0.004	Cu-Cr-Nb-V

Table 2-1. Mechanical properties of tested pipes and burst test results.

Main object	Series	Combination	Mark	Burst test temp. (°C)	Transverse tensile properties				Transverse toughness properties				
					Yield stress (N/mm ²)	Tensile strength (N/mm ²)	Elongation (%)	Yield to tensile ratio (%)	T_{rs} (°C)	2 mm V Charpy test			B-DWTT
										Absorbed energy (J)			
										at 0°C	CVT*	CV100**	
Effect of separation	1	Low C SHT QT	B 5 B 19	+ 25 + 25	446 480	588 599	35.8 34.2	75.8 79.4	-88 -62	110 83	116 96	80 87	-48 -12
		Low C SHT QT	B 4 B 20	+ 3 + 4	446 493	588 610	35.8 34.2	75.8 80.9	-88 -63	110 104	112 104	80 88	-48 -19
		Low C SHT QT	B 3 B 21	-46 -37	462 493	582 610	35.0 34.2	79.4 80.9	-89 -63	93 104	78 104	75 88	-52 -19
	2	High C SHT High Mn-Mo (High finishing temp.)	B 8 B 14	+37 +39	423 483	585 643	33.9 33.5	77.2 75.2	-77 -75	57 66	59 73	54 59	-44 -48
		High C SHT High Mn-Mo (High finishing temp.)	B 7 B 13	+12 + 8	423 483	585 643	33.9 33.5	72.2 75.2	-77 -75	57 66	59 66	54 59	-44 -48
		High C SHT High Mn-Mo (High finishing temp.)	B 9 B 15	-17 -16	408 476	572 637	34.5 34.4	71.4 74.6	-86 -89	71 69	67 63	61 62	-47 -61
		High C SHT High Mn-Mo (High finishing temp.)	B 10 B 16	-29 -47	408 476	572 637	34.5 34.4	71.4 74.6	-86 -89	71 69	65 55	61 62	-47 -61
	3	High C Cr High C Norma	B 11 B 12	+33 +32	462 400	628 573	31.5 38.4	73.6 69.9	-67 -24	55 61	54 71	51 66	-27 +16
		High Mn-Mo CR High Mn-Mo (High finishing temp.)	B 17 B 18	- 7 -28	508 478	652 634	32.8 36.3	77.9 75.4	-85 -81	63 81	63 72	56 76	-61 -47
	Effect of arrestor	4	Heavy wall (19 mm) Sleeve type arrestor (Low C-SHT)	G9001 B 2	-29 -25	503 462	619 582	38.6 35.0	81.3 79.4	-96 -89	169 93	144 86	73 75
Heavy wall (22 mm) Low C (High finishing temp.)			G9101 B 6	0 + 1	498 447	594 590	42.0 35.9	83.8 75.7	-87 -40	232 104	232 104	96 118	-34 - 5

* CVT=absorbed energy at test temperature

** CV100=absorbed energy at 100% S.A

Table 2-2. Mechanical properties of tested pipes and burst test results.

Main object	Series	Combination	Burst test						
			Burst Number	Elongation neer fracture surface		Burst pressure MPa	Fracture length (mm)***	Maximum fracture velocity (m/s)	Separation appear- ance on fracture surface
				ET (%)	EL (%)				
Effect of separation	1	Low C SHT QT	4			16.2	2 000 2 405	200 230	many no
		Low C SHT QT	8			17.0	2 300 2 400	210 214	many no
		Low C SHT QT	12	19.0	5.4	16.7 Brittle	3 150 Fracture	231	many no
	2	High C SHT High Mn-Mo (High finishing temp.)	7	13.0	6.4	16.4	3 770 3 245	260 250	many a few
		High C SHT High Mn-Mo (High finishing temp.)	3			17.2	3 647 2 910	245 236	many a few
		High C SHT High Mn-Mo (High finishing temp.)	10	14.2 13.4	3.1 2.2	17.6	3 620 3 680	250 266	many a few
		High C SHT High Mn-Mo (High finishing temp.)	9			17.9 Fracture of girth weld	4 225	273	many —
	3	High C CR High C Norma	6	12.2 12.5	4.2 4.2	16.8	4 000 3 120	274 250	many no
		High Mn-Mo CR High Mn-Mo (High finishing temp.)	5	14.9 15.4	2.4 3.7	17.7	3 215 3 130	250 250	many a few
	Effect of arrester	4	Heavy wall (19mm) Sleeve type arreator (Low C-SHT)	11	18.8	4.5	16.7	1 600 2 000	195 230
Heavy wall (22mm) Low C (High finishing temp.)			13			17.4	1 050 2 020	154 223	numerous a few

*** Fracture length = Straight running length of Fracture from girth welded part

Fig. 10(a), (b) にセパレーション発生材と非発生材の破壊長さとの関係を示している。C_V 値の評価方法には C_V¹⁰⁰, C_V^T, C_V^P あるいは C_V^L などがあるが⁽¹⁰⁾⁽¹⁴⁾など、図には材料ごとの C_V^T 値も示している。(a) 図は C_V^T (バースト試験温度での C_V 値) が比較的高い低炭素 SHT 圧延材と QT 材を比較したもの、(b) 図は C_V^T 値が中位の高炭素 SHT 圧延材と高 Mn-Mo 鋼の高温仕上圧延材を比較したものである。図の破面写真からわかるように SHT 圧延材ではセパレーションが発生し、他には発生していない。材料によつて破壊特性に僅かな差がみられるが、これは C_V^T 値の僅かな差に対応するものと考えられ、セパレーションの影響はみられない。

5.4.2 製造方法の影響

Fig. 11 に同一材で製造法を CR と焼ならしに変えた

場合、あるいは圧延温度を変化させた場合の破壊特性の変化を調査した結果を示している。この範囲の製造法の変化は破壊特性に影響しないと言える。

5.4.3 C_V^T 値の影響

Fig. 12 に C_V^T 値と最大破壊速度、破壊長さとの関係を示している。図では、セパレーションの有無、製造方法あるいはバースト試験温度などの要因別にプロットの形状を変えて示している。しかし、今回試験した範囲では、破壊特性はこれらの要因によらず、C_V^T 値によつて一義的に決定されるように考えられる。前述のように、C_V 値の評価方法には C_V^T の他に C_V¹⁰⁰, C_V^P などがある。図の点線は、一例としてセパレーション発生材について C_V¹⁰⁰ (破面が始めて 100% 延性を呈する温度での C_V 値) と破壊長さの関係を見たものである。高エネルギーの場合ほど C_V^T との関係との差が大である。

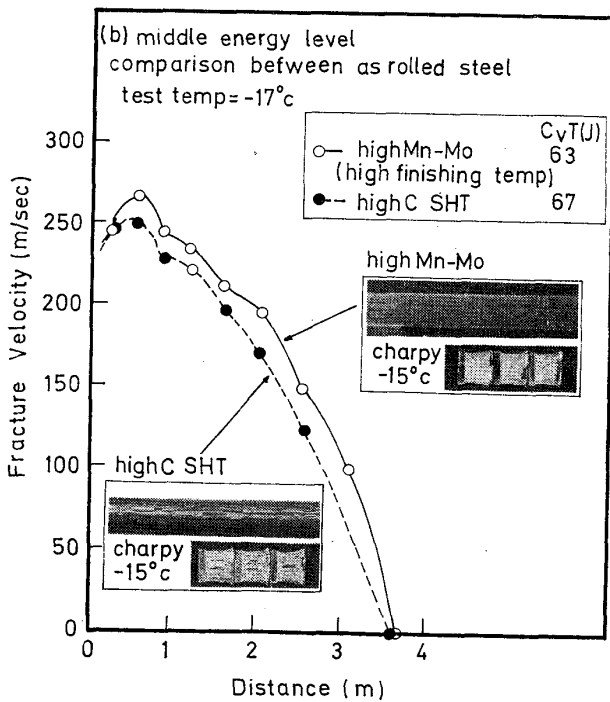
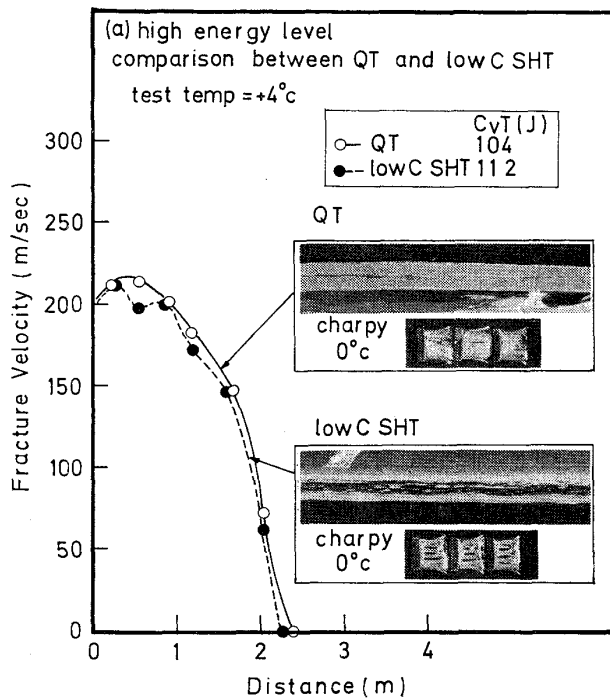


Fig. 10. Relation between fracture velocity and distance of tested pipe with and without separation.

Fig. 13 は以前に行なつた 10% 窒素ガス封入バースト試験での, DWT T 試験の吸収エネルギーと破壊長さの関係を示したものである. C_T^T の場合と同様の関係がみられる. QT 材は破壊発生エネルギーが CR 材などより高く, とくに吸収エネルギーが高いときに, 通常の DWT T 試験片で試験を実施すると, ノッチ底に脆性破面が生じない, いわゆる逆破面を呈しやすい. 図の QT 材

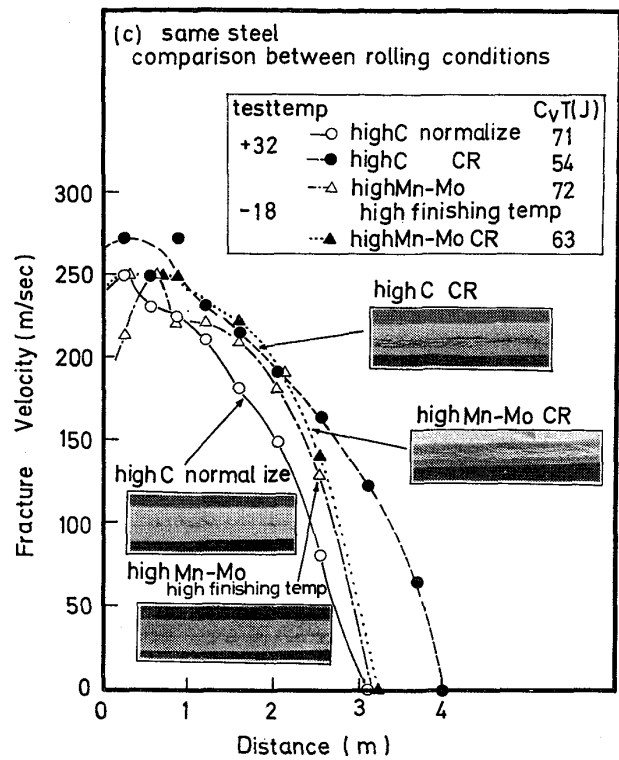


Fig. 11. Relation between fracture velocity and distance of tested pipe with and without operation.

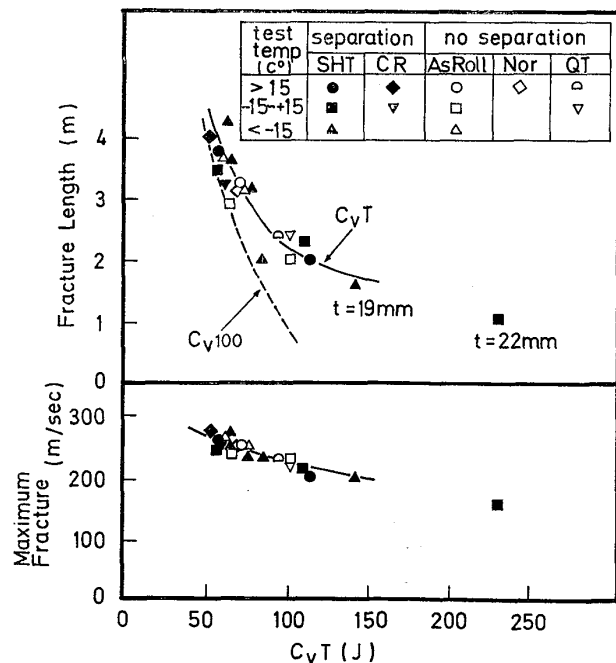


Fig. 12. Effect of C_T^T on the fracture velocity and fracture length.

は逆破面を呈した材料であるが, 図からこのような場合には吸収エネルギーは破壊の伝播特性には対応せず, ノッチ部分に脆性ビードを肉盛溶接した脆性ビード付試験

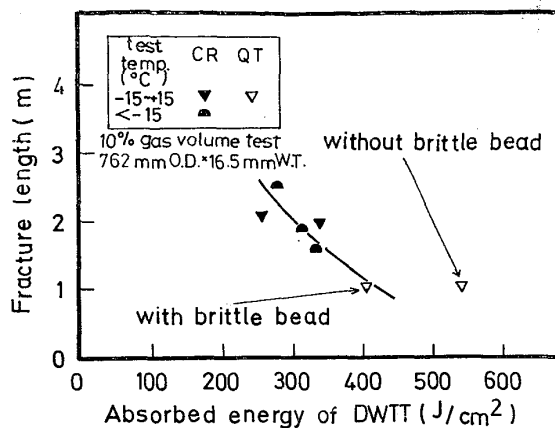


Fig. 13. Relation between absorbed energy of DWTT at burst temperature on the fracture length.

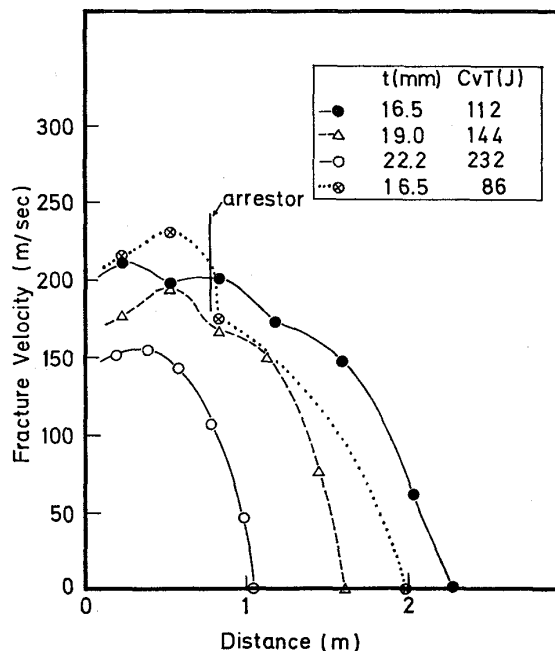


Fig. 14. Relation between fracture velocity and distance in test series of crack arrestor.

片で正常な破面を得た場合の吸収エネルギーが破壊伝播特性によく対応することがわかる。

5.4.4 クラックアレスターの効果について

高圧大径パイプラインでは、厚肉高靱性管を用いるインラインクラックアレスターが検討されている。このインラインクラックアレスターとスリーブ型クラックアレスターの効果を検討した結果を Fig. 14 に示している。厚肉高靱性管では破壊長さ、破壊速度が顕著に低下している。スリーブ型クラックアレスターでは、これを取付けたボルトがすべて破損しアレスターが吹飛ばされたにもかかわらず、この部分で破壊速度が急激に低下した。これらのアレスターには内圧の低下、破壊エネルギーや運動エネルギーの増加などの組合せ効果がある。現時点

ではそれぞれの寄与度を分離して評価することはできないが、上記の型のクラックアレスターの有効性は大きいと思われる。

5.4.5 セパレーションの影響に関する考察

今回のバースト試験の結果から、材料の延性破壊伝播抵抗性はセパレーションの有無（あるいは調査した範囲の他の材料要因）によらず C_T^2 値で代表させてよいと考えられた。これを、セパレーション発生材についてのみ C_V^{100} で表すと Fig. 12 に示すような差が生じ、これを理論的に説明するのは難しい。前述したように、延性破壊は広い範囲の塑性変形を伴って伝播するものであるから、 C_V 値は管の破壊エネルギーをそのまま再現するものではなく、その大小の傾向を代弁するのみであると思われる。バースト試験で実測した破壊部の伸び値と (13) 式を用いて破壊部の破壊エネルギーを計算し、これを破壊速度と比較したものを Fig. 15 に示している。

$$\text{破壊エネルギー} = \frac{\sigma_y + \sigma_u}{2} \times \epsilon l \times G.L. \dots\dots\dots (13)$$

ここで、 σ_y 、 σ_u は降伏点、引張強さ、 ϵl は伸び率、 $G.L.$ は標点距離である。破壊速度の小なるものほど破壊エネルギーが大なる関係がみられるが、この関係は破壊エネルギーの計算範囲の広いものほど明瞭である。つまり、実際のバーストでは広い範囲の塑性変形が破壊の伝播に関連していることが確認される。また、この関係はセパレーションの有無に影響されておらず、このような広い範囲の塑性変形は破面近傍にしか存在しないセパレーションにほとんど左右されないと考えられる。この破壊エネルギーは、Fig. 16 に示すように C_T^2 とおおよその関係を有しており、この関係もまたセパレーションの

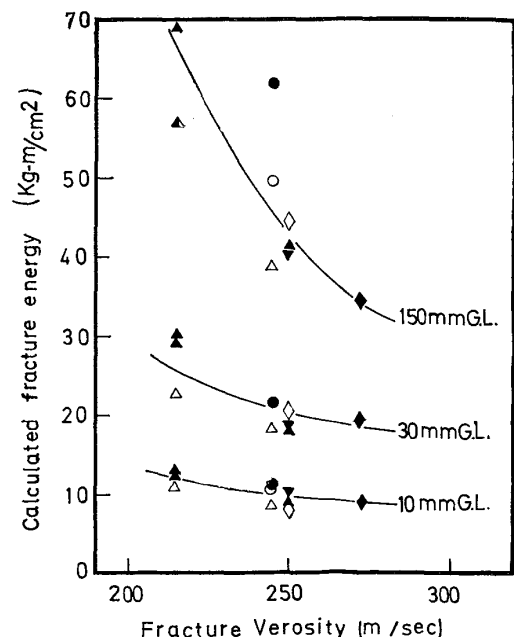


Fig. 15. Relation between fracture velocity and calculated fracture energy.

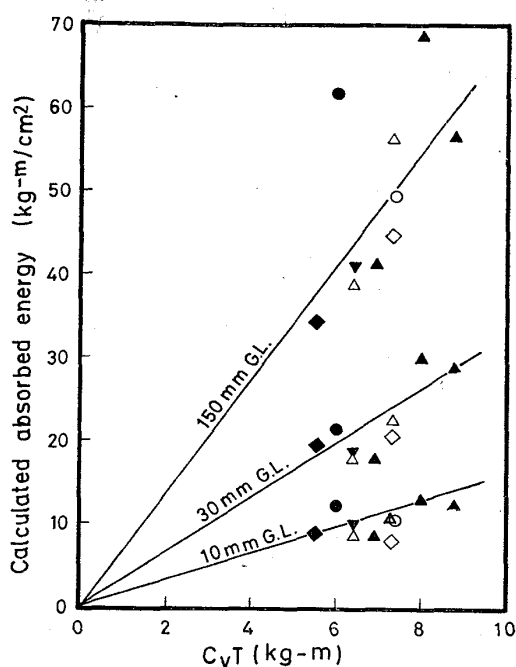


Fig. 16. Relation between $C_V T$ and calculated absorbed energy.

有無に影響されていない。即ち、セパレーションの有無により C_V 値の評価方法を変えるのは妥当でないと考えられる。

以上、延性破壊伝播特性に対する材料特性の影響、クラックアレスターの効果などについての著者らの実験結果を簡単に紹介した。結果を要約すると次のようになる。

(1) 部分ガス封入短管バースト試験によつて、延性破壊伝播に対する材料の抵抗性の相対評価は可能である。

(2) 材料の延性破壊伝播抵抗性はセパレーションの有無などによらず、 $C_V T$ で代表させうる。

6. 結 言

天然ガスパイプラインでの延性破壊伝播問題に関する研究の現状あるいは著者らの見解を紹介した。この問題については、今後に残された課題が多いが⁶⁾¹³⁾、とくに従来から問題視されていたセパレーションの影響については、著者らの実験結果からその影響がないことを述べた。

なお、ここで紹介したバースト試験あるいは本報は住友金属工業(株)の方々の暖かい御支援によつて実施、作成されたものである。とくに、西沢一彦鹿島製鉄所副所

長、西岡邦夫波崎研究センター所長の積極的な御指導、御協力には改めて感謝の意を表したく思う。また、三好栄次関東特殊製鋼(株)常務取締役の長年にわたる御指導に対しても、ここで改めて御礼申し上げたい。

文 献

- 1) R. J. EIBER: Symposium on Line Pipe Research, A.G.A., 1965
- 2) W. A. MAXEY: Symposium on Line Pipe Research, A.G.A., 1974
- 3) W. A. POYNTON: Symposium on Crack Propagation in Pipelines, New Castle Upon Tyne, March, (1974)
- 4) A.I.S.I. Technical report, Sept. 1, (1974)
- 5) J. A. DICK, P. MCK JAMIESON, and E. F. WALKER: Symposium on Crack Propagation in Pipelines, New Castle Upon Tyne, March, (1974)
- 6) G. D. FEARNEHOUGH: 同上
- 7) K. D. IVES, A. K. SHOEMAKER, and R. F. MCCORTNEY: J. of Eng., Mat. and Tech., Oct., (1974)
- 8) G. RUDINGER: Wave Diagrams for Nonsteady Flow in Ducts, D. Van Nostrand Company, Inc., New York (1955)
- 9) R. J. EIBER: Symposium on Line Pipe Research, A.G.A., (1969)
- 10) W. A. MAXEY, F. A. SYLER, and R. J. EIBER: Fracture Propagation Experiment on 48-Inch $\times$ 0.720-Inch $\times$ 70 Line Pipe for The Arctic Gas Pipeline, (1976)
- 11) E. S. FOLIAS: The Stress in a Cylindrical Shell Containing an Axial Crack, ARL 64-174, Aerospace Research Laboratories, (1964)
- 12) L. B. FREUND, D. M. PARKS, and J. R. RICE: Mechanics of Crack Growth, ASTM Special Technical Publication 590
- 13) 福田 実: JHPI, 15 (1977) 5, p. 225
- 14) 三好栄次, 田中孝秀, 福田 実, 岩永 寛, 岡沢 亨: 鉄と鋼, 62 (1976) 6, p. 688
- 15) H. MIMURA and H. OGASAWARA: Symposium on Crack Propagation in Pipelines, New Castle Upon Tyne, March (1974)
- 16) W. A. MAXEY, J. F. KIEFNER, and R. J. EIBER: Battelle Report, December 12 (1975)
- 17) たとえば, 三好栄次, 福田 実, 橋本 保, 田中孝秀, 西沢一彦: 鉄と鋼, 63 (1977) 11, S 693
田中孝秀, 竹内久弥: 金属, 47 (1977), p. 31