

(昭和 59 年 5 月 日本造船学会春季講演会において講演)

9%Ni鋼および溶接部の脆性亀裂伝播停止特性 (第1報)

——評価法に関する一提案——

正員 渡 邊 之* 正員 鈴 木 元 昭*
 正員 松 田 穰* 正員 山 形 俊 介**
 正員 矢 島 浩***

The Crack-Arrest Properties of 9%Ni Steel and its Weldment (1st Report)

by Itaru Watanabe, *Member* Motoaki Suzuki, *Member*
 Yutaka Matsuda, *Member* Shunsuke Yamagata, *Member*
 Hiroshi Yajima, *Member*

Summary

This paper describes the crack arrest properties of 9% nickel steel and its weldment for LNG service applications.

Supposing the situations where the surface crack exists in the plate being uniformly applied a constant stress and kept at a constant temperature, a possibility of restricting the potentially extensive propagation of a brittle crack was discussed. The magnitude of stress intensity factor in the vicinity of the pre-existing surface crack shows the maximum value at the deepest crack tip located in the middle of plate thickness where the plane strain condition is maintained, and shows the minimum one at the both ends of surface crack in the plate surface where are in the plane stress condition. Therefore, there remains possibilities of crack arrest in the end of surface crack even if a brittle crack initiated and propagated in the bottom region of surface crack.

In this investigation, such run/arrest event was confirmed in the modified double tension test. This special testing technique is characterized by the specimen with the sharp notches simulating the pre-existing surface crack. The sharp notches have an adequate length and are located in the crack propagation part of specimen.

The crack arrest properties, K_a as the material constant were evaluated by the correlation of applied stress and arrest crack length obtained in the modified double tension test. The dimensionless stress intensity coefficient Y after Srawley's numerical analysis on single-edge crack model was used in the calculation of K_a . As a result, it was determined that the low tough 9% nickel steel used ($\sigma_{E-196}=84$ J) and its weldment had superior crack arrest properties of 220 and 259 MPa \sqrt{m} at -170°C respectively.

1 緒 言

伝播中の脆性亀裂（以下たんに亀裂とする）は、亀裂先端での応力拡大係数が材料の亀裂停止靱性値に等しくなった時点で伝播を停止する。一定温度、一定応力下での亀裂の伝播停止は、亀裂の前方に高靱性材が存在するか、または亀裂の進展の過程で応力拡大係数の低下をもたらす力学的要因が存在する場合にのみ期待し得る。

最近になって LPG/LNG 貯槽における亀裂の伝播停止挙動を実験室的に再現し、それらを通じて材料の亀裂停止靱性値を適切に把握するとともに、貯槽の安全性を評価しようとする試みが広く行われている^{1)~7)}。

それらの多くは上に述べた前者、すなわち材質の不連続性に起因した亀裂伝播停止挙動について検討を行っている。長大亀裂の伝播停止の可能性を検討することを目的として、主に LNG 貯槽用材料である 9% Ni 鋼を対象に実施されている、混成型の大型二重引張試験¹⁾および ESSO 試験²⁾はその代表的な例である。それらは貯槽の側板縦継手溶接熱影響部で発生・伝播した亀裂が、側

* 日本鋼管(株) 技術研究所

** 三菱重工業(株) 横浜研究所

*** 三菱重工業(株) 長崎研究所

板一段を破断させた後、上下の側板母材中に突入して停止する状況を想定して行われている。

しかしながら貯槽の安全性という見地からすれば、亀裂の停止に加えて、停止した亀裂からの内液 (LPG/LNG) の流出防止が不可欠の要件である。亀裂の開口量は亀裂長さに比例して増大する。したがって停止亀裂長さを、内液流出の危険を回避し得る範囲内に抑制することが重要であり、材質の不連続性に依存しない亀裂の伝播停止の可能性について検討する必要があるといえる。

そこで本研究では始めに述べた、亀裂進展過程で亀裂先端での応力拡大係数の低下をもたらす力学的要因について検討し、現実的な亀裂伝播停止モデルを提示した。またそれらを直接反映させた試験法を考案・実施して、9%Ni 鋼とその溶接部の亀裂停止靱性値を評価した。

これまでに 9% Ni 鋼について実施された亀裂伝播停止試験では、9% Ni 鋼中で亀裂を発生・伝播させることが容易でないため、脆化材を亀裂発生板ないし助走板として用いるか、または亀裂発生部に脆化ビードをおくなどの処理が施されてきた。伝播中の亀裂の先端での応力拡大係数または材料の亀裂停止靱性値は亀裂伝播速度の影響を受ける^{8)~10)}。したがって亀裂の伝播停止挙動は、検討の対象となる材料自身において実現される亀裂伝播速度に対して評価されるべきである。本研究ではとくにこれらの点についても留意して検討を行った。

2 亀裂伝播停止モデル

溶接構造物には通常欠陥が先在する危険があるとされている。Fig.1 は先在欠陥の例として亀裂状の表面欠陥を模式的に示したものである。Fig.1(a) は板の片側に、また(b)は板の両側に表面欠陥が存在することを想定している。板厚は適度に厚く、また欠陥は深さに対して長さが十分に大きいものとする。さらに欠陥の断面に直交して応力が作用しているものとする。

この場合、欠陥の有無に拘らず、板表面近傍と板厚中心部とで応力歪の状態が異なる。前者は平面応力状態にあり、拘束が小さく塑性流動が生じ易い。一方後者は

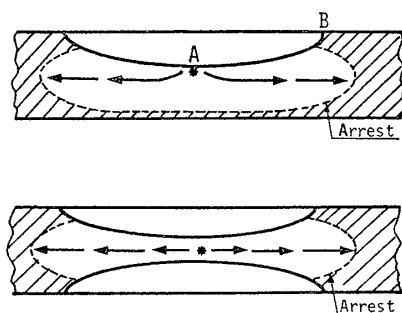


Fig.1 Crack arrest model based on mechanical discontinuity

三軸応力度の高い平面歪状態にある。

次に欠陥の形状によって定まる応力拡大係数についてみると、欠陥中央の底部先端で最大となり、板表面の欠陥端部で最小となる。したがって図中に示す如く、A点またはその近傍を起点として亀裂が生じ矢印の方向に進展したとしても、欠陥の底部前縁に沿った応力拡大係数の低下ならびに板表面近傍での塑性流動の影響を受けて、欠陥端部で亀裂が停止する可能性がある。

これらは亀裂の進展の過程で応力拡大係数の低下をもたらす力学的要因を具体的に示したものであり、さらに板表面近傍と板厚中心部とにおける変形拘束の程度の相違を考慮している点で、力学的条件の変化に着目した亀裂停止モデルであるといえる。

3 実験

3.1 実験方法

3.1.1 表面切欠付二重引張試験

Fig.1 に示した亀裂の伝播停止または破断を実験室的に再現し、推測の妥当性を検証する試験として本研究では、Fig.2 に示す表面切欠付二重引張試験を実施した。本試験法は亀裂発生部から伝播部にかけて Fig.1 に示した表面欠陥をシミュレートした幅 0.14 mm の鋭い切欠を設けることを特徴としているが、それ以外は従来の二重引張試験法を踏襲したものである。

切欠は図中に示す①点から②点にかけて表・裏各面からそれぞれ板厚の 1/3 に相当する深さを有し、③点から板表面の切欠先端位置④にかけて半径 50 mm の弧を描く形状を有している。また切欠の長さは亀裂発生部側の伝播部片端からそれぞれ 50, 125, 250 mm の 3 種とした。さらに切欠は亀裂発生部の中央スリットと、同じく 0.14 mm 幅の板厚貫通切欠で連結されている。試験板は

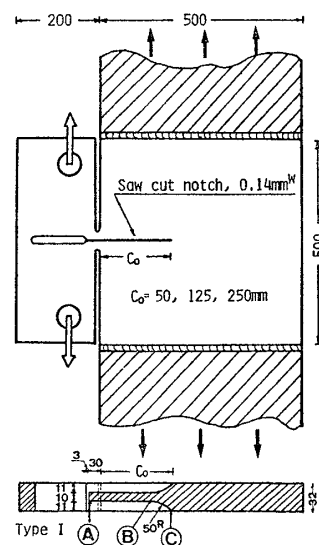
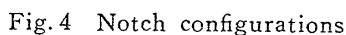
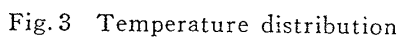


Fig.2 Specimen configurations



さらに溶接継手についても表面切欠付二重引張試験を実施し、溶接熱影響部の亀裂停止靱性値を求めた。試験

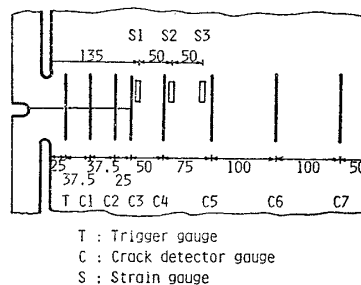
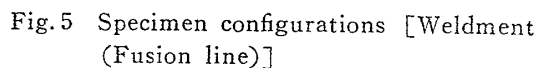


Fig.6 Instrumentation of crack detector
gauges and strain gauges

Table 1 Chemical composition of steels used
(wt. %)

NII-Electronic Library Service

Table 2 Mechanical properties of steels used

Marks	Tensile properties		Impact properties		CTOD	
	0.2%P.S. (MPa)	T.S. (MPa)	vE-196 (Joule)	vE-170 (Joule)	$\delta x-196$ (mm)	$\delta x-170$ (mm)
A [Conventional type]	676	725	84	147	0.051*	0.283**
C [Low (P,S), DQT type]	696	745	195	227	0.102*	0.588***

* : 6C, ** : 6U, *** : 6M

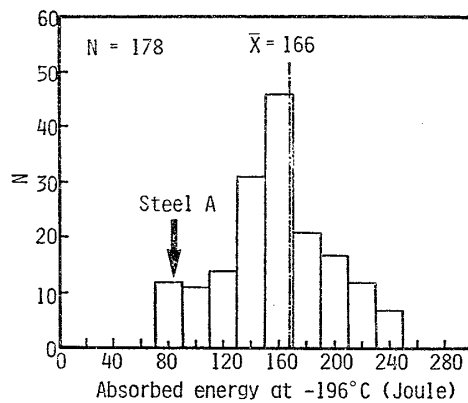


Fig.7 Toughness level of 9%Ni steel used in comparison with production results

Table 3 Welding conditions

Welding process	Mechanized TIG
Welding position	Vertical
Welding material	Matching ferritic filler wire [TGS9N, 1.2mm ϕ]
Welding Current (Amp.)	250
Arc voltage (Volt)	12
Welding Speed (mm/min)	50
Heat input (kJ/mm)	3.6

片形状および切欠の詳細を Fig.5 に示す。

3.1.2 停止亀裂長さの測定

上述の試験が終了した後、亀裂が停止した試験片については、室温にまで昇温するのを待ってあらためて荷重を賦与・破断させ、亀裂長さを測定するとともに、亀裂先端の様相について観察した。

3.1.3 伝播過程における亀裂速度および変位の計測

伝播過程での亀裂の進展速度ならびに荷重の変動を Fig.6 に示す各位置に貼付した歪ゲージおよび CD ゲージにより計測した。計測はすべてトランジェント・メモリ (高速現象記憶装置) を用い、亀裂が試験板中を停止することなく進展し破断に至る条件を選択して行っている。

3.2 供試材ならびに溶接

供試した 9% Ni 鋼の化学組成および機械的性質を Table 1 および Table 2 に示す。板厚はいずれも 32 mm である。実験の大半は、Fig.7 に示す如く、同一または類似の化学組成の鋼の製造実績データに対比して、下限値に近い衝撃特性を有する

A 鋼を用いて行われた。また表中の C 鋼は P および S 含有量の低い清浄鋼であり、圧延後に直接焼入焼戻しされた材料である。

溶接は供試した A 鋼について LNG 貯槽の側板の縦継手の溶接を想定した Table 3 に示す条件で行った。ただし溶接材料としては Table 3 中に示すフェライト系の共金溶接ワイヤを用いた。これは通常の 70% Ni 系溶接材料を用いた 9% Ni 鋼の溶接継手が極度の軟質継手であり、検討の対象とした溶接熱影響部自身の特性の評価を複雑にすることを危惧したためである。

4 実験結果

4.1 亀裂の様相

Fig.8 に表面切欠付二重引張試験において得られた亀裂の様相について 2 例を示す。これらの結果は、いずれも A 鋼について、図中の上欄に示す条件下で得られたものである。

図中の (a) では発生した亀裂が切欠部を通過し、伝播部内で停止することなく破断に至っている。破断面は巨視的には平坦を保っているが、脆性破壊に特有のシェブロン模様が明瞭に観察される。また板の表・裏面には僅かにシアリップ層が形成されている。一方図中の (b) では切欠部を進展してきた亀裂が、切欠先端を通過した直後に先端部が板表面に露出しない submerged crack の形で停止している。また板表面には潜行した亀裂長さに相当する範囲内で大きな変形が認められる。

上記の結果は従来の研究において認められていない幾つかの新しい事実を示している。それらの内特筆されるのは下記の 3 点である。

(1) 高靱性材である 9% Ni 鋼においても、極度に変形を拘束することによって容易に亀裂を発生させることが可能である。

(2) 一旦亀裂が発生すると、条件によっては、9% Ni 鋼中を亀裂が停止することなく進展し、破断に至る。

(3) 材質が一樣である場合にも亀裂が停止する条件が存し、その場合の亀裂停止の機構は Fig.1 に示す力学的条件の変化に著目した亀裂停止モデルによって説明し得る。

Fig.9 に板の片側だけにのみ表面欠陥が存在する状況を想

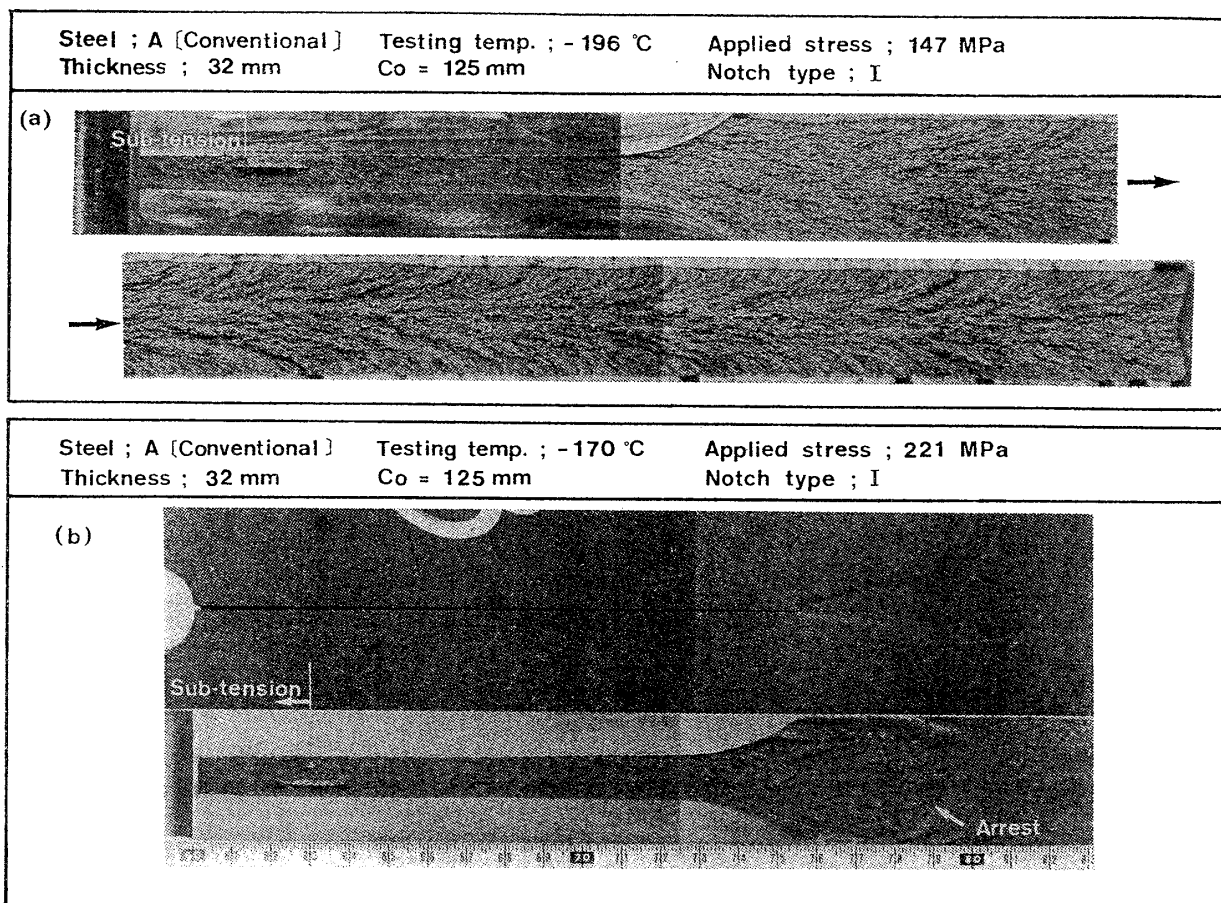


Fig.8 Examples of run/arrest event of brittle crack (Notch type I)

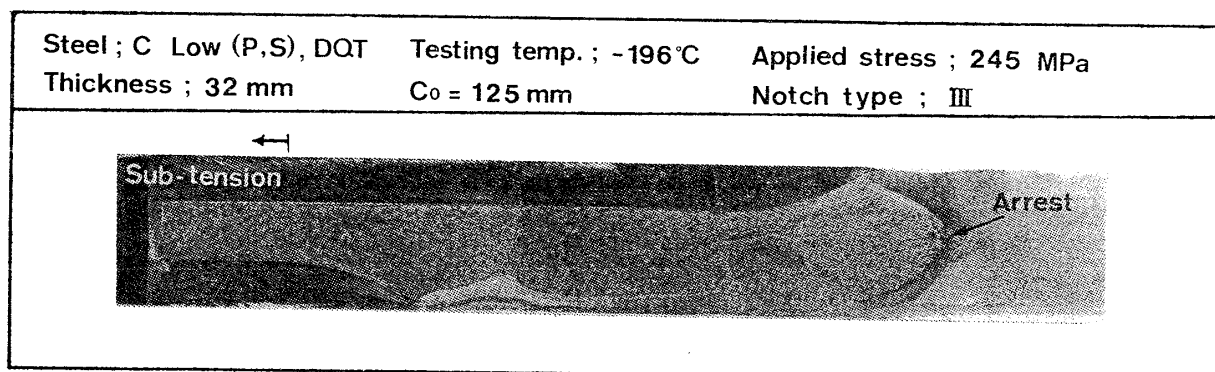


Fig.9 Examples of run/arrest event of brittle crack (Notch type III)

定した、表面切欠付二重引張試験結果を示す。試験は Fig.4 に示した TypeⅢ の切欠を有するC鋼を用いて、図中に示す条件で行われた。図より明らかなように、亀裂は切欠先端を通過した直後に停止している。停止の様相は前掲の Fig.8(b) と酷似しており、本結果もまた 2 章に述べた力学的条件の変化に着目した亀裂停止モデルの妥当性を実証したものといえる。

4.2 亀裂伝播速度ならびに荷重変化

Fig.10 に、A鋼について -196°C で実施した表面切欠付二重引張試験における、亀裂伝播過程での変位計測

結果を示す。計測は前掲の Fig.8 に示す方法により、亀裂がトリガーゲージを切断する時点より $-0.4 \sim +1.6$ msec の範囲内で行った。ただし表面切欠上に貼付した C1~C3 の CD ゲージでの計測は不調であったため図より削除した。

Fig.11 は測定された亀裂伝播速度を亀裂長さ c と伝播部幅 B の比に対して示したものである。図中には -170°C で計測された値をも併せて示した。図中に示す実線は C4~C7 の CD ゲージで、また破線は S1~S3 の歪ゲージで計測された値である。ゲージの種類により、

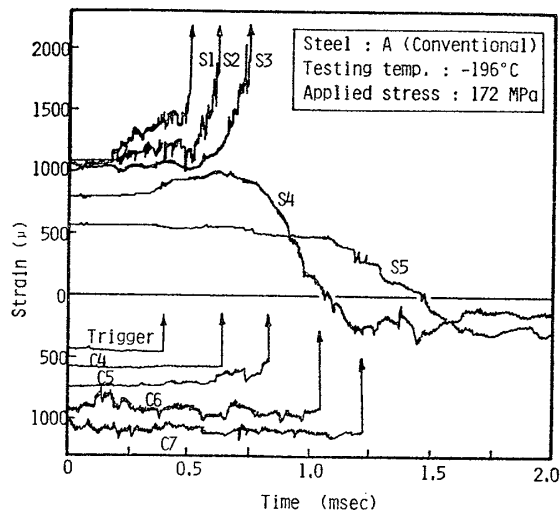


Fig. 10 An example of record

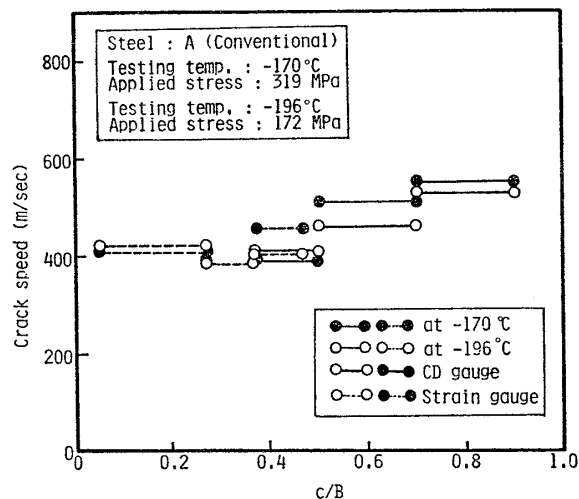


Fig. 11 Examples of crack velocity measured

また試験温度により測定された亀裂伝播速度には僅かな差異が認められる。

これらの結果から、亀裂は切欠部をほぼ 400 m/sec の速度で伝播した後加速され、550 m/sec 前後の速度で破断に至っていることが明らかになった。またそうした傾向は温度によっても変化していないが、これは共に破断に至る条件を選択して行ったためと思われる。

実測された亀裂伝播速度は一般の構造用鋼において求められている値に比較して小さい。しかしながら結果に再現性があり、かつ破面に脆性破壊に固有のシェブロン模様が明瞭に観察されている点からも、9%Ni 鋼中での脆性破壊の特徴のひとつを示すものであるといえる。

Fig. 12 に歪ゲージ S5 により測定した荷重点近傍での歪変化から、亀裂の進展にともなう荷重の変化を求めて示した。図中の P_0 は初期荷重、 $P(c)$ は亀裂長さ c における荷重である。 c/B が 0.25、すなわち亀裂が切欠の先端 (125 mm) に到達した時点では $P(c)/P_0$ がほ

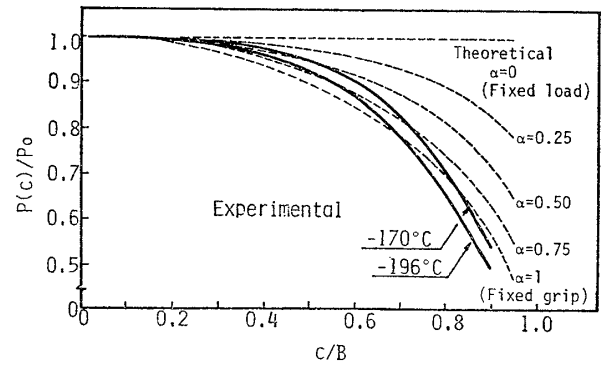


Fig. 12 Record of load drop with brittle crack propagation

ぼ 1 に近い値を示している。また亀裂が 250 mm に進展した c/B が 0.5 の時点においても、平均的に 0.95 とほぼ定荷重に近い状態が維持されていることがわかる。しかしながら亀裂がさらに長くなると急激な荷重の低下が生じている。

金沢らは二重引張試験における亀裂の進展にともなう荷重の低下に対し、コンプライアンス法を用いて(1)式に示す静的理論解を与えている¹¹⁾。

$$\frac{P(c)}{P_0} = \frac{1}{1 + \frac{\pi\alpha}{2\lambda} \int_0^a [K_{f,l}]^2 da} \quad (1)$$

ここで、

$$a \equiv c/B \quad (2)$$

$$[K_{f,l}] \equiv K_{f,l}/\sigma\sqrt{\pi B} = F_T\sqrt{c/B} \quad (3)$$

$$F_T = [1 - 0.025(c/B)^2 + 0.06(c/B)^4] \sqrt{\sec(\pi c/2B)} \quad (4)$$

図中に示す破線は、上記の(1)~(4)式を用い、さらに試験片と試験片つかみ部の形状・寸法によって定まる aspect ratio λ を 2 として求めた、亀裂長さや荷重変化の関係である。またこの時、試験機の有効剛性を示す α については 0 (定荷重条件) ~ 1 (定変位条件) の範囲の適当な数値を選択して計算に用いている。

実測値との対比から明らかなように、 c/B の小さい範囲では理論値が実測値と比較的良好一致を示している。しかしながら c/B が 0.7 を超えた領域では、実測値が定変位条件 ($\alpha=1$) を仮定して求められた理論値をも下回る荷重の低下を示している。実測値が動的に計測された値であり、静的理論値に対してはむしろ時間的に遅れを示すと考えられる点、および亀裂の進展に対する試験片を含む試験機系の応答が定変位条件を満たすものとは考えられない点から、実測値と理論値との関係にはさらに検討すべき点が残されているといえる。

4.3 伝播部応力と亀裂長さの関係

Fig. 13 に A 鋼について行った表面切欠付二重引張試

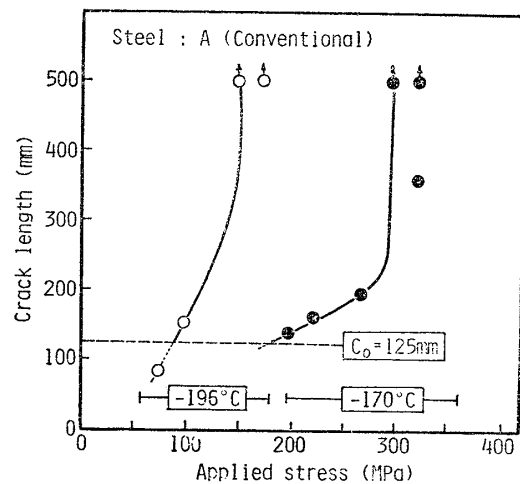


Fig. 13 Crack length vs. applied stress

験より求めた、付加応力と停止亀裂長さの関係を示す。切欠長さは 125 mm 一定とし、試験は -196 および -170°C の 2 温度で行われた。ここで付加応力とは伝播部に付与されたグロス応力であり、また亀裂長さとは伝播部の発生部側片端より停止亀裂先端までの長さをいう。図中に上向きの矢印を付して示した実験点は、亀裂が停止しないまま破断に至った試験結果を意味している。

-196°C では応力値 98 MPa において切欠先端近傍で亀裂が停止しているのに対し、147 MPa 以上になる

とすべて停止することなく破断に至っている。また付加応力が 74 MPa と極端に低い場合に、亀裂は切欠域内で停止しており、この点は Fig. 1 に示した亀裂停止概念では説明し得ない。

一方、 -170°C では 235 MPa 以下の応力範囲において応力の上昇にともなって停止亀裂長さが長くなる傾向が認められ、294 MPa では破断している。また 319 MPa で行った 2 体については、1 体が完全に破断したが、他の 1 体については切欠部を通過した後 360 mm の位置で亀裂が停止した。しかしながら停止した亀裂の先端部には多段のポップイン亀裂が板の中央部付近で認められ (Fig. 14)、一方、表面では亀裂の進行方向から大きく逸れた延性亀裂が生じていた (Fig. 15)。

4.4 切欠長さの影響

A 鋼について切欠長さを 50 および 250 mm に変化させて行った試験の結果を、Fig. 13 に示した切欠長さ 125 mm の場合の試験結果と対比して、Fig. 16 に示す。試験はいずれも -170°C で行われた。切欠長さ 250 mm の場合には応力値 74 MPa で亀裂は停止したもの、98 MPa 以上ではすべて破断した。また切欠長さ 50 mm の場合には 441 MPa では亀裂が切欠先端近傍で停止し、539 MPa では破断した。以上の結果から、賦与した切欠の長さによって亀裂が停止ないし破断する応力値が異なる事実が明らかになった。

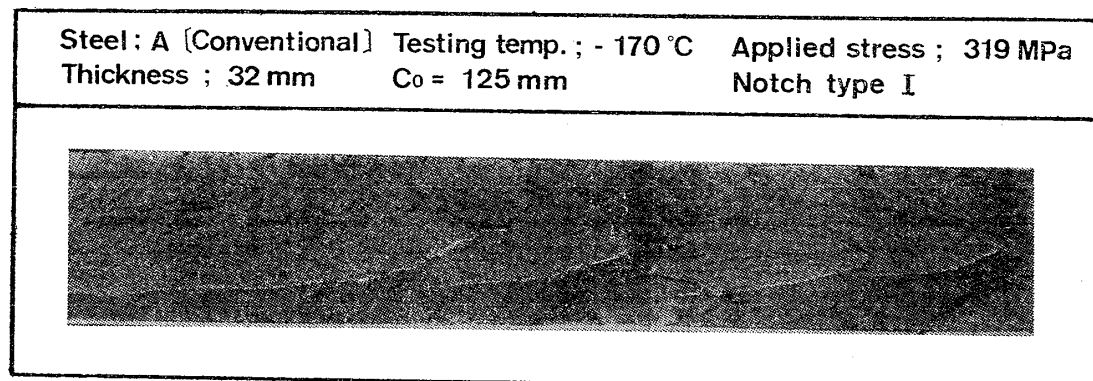


Fig. 14 Fracture appearance

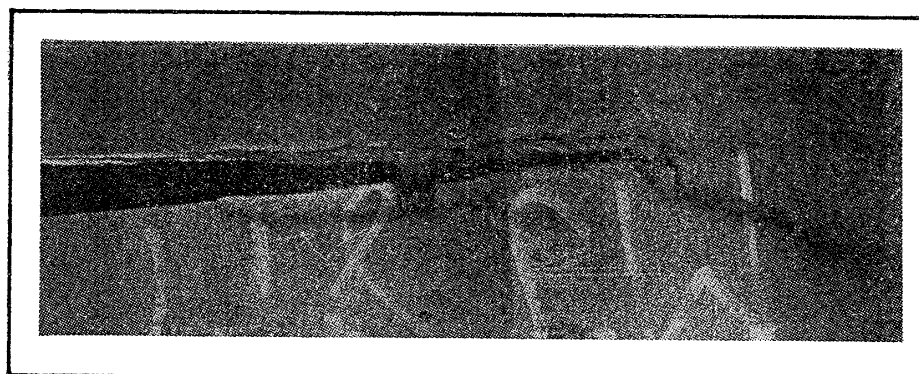


Fig. 15 Fracture path

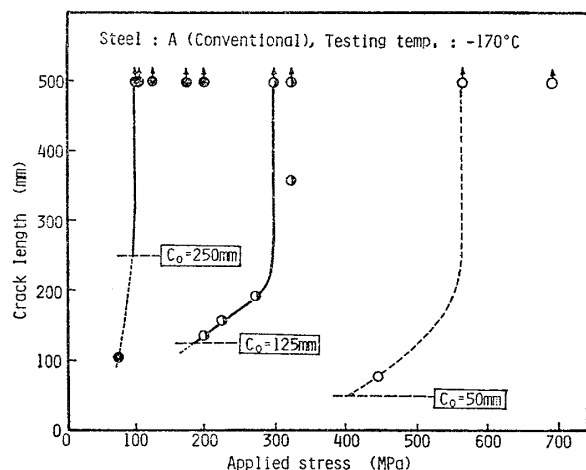


Fig. 16 Effect of crack length c_0 on run/arrest event

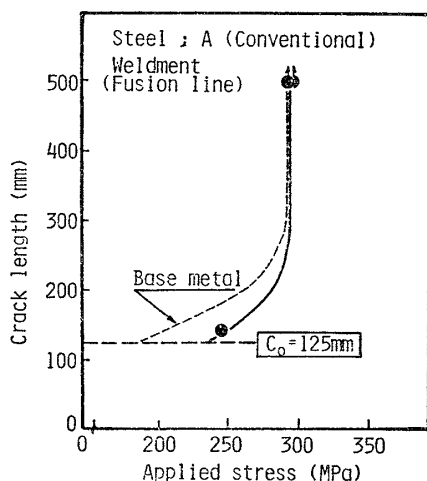


Fig. 17 Crack length vs. applied stress [Weldment (Fusion line)]

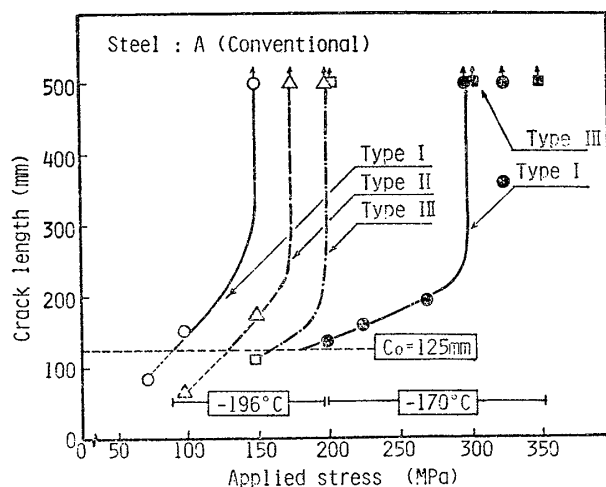


Fig. 18 Effect of notch configuration on run/arrest event

4.5 溶接継手の亀裂伝播停止挙動

溶接継手に関する試験結果を Fig. 17 に示す。試験は -170°C で行われた。応力値 245 MPa では亀裂が切欠先端部で停止したが、294 MPa で繰返し2体行った試片はいずれも破断している。図中には比較のためにA鋼母材についての実験結果を破線で示したが、応力値 250 MPa 近傍では溶接継手においてむしろ、亀裂停止長さが小さい値を示している。

4.6 切欠形状の影響

Fig. 18 にA鋼について切欠形状を変化させて行った表面切欠付二重引張試験の結果を示す。切欠はそれぞれ Fig. 4 に示した Type II および III である。試験は前節と同様に -196 および -170°C で行った。比較のため Fig. 13 に示した切欠形状 Type I による試験結果をも併せて示した。

切欠形状の差異にも拘らず、亀裂の伝播停止ないし破断する状況には類似した傾向が認められている。しかしながら -196°C では切欠形状によって試験結果に僅かではあるが差異が認められ、一方、 -170°C では 294 MPa で行った試験において Type I と Type III の切欠形状を持つ試験片が共に破断している。この点から切欠形状の影響についてはなお検討すべき点が残されている。

5 考 察

5.1 亀裂伝播停止とその要因

実測結果に基づいて亀裂が切欠部を約 400 m/sec の速度で進展したとすると、伝播部に突入した後 125 mm の切欠先端に亀裂が到達するのに要する時間は、約 0.30 msec である。一方、亀裂の発生にともなって生じた弾性波が荷重点を往復して切欠先端に到達するのに要する時間は、弾性波の速度を 5,500 m/sec として求めると、約 0.43 msec である。したがって弾性波が切欠先端に到達するまでに現象（亀裂の停止）は終了していることになる。この点からも観察された亀裂の伝播停止が、応力の反射などには無関係の、主に切欠先端近傍での幾何学的形状の変化によってもたらされた応力拡大係数の低下に起因した現象であるといえる。

一方、切欠先端近傍で亀裂が submerged crack の様相を呈している点、および切欠部を通過する亀裂速度が塑性波の追従を許す約 400 m/sec と小さい点から、亀裂の伝播停止挙動に切欠先端近傍での塑性変形が少なからず影響を及ぼしていると推測される。しかしながらそれらを裏付けるデータは得られていない。

* Jimma ら¹²⁾は転位論に基づいて塑性波の速度に関する理論解を与えており、それらに鋼の物性値をあてはめて算出した塑性波の速度は約 480 m/sec である。

5.2 亀裂停止靱性値

通常温度勾配型二重引張試験においては付加応力と停止亀裂長さから、(5)式で算出される K 値を材料の亀裂停止靱性値 K_a として評価している。ここで Y_1 は有限幅補正係数である。

$$K = \sigma \sqrt{\pi c} \cdot Y_1 \quad (5)$$

$$Y_1 = \sqrt{\frac{2B}{\pi c} \tan \frac{\pi c}{2B}} \quad (6)$$

go, no-go 試験である表面切欠付二重引張試験の場合にも、基本的には Fig. 13, 16 および 17 に示す付加応力と亀裂長さの関係から亀裂停止限界応力値を求め、これを(5)式に代入することにより材料の亀裂停止靱性値を求めることができる。しかしながら停止亀裂長さ、亀裂停止限界応力値の決定に検討すべき点が残されている。

5.2.1 停止亀裂長さ

通常の温度勾配型亀裂伝播停止試験においても、停止亀裂長さの決定には次に述べる2通りの考え方がある。その一つは停止した亀裂の先端までの長さを停止亀裂の長さとする考え方である。その二は亀裂が submerged crack に転じ、亀裂の周囲にシアリップ層が生じ始める位置、またはその近傍でシアリップ層の厚さが適当な一定の厚さに成長した位置を実質的に亀裂が停止した位置と見なす考え方である。表面切欠付二重引張試験においては亀裂の停止を、賦与した切欠先端での力学的不連続に求めている。したがって停止した亀裂の先端形状には無関係に、切欠長さをもって停止亀裂長さとして扱うことが妥当であると考えられる。この点はむしろ後者の考え方に近いといえる。

5.2.2 亀裂停止限界応力値

亀裂が停止する限界応力値を求めるには、試験結果のおおのについて go, no-go を正しく判定する必要がある。この点に関しては1, 2の例外を除いて亀裂が切欠先端部を通過した直後に停止しており、亀裂の先端が切欠の先端よりほぼ板厚に相当する長さの範囲内に位置していることが確認されている。そこで本研究では便宜的に、切欠の先端より板厚の2倍の長さの範囲内に亀裂の先端が位置しているものについて no-go とし、それらを超えて停止しているものおよび破断したものはすべて go と判定した。

上記の判断から亀裂停止限界応力値を、 $c = c_0 + 2t$ の亀裂長さに相当する付加応力値とすることができる。ここで c は Fig. 13, 16 および 17 中に示す実測された亀裂長さ、 c_0 は付与した切欠長さ、また t は板厚である。

ただし、こうした亀裂停止限界応力値の決定は多数実験を繰返すことによって、付加応力と亀裂長さの関係が正確に求まっている場合には可能であるが、Fig. 16 中に示す $c_0 = 50$ mm に対する実験のように実験データが少ない場合には誤差が大きくなる危険がある。

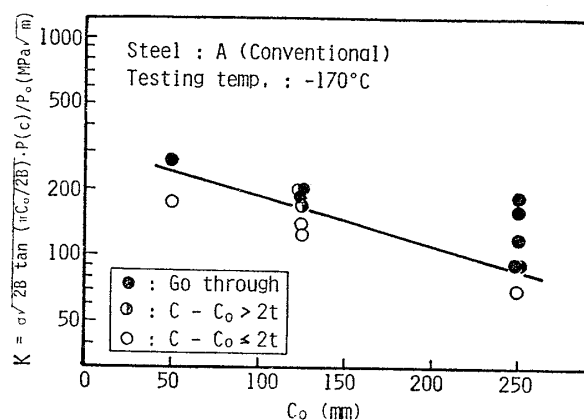
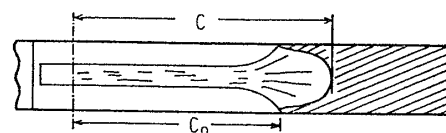


Fig. 19 Crack length c_0 vs. K values given by Irwin-Westergaard tangent relation for the finite-width centre cracked plate

5.2.3 材料特性値としての矛盾

そこで、本項では下記に示す観点から亀裂停止靱性値を求め、評価した。

本実験では亀裂停止モデルから当然予測されるように1, 2の例外を除いて、結果は亀裂が切欠先端の極く近傍で停止するか破断に至るかの二つに分かれる。したがって切欠先端を通過する際の K 値を付加応力値より算出しておき、これに go, no-go に関する上記の判定基準を適用することによって亀裂が停止する限界の K 値を求めることができる。そこで Fig. 16 に示す各々の実験結果について切欠先端を亀裂が通過した際の K 値を(5), (6)式より算出した。

Fig. 19 に結果を示す。図中には go, no-go を示す実験結果を●および○で区別し、さらには停止したものの亀裂の先端が $c_0 + 2t$ の範囲を超えて進展したものを●で示した。go と no-go とを区分する図中に示す実線は、亀裂が停止する限界の K 値、換言すれば材料の亀裂停止靱性値と見なすべき値である。にも拘わらず本結果は切欠長さに依存して変化しており材料特性値とはいえない。

5.2.4 片側切欠モデルによる K_a 値の算出

(6)式に示される有限幅補正係数は Irwin-Westergaard によって、中央切欠を有する有限板について求められた補正係数である。また(4)式は石田によって求められた厳密解であり、両者は良い一致を示すことが知られている。一方 Srawley らは一様応力が作用した片側切欠モデルについて数値解析結果より、(7)式に示す有限幅補正係数 Y_2 を求めている¹³⁾。

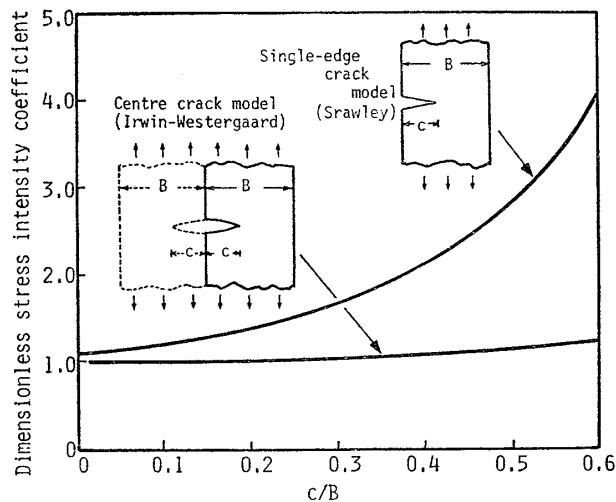


Fig. 20 Comparison of dimensionless stress intensity coefficients given by Irwin-Westergaard tangent relation and Srawley relation

$$Y_2 = \frac{1}{\sqrt{\pi}} \left\{ 1.99 - 0.41 \left(\frac{c}{B} \right) + 18.70 \left(\frac{c}{B} \right)^2 - 38.48 \left(\frac{c}{B} \right)^3 + 53.85 \left(\frac{c}{B} \right)^4 \right\} \quad (7)$$

Fig. 20 に中央切欠モデルおよび片側切欠モデルのそれぞれによる有限幅補正係数を対比して示す。中央切欠モデルでは亀裂長さが有限幅補正係数の値に与える影響が極めて小さいのに対し、片側切欠モデルでは亀裂長さの増大にともなって必然的に曲げの影響が大きくなるため有限幅補正係数が著しく大になる。

高速で伝播する亀裂を取扱う二重引張試験において、そのいずれが有限幅補正係数として妥当であるかについて即断はできない。しかしながら 400m/sec 程度の比較的小さい速度で亀裂が伝播する 9%Ni 鋼の場合には、亀裂の進展にともなって曲げの影響が生じ得ることは十分に推測される。秋山らは 9% Ni 鋼に関して実施した大型混成 ESSO 試験で亀裂が進展を開始した直後に曲げ変

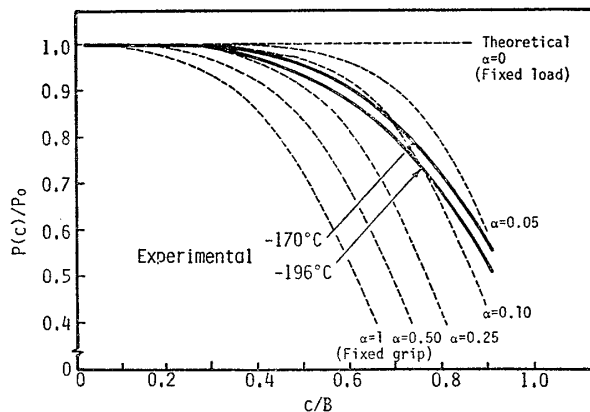


Fig. 21 Comparison of load drop curves measured and those calculated using Srawley relation

形が生じ始めることを実測し、報告している²⁾。

そこで(7)式に示す有限幅補正係数を用いて、あらためて亀裂長さと荷重低下の関係を求めた。算出は(1)～(3)式にしたがって行い、 λ は前記と同様2としている。結果を Fig. 21 に示す。実測値との対比からも明らかのように、亀裂の伝播はむしろ定荷重に近い条件で生じており、二重引張試験の実態に近いと考えられる静的理論解が得られている。

次に同じく(5)式の有限幅補正係数を(6)式から(7)式に置きかえて、前項に示したものと同じ手順で K 値を算出した。結果を Fig. 22 に示す。go と no-go を区分する実線は切欠長さに無関係に一定の値を示しており、材料の亀裂停止靱性値 K_a と考えてよい。

以上の2つの結果は、少なくとも亀裂伝播速度の小さい 9% Ni 鋼を対象とする場合には、表面切欠付二重引張試験結果の解析にあたって片側切欠モデルの適用がむしろ妥当な結論を導くことを示している。

Fig. 23 は同様に求めた A 鋼についての亀裂停止靱性値 K_a と温度の関係を示したものである。また Fig. 24

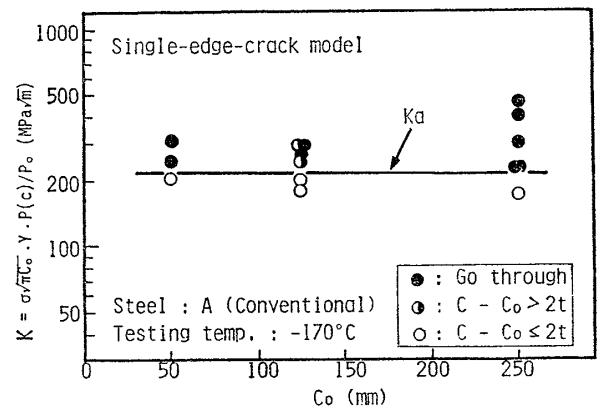


Fig. 22 Crack length c_0 vs. K values given by Srawley relation for the finite-width single-edge-cracked plate

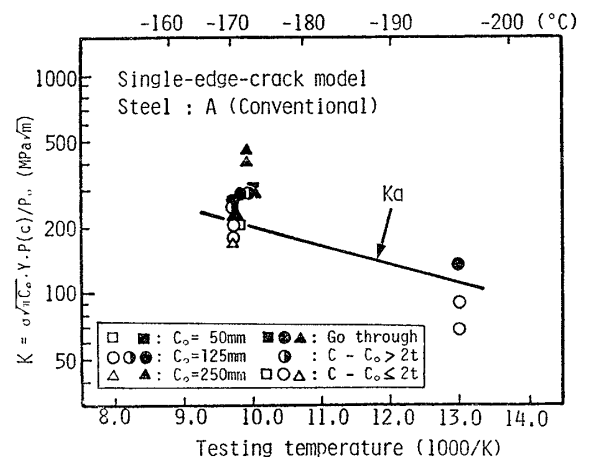


Fig. 23 Testing temperature vs. K_a value of conventional type 9%Ni steel

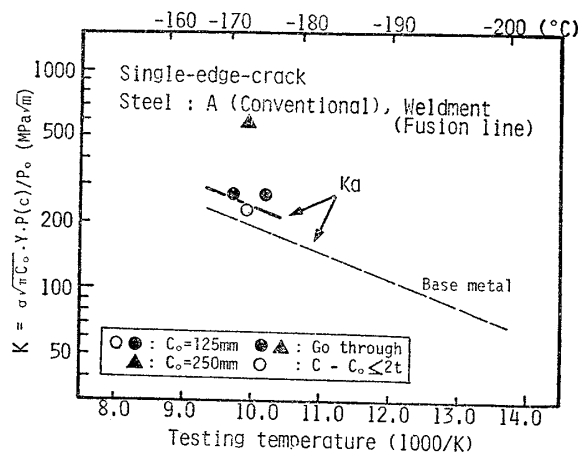


Fig. 24 Testing temperature vs. K_a value of conventional type 9% Ni steel weldment

には溶接継手に関する K_a 値を母材のそれと比較して示した。以上の結果から供試した 9% Ni 鋼および溶接熱影響部について -170°C における亀裂停止靱性値 K_a はそれぞれ 220 および 259 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ と求められる。

5.3 切欠形状の影響

切欠形状を変化させて行った実験の結果を示す Fig. 18 は、 -196 と -170°C とで異なった傾向を示している。本結果は靱性値の低い A 鋼について行われたものであり、 -170°C 、294 MPa の条件で破断した Type III の切欠を持つ試験片では、切欠底を伝播する際に切欠のない側に亀裂が進展する傾向が認められシアリップをともなわない破断が生じていた。一方 Fig. 9 に示す高靱性材である C 鋼の破面には、切欠のない側に大きなシアリップ層が生じており、亀裂の停止に寄与したものと推測される結果を与えている。これらの例に認められるように亀裂伝播停止挙動は切欠形状によっても、また材料の靱性値によっても変化する可能性があり、前節に述べた亀裂停止靱性値 K_a が普遍性を持つ材料特性値であるか否かになお検討すべき余地が残されている。

6 結 言

本研究では始めに LPG/LNG 貯槽の安全性に直結する亀裂伝播停止概念について検討を行い、一定温度、一定応力下にある一様材中での亀裂の伝播停止を可能にする、先在表面亀裂の周囲に存在する力学条件の変化に着目した、新たな亀裂伝播停止モデルを提示した。またこれを直接反映させた実験法として表面切欠付二重引張試験を考案、実施し、LNG 貯槽用材料である 9% Ni 鋼とその溶接部の亀裂停止靱性値を評価した。それらを通じて下記の結果が得られた。

(1) 高靱性材である 9% Ni 鋼についても何らの脆

化処理を施すことなく、容易に脆性亀裂を発生、伝播させ得ることを実証した。

(2) 表面切欠付二重引張試験を広範囲に実施して、提示した亀裂停止モデルの妥当性を実証した。

(3) 同試験における計測結果から 9% Ni 鋼中での脆性亀裂の伝播速度が $400\sim 550\text{m/sec}$ であることを明らかにした。

(4) 9% Ni 鋼とその溶接部の亀裂停止靱性値を実験結果に基づいて評価した。低靱性の 9% Ni 鋼、板厚 32mm 材 ($vE_{-196^\circ\text{C}}=84\text{ J}$) とその溶接熱影響部について求められた値は、 -170°C でそれぞれ 220, 259 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ であった。

(5) また結果の解析にあたって、片側切欠モデルに基づく有限幅補正係数を導入したことにより満足すべき結果が得られた。

謝 辞

本研究の遂行にあたり東京大学名誉教授(現、長崎総合科学技術大学教授)金沢 武博士、東京大学教授 町田 進博士、大阪大学教授 佐藤邦彦博士より有益な御討論ならびに御助言を賜った。また日本鋼管株式会社技術開発本部技術研究所副所長 越賀房夫博士より細部にわたって御指導いただいた。ここに記して深甚なる謝意を表する。

参 考 文 献

- 1) 町田, 他: 長大亀裂に対する 9% Ni 鋼板の脆性破壊伝播挙動, 日本造船学会論文集, Vol. 150 (1981), p. 511.
- 2) 秋山, 他: 広幅混成 ESSO 試験によるぜい性き裂伝播停止性能の評価に関する一考察, 日本造船学会論文集, Vol. 152 (1982), p. 412.
- 3) 金沢, 他: 9% Ni 鋼の脆性破壊発生靱性と停止靱性の関係に関する実験的検討, 日本造船学会論文集, Vol. 153 (1983), p. 306.
- 4) 青木, 他: 9% Ni 鋼材のぜい性破壊伝播阻止性能, 圧力技術, Vol. 21 (1983), p. 234.
- 5) K. Tanaka, et al.: Fatigue COD and short crack arrest tests, International Conference 'Fracture toughness testing', 9-10, June (1982), London.
- 6) Y. Kawaguchi, et al.: Crack arrestability of Ni steel plates for low temperature service to extremely long brittle crack, International Conference 'Fracture toughness testing', 9-10, June (1982), London.
- 7) R. M. Bruscato: The measurement of crack arrest fracture toughness in welded 9% Ni steels used in cryogenic storage tanks, W. J., Vol. 60 (1981), p. 113-s.
- 8) K. B. Broberg: The propagation of a brittle crack, Arkiv for Fysik, Vol. 18 (1960), p. 158.

- 9) L. B. Freund : Crack propagation in an elastic solid subjected to general loading-I. Constant rate of extension, J. Mech. Phys. Solids, Vol. 20 (1972), p. 129.
 - 10) 町田, 他 : クラックアレスターに関する基礎的研究(第7報), 日本造船学会論文集, Vol. 131(1972), p. 367.
 - 11) 金沢, 他 : 脆性破壊伝播停止特性におよぼす寸法効果および荷重条件の影響, 日本造船学会論文集, Vol. 130 (1971), p. 343.
 - 12) T. Jimma, et al. : An analysis of elastic-plastic waves by the continuum theory of dislocations, 'High velocity deformation of solids', Springer-Verlag Berlin Heidelberg New York (1978), p. 289.
 - 13) J. E. Srawley, et al. : Fracture toughness testing methods, Fracture toughness testing and its applications, ASTM STP 381 (1965), p. 133.
-