

(昭和 46 年 5 月日本造船学会春季講演会において講演)

拘束部材の脆性破壊発生特性について

正員 金 沢 武* 正員 町 田 進*
正員 宮 田 隆 司**

A Study on the Brittle Fracture Initiation in the Constrained Structural Member

by Takeshi Kanazawa, *Member* Susumu Machida, *Member*
Takashi Miyata, *Member*

Summary

Recent progress in fracture mechanics suggests the possibility of its practical application to the purpose of preventing the brittle fracture of steel structures constructed of ductile material such as ordinary structural steels.

One of the problems in determining permissible defect size, allowable stress level and service temperature on the basis of laboratory tests is the fact that fracture toughness values such as K_{IC} or ϕ_C are not material constants in a strict sense but rather variables depending on the intensity of mechanical constraint of the defective region of the structure.

When the deformation at the crack tip in plate thickness direction is highly constrained, multiaxial state of stress is developed, which is supposed to cause the decrease of fracture toughness and the increase of transition temperature.

This paper describes the results of an investigation on the brittle fracture initiation characteristics of severely constrained structural member using model specimen with a defect coupled with stress concentration, mechanical constraint and welding residual stress.

These three factors are considered to increase the susceptibility to brittle fracture initiation. Comparative experiments have been carried out using wide plate notched tension test (without three factors) and that with longitudinal welds (with residual stress) to clarify the effect of the three factors mentioned above.

Further the effects of pre-loading and cyclic loading at room temperature were investigated using the constrained model specimens.

COD concept was applied as the fracture criterion for the analysis of the test results.

1 緒 言

破壊力学の進歩に伴って高張力鋼、軟鋼など延性材料を用いた鋼構造物の脆性破壊を防止するため、破壊力学を実用的に如何に適用するかが最近の重要な課題となつている。

木原・池田ら¹⁾はディープノッチ試験によつて脆性破壊発生源となると思われる溶接ボンド部、溶接金属についてその発生特性を調べエネルギー論的立場から構造設計・材質判定に役立てようと試みている。また実際の状態を研究室的に再現する各種の構造模型試験²⁻⁴⁾も数多く行なわれている。

研究室的実験から破壊力学に基づいて構造物の許容欠陥長さ、許容応力、使用温度の相互関係を決定する際の一つの問題として実験的に求めた広義の破壊靱性値 (K_{IC} あるいは ϕ_C など) が厳密な意味で材料定数ではなく欠陥存在部の変形拘束の度合によつてもそれが変り得るとということが挙げられる。クラック先端で板厚方向の変

* 東京大学工学部

** 東京大学工学系大学院

形が強く拘束されている場合、クラック先端近傍は多軸応力状態となり靱性は低下して破壊の遷移温度が上昇することが予想される。

日本造船研究協会第 119 研究部会 (SR 119 部会)「大型鉱石運搬船の船体構造材料に関する研究」¹⁰⁾において、この切欠部の変形拘束の影響を調べており、その一部を著者らが担当したが本研究はその結果に若干の解析と考察を加えたものである。考察にあたっては著者が担当した実験以外のデータをも引用させて頂いた。

本研究では溶接部切欠に不連続構造による極端な二次的応力集中と変形拘束を重畳させた研究室的には最も苛酷と思われる拘束引張試験片を用いてその脆性破壊発生特性を調べ、切欠部の拘束がどの程度影響を及ぼすか調べた。

また拘束引張試験片において脆性破壊発生を促進する主要な力学的因子を応力集中、溶接残留応力と変形拘束の三つと考えるとそれらの効果を基本的な形でみるため、溶接ビード付加ディープノッチ試験とビードなしの素材のディープノッチ試験を同一材を用いて行ない比較検討した。

拘束引張試験においては常温での予荷重および疲労の影響をも調べた。

解析にあたっては工学的破壊条件として溶接残留応力や多様な負荷履歴の影響に対して妥当な説明が可能であり、クラック先端の塑性変形がクラック長さに比して大きい場合にも適用できる COD クライテリオンをとつた。

2 基礎的考察

2.1 Dugdale-Barenblatt モデルによる開口変位の計算

脆性破壊発生工学的条件としてクラック先端の開口変位 Φ が限界値 Φ_c に達したとき破壊が発生するという COD クライテリオンをとる場合、その構造設計への応用を考えると、 K_c クライテリオンの場合と同様荷重に対する欠陥の変位挙動を知っておく必要がある。

煩雑な弾塑性解析を避けてクラック先端の変位を求める簡便な方法としては Dugdale-Barenblatt (Dugdale-Muskhelisvili と呼ばれる) モデルあるいは B. C. S. モデルといったクラックの弾性的取扱いによる計算手法が挙げられる。DB モデルを用いればクラックの開口変位は応力関数から全く弾性的に求めることができる。

図 1 に示すような有限板中のクラックに splitting force P が中心軸に関して対称に作用するとき、開口変位 $\Phi(\eta)$ は Westergaard の応力関数から次のように与えられる⁶⁾。

$$\Phi(\eta) = \frac{4P}{\pi E} \cosh^{-1} \left| \frac{\cos^2\left(\frac{\pi a}{2b}\right) \left\{ \cos^2\left(\frac{\pi \eta}{2b}\right) + \cos^2\left(\frac{\pi x}{2b}\right) \right\} - 2 \cos^2\left(\frac{\pi x}{2b}\right) \cos^2\left(\frac{\pi \eta}{2b}\right)}{\cos^2\left(\frac{\pi a}{2b}\right) \left\{ \sin^2\left(\frac{\pi \eta}{2b}\right) - \sin^2\left(\frac{\pi x}{2b}\right) \right\}} \right| = \frac{4P}{\pi E} F(\eta, a, x) \quad (1)$$

ただし

$$(\eta \leq a, \eta \neq x)$$

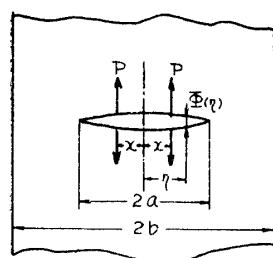


図 1 有限板中のクラックに Splitting force が作用する場合

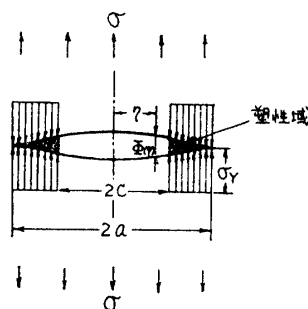


図 2 Dugdale-Barenblatt モデル

一様な引張応力 σ が作用するとき (図 2) は DB モデルによれば、その塑性域の大きさは塑性域を含めた仮想弾性クラックについて一様応力 σ による K 値と内圧として塑性域部に分布する降伏応力 σ_Y による K 値を等値することによって決定され、開口量は σ と σ_Y によるものの代数和として求められる。すなわち

$$\Phi(\eta) = \frac{4}{\pi E} \left\{ \sigma \int_0^a F(\eta, a, x) dx - \sigma_Y \int_c^a F(\eta, a, x) dx \right\} \quad (2)$$

ただし $\eta \leq a$

ここで E はヤング率であり、 a は塑性域を含めたクラック長さで

$$\frac{\sin\left(\frac{\pi c}{2b}\right)}{\sin\left(\frac{\pi a}{2b}\right)} = \cos\left(\frac{\pi \sigma}{2\sigma_Y}\right) \quad (3)$$

で与えられる。

さて DB モデル, BCS モデルともに本来塑性域の長さを近似的に与えるものであつて, 正しい開口変位を与えるという保証はない。この問題に対しては酒井・飯野⁷⁾が種々の応力場につき BCS モデルによつてクラックの開口変位を求め実験的に検証しているが, 本研究においても弾性クラックモデルによる変位計算の妥当性を証明する実験結果が得られている。

実験は後述の造船用軟鋼について幅 500 mm, 切欠長さ 125 mm のディープノッチ試験を行ない, クリップゲージによつて Φ_C を実測したものである。クリップゲージの挿入位置は切欠先端より 10 mm の位置であり, 破壊応力からの Φ_C の計算もその位置について行なつた。結果を図 3 に示すが, 両者の良い一致がみられる。

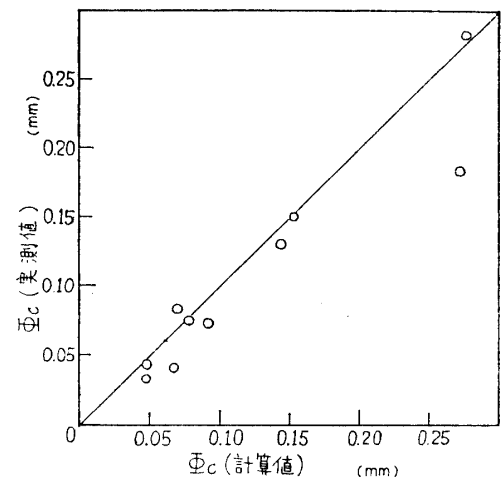


図 3 破壊応力より計算した Φ_C と実測した Φ_C との比較

2.2 溶接残留応力がある場合の開口変位の計算と COD クライテリオンの適用

図 4 (a) に示すような溶接残留応力場中にクラックがある場合, クラックの存在によつて応力は再配分され, クラック線上の応力は模式的に (b) のようになる。この応力分布はやはり DB モデルを用いて計算することができる。このようにクラック線上に初期応力が残留している場合の一樣引張応力 σ による開口変位 Φ は (2) 式と同様 (1) 式を基に残留応力を $\sigma_R(x)$ として, 次のように求められる。

$$\Phi(\eta) = \frac{4}{\pi E} \left\{ \sigma \int_0^a F(\eta, a, x) dx + \int_c^a (\sigma_R(x) - \sigma_{YT}) F(\eta, a, x) dx \right\} \quad (4)$$

ただし

$$\sigma + \sigma_R(x) \leq \sigma_{YT}$$

ここで σ_{YT} は負荷温度での材料の降伏応力である。 $\sigma + \sigma_R(x) > \sigma_{YT}$ の場合は応力再配分の必要がある。 a は次式によつて求められる。

$$\sigma_{YT} \sin^{-1} \left\{ \frac{\sin\left(\frac{\pi c}{2b}\right)}{\sin\left(\frac{\pi a}{2b}\right)} \right\} + \int_c^a \sigma_R(x) \frac{\cos\left(\frac{\pi x}{2b}\right)}{\sqrt{\sin^2\left(\frac{\pi a}{2b}\right) - \sin^2\left(\frac{\pi x}{2b}\right)}} dx = \frac{\pi}{2} (\sigma_{YT} - \sigma) \quad (5)$$

$\sigma_R(x) = \sigma_0$ (一定) のときは (5) 式は

$$\frac{\sin\left(\frac{\pi c}{2b}\right)}{\sin\left(\frac{\pi a}{2b}\right)} = \cos \left\{ \frac{\pi \sigma}{2(\sigma_{YT} - \sigma_0)} \right\} \quad (6)$$

図 4 (b) 中に示したように溶接残留応力のみによつてもすでにクラック先端は塑性変形して開口変位 Φ_R が生じているが, COD クライテリオンを適用するにあたり「破壊時の温度での負荷によつて生じた Φ のみが破壊に寄与する」と仮定すると, この Φ_R はクライテリオン量としては一般に切捨てられることになる。すなわち $\Phi_R \geq \Phi_C$ であるような低温で切欠加工を施す場合以外は, 溶接残留応力のみによつては決して破壊が起こらないということであり, この点が K_C クライテリオンと根本的に異なる点であろう。COD クライテリオンに関して上記のような仮定を設けると越賀⁸⁾の提案している ρ_C クライテリオンと定性的には全く等価となる⁹⁾。

実験結果との比較については後述する。

3 実験方法

3.1 供試材

供試鋼板としては日本海事協会規格の造船用軟鋼 A 級鋼 19 mm 厚を用いた。供試材の化学成分および機械的性質を表 1 に示す。表 1 には 2 mm V ノッチシャルピ試験の結果も併せて示す。また材料の降伏点の温度依存性を丸棒引張試験によつて調べた。

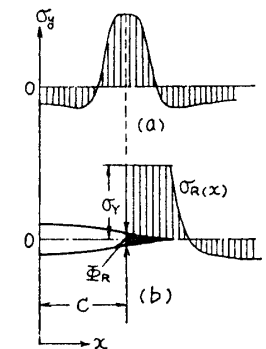


図 4 溶接残留応力場中のクラック

表1 供試鋼の化学成分、機械的性質およびVシャルビ試験結果

鋼種	板厚 (mm)	化 学 成 分 (%)				
		C	Si	Mn	P	S
A級鋼	19	0.18	0.04	0.76	0.012	0.021
機 械 的 性 質				Vシャルビ試験		
降伏点	引張強さ	伸 び G. L. = 200 mm		vTrs	0°Cでの吸 収エネルギー	
28.0 kg/mm ²	43.0 kg/mm ²	30.0%		+8°C	7.0 kg・m	

て溶接前に両側の主板に機械加工により幅0.2mm×長さ3mmの切欠を施した。不連続部分では変形が強く拘束され極端な応力集中がある上に切欠先端は溶接ビード真下となつて溶接残留応力が最大となるような位置にある。脆性破壊に対しては非常に苛酷な条件にあるといえよう。

スチフナに流れる応力の割合を高め、不連続部での応力集中を大きくするため、スチフナの長さを1mとかなり長くした。ひずみゲージを用いて測定した引張方向のひずみの分布の様子を図6に例示する。

溶接はすべて水平隅肉溶接で脚長は9.5mmとなるようにした。隅肉溶接であるためか不連続部の溶接第一層には全試験片とも溶接ワレが生じた。溶接条件を表2に示す。

拘束引張試験ではまず試験温度をいろいろ選んで単純な引張りによる破壊応力の温度依存性を求め、さらに室温予荷重低温引張りおよび室温疲労低温引張試験を実施した。予荷重の応力はネット応力で約21 kg/mm²、11 kg/mm²の2レベル、繰返し応力は11 kg/mm²で繰返し数は6×10⁸である。予荷重、疲労の影響を調べることは本研究の主目的ではないので参考程度のデータを得るにとどめた。

破壊時のCODの測定は切欠先端付近での測定が不

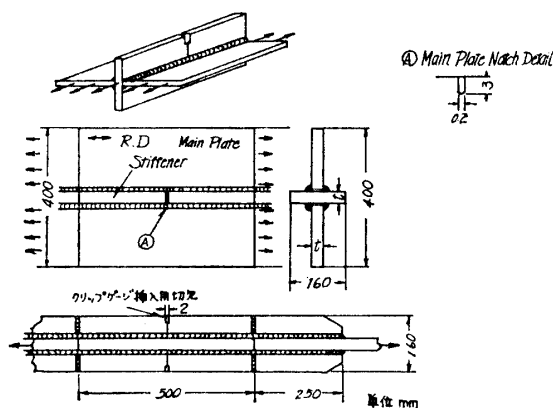


図5 拘束引張試験片

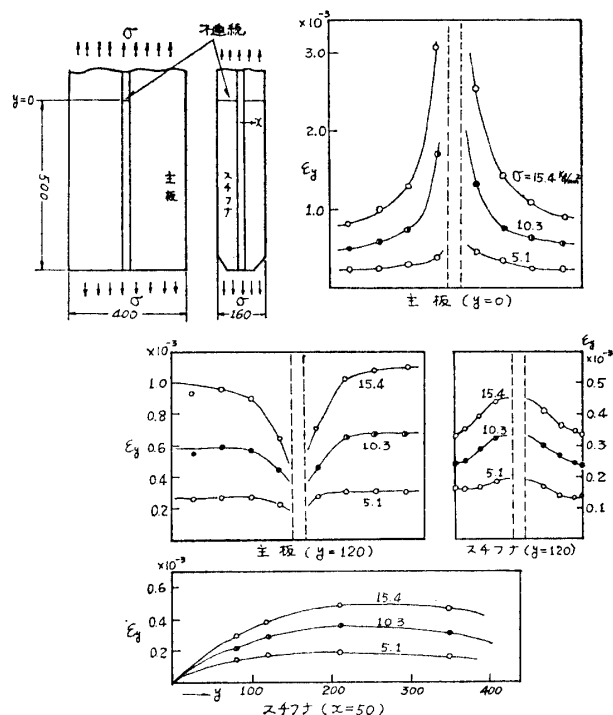


図6 拘束引張試験片に荷重を加えたときのひずみの分布

表2 試験片の溶接条件

試験片	脚長 (mm)	層 No.	溶接棒径 (mm)	電 流 (Amp.)	電 圧 (Volt)	溶接速度 (mm/min)	溶 接 棒
拘束引張試験	9.5	1	6	290	33	200	イルミナイト系 鉄粉酸化鉄系
		2	5.5	240	33	255	
ビード付ディー プノッチ試験	—	1 (表)	6.4	830	32	280	US36-MF38-20D
		2 (裏)		910	33	300	

可能なため、図5に示すようにスチフナ不連続部両端にクリップゲージを挿入してその開口変位を測定した。

3.2.2 ディープノッチ試験および溶接ビード付ディープノッチ試験

拘束引張試験におけるスチフナの不連続は一種の切欠としての効果を持つものであり、変形拘束を除けば切欠先端に溶接ビードを付加した試験片で基本的には代弁し得るものである。溶接残留応力と切欠の重畳が脆性破壊の発生におよぼす影響を基本的な形で調べるため溶接ビード付ディープノッチ試験を行ないビードを付加しない素材のディープノッチ試験と比較した。

溶接ビード付ディープノッチ試験の試験片形状寸法は

図7に示すとおりである。溶接条件を表2に示す。切欠長さはビード幅が不揃いであつたため、各試験片の表裏左右4ビードのうち幅が最大のものの内側止端より5mm内側までを切欠寸法としたので各試験片毎に多少異なっており128~129mmとなつている。切欠先端をボンドより5mmの位置にとつたのは溶接による材質の変化といった問題を避け、溶接残留応力という力学的因子のみを考慮すればよい状態にするためである。切欠加工は試験片を均一化するため溶接後に施した。

素材のディープノッチ試験片では切欠長さはすべて125mmで切欠先端部はビード付と同じく0.2mm×5mmとした。開口変位はビード付、素材ともに幅3mmの切欠の切欠先端に最も近い位置にクリップゲージを挿入して測定した。

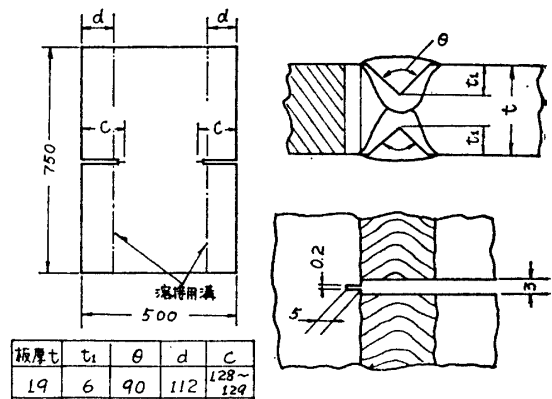


図7 溶接ビード付ディープノッチ試験片

4 実験結果と考察

4.1 拘束引張試験

実験結果を一括して表3に示す。以下の考察にあたってSR119部会の海事協会規格D, E級鋼についての実験結果をも参考にした。実験結果の詳細は部会報告書⁵⁾を参照されたい。

4.1.1 単純引張試験

拘束引張試験の破壊応力と温度の関係を図8に示す。板厚38mmのD, E級鋼の結果も図8(b), (c)に示しておく。各鋼種とも通常の平板の試験ではみられないような広い温度範囲にわたって低応力脆性破壊を起こして

表3 拘束引張試験結果(A級鋼)

試験片 No.	試験 内容	予 荷 重 加 工					破 壊 試 験					備 考
		温度 (°C)	荷重 (ton)	gross (kg/ mm ²)	net (kg/ mm ²)	δ_1 (mm)	温度 (°C)	荷重 (ton)	gross (kg/ mm ²)	net (kg/ mm ²)	δ_c (mm)	
1	引張試験						-8 (-5)	64 (230.5)	6.2 (22.4)	8.8 (31.8)	0.324 —	脆性クラック発生→停止 最終破断(延性) 脆性クラック発生→停止 最終破断(脆性)
2	"						-35 (-25)	78.6	7.7 (16.5)	10.9 (30.2)	— (>3.0)	
3	"						-40	73	7.1	10.1	0.133	
4	"						-65	89	8.7	12.3	0.156	
5	"						-90	48.5	4.7	6.7	0.081	
6	"						-196	26	2.5	3.6	0.080	
7	予荷重	15	150	14.6	20.7	0.07	-62	170	17.1	24.3	0.430	繰返し回数 6×10^3 疲労クラック: 約 1.0 mm
8	"	20	150	14.6	20.7	0.207	-120	175	17.3	24.6	0.432	
9	"	18	150	14.6	20.7	0.101	-196	81	7.9	11.2	0.137	
10	"	18	80	8.0	11.3	0.029	-62	90	8.8	12.6	0.116	
11	疲労	15	82	8.0↔ 0.9	11.3↔ 1.1	—	-58	104	10.1	14.4	0.287	

δ_1 : 除荷状態での残留 COD, δ_c : 破壊発生時の COD (予荷重をかけた場合は再負荷による COD)

いる。特にA級鋼では0°C付近まで降伏点の1/3以下のネット応力で破壊が発生するという著しい遷移温度の上昇がみられる。またD級鋼もここで供試したA級鋼と材質的にはほぼ同程度のものであり、かなり高温においても低応力で脆性破壊が発生している。

破壊応力-温度の遷移曲線が狭い温度範囲で急激に立ち上がっているが、この傾向は木原ら¹⁰⁾の行なつた切欠

付広幅溶接継手試験の結果と良く似ている。三鋼種ともこの破壊応力が急激に上昇し低応力破壊を起こさなくなる温度がシャルビ試験の破面遷移温度付近であることは注目に値しよう。苛酷な条件下では静的荷重によつても破面遷移温度近くまで低応力破壊が起こり得ることを示すものである。

ただし図中●で示したように各鋼種とも高温になると発生した脆性クラックが一度停止し、さらに荷重を加えることによつて最終破断に至るという現象がみられた。これはクラックの進展に伴つて変形拘束が弱まると同時に引張りの残留応力域から圧縮の応力域にはいるため、母材の脆性クラック停止特性によつては発生したクラックが停止しようということであろう。

図9に破面の例を示すが、破面の観察からA級鋼ではすべて破壊は板厚中心から発生しているものと

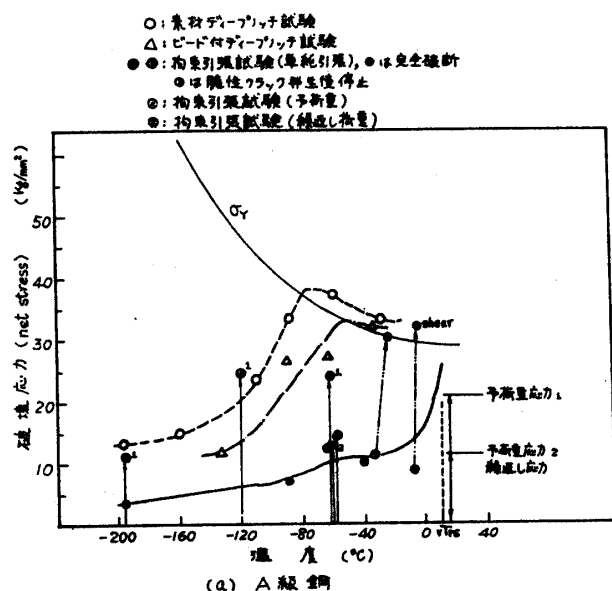


図8(a) 破壊応力と温度の関係

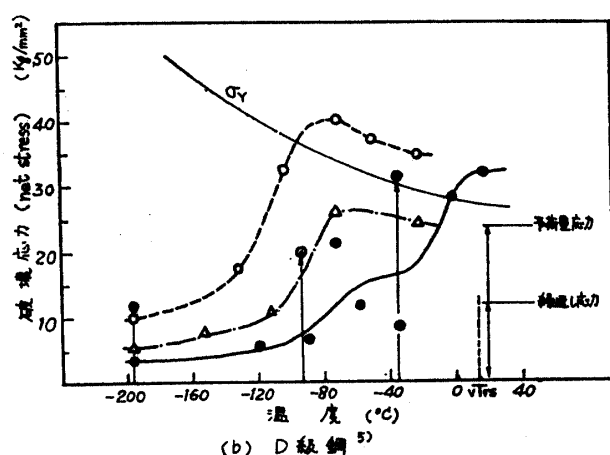


図8(b) 破壊応力と温度の関係

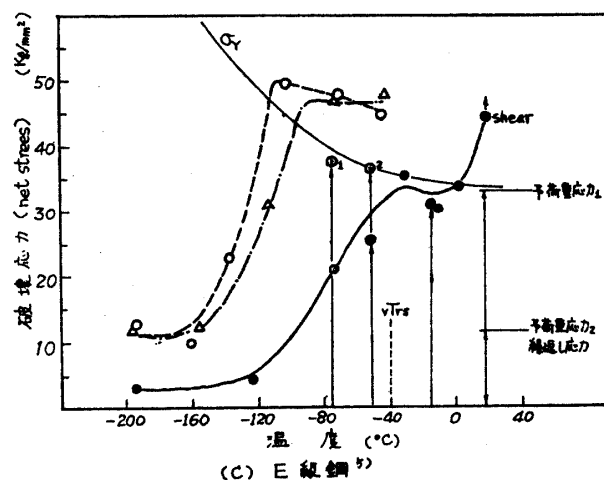
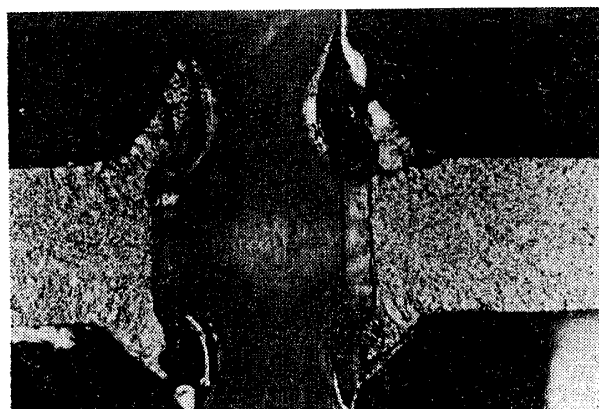
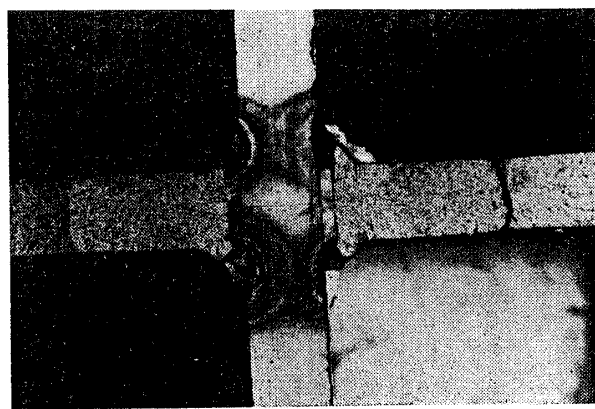


図8(c) 破壊応力と温度の関係



(a) 試験温度 -90°C 1 Stage Fracture



(b) 試験温度 -35°C 2 Stage Fracture

図9 拘束引張試験片の破面(A級鋼試験片)

考えられる。板厚の厚い D, E 級鋼では溶接ビードからクラックが発生し母材に伝播していった形跡もあるということで、溶接ビードの発生特性が試験結果に含まれている可能性があり試験結果のばらつきの原因ともなっているのではないと思われる。

スチフナの不連続部の端部で測定した破壊発生時の開口変位 δ_c を図 10 に示す。ここで δ_c は両端での測定値の平均値である。

4.1.2 室温予荷重および繰返し荷重の効果

一般に切欠付試験片に予荷重を加えた後、低温において破壊させると破壊応力は予荷重なしの場合に比較してかなり増加することが知られている^{8,10)}。拘束引張試験片における予荷重の効果は図 8 中に示すように顕著であり、この種の脆性破壊に対して苛酷な試験片においては破壊応力が飛躍的に増加することがわかる。この破壊応力の増加は 4.3 で触れるが、溶接残留応力の除去と切欠先端に圧縮残留応力場が形成されるということのみでは説明できないほど大きい。また越賀が理論的に指摘しているようにある温度以下では予荷重応力以下の応力で破壊している。

予荷重と同様に室温において繰返し荷重を加え、疲労させた後に低温で破壊させた結果を同図中に示す。実験数が少なく断定することはできないが、繰返し荷重に等しい予荷重を加えた場合と比較してあまり差はなく、疲労による材質の劣化よりも予荷重としての効果の方が大きいようである。

4.2 溶接ビード付ディープノッチ試験および素材ディープノッチ試験

破壊応力と温度の関係を拘束引張試験の結果と比較して図 8 に示す。A 級鋼の他 D, E 級鋼のデータも拘束引張と同様引用して同図(b), (c)に示しておく。

限界 COD, Φ_c の測定結果を図 10 に示す。「2」で述べた COD クライテリオン適用の際の仮定に従うならば、溶接残留応力のあるなしに拘わらず Φ_c はある温度では一定でなければならないが、両者の Φ_c はほぼ一致しておりそれを裏付けるデータといえる。E 級鋼についても同様なことがいえるが、D 級鋼に関する実験ではこの仮定に反するような結果が得られている⁵⁾。

溶接残留応力がある場合の破壊応力は前に述べたように素材の実験から得られた Φ_c (切欠先端値)をもとに、(4)式から $\Phi(C) = \Phi_c$ となるような σ として求められる。 $\sigma + \sigma_R(x) > \sigma_{YT}$ の場合は、その部分を σ_{YT} としてその差を全体に配分し、常に応力の釣合がとれているようにして計算すればよい。素材の試験結果から推定した破壊応力を実験値と比較して図 11 に示す。従来のクライテリオンに比べ比較的良く一致しており、溶接残留応力の影響を切欠先端に初期応力が存在しているという形でのみとらえる考え方が妥当であることを示すものと考えられる。

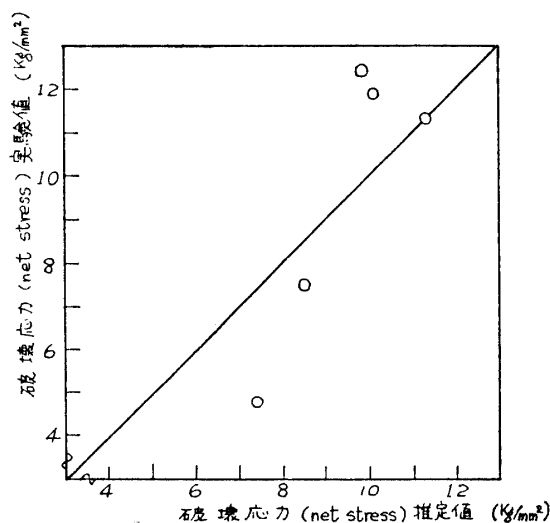


図 11 溶接ビード付ディープノッチ試験の素材ディープノッチ試験より推定した破壊応力の実験値との比較

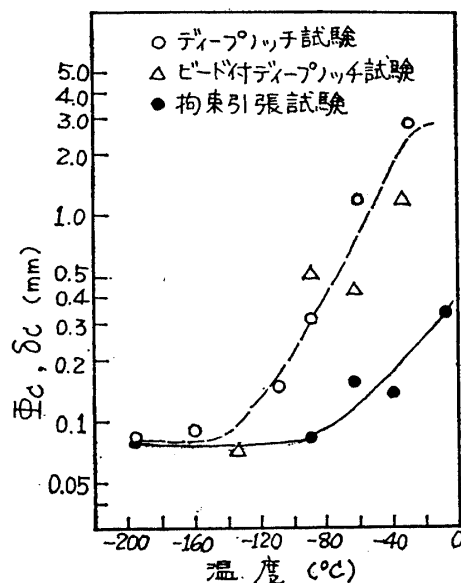


図 10 破壊時の COD の温度依存性 (A 級鋼)

4.3 総合的考察

拘束引張試験片における切欠効果と残留応力の効果は溶接条件その他が異なるため直接比較することはできないが基本的にはビード付ディープノッチ試験片によつて代表され得るものであり、定性的に図 8 から切欠先端の変形拘束が破壊応力の低下に大きく寄与しているといつてよいであろう。実測した開口変位も測定位置が切欠先端ではないためこれも直接比較することはできないが、拘束引張試験の切欠先端の開口変位、 Φ_c 値は他の試験によるものよりさらに小さくなるはずであり、変形拘束が Φ_c 値に影響を与えていることが明らかである。破壊応力、 Φ_c ともに極低

温において大きな差がないのは、切欠先端の塑性変形が小さくディープノッチ試験においても拘束度という点に関しては拘束引張試験と相対的に大差ない状態にあるためと考えられる。高温になるに従ってディープノッチ試験は平面応力型の破壊に移行するのに対して、拘束試験片ではスチフナによる変形拘束のため、高温域でも平面ひずみ型の破壊が起こり、破壊応力、 ϕ_c の顕著な差となつて現われてくるものと考えられる。

変形拘束の影響をさらに明らかにするため、拘束引張試験を矢田・酒井⁸⁾が行なつた I 型縦溶接継手試験片の平面モデルへの置き換えの手法を用いて平面的に解析してみた。

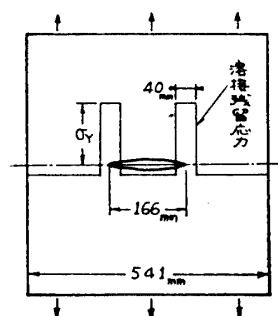


図 12 拘束引張試験片の平面モデル (A 級鋼試験片の場合)

力で、これと比較することによつて溶接残留応力、拘束度の影響を破壊応力の上で検討することが可能となる。切欠長さ、試片幅など他の因子が同一であると考えられるからである。

図から拘束引張試験の実験結果がスチフナの不連続に対応させた切欠と溶接残留応力の重畳ということでは説明され得ないことがわかる。もちろん実際の拘束引張試験片における荷重と開口変位の関係と平面モデルにおけるそれとは、後者が切欠先端付近の応力の多軸性を無視しているという点からも異なるであろうことは容易に想像される。しかし多軸応力状態における引張方向のみかけの降伏点の上昇を考慮することは、数値的にはそれ程大きくないが破壊応力の推定値がさらに増加することを意味し、実験結果を説明し得る方向ではない。

また拘束引張試験の切欠先端が溶接ビード真下であり、素材に比べ材質が劣化していることも考えられるが、破壊発生点が板厚中心であり比較的材質劣化は少ないと思われる。

残留応力、切欠効果を再現するという意味での平面モデルの妥当性は次のようにしてある程度検証することができる。すなわちスチフナの不連続部両端で測定した開口変位の平均値 δ_c がスチフナと主板が交わる位置での開口変位であるとする、平面モデルにおいてそれに対応する位置での開口変位が δ_c となるような応力が求められる。その応力を破壊応力として示したのが図 13 中の一点鎖線であり、実験値と比較的一致する。

いずれにせよ拘束による ϕ_c の減少を考えない限り、拘束引張試験の低応力破壊は説明できないようであり、COD の実測結果がこれらの解析をするまでもなくそれを証明している。

COD クライテリオンにせよ K_c クライテリオンにせよ本質的には三次元的効果を考慮していない工学的破壊条件をとる以上いわば当然の結果であり、平板の試験のみによつて形式的に立体構造物の破壊を論ずることは危険であるといえる。

予荷重の効果について平面モデルを用いてその破壊応力を推定したのが、図 14 である。計算にあたって負荷—除荷—再負荷の過程は Weertman⁹⁾ のモデルを用いた。予荷重を受けた場合も COD クライテリオン適用の考

図 6 から判断して不連続部がない場合には、近似的にスチフナには主板と同等の応力が生じているものとする。スチフナの不連続が切欠としての効果を持つとすると、スチフナと主板の板厚が同じ場合にはスチフナの高さが切欠長さに相当することになる。このような前提のもとに拘束引張試験片はその切欠効果と残留応力の効果に関して、切欠の先端に縦溶接ビードがある中央切欠付試験片として平面的にモデル化される。(図 12)

切欠のない場合の溶接残留応力分布は E 級鋼試験片で測定した結果を参考に図中に示すような矩形分布で近似した。限界 COD, ϕ_c が拘束度に影響されないとするこの平面モデルを用いて素材のディープノッチ試験から得られた ϕ_c から拘束引張試験の破壊応力を推定することができる。図 13 中の破線がその推定結果で計算方法や考え方については前に述べた。計算にあたり降伏応力 σ_{YT} は単軸の場合と同一であると仮定した。同図中実線で示したのは溶接残留応力がない場合の破壊応

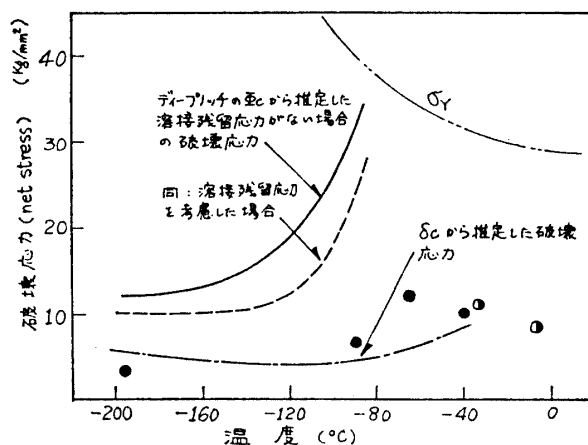


図 13 平面モデルによる拘束引張試験の破壊応力の試験

え方および ϕ の計算方法は溶接残留応力の場合と基本的には同じである⁹⁾。図中破線で示したのが、素材ディープノッチの ϕ_c によつて破壊応力を決定した場合、一点鎖線が δ_c によつて決定した場合である。予荷重をうけた場合はむしろ素材の ϕ_c によつたものの方が実験結果と良く一致しており、溶接残留応力の緩和の効果は計算に反映されているので切欠先端の塑性変形による拘束の緩和のためと考えざるを得ない。

以上拘束引張試験に対し平面モデルを用いた解析を試みたが、立体構造を平面的に取扱う際には前述したように多くの大胆な仮定が伴うので、変形拘束の影響を定量的に解析するにはやはり有限要素法などによる

立体構造解析が必要であらう。COD クライテリオンの適用にあたっては“変形拘束がある場合の構造物の荷重と開口変位の関係”，“拘束による ϕ_c の変化”の両者を考慮しなければならないと考える。

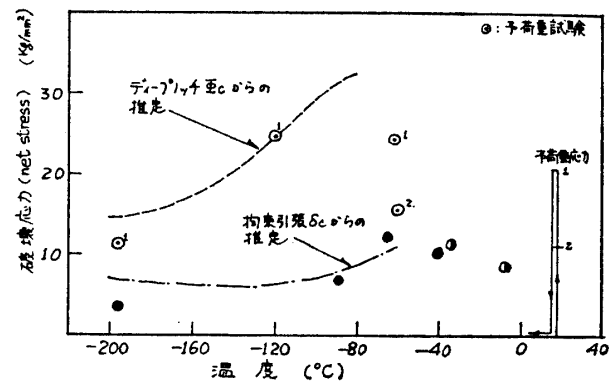


図 14 COD クライテリオンに基く予荷重効果の推定

5 結 言

溶接部切欠に不連続スチフナによる応力集中と変形拘束を重畳させた脆性破壊に対しては苛酷な拘束引張試験を用いてその脆性破壊発生特性を調べ、次の結論を得た。

- 1) 溶接残留応力、応力集中、変形拘束の重畳により市販軟鋼においてもVノッチシャルビの破面遷移温度近くまで低応力脆性破壊を発生させることができた。
- 2) 溶接残留応力の効果は COD クライテリオンにより定量的な説明が可能である。
- 3) ビード付ディープノッチ試験の結果および平面モデルによる解析から、切欠先端の変形拘束が低応力破壊の大きな要因となつてることがわかった。拘束の影響は高温域で顕著である。
- 4) 拘束によつて限界 COD, ϕ_c は小さくなる。
- 5) 拘束引張試験のような拘束の強い複雑な試験片においては予荷重の効果は顕著である。

謝 辞

本研究は日本造船研究協会第 119 研究部会「大型鉱石運搬船の船体構造材料に関する研究」の一環として行なわれたものであり、委員各位の積極的なご協力とご教示をいただいた。ここに深甚の謝意を表するものである。

本研究に関して、日本造船学会溶接研究委員会第一分科会委員各位の有益なるご討論、ご教示をいただいたことに対し厚くお礼申し上げる。

また実験および解析にあたっては金子助手、新村助手はじめ東京大学船舶工学科材料強度実験室の方々、ならびに三菱重工㈱の鈴木明彦、三井造船㈱の山崎 誠の両氏（当時東大工学部船舶工学科学生）に種々ご助力をいただいた。ここに厚くお礼申し上げる。

参 考 文 献

- 1) 木原，池田：脆性破壊の発生に関する研究（第 3 報）—80 キロおよび 60 キロ高張力鋼の溶接部の脆性破壊発生特性—，船論 120 号（1966），p. 207 など
- 2) 木原，飯田，成田：構造上の不連続性による集中応力が脆性破壊の発生に及ぼす影響，船論 112 号（1962），p. 163～
- 3) 矢田，酒井：分布応力を受ける不連続構造物に生じる脆性破壊の発生に関する一考察，船論 123 号（1968），p. 263
- 4) 木原，金沢，大庭，須清，南方，山本：切欠，角変形，残留応力が高張力鋼溶接継手の脆性破壊発生特性におよぼす影響（第 1 報），船論 125 号（1969），同上（第 2 報），船論 126 号（1969）
- 5) 日本造船研究協会第 119 研究部会（部会長 金沢 武）「大型鉱石運搬船の船体構造材料に関する研究」報告書（1970）
- 6) 金沢，町田，宮田：曲げ応力場における塑性域の大きさと開口変位の計算，日本溶接協会鉄鋼部会 T M 委員会（主査 金沢 武）資料（1970）
- 7) 酒井，飯野：き裂つの変位挙動と脆性破壊の発生，船論 127 号（1970），p. 227

- 8) 越賀…予荷重が脆性破壊事故防止に果たす役割の Dugdale 模型による機構の考察, 船論 127 号 (1970), p. 239
 - 9) 金沢, 三村, 町田, 宮田, 萩原: 脆性破壊発生クライテリアに関する考察, 日本造船学会昭和 46 年度春季講演会において発表予定
 - 10) Kihara and Masubuchi: Effect of Residual Stress on Brittle Fracture, Welding Jour., April (1959)
-