

脆性破壊に関する最近の研究の展望

池 田 一 夫*

Brittle Fracture Work in Japan

By Kazuo Ikeda

This paper was presented by the author at the Joint Meeting of Commissions IX and X of International Institute of Welding (IIW), which was held on 5th July prior to 1963 Annual Meeting in Helsinki, Finland, as one of representative contributions on brittle fracture works in various countries such as Japan, the United States, the United Kingdom and Belgium.

This paper is a review of the latest works on brittle fracture which have been developed in Japan in 1962 and early 1963. Phenomenon of brittle fracture on initiation, propagation and arrest characteristics has been studied mainly from macroscopic and mechanical viewpoints.

Theoretical analysis of test results in wide plate test such as double tension and ESSO tests of gradient or flat temperature types was made. Correlations between wide plate and small size tests for base and weld metals of high strength or low temperature steels were investigated statistically.

The plastic surface energy which is required to create new surfaces was evaluated in various tests as one of fundamental factors on brittle strength of steel plates.

The effects of plate thickness, residual stress, structural discontinuity and plastic constraint on brittle fracture were studied experimentally and theoretically.

1. はしがき

第2次世界大戦中に米国において多数の溶接船が脆性破壊を起して以来、脆性破壊に関する研究が大きくとりあげられ、わが国においても、昭和25年頃からはじまった運輸省の造船用鋼材研究会を中心とした諸研究をはじめとして、とくに造船の分野において活潑に研究が展開されてきた。

当初は主として鋼材の遷移温度を種々の小型試験によりもとめるのが多く、高速で伝播していく脆性破壊の機構にふれるようなものはなかつた。しかし、ここ数年前から漸く、高速で伝播する脆性破壊の現象を理論的および実験的にとりあつた研究がおこなわれるようになり、その後この方面の研究が急激に増加して、現象の本質がかなり把握されるようになった。

一方、鋼材の切欠靱性についての調査は、昭和25年頃のリムド鋼、キルド鋼から、昭和27年頃の造船用特殊リムド鋼 ($Mn/C > 2.5$)、昭和32年からの超大型船用としての板厚50mmまでの焼準キルド鋼とすすみ、さらに最近になって60, 70, 80, 100キロ級の高張力鋼

(IN処理鋼をふくむ)や調質アルミキルド鋼, 2.5, 3.5, 9% Ni鋼などの低温構造用鋼などの開発にともなつて、これらの切欠靱性の評価が種々の研究室的大型試験および小型工業試験によつておこなわれ、その規格もこれまでのような単なる経験的なきめ方ではなくて、実際の構造物の場合と同様の応力状態のもとでの脆性破壊が観察できる大型試験によつて、鋼材の脆性破壊発生および伝播特性がしらべられて合理的にきめられるようになり、各種鋼材の使用に際しての安全性が確保されるようになった。

一方、溶接工作の面についてみると、溶着鋼の改善と相まつて脆性破壊事故は少なくなつてはいるが、構造上の不連続や溶着鋼の溶込み不良により低荷重破壊が発生することが実験により見出され、設計、工作に一層の注意を要することがあきらかにされた。

以上の諸研究と併行して脆性破壊に関する理論的研究も最近その進歩が著しく、すぐれた成果が数多く発表されている。

わが国における脆性破壊に関する研究をまとめた最近のものとしては、昨年国際溶接学会 (IIW) の第10委員会に木原教授により提出された論文「日本にお

* 船体構造部

ける鋼溶接構造物の低荷重脆性破壊に関する最近の研究¹⁾ (Recent Studies in Japan on Brittle Fracture of Welded Steel Structure under Low Applied Stress Level) があり, おおむね昭和36年迄の研究が網羅されている。また, 造船協会60周年記念叢書のうちの一部としての脆性破壊に関する展望が現在作成されている。

ここでは木原教授の論文に発表されたものをのぞいた, すなわち昭和37年から38年にかけて, 発表された脆性破壊に関する研究を中心として, わが国のこの分野での研究の現状についてのべる。

2. 鋼材の脆性破壊特性をもとめる試験法

通常, 鋼材の脆性破壊特性は発生と伝播にわけて考えられる。この見地から発生特性をもとめる試験法として, これまで Feely 等による一様温度型の ESSO 試験²⁾, Wells, 木原等による溶接ビード付広幅引張試験^{3,4)} がもちいられ, また伝播特性をもとめる試験法としては Robertson による Robertson 試験⁵⁾, 吉識, 金沢によつて考案された二重引張試験⁶⁾, あるいは Pellini 等による NRL 爆発膨らませ試験⁷⁾, 木原等による楔打撃試験⁸⁾ 等がある。

二重引張試験には, 温度分布に平坦型と勾配型があり, 吉識, 金沢, 町田⁹⁾ によれば平坦型, すなわち破壊発生部のみ低温で伝播部は試験温度に保たれている場合の試験結果は, 勾配型のそれに比して停止するまでの亀裂長さが短い場合の限界応力, 停止温度を示すものと解すべきである。なお, 本試験の亀裂停止現象に対して Irwin の式が適用できると考え, 亀裂長さを考慮して応力の代りに塑性表面エネルギーをもちいて, (1)式の $\bar{\sigma}$ で整理すると図1に示すように平坦型

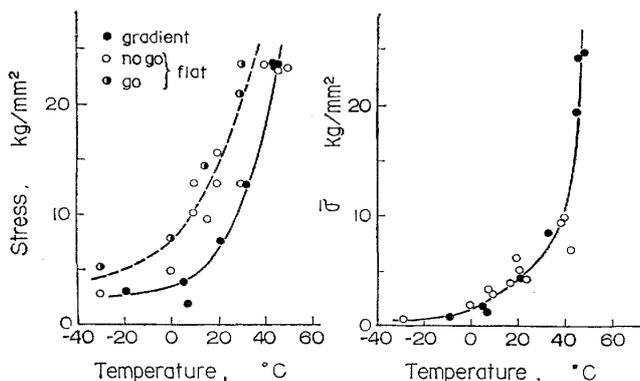


図1 応力および $\bar{\sigma}$ と停止温度の関係⁹⁾

(68)

と勾配型は同一の曲線上にすることが示された。

$$\left. \begin{aligned} \bar{\sigma} &= f_b(\gamma) \sigma \sqrt{\gamma \cdot b / b_0} \\ f_b(\gamma) &= \sqrt{\frac{2}{\pi \gamma} \tan \frac{\pi \gamma}{2}} \end{aligned} \right\} \quad (1)$$

ただし, $\gamma = c/b$, $b_0 = 500\text{mm}$, $c =$ 亀裂長さ
 $b =$ 伝播部の試験片の幅

秋田, 池田¹⁰⁾ は停止までの亀裂長さが 100mm 以上である温度勾配型 ESSO 試験では, 亀裂発生のために切欠に加えらるる楔打撃の影響が応力-停止温度曲線にあらわれなく, したがって温度勾配型二重引張試験と同じ結果を示すことをあきらかにした (図3)。さらに同試験において亀裂伝播速度 (V) を計測し, 一様温度型の場合に速度比 α (V/c , $c =$ 平面縦波伝播速度) と塑性表面エネルギー S の関係をもとめた実験式, すなわち動的影響を入れた Griffith-Orowan のエネルギー条件式

$$\frac{\pi p^2 l}{E(1+m\alpha^2)^2} = 2S \quad (2)$$

ただし, $m =$ 定数, $p =$ 応力, $l =$ 亀裂長さ, $E =$ ヤング率をもちいて, l と α の関係から S をもとめ, $\log S$ と $1/T_k$ ($T_k =$ 絶対温度) の関係をもとめて図2に示す直線関係から次式の材料定数 S_0 , k をもとめた。

$$S = S_0 e^{-\frac{k}{T_k}} \quad (3)$$

さらにこの S_0 は応力 p に比例することを見出し, (2), (3)式より温度勾配のある場を脆性亀裂が伝播す

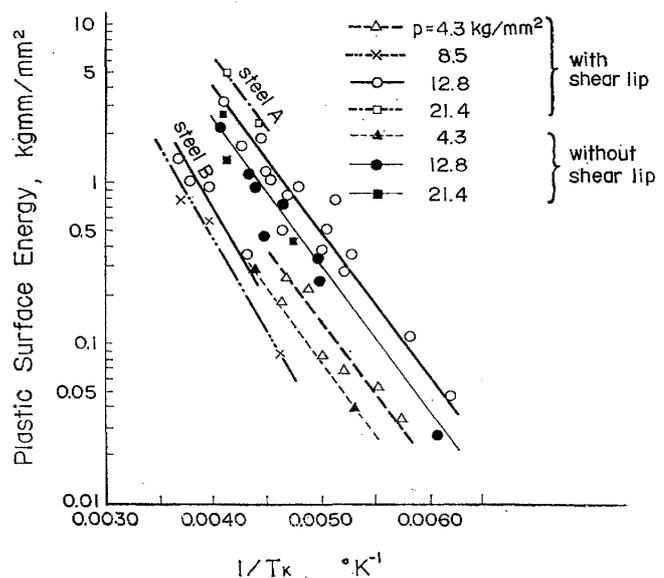


図2 塑性表面エネルギーと絶対温度の逆数の関係¹⁰⁾

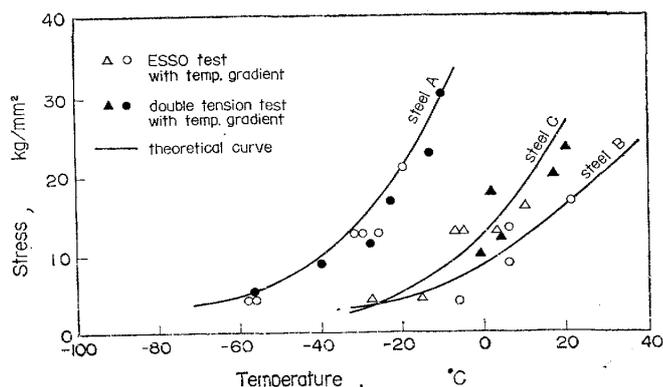


図3 応力-停止温度曲線¹⁰⁾

るときの亀裂伝播速度と亀裂長さの関係をあらわす次式を得た。

$$\left. \begin{aligned} le \frac{k}{T_K} &= \frac{2ES_{00}}{\pi p p_0} (1 + m\alpha^2)^2 \\ T_K &= T_L + al \end{aligned} \right\} \quad (4)$$

ただし、 T_L = 低温部温度、 $S_{00} = p$ が p_0 のときの S_0 、 a = 温度勾配

しかるに、脆性亀裂は限界速度 α_{cr} で停止するという実験事実があるので $\alpha = \alpha_{cr}$ とおいて l をもとめると、これが停止位置迄の亀裂長さ l_{cr} である。一方、温度分布が判明しているので、これより停止温度がもとめられる。したがって温度勾配型 ESSO 試験において1応力水準での亀裂伝播速度の計測により、応力と停止温度の関係がもとめられる。図3に示すように $p_0 = 12.8 \text{ kg/mm}^2$ の場合の速度計測値よりもとめた理論曲線が、温度勾配型二重引張試験の結果とほぼ一致し、材質評価に役立つことが判明した。

なお、圧延面を槌打して shear lip の発生を妨げることができたので、これをもちいて shear lip の S は cleavage 型破面の S の約100倍のオーダーであることを示した。

これらの試験法は従来一般におこなわれたシャルピー試験等のいわゆる小型工業試験法に比して、鋼材の脆性破壊特性をより明確に示すものと考えられ、これによつて脆性破壊の生ずる危険のある構造物に使用する鋼材の選定基準を従来よりもより定量的に定めることができる。すなわち、これらの試験法によつて得られた或る応力水準(構造物要素の設計応力)に対応する脆性亀裂非発生温度(ESSO試験)、限界温度(溶接ビード付切欠引張試験)あるいは脆性亀裂伝播停止温度(Robertson試験、二重引張試験、温度勾配型 ESSO試験)がその鋼材によつて作られる構造物要素の最低使用温度よりも低いような材質のものをもちい

ればよいことになる。

吉識、金沢、町田⁹⁾によれば、一般に亀裂長さが長くなるほど、すなわち、温度勾配がゆるやかになるほど同一停止温度にたいする限界応力は低くなるが、亀裂長さが或る限界の大きさを越え、したがって亀裂先端の塑性変形領域の半径が大きくなると、亀裂先端近傍の弾性的な応力集中度が意味をなさなくなり、またその塑性流動が容易になつて、それに費やされるエネルギーが主導的となり、エネルギー条件式において亀裂の影響がなくなる。一例として、無限板で降伏点の $\frac{1}{2}$ の応力に対して $t = 20 \text{ mm}$ の場合について、2, 3の仮定をいれてこの限界亀裂長さをもとめると約320mm程度になる。したがって板厚20mmの場合、幅500mmの試験片で亀裂長さが200~300mm程度で停止する温度勾配型二重引張試験で得られる高応力レベルの試験結果は、十分に長い亀裂を考えた応力-停止温度曲線であり、非常に長い亀裂の伝播を阻止することを想定せねばならない構造部材や、高い使用応力を課せられた大型の構造物等脆性亀裂の伝播に対して十分な安全を期することが必要な場合は、このような曲線の高応力レベルに対する停止温度を停止の基準にとつてよい。

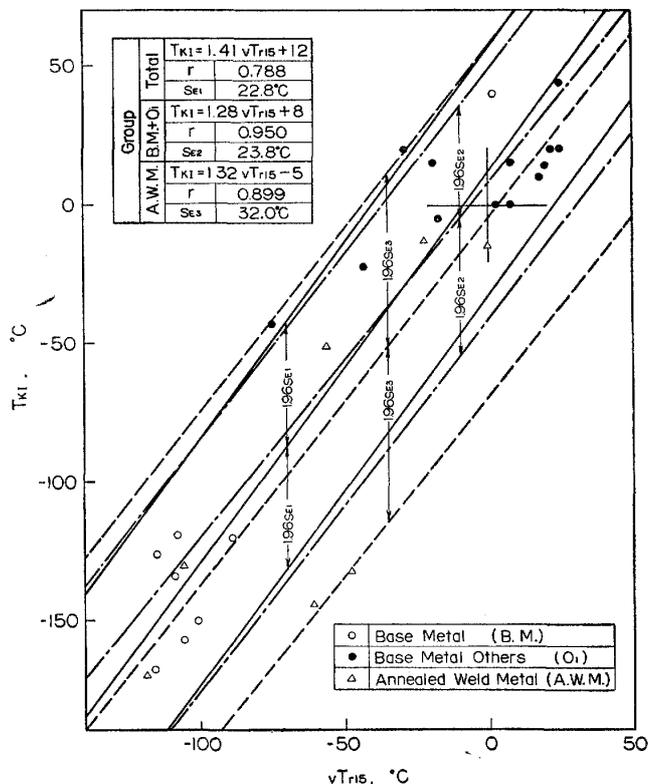


図4 溶接ビード付切欠引張試験の限界温度 T_{KI} と Vシャルピー試験の15ft-lb遷移温度 vT_{R15} の関係¹¹⁾

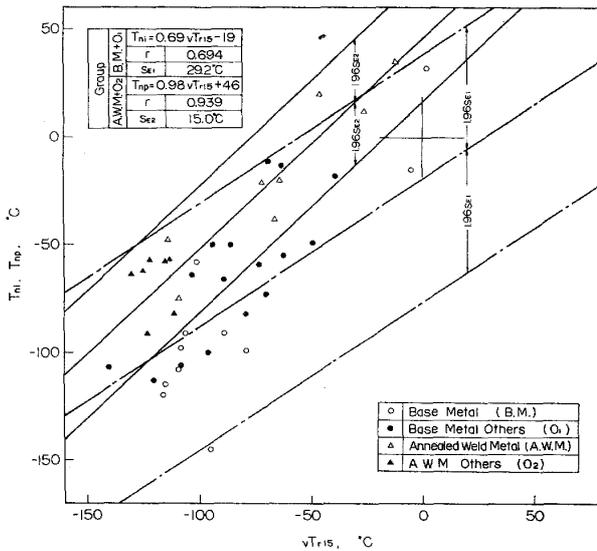


図5 ESSO試験の非発生温度 T_{ni} (機械切削による切欠の場合) および T_{np} (プレスノッチの場合) と V シャルピー試験の 15ft-lb 遷移温度 vT_{r15} の関係¹⁾

しかし鋼材の脆性破壊特性をいわゆる研究室的大型試験で一々判定することは設備、費用、日時の点で困難であり、小型工業試験による鋼材の特性判定の可能性について研究が必要である。日本溶接協会の鉄鋼研究委員会においてこの研究がなされ、さらに溶着鋼の場合の相関性について日本溶接協会の溶着鋼研究委員会が多数の鋼種について研究をおこなった¹⁾。その後現在第2次の研究を続行中である。

ここでは溶接ビード付広幅引張試験、ESSO試験、二重引張試験の各大型試験結果を推定するための工業的小型試験として、シャルピー試験 (V, プレス, プレスバウンダリー, 2mmU, 5mmU ノッチ), Van der Veen 試験 (3mm, 8mm プレスノッチ), NRL 落重試験がおこなわれ、またさらにやや大型の試験片を使用しておこなわれるプレスノッチ クラックスター試験も併せて実施された。

第1次の鉄鋼研究委員会での供試鋼材としては最近著しく需要の増大している高張力鋼が主な対象として選ばれ、板厚 20mm の HT60, HT70, HT80 各2チャージ, 板厚 45mm の HT60, HT70 各1チャージ, さらに板厚 20mm の調質アルミキルド鋼および 2.5% Ni 鋼各1チャージ計 10チャージについての試験がおこなわれた。

溶着鋼としては、上述の鉄鋼研究委員会での供試鋼をもちいて手溶接および自動溶接による計15種類の溶着鋼を対象としている。

(70)

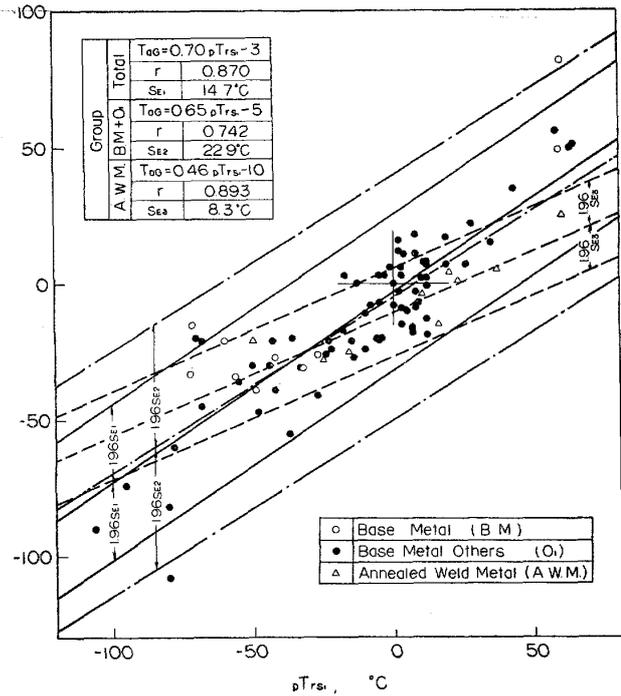


図6 二重引張試験の停止温度 T_{ag} とプレスノッチシャルピー試験の破面遷移温度 pT_{rsr} の関係¹⁾

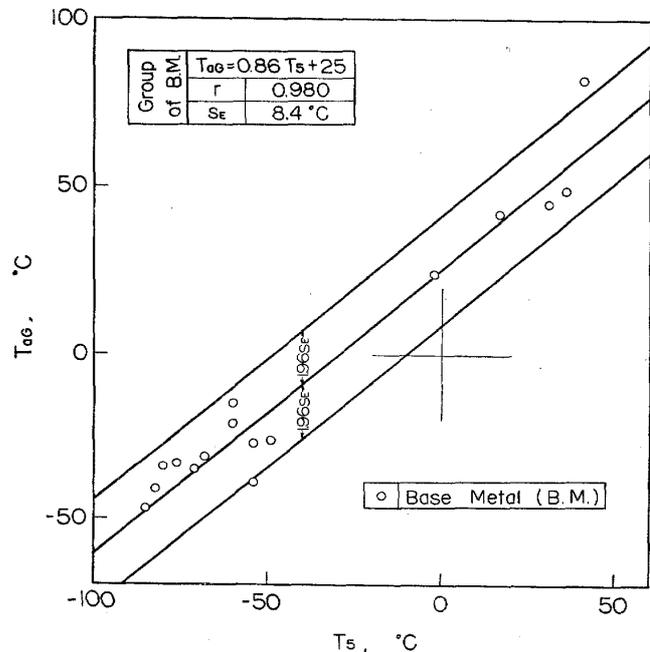


図7 二重引張試験の停止温度 T_{ag} とプレスノッチクラックスター試験の破面遷移温度 T_s の関係¹⁾

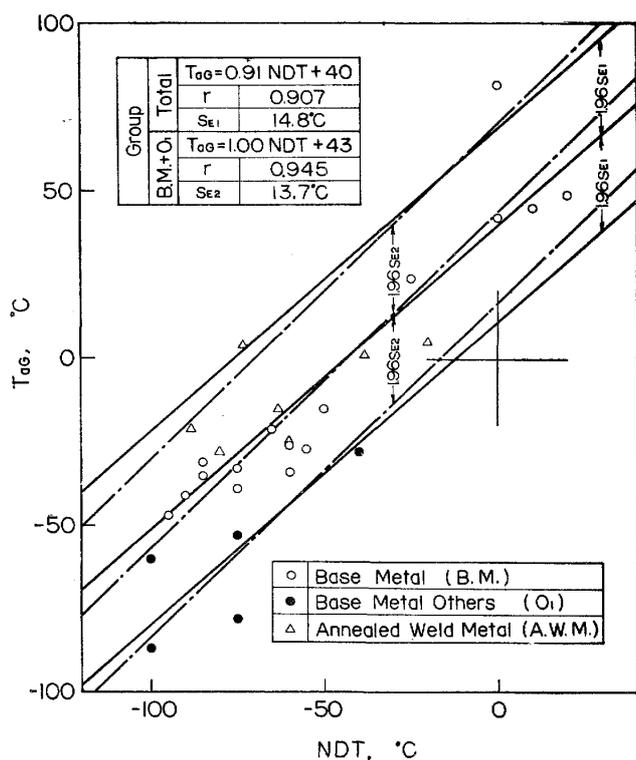


図 8 二重引張試験の停止温度と NRL 落重試験の NDT 温度の関係¹¹⁾

各試験の諸遷移温度一覧表を表 1 に示す。ただし大型試験の各遷移温度はそれぞれ応力-温度曲線において降伏点の $\frac{1}{2}$ の応力水準での温度である。鋼材 (base metal) と焼鈍された溶着鋼 (weld metal) の試験結果を同一の図に記入した大型、小型諸試験の遷移温度間の相関図を図 4 ~ 図 8 に示す。計測値はそれぞれ鋼材と焼鈍された溶着鋼にわけた場合と、組合わせた場合について統計的に計算された。最小自乗法によりもとめられた相関をしらべ、推定値にたいする 95% 信頼限界を直線で示す。表 1 に示したものの以外の鋼材と溶着鋼の計測値をそれぞれ黒丸と黒三角で示す。

これらの図より、鋼材と溶着鋼は同一の相関性を有することがわかる。本研究において明らかにされた結果のうちで最も重要な点は、今回の試験の対象とされたような新しい高張力鋼における大型と小型試験の相関関係は従来研究されてきた軟鋼における関係をそのまま延長して適用することは困難な事実が明らかにされたことである。すなわち軟鋼において脆性破壊伝播特性と良好な相関をもつことが広く実験的に確かめられていた V シャルピー試験およびプレスシャルピー試験の破面遷移温度はいずれも二重引張試験との相関において、従来考えられていた程単純なものではない

という事がわかった。

また溶接ビード付広幅引張試験の結果を推定できると考えられていた 2mmU, 5mmU および V シャルピー試験延性遷移温度も今回の試験結果においては、かなりばらつきの多い相関関係を示す結果となった。ESSO 試験の場合も同様であつて、これらの大型試験結果を小型試験結果から推定するには新しい小型試験の検討あるいは整理の仕方の検討など今後さらに研究をおこなうことが必要とおもわれる。

なお 8mm ノッチ Van der Veen 試験, NRL 落重試験, プレスノッチ クラックスター試験はいずれも伝播停止特性を示すもので、二重引張試験と幾分良い相関性がみられる。

阿部¹²⁾は大谷によつて開発されたシャルピーの二重衝撃試験の $T_{1.4}$ 遷移温度と平坦温度型二重引張試験の $_{12}T_F$ 遷移温度間に直線関係があるとのべている。

吉識, 金沢, 町田⁹⁾はこれまでのような単に二重引張試験の $\sigma_y/2$ 応力水準の停止温度である $\sigma_{y/2}T_{aG}$ をもちいないで、前述のエネルギー値で整理した二重引張試験の結果と小型試験の吸収エネルギー値の関係をしらべた。プレスノッチシャルピー試験では遷移温度領域における shear lip が、吸収エネルギー値に寄与する量が相対的に過大になると思われるので、その影響を除去したプレスバウンダリーシャルピー試験

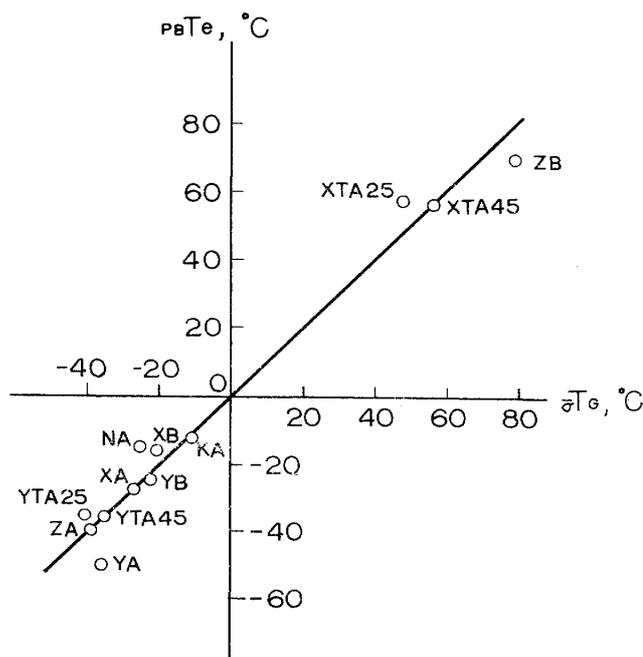


図 9 二重引張試験の停止温度 σT_G とプレスバウンダリー試験の遷移温度 PBT_e の関係⁹⁾

表 1 鋼材および焼鈍した溶着鋼の遷移温度一覧表

Material		Group		Base Metal							
		Code		XA	XB	YA	YB	ZA	ZB	NA	KA
		Thickness (mm)		20	20	20	20	20	20	20	20
		Tensile Strength (kg/mm ²)		65.8	64.7	74.5	79.9	85.2	92.7	49.0	47.0
		Yield Point (kg/mm ²)		54.8	52.2	66.2	71.9	79.4	87.4	36.0	38.0
Specimen	Notch	Criterion	Remark								
Charpy (Standard Size)	2 mm V	νT_{rE}	Energy	-73	-46	-35	-78	-87	17	-64	-100
		νT_{rS}	F. S. ⁶⁾	-60	-46	-46	-81	-80	47	-60	-100
		$\nu T_{r15(1)}$	15 ft-lb	-101	-89	-115	-108	-109	2	-106	-116
		$\nu T_{r15(2)}$	do.								
		νT_{r15mil}	15 mil	-80	-100	-140	-115	-106	8	-101	-120
		νE_o	Abs. E. ⁷⁾	9.0	13.3	14.9	12.9	10.9	1.8	19.7	28.0
		νE_{-20}	do.	8.5	13.4	11.7	13.4	10.6	0.8	19.0	28.0
		νE_{-46}	do.	7.3	6.8	5.0	13.4	9.7	0.2	15.4	27.4
	Press	pT_{rS}	F. S. ⁶⁾	-42	-27	-56	-71	-72	60	-49	-60
	2 mm U	$2T_{r15}$	15 ft-lb	-130	-170	-120	-160	-160	-20	-142	-140
		$2T_{rd}$	Ductility	-130	-170	-80	-150	-160	-20	-133	-140
		$2E_o$	Abs. E. ⁷⁾	12.2	14.7	16.3	17.5	13.5	6.8	22.0	29.0
		$2E_{-46}$	do.	12.0	11.8	14.0	16.2	12.8	0.7	22.0	28.5
	V. d. V. ¹⁾	3 mm	$3T_I$	Ductility	-92	-90	-84	-104	-98	40	-98
Press		$3T_{II}$	F. S. ⁶⁾	-72	-42	-35	-57	-63	46	-65	-45
8 mm P.		$8T_{II}$	F. S. ⁶⁾	-28	-26	-32	-34	-48	70	-30	-30
NRL Drop W.	NDT	Arrest	-55	-60	-60	-50	-75	0	-75	-65	
W. a. N. ²⁾	0.1mm R	T_{KI}	Ini. ⁸⁾	-150	-120	-126	-119	-134	40	-157	-168
ESSO	0.1mm R	T_{ni}	Non-Ini.	-58	-91	-115	-98	-108	32	-91	-120
	Press	T_{np}	Arrest U. ⁹⁾								
D. T. ³⁾	Press	T_{aF}	Arrest F. ¹⁰⁾	-38				-47			-30
		T_{aG}	Arrest G. ¹¹⁾	-27	-26	-34	-15	-33	82	-39	-21
P. C. S. ⁴⁾	Press	T_s	Arrest U. ⁹⁾	-54	-49	-80	-60	-76	41	-54	-60
C. W. ⁵⁾	0.1mm R	T_{kp}	Arrest U. ⁹⁾								

Note: 1) Van der Veen Specimen

2) Welded and Notched Wide Plate Specimen

3) Double Tension Specimen

9) Uniform Temperature 10) Flat Distribution of Temperature 11) Gradient Distribution of Temperature

Base Metal								Annealed Weld Metal											
XTA	XTA	XTA	XTA	YTA	YTA	YTA	YTA	PA	PB	PC	PD	QA	QD	RA	RD	SA	SD	TA	TD
15	25	35	45	15	25	35	45	20	20	20	20	20	20	20	20	20	20	20	20
61.9				79.4				55.2	53.0	58.5	43.7	64.9	58.1	76.0	74.6	81.3	85.5	56.4	54.3
46.7				71.7				49.2	45.1	50.1	29.3	59.2	46.5	67.9	65.4	71.5	74.5	48.4	41.4
			32				-50	-53	1		-11				*	-18	-49	-6	
			54				-50	-53	-9	43	7				-12	22	-51	-14	
			-5				-79	-119	-48	0	-35				-56	-22	-106	-61	
								-109	-64	-26	-46				-66	-12	-114	-72	
			-10				-75	-116	-53	-3	-41				-51	-10	-103	-71	
			2.3				24.6	21.7	10.0	2.0	8.8				8.2	2.7	20.0	7.6	
			1.6				24.2	18.4	5.6	0.8	5.3				5.2	2.2	17.6	5.4	
			1.1				18.0	13.5	2.4	0.6	1.0				2.8	1.6	11.2	3.2	
			59				-32	-50	10	60	23	-16	37		20	78	-25	16	
								-133	-79	-52	-50	-110	-85		-139	-105	-141	-93	
								-104	-50	-31	-32	-110	*		-106	-87	-120	-78	
								18.9	11.6	14.2	11.6	20.5	8.0		17.4	5.2	23.6	12.8	
								13.2	4.8	3.2	2.8	15.0	3.4		11.5	4.0	17.7	9.2	
-25	-24	-24	-26	-80	-96	-106	-102	-68	-32	34	-11	*	6	-60	*	-30	*	-65	-3
20	36	40	40	-25	-45	-54	-50	-53	-20	40	27	-23	24	-10	70	-10	43	-35	18
42	64	72	54	-36	-40	-35	-20	-30	-10	55	18	-25	35	-15	64	20	87	-40	28
-25	0	10	20	-95	-90	-85	-85	-88			-38	-60	-20	-35	-15	-73	-45	-80	-63
								-170	-132	-15	*					-51	-13	-130	-144
-47	-33	-23	-15	-110	-100	-104	-99												
								-75	-20	12	20					-38	35	-48	-21
								-37	-6	52	28			-14	51	15	43	-38	-25
24	42	45	49	-47	-41	-35	-31	-21	-4	25	1	-25	5			4	*	-28	-15
-2	17	31	36	-85	-82	-71	-68												
								-44	-28	25	11					-21	10	-56	-10

4) Pressed Notch Crack Starter Specimen

5) Crosswise Welded and Notched Specimen

6) Fracture Surface Transition

7) Absorbed Energy

8) Initiation Transition

* No results obtained.

Unit of Energy is in Kg-m,
and Temperature in °C.

(PB シャルピー試験)をもちいた。図9は縦軸がPB シャルピー試験の吸収エネルギー $(E_i+3) \text{ kgm/cm}^2$ (E_i は吸収エネルギー - 温度曲線の低温部で水平になつている吸収エネルギーで破壊の発生に要するエネルギーの最小値と考える), 横軸が二重引張試験の(1)式で示す $\bar{\sigma}=20 \text{ kg/mm}^2$ に各々対応する温度である。多くの場合 $\bar{\sigma}=20 \text{ kg/mm}^2$ に対応する温度は立上り温度に近いから, PB シャルピー試験の吸収エネルギー値がほぼ $(E_i+3) \text{ kgm/cm}^2$ となる温度をもつて推定できよう。鉄鋼研究委員会の HT 80 までの高張力鋼では E_i は $1\sim 2 \text{ kgm/cm}^2$ であつた。

越賀, 今沢¹⁴⁾は前記の吉識, 金沢, 町田³⁾が二重引張試験の亀裂停止現象に対して適用した Irwin 理論と, 秋田, 池田¹⁰⁾がもつめた塑性表面エネルギーの温度依存性を示した(3)式の表現法を組合せて, プレスノッチシャルピー試験の破面遷移温度 pT_c と Irwin の K -値の関係をもつめた。

上述のように塑性表面エネルギーを媒介として大型試験と小型試験間の相関をもつめる試みがおこなわれるようになってきたが, これまでの単なる遷移温度の比較より一歩進んできたといえる。現在, 日本溶接協会鉄鋼研究委員会に大型, 小型試験間のより良い相関性をもつて低温用構造用鋼板についての規格をつくるための小委員会が結成され, この方面の研究をより一層活潑におこなつている。

鋼材の材質評価に塑性表面エネルギーをもつめることが最近クローズアップされてきたが, その計測方法としてつぎのものがある。

引張荷重により静止亀裂や切欠からまたは延性破壊のように亀裂速度のおそいものから不安定破壊が生ず

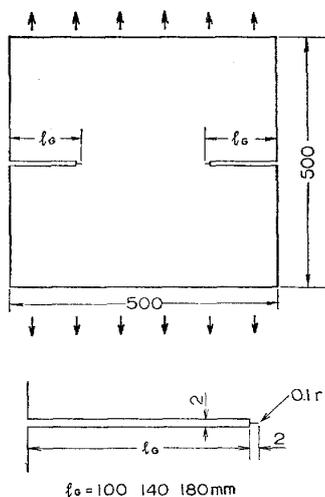


図 10 深切欠試験片²¹⁾

(74)

るとき Griffith-Orowan の式に代入して塑性表面エネルギーをもつめる方法¹⁵⁾, おなじく Irwin の表示法¹⁶⁾によりもつめる方法がある。

一方, 高速で伝播中の脆性亀裂の塑性表面エネルギーをもつめるには, 伝播時の温度上昇と熱伝導の式からもつめる Wells の方法¹⁷⁾, 伝播中の亀裂速度の計測値と動的な場合の Griffith-Orowan のエネルギー条件式からもつめる秋田, 池田の方法¹⁸⁾がある。

破断後の破面から計測する方法としては, 脆性破面直下の塑性変形層の厚さを X 線回折法によりもつめる Orowan の方法¹⁵⁾, および微小硬度計による破面下の硬度分布からもつめる大谷の方法¹⁹⁾がこれまでに提案されている。

切欠から脆性破壊が発生する場合の塑性表面エネルギーをもつめる試験をおこなうと, 限界応力は Griffith-Orowan の式よりわかるように塑性表面エネルギーの平方根に比例し, 亀裂長さに逆比例する。したがつて静的な低荷重下で脆性破壊を発生させるには切欠深さを大きくし, 塑性表面エネルギーを小さくする必要がある。しかし通常軟鋼などの場合には切欠先端に生じた塑性域が大きく, 切欠深さをかなり大きくしても Orowan¹⁹⁾ および木原, 大庭²⁰⁾が示したように切欠断面における破壊応力は降伏点に近く, 低荷重破壊は生じない。

秋田, 池田²¹⁾は切欠先端の塑性域の大きさを小さくするために低温で 80 キロ高張力鋼をもちい図 10 に示す両端に深い切欠をもつた引張試験片により (deep notch test), 焼入れによる材質の冶金的变化, 予歪による脆化や溶接残留応力, 楔打撃による衝撃応力などを重畳させることなく, 降伏点の $1/2$ 以下の低応力で機械的切欠から破壊を発生させることに成功した。降

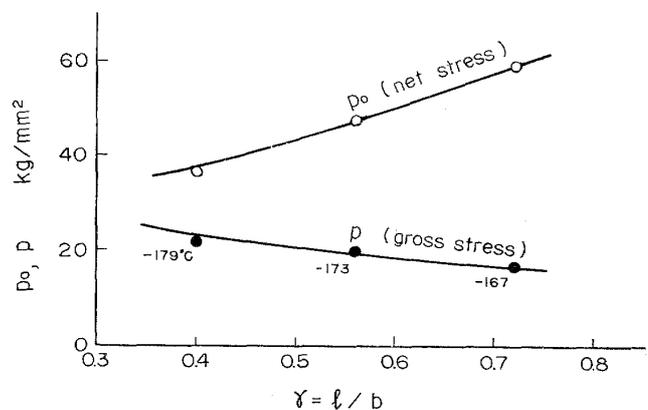


図 11 深切欠試験における破壊応力と切欠深さと巾の比の関係²¹⁾

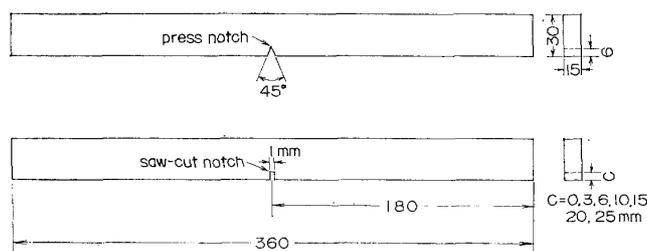


図 12 一様曲げ試験片²²⁾

伏点が 76.3 kg/mm^2 の鋼材で試験片の幅 500 mm に対し両側切欠の深さがそれぞれ $100, 140, 180 \text{ mm}$ の場合の破壊荷重より、切欠断面および切欠のない断面での破壊応力 p_0 および p をもとめ、切欠深さと試験片の巾の比にたいしてプロットすると図 11 に示すようになり、次式であらわされる。

$$\left. \begin{aligned} p &= \frac{m}{\sqrt{l} f_b(\gamma)} \\ p_0 &= \frac{m'}{\sqrt{l} f_b(\gamma)(1-\gamma)}, \quad \gamma = l/b \end{aligned} \right\} (5)$$

すなわち Griffith-Orowan のエネルギー条件により破壊の発生を説明することができる。これより有限幅の影響を考慮して破壊発生時の塑性表面エネルギーをもとめると約 -173°C で 4 kgmm/mm^2 ($4 \times 10^7 \text{ dyne/cm}^2$) になる。

金沢、町田²²⁾ は図 12 に示す general yield 型の小型一様曲げ試験片をもちいて図 13 に示すように荷重一撓み曲線で、最大荷重後に脆性亀裂が発生したときから停止するまでの解放歪エネルギーをその荷重一撓み曲線と、種々の深さの切欠を有する試験片の荷重一撓み曲線からもとめられる曲げ剛性とから図式的にもとめることを提案し、(1) 式の σ であらわされる二重引張試験と対比した。なお、最近シャルピー衝撃試験における破壊特性をしらべるために、試験機の anvil にロードセルを取付けて、破断時の動的荷重一時間曲線をもとめることが防衛庁技研、東京大学、船舶技研その他で試みられつつあり、今後シャルピー試験のもつ意義および塑性表面エネルギーと吸収エネルギーのむすびつきの解明その他に重要な役割を果たすものと思われる。

3. 鋼板の脆性破壊特性

最近、石油需要の増大にともなつて超大型船や液化石油ガス運搬船、貯蔵タンクその他の建造が多く行なわれるようになり、厚板や高張力鋼、低温構造用鋼などの要求が大きくなつてきたが、これらの脆性破壊

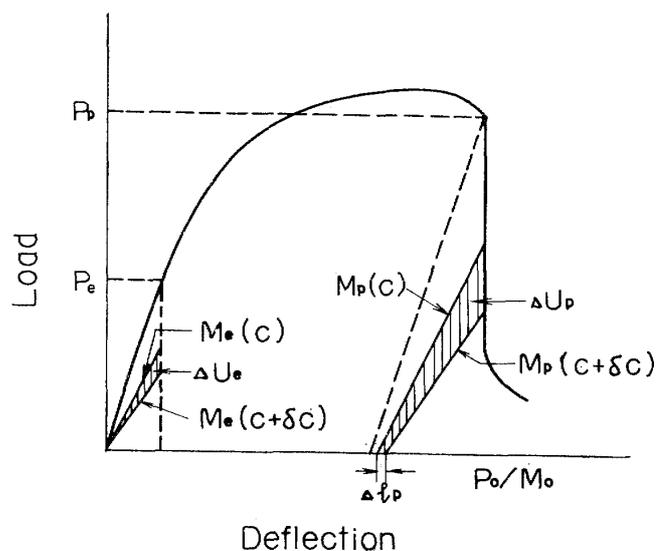


図 13 荷重一撓み曲線²²⁾

特性はその使用の可否をきめる重要な要素とみなされている。

一般に板厚が増加すると圧延温度の上昇、圧延後の冷却速度の減少による結晶粒子の粗大化等の冶金的原因や亀裂先端部付近の三軸応力度の上昇等のために脆性破壊特性は劣化する。

さきに日本造船研究協会第 37 研究部会²³⁾で超大型船用厚板の切欠靱性をしらべるために板厚 50 mm の焼準キルド鋼を 15 mm まで圧延および機械切削により系統的に板厚を減少させて脆性破壊の発生および伝播特性を種々の大型、小型試験によりしらべた。

ESSO 試験および二重引張試験のいずれの場合も板厚増加にともなう遷移温度の上昇は板厚 30 mm で板厚効果は大體飽和することが判明し、工作上の問題を別にして考えると、板厚 40 mm でも使用して差支えないことがわかった。

日本溶接協会鉄鋼研究委員会¹¹⁾²⁴⁾では板厚 45 mm の高張力鋼 HT60 (XTA 材) および HT70 (YTA 材) 各 1 チャージについて 15 mm まで機械切削により減厚した試験片をもちいて、大型および小型試験をおこない、板厚の力学的影響をしらべた。とくに追加試験として板厚 20 mm のアルミキルド鋼 (KA 材) および HT60 (XB 材) をもちい、板厚を 12 および 5 mm に減じて二重引張試験を実施した。

板厚変化が脆性破壊発生特性をあらわす ESSO 試験の非発生温度 $\sigma_{y/n} T_{ni}$ ($n=2, 3, 5$) におよぼす影響を図 14 に示す。 $\sigma_{y/n} T_{ni}$ は板厚がほぼ 25 mm までは板厚増加によりかなり上昇 (1 mm 増につき約 1.2°C) するがそれ以上では次第に飽和し、 $25 \sim 45 \text{ mm}$ では上

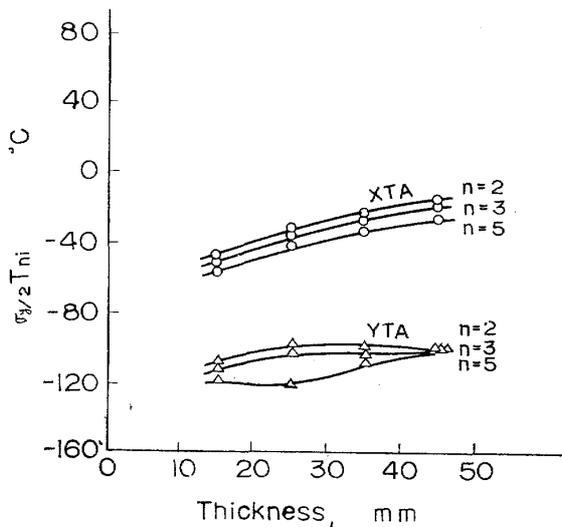


図 14 ESSO 試験の非発生温度と板厚の関係²⁴⁾

昇は少ない (1mm 増につき約 0.5°C) とみてよい。

つぎに板厚が脆性破壊伝播特性をあらわす温度勾配つき二重引張試験の停止温度 $\sigma_{y/n}T_{aG}$ におよぼす影響を図15に示す。図より、板厚 30 mm 以下 5 mm の間では $\sigma_{y/n}T_{aG}$ は造船研究協会第37部会の結果およびこれにもとずいてつくられた日本溶接協会の WES 案参考曲線と大体同じ傾斜でほぼ直線的に下降すると考えられ、その割合は板厚 1 mm につき約 1.5°C で ESSO 試験の場合にほぼ一致していることがわかり、高張力鋼の場合も焼準キルド鋼の場合と同様の板厚効果があることがわかった。種々の高張力鋼の鋼材および溶着鋼の諸遷移温度を表1に示す。

現在、日本溶接協会第2次鉄鋼研究委員会では低温構造用鋼としての 2.5, 3.5, 9% Ni 鋼および調質アルミキルド鋼の切欠靱性を種々の大型、小型試験でしらべている。一方、低温用鋼の一つとして、中央にステンレス鋼をはさんだサンドイッチクラッド鋼が開発され、そのすぐれた切欠靱性が木原、守田、中島²⁵⁾らによつてしらべられ、ステンレス鋼の合比が増加する程、脆性破壊伝播特性が改善され、とくに両面に張り合せた母材の材質の影響が著しいことが判明した。

三菱造船²⁶⁾においてはさらにクラッド鋼について艦艇の防禦用としての爆発荷重下の性能をあきらかにするため NRL 式クラックスター爆破試験をおこなつた。ステンレス鋼をサンドイッチしたクラッド鋼は ABS-C 材のみの場合とは著しく異なつた破壊状況を呈し、-100°C の低温においても塑性変形のふくらみを生じて爆発のエネルギーを吸収し、その合比が増加すると、さらに耐爆性のすぐれることが判明した。

(76)

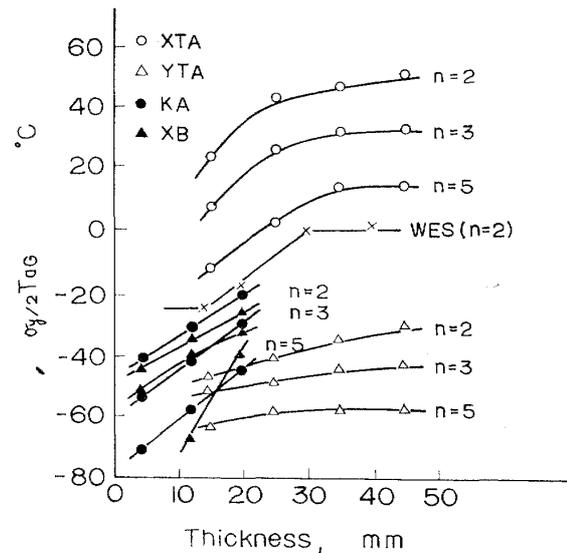


図 15 二重引張試験の停止温度と板厚の関係²⁴⁾

4. 溶接の残留応力、構造の不連続性および塑性歪等が脆性破壊におよぼす影響

船舶をはじめとする溶接構造物の脆性破壊には溶接による材質の冶金的变化および残留応力が大きな影響をおよぼすことが予想される。

Wells³⁾、木原、増淵⁴⁾はさきに溶接ビード付広幅引張試験をおこなつて、限界温度以下では残留応力の影響により降伏点以下の低応力で脆性破壊が発生伝播することをあきらかにし、常温で機械的に引張応力を加えたり、熱処理により残留応力を除去すれば、限界温度以下でも先に加えた応力以下の応力あるいは、低応力では脆性破壊しないことをあきらかにした。

なお、溶接残留応力が脆性亀裂の伝播におよぼす影響については木原、楠田、飯田らの研究²⁷⁾があり、脆性亀裂は最大主応力に直角方向に伝播すること、および近接ビードの間隔が適当な大きさでその中間に圧縮残留応力が存在する場合には伝播してきた脆性亀裂は停止することがあることを見出した。

また、木原、飯田、成田²⁸⁾により溶接構造上の不連続部に切欠が存在する場合には、低荷重下で脆性破壊が生ずる可能性のあることが示された。

秋田、矢田²⁹⁾は図16に示す不連続構造の実験をおこなつた。この構造は人工切欠をつけないで、構造不連続のみを与えたもので、平板の端部にフランジがすみ肉溶接されているが、左右のフランジが突き合わされ

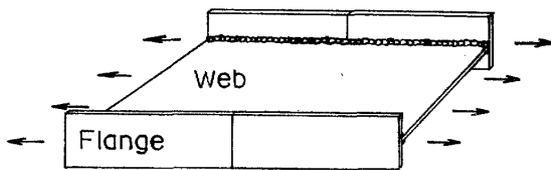


図 16 不連続構造試験片²⁹⁾

ているだけで、フランジ同士は溶接されていない。これは突き合せ溶接の溶け込み不良の極端な場合として考えたものである。

この場合、突き合せ部が不連続構造となつて、溶接熱による脆化と三軸の残留応力の重畳により脆性破壊が降伏応力の30%程度の低応力で発生する。また、発生時の応力は母材の亀裂停止温度より高い場合もある。発生時の応力は図17に示すようにフランジの幅Bによつて変る。すなわち、応力集中度により、発生応力や限界温度が支配される。

つぎに予歪が脆性破壊特性におよぼす影響についてのべる。

寺沢、大谷らは³⁰⁾³¹⁾³²⁾室温から600°Cまでの種々の温度で与えた種々の大きさの予歪が鋼材の切欠靱性、残留延性および破壊応力曲線におよぼす影響をしらべた。それによると200~300°Cでの高温予歪が材質を最も劣化されることがわかつた。

日本原子力発電のAT委員会³³⁾は東海村に建設する原子力発電用としての第1号原子炉に使用する焼準キルド鋼の、中性子照射によるirradiation damageによる材質の劣化を高温予歪による劣化で代用させる目的で、230°Cで2.5, 5, 7.5, 10%の予歪を与え、それが切欠靱性におよぼす影響をしらべるために温度勾配型および平坦型のESSO試験をおこなつた。予歪量の増加とともに脆性破壊の伝播停止温度 $\sigma_{y/2}T_{aG}$ および $\sigma_{y/2}T_{aF}$ は図18に示すように上昇する。これは高温予歪量の増加とともに塑性表面エネルギーが減少するためであることが亀裂伝播速度の計測値からもとめた塑性表面エネルギーの値からわかつた。

なお、阿部¹²⁾はシャルピー二重衝撃試験により常温予歪が脆性破壊の発生および伝播特性におよぼす影響をしらべ、発生特性に対する影響の大きいことを示した。

なお渡辺、安藤⁴⁾は逆C型または逆G型の船尾骨材の肉厚部における補修溶接位置に生ずる亀裂の生成についてしらべた。すなわち鋳鋼溶接部の脆化域についてしらべ、溶込線からの距離と遷移温度の上昇および降伏点の上昇の関係から、脆化領域の脆化現象は降伏

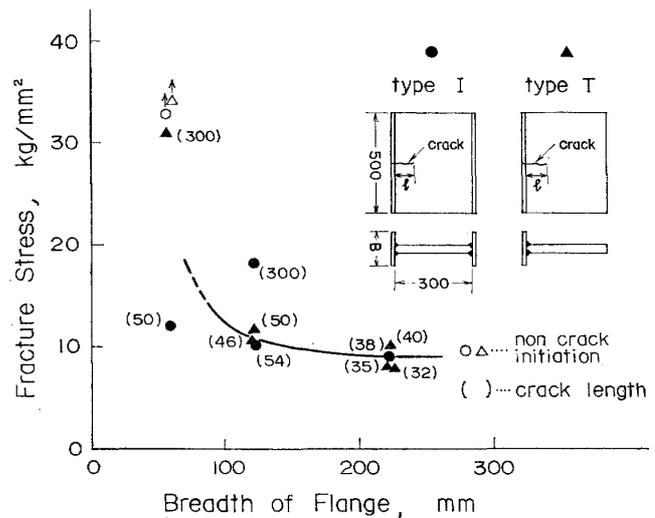


図 17 フランジ巾と破壊応力の関係²⁹⁾

点の上昇と密接な関連があり、これは微細析出あるいは格子欠陥の分布濃度の増大によるfriction stressの上昇に負うものであることを明らかにした。

このように船体構造の脆性破壊に関連のある有益な研究結果が得られている。

5. 理論的研究

鋼材の脆性破壊に関する理論的研究は最近目覚ましい発展をとげているが、微視的立場の転位論によるものと、巨視的立場に立つたエネルギー論と応力論によるものがある。微視的な亀裂の発生、成長等については転位論による理論の発展と実験の裏付けがおこなわれているが、ここではこれらを省略して、工学的立場よりの巨視的観点に立脚した理論についてのべる。

鋼材の脆性破壊についての理論的研究のうちエネル

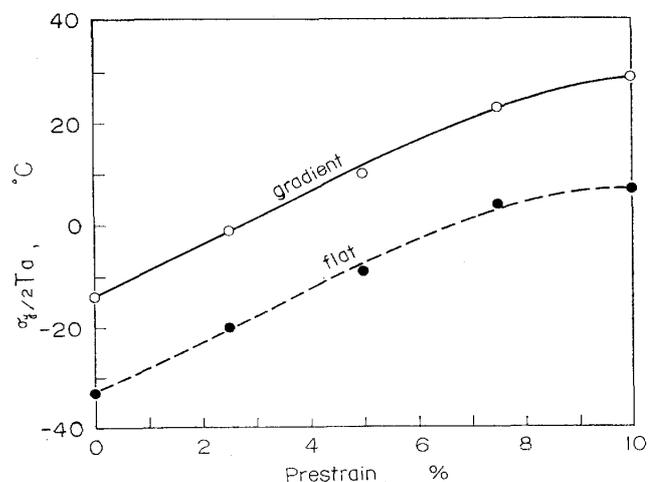


図 18 230°Cにおける予歪量と平坦型、勾配型 ESSO 試験の停止温度の関係³³⁾

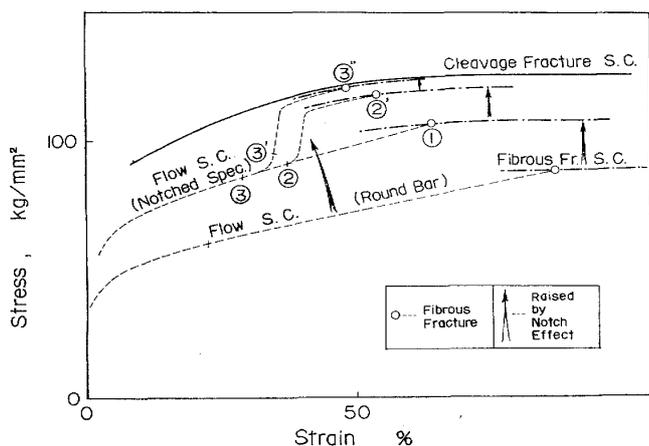


図 19 円周切欠付引張試験における破面遷移の条件³⁵⁾

ギー論の立場に立つものは Griffith-Orowan¹⁵⁾ の式が基礎になっているが、Irwin¹⁶⁾ の crack extension force K をもちいて脆性強度をもとめる方法も広くおこなわれている。

一方、脆性破壊の発生を切欠底部の応力状態に対応する流動応力曲線と cleavage 型破壊応力曲線の交叉から説明しようとする応力論による研究が活潑におこなわれている。

大谷、出口³⁵⁾は破面形成に要する塑性表面エネルギーを微小硬度計による硬度分布から計測して、延性破面の場合の推定値が脆性破面の場合の約 100 倍の大きさであることを見出して、延性破面から脆性破面への移行、すなわち破面遷移の機構を破壊応力曲線の概念にもとづいた図19をもちいて説明した。すなわち切欠底部から発生した fibrous 型の亀裂の長さが増加すると、Orowan のいう塑性拘束係数が増加し、やがて飽和するので、流動応力曲線が③から③'、③''へと上昇し、fibrous 型破壊応力曲線と交わると fibrous 型破壊が進行していくが、温度が低下して fibrous 型破壊応力曲線と流動応力曲線がいずれも上昇して、流動応力曲線が cleavage 型破壊応力曲線と先に交わると脆性破壊が生じ、その限界温度が破面遷移温度であると考えられる。

脆性破壊の伝播機構を研究する場合、その特長である脆性亀裂伝播速度と種々の要因との関係をしらべることは重要であろう。秋田、池田³⁶⁾、および吉識、金沢、板垣³⁷⁾はいずれも亀裂に相当するスリットが一様引張応力をうける無限板内を一定速度で拡大する場合の動的応力分布を理論的にもとめた。吉識ら³⁷⁾によると亀裂伝播速度の最大値は Rayleigh 波（表面波）の

伝播速度であることが判明し、Irwin の K -値よりもとめた歪エネルギー解放率と速度比の関係をしらべた。

池田³⁸⁾は前記の場合の動的応力分布をもとにして、Griffith の方法に準じて弾性波到達円内の応力を積分する方法により弾性歪エネルギー解放率と速度比の関係をもとめた。弾性歪エネルギーの解放率と亀裂伝播速度の関係は次式により近似されるが解放率は亀裂伝播速度の増加とともに減少する。

$$\left(\frac{\partial U}{\partial l}\right)_{\text{dynamic}} = \frac{\left(\frac{\partial U}{\partial l}\right)_{\text{static}}}{\left\{1 + 10\left(\frac{V}{c}\right)^2\right\}^2} \quad (6)$$

吉識、金沢、板垣³⁷⁾は高速伝播時の亀裂のエネルギー条件、伝播速度、亀裂伝播の様相について検討した。すなわち破壊伝播の過程を不連続なものであると仮定し、亀裂伝播の最高速度をもとめた。その最高速度は理想的に完全な材料中では、その材料中の Rayleigh 波の速度であり、微小亀裂が 2×10^{-2} mm の程度の間隔で散在している材料中では縦波の速度のおよそ 30% 位になることを示した。

金沢、大庭、町田³⁹⁾は溶接ビードによる残留応力が引張応力に重畳する場内を亀裂が伝播する場合の K -値を計算して脆性破壊の伝播特性をしらべた。

つぎに停止現象の研究についてのべる。

小倉⁴⁰⁾は脆性亀裂の停止現象を脆性破面の鋼板表面部に発生する shear lip の影響を考慮して説明することを試みた。すなわち、shear lip を破断させるのに必要とされる力を逆に脆性亀裂の開口を妨げる力として取扱い、脆性亀裂の停止時には K -値よりもとめた亀裂先端部における歪エネルギー解放率は十分低い値になることを示した。

これに対して、秋田、池田¹⁰⁾は温度勾配型 ESSO 試験において高温側に伝播する脆性亀裂は速度が低下し、或る降界速度に達すると急激に停止することを見出した。

鈴木、加賀¹¹⁾は鋼組織の脆性破壊抵抗性を研究するため劈開破壊の破面を電子顕微鏡でしらべた。亀裂は粒内亀裂だけにとまるもの、数粒径の劈開亀裂ととどまるもの、この停止点で新たに発生して伝播するものの 3 種類にわけられ、それぞれ対応する限界亀裂速度が存在するのではないかと考えられている。

木原、金沢、飯田¹²⁾は溶接ビードによる残留応力場内を脆性亀裂が伝播するときの crack extension

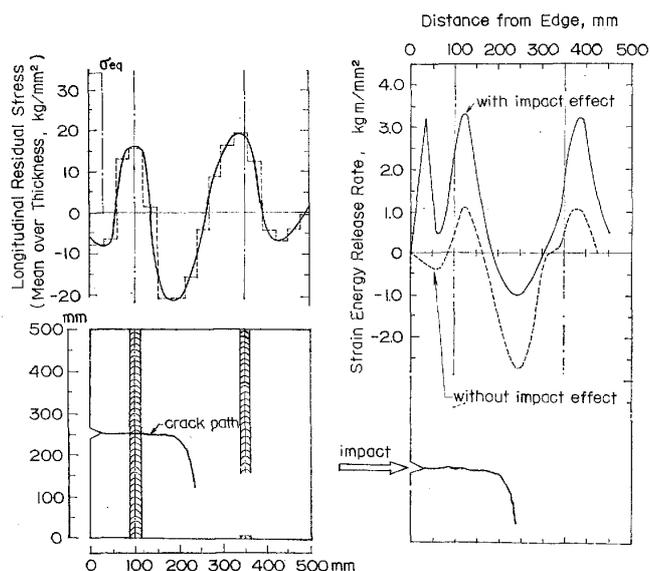


図 20 近接ビード試験片における歪エネルギー解放率と脆性亀裂伝播径路⁴²⁾

force G_c を計算し、図20に示すように亀裂発生直後に G_c 値が 0.4 kgmm/mm^2 に減少すると脆性亀裂の進行方向は不安定になり、方向を変え停止することを見出した。

最近、船舶技術研究所に 4,000 ton 引張試験機（テストリグ）が設置されて、原子炉圧力容器用の超厚鋼板および溶接継手の脆性強度の計測が開始されたが、さらに、近く同所で引張 3,000ton、圧縮 1,000ton の繰返し荷重装置が設置されて、超厚板および溶接継手の疲労強度の研究がはじめられることになっており、いずれも脆性破壊の研究に大きく貢献することが期待される。

以上、船体構造に関連して、鋼材の脆性破壊についての研究の概要をのべたが、今後の一層の発展がのぞまれる。

参 考 文 献

- 1) H. Kihara, Recent Studies in Japan on Brittle Fracture of Welded Steel Structure under Low Applied Stress Level, IIW Document No.X-291-62 (1962)
- 2) F. J. Feely Jr., M. S. Northup, S. R. Kleppe and M. Gensamer, Studies on the Brittle Failure of Tankage Steel Plate, Weld. Journ. 34 (12), (1955)
- 3) A.A.Wells, The Brittle Fracture Strength of Welded Steel Plates, Proc. I.N.A., (1956)
- 4) 木原博, 増渕興一, 脆性破壊に及ぼす残留応力の影響に関する一考察—溶接構造物の低応力下における脆性破壊に関する研究, 造船協会論文集, 第 103号, (昭和33年)
- 5) T. S. Robertson, Propagation of Brittle Fracture in Steel, Journ. Iron and Steel Inst., May (1953)
- 6) M. Yoshiki, T. Kanazawa, A New Testing Method to obtain Critical Stress and Limiting Temperature for the Propagation of Brittle Crack, Proc. 1st Jap. Cong. Test. Mat. (1958)
- 7) P.P.Puzak, M.E.Schuster and W.S.Pellini, Crack Starter Test of Ship Fracture and Project Steels, Weld. Journ. Oct. (1954)
- 8) 木原博, 小倉信和, プレス切欠付大型試験による脆性破壊伝播試験, 造船協会論文集, 第 108号 (昭和35年)
- 9) 吉識雅夫, 金沢武, 町田進, 鋼材の脆性破壊伝播試験に関する一考察—とくに平坦型および勾配型二重引張試験について, 造船協会論文集, 第 113号 (昭和38年)
- 10) 秋田好雄, 池田一夫, 脆性亀裂の伝播と停止に関する研究, とくに温度勾配つき ESSO試験について, 造船協会論文集, 第 112号 (昭和37年)
- 11) H. Kihara, Evaluation of Ductility for Steels and Deposited Metals in Wide Plate and Industrial Tests, Research Committee for Iron and Steel, Research Committee for Deposited Metals of the Japan Welding Engineering Society, (1963), IIW IX-368-63
- 12) 阿部三郎, 常温予歪の鋼材の脆性亀裂発生伝播両

- 特性に及ぼす影響, 造船協会論文集, 第103号(昭和38年)
- 13) 大谷碧, 衝撃試験に関する一考察(第1報), 溶接学会誌, 第23巻, 第11, 12号(昭和29年)
 - 14) 越賀房夫, 今沢理, 竹花莊治, 鋼板における脆性亀裂の停止遷移現象, 造船協会論文集, 第114号(昭和38年)
 - 15) E. Orowan, Fundamentals of Brittle Behavior in Metals, Fatigue and Fracture of Metals, MIT, (1950)
 - 16) G. Irwin, Fracture, Handbuch der Physik, Springer, (1958)
 - 17) A. A. Wells. The Mechanics of Notch Brittle Fracture, Weld. Research, (1953)
 - 18) 池田一夫, 脆性破壊伝播に関する研究(第4報), 造船協会論文集, 第106号(昭和35年)
 - 19) 大谷碧, 破面の塑性表面エネルギーの研究, 日本造船研究協会報告, 第20号(1957)
 - 20) 木原博, 大庭浩, 切欠形状が溶接継手の脆性破壊強度におよぼす影響について, 造船協会論文集, 第108号(昭和35年)
 - 21) 秋田好雄, 池田一夫, Deep notch test について, 造船協会第6分科資料, 6-37-147(昭和37年)
 - 22) 金沢武, 町田進, 小型一様曲げ(静的)試験片による S-value の計測(Memo), 造船協会第6分科資料 6-38-151(昭和38年)
 - 23) 日本造船研究協会第37研究委員会報告, 超大型船の建造に際しての厚板の切欠脆性に関する研究, 日本造船研究協会報告, 第30号(昭和35年)
 - 24) 日本溶接協会鉄鋼研究委員会, 溶接構造物の脆性破壊防止のための鋼材の材質判定基準の確立に関する研究(昭和37年)
 - 25) 木原博, 守田貞義, 伊藤悌二, 金森政雄, 中島正樹, 東後一忠, クラッド鋼の靱性に関する研究(第3報), 造船協会論文集, 第111号(昭和37年)
 - 26) 三菱造船研究部, サンドイッチクラッド鋼の爆破試験, 造船協会第6分科資料(昭和38年)
 - 27) 木原博, 楠田忠雄, 飯田国広, 前田豊生, 松岡忠博, 脆性破壊の伝播におよぼす溶接残留応力の影響, 造船協会論文集, 第108号(昭和35年)
 - 28) 木原博, 飯田国広, 成田圀郎, 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, 造船協会論文集, 第112号(昭和37年)
 - 29) Y. Akita, Consideration with Regards to Brittle Fracture at Major Discontinuity, ISSC Committee "Major Discontinuity" IRC-III-26, (1963)
 - 30) 寺沢一雄, 大谷碧, 吉田俊夫, 寺井清, 高温予歪が鋼の切欠靱性におよぼす影響, 造船協会論文集第109号(昭和36年)
 - 31) 寺沢一雄, 大谷碧, 吉田俊夫, 寺井清, 高温予歪が鋼の残留延性におよぼす影響, 造船協会論文集第108号(昭和35年)
 - 32) 寺沢一雄, 大谷碧, 吉田俊夫, 寺井清, 高温予歪が鋼の破壊応力曲線におよぼす影響, 造船協会論文集, 第110号(昭和36年)
 - 33) Arresting Temperature Committee, Studies on Crack Arresting Temperature for Tokai Reactor Pressure Vessel Steel, Japan Atomic Power Company, IIW IX-367-63, (1963)
 - 34) 渡辺正紀, 安藤見, 大型鋳鋼の溶接による脆化域に関する研究, 造船協会第6分科資料 6-37-134(昭和37年)
 - 35) 大谷碧, 出口義治, 脆性破壊における破面遷移現象の機構, 造船協会論文集, 第111号(昭和37年)
 - 36) 秋田好雄, 池田一夫, 脆性破壊伝播に関する研究(第3報), 造船協会論文集, 第105号(昭和34年)
 - 37) 吉識雅夫, 金沢武, 板垣浩, 脆性破壊伝播に関する研究(第1報), 造船協会論文集, 第108号(昭和35年)
 - 38) 池田一夫, 脆性破壊伝播に関する研究(第5報), スリットが定速で拡大する場合の弾性歪エネルギー解放率, 造船協会論文集, 第110号(昭和36年)
 - 39) 金沢武, 大庭浩, 町田進, 溶接残留応力が脆性破壊伝播におよぼす影響について, 造船協会論文集第109号(昭和36年)
 - 40) 小倉信和, 脆性亀裂の停止現象についての考察, 造船協会論文集, 第110号(昭和36年)
 - 41) 鈴木春義, 加賀裕之, 鋼組織の脆性破壊伝播抵抗性(中間報告), 造船協会第6分科資料 6-37-150(昭和37年)
 - 42) H. Kihara, T. Kanazawa and K. Iida, Studies of Strain Energy Release Rate in Wide Parallel-Joints Specimens, IIW X-293-62, (1962)