

脆性破壊発生試験法

木原 博*

池田 一夫**

On Brittle Fracture Initiation Test

—Deep Notch Test—

By

Hiroshi KIHARA and Kazuo IKEDA

Abstract

The mechanism of brittle fracture initiation and the evaluation of fracture initiation characteristics for steel plates have been investigated by using the newly developed deep notch test. Brittle fracture can initiate at low stress levels from a notch in the deep notch test specimen without any additional factors such as the welding residual stress, the metallurgical embrittlement caused by the the heat cycle or the prestraining and the impact stress etc.

A method of evaluating brittle fracture initiation characteristics for steel by using only at minimum two deep notch test specimens and tensile test specimens, respectively, and applying the mechanism of brittle fracture initiation characteristics for an infinite plate can be obtained from the deep notch test data and the temperature dependency of yield stress. The brittle fracture initiation characteristics for various steels including the high strength steels and the low temperature steels were investigated, and various factor related to the brittle fracture initiation were studied. Next, how to apply the criteria of brittle fracture initiation and arresting temperatures of steel to the design of welded structures under the consideration of welded structures made of the mild steel or the high strength steel in the conditions as welded or stress relieved from brittle fracture have been discussed.

1. 序 論

溶接構造物の脆性破壊にたいする安全性を確保するためには、脆性破壊の発生、伝播、停止に関する機構があきらかにされ、また各種鋼板の脆性破壊特性が正しく評価されることが必要である。

脆性破壊は欠陥の切欠底部の局部的脆化や溶接による大きな残留応力（応力集中のひどい構造的切欠をふくむ）などの悪影響によって発生する場合が多い。脆性破壊の発生の最小必須条件である切欠のみによる低応力での脆性破壊の発生が実現すれば、種々の因子の

影響も定量的にあきらかになり好都合である。秋田、池田ら¹⁾は深い切欠を有する広巾試験片 (Deep Notch Test) を低温で引張り、他の要因の附加なしに脆性破壊を発生させることに成功した。

本報告では Deep Notch Test によりもとめられる鋼板の脆性破壊発生特性に関連した諸要因について検討し、わが国での現用の各種高張力鋼と低温用鋼の特性についてもとめたのち²⁾、溶接構造物の脆性破壊防止対策への適用に関する考えについての提案をおこなう³⁾。

2. 供試材

基礎的研究の(1)~(3)項用の供試材として、板厚25mm

* 東京大学工学部船舶工学科、教授

** 船体構造部材料研究室、室長

mのセミキルド軟鋼（鋼Q），60キロ高張力鋼（鋼R），板厚20mmのQT型の9%Ni鋼（鋼T），（4）項用として板厚45mmのHY80鋼（鋼S）をもちいた。

つぎに現用鋼板の材質評価のために，板厚が主として20mmおよび25mmのキルド軟鋼（鋼A），60，70，80，100キロ高張力鋼（WES-HW36 ないし HW90），

（鋼Bないし鋼I），降伏点が33，37，58キロ級の低温用調質アルミキルド鋼（鋼J,K,L），および2.5，3.5，9%Ni鋼（NT処理）（鋼M，N,P）の低温用鋼をもちいた。なお，鋼Hと鋼Iは同一チャージの100キロIN処理鋼で板厚がことなる。なお，鋼Cないし鋼Gは調質型の高張力鋼である。これらの化学成分お

表 1 化学成分および機械的性値

Steel	Kind of Steel	Plate Thick	Chemical Compositions (%)														Mechanical Properties		
			C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	B	Al	N ₂	Y.P. kg/ mm ²	T.S. kg/ mm ²	Elo ng %	
A	Normalized Killed	20	0.20	0.23	0.71	0.015	0.027									25.1	41.1	32.6	
B	HW36 (HT 60)	20	0.17	0.53	1.24	0.013	0.011	0.22	0.11	0.14						38.6	23.5	31.0	
C	HW50 (HT 60)	25	0.14	0.29	1.23	0.011	0.003	0.10				0.08				53.5	61.9	31.0	
D	HW63 (HT 70)	20	0.16	0.36	0.92	0.012	0.013	0.80	0.38	0.21	0.35					69.8	79.4	35.3	
E	HW60 (HT 70)	25	0.15	0.30	1.13	0.012	0.005	0.24	0.82	0.40	0.26	0.026	0.0028	0.014		64.5	73.9	19.0	
F	HW70 (HT 80)	19	0.15	0.26	0.75	0.013	0.009	0.28	1.38	0.61	0.48	0.07	0.0014			76.3	81.7	22.5	
G	HW80 (HT 80)	20	0.15	0.24	1.28	0.022	0.013	0.23	0.23	0.50	0.49			0.003	0.002	73.8	83.4	16.0	
H	HW90 (HT 100)	25	0.15	0.25	0.82	0.009	0.007	0.24	0.93	0.54	0.54	0.06				98.2	102.3	20.0	
I	HW90 (HT 100)	13	0.15	0.25	0.82	0.009	0.007	0.24	0.93	0.54	0.54	0.06				98.7	102.1	23.9	
J	QT Al-Kill. 33	25	0.10	0.26	1.18	0.010	0.003									38.6	49.1	29.8	
K	QT Al-Kill. 37	20	0.11	0.25	1.25	0.001	0.008		0.57							37.0	51.6	45.0	
L	QT Al-Kill. 58	25	0.10	0.18	0.54	0.010	0.009		2.50	0.35	0.41					61.2	68.4	31.2	
M	2.5% Ni	20	0.09	0.27	0.55	0.009	0.008	0.50	2.55	0.035	0.006			0.010	0.6092	37.1	47.5	31.0	
N	3.5% Ni	20	0.06	0.30	0.51	0.011	0.007		3.53					0.027		38.2	49.3	30.0	
P	9% Ni	20	0.07	0.20	0.48	0.008	0.017	0.18	8.54					0.017	0.011	67.2	71.0	25.5	
Q	Semi Killed	25	0.19	0.07	0.71	0.022	0.015									27.0	45.0	26.0	
R	HW50 (HT 60)	25	0.15	0.40	1.28	0.025					0.26	0.06				53.0	65.0	18.0	
S	HW63 (HY 80)	45	0.11	0.28	0.30	0.014	0.006	0.08	2.91	1.30	0.39			0.009		76.6	82.4	45.0	
T	9% Ni(QT)	20	0.06	0.20	0.34	0.010	0.005		8.86					0.013		66.3	70.6	42.0	
U	9% Ni(QT)	13	0.07	0.26	0.48	0.016	0.010		9.38					0.040		71.5	79.1	28.0	
V	HW70 (HT 80)	20	0.12	0.30	0.96	0.017	0.010	0.24	1.04	0.42	0.37					82.0	86.0	34.3	

よび機械的性質を表1に示す。鋼Pと鋼UはQT処理の9%Ni鋼で、Vは80キロ高張力鋼で、鋼UとVはボンド部の脆性破壊強度、鋼Vはさらに溶接金属の脆性破壊発生特性をしらべるためにもちいる。

3. 試験片および試験方法

試験結果の解析に、降伏点および抗張力と温度の関係が必要であるので、平行部の直径6mmの丸棒引張試験片をもちい、 -196°C ないし室温の数温度で引張試験をおこなう。

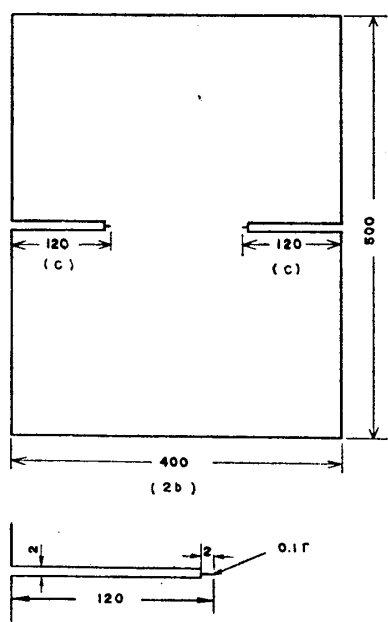


図1 Deep notch test 試験片および切欠部詳細

Deep Notch Test 試験片は図1に示すように 500 mm×400 mm の寸法で切欠深さは80 mmを主とし、切欠深さの影響の研究には、40 mmおよび120 mmを追加する。切欠は先端部に巾0.2 mm、深さ2 mm、先端半径0.1 mmの鋭い切欠がつけられている。これが自然亀裂と同程度の鋭さのものとみなしうるかどうかについて後述の実験をおこない、十分の鋭さがあるという結論が得られている。

試験片をタブに溶接したのち、船体構造部の300 ton 構造物試験機にとりつけ、試験温度に一定時間保持したのち引張荷重を加えて破断させる。冷剤として液体窒素、ドライアイス、アルコールおよびイソペンタン等がもちいられる。

4. 試験結果および解析

4.1 破壊の分類

まず、板厚25 mmのセミキルド鋼(鋼Q)につい

て、 $-182\sim 30^{\circ}\text{C}$ の種々の温度で、切欠深さが40, 80, 120 mmの試験片を引張って破壊させた。破壊荷重より net stress, gross stress および有限巾の修正をした modified gross stress をもとめ、温度との関係をもとめると図2に示すようになる。

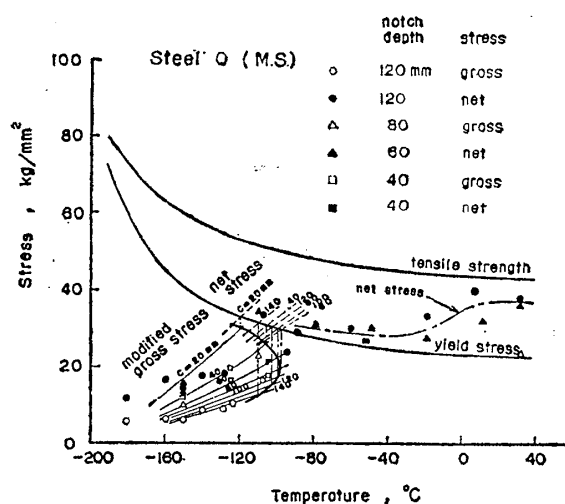


図2 軟鋼(鋼Q)の破壊発生特性

図において、 -100°C 附近において右に凸の曲線を general yielding 限界曲線と称し、この曲線上の温度で種々の切欠深さの場合に切欠断面に general yielding が生ずる。この曲線の突端の温度を nose temperature, T_N , と名付ける。

図により、general yielding 限界曲線の低温側では、切欠深さによりこととなるが、net stress はいづれも降伏点より低い、いわゆる低応力脆性破壊が生じており、その破面は写真1(a)に示すように脆性破面



写真1(a) 各領域での曲型的な破面(鋼Q)

があって圧延面に接する部分の shear lip はもちろん切欠底部にも何らの延性破面も存在していない。この領域を①と名付ける。

general yielding 限界曲線より高温側では切欠深さの大きさいかにかかわらずほぼ1本の net stress—温度曲線が得られ、net stress は降伏点より僅かだけ高くなっている。その破面は写真1(b)に示すよ



写真1 (b)

うに領域①と同様に脆性破面であり、かつ、shear lip も切欠底部の延性破面もみられない。この領域を⑩と名付けるが、これは軟鋼（降伏比が小さい）においてははっきりとみられ、この温度範囲は約100°Cである。

さらに高温側では、切欠深さのいかにかわらず net stress は抗張力に近い値になり、その破面は領域⑩からの遷移部で写真1(c)に示すように切欠底部



写真1 (c)

に小さい三角形の延性破壊が生じたのち脆性破壊に変化する。もう少し高温部では写真1(d)に示すように全破面にわたって延性破壊が生じている。この領域を⑪と名付ける。

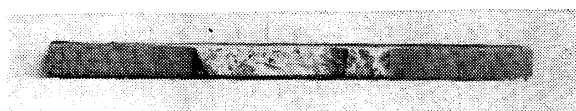


写真1 (d)

つぎに、高張力鋼の代表例としての60キロ級の鋼（鋼R）について、-190~-20°Cの温度範囲で鋼Qと同様に切欠深さが40, 80, 120mmの試験片を破壊させ、その結果を図3に示す。

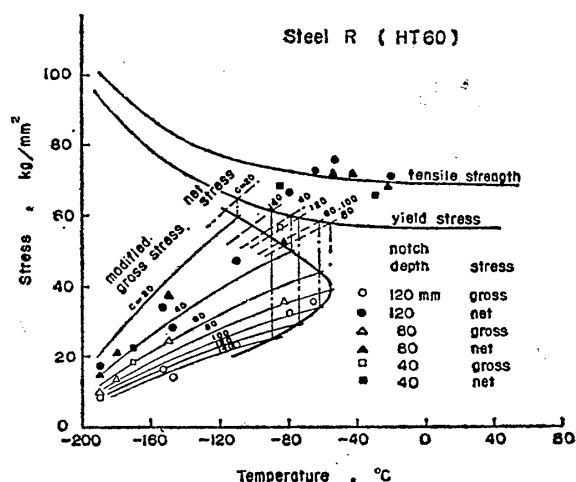


図3 60キロ高張力鋼（鋼R）の破壊発生特性

軟鋼の場合と比較して顕著な特徴をみると領域⑩、すなわち、general yielding してから脆性破壊の生ずる領域がほとんど存在せず低応力脆性破壊の領域①から、net stress が抗張力にほぼ等しくて延性破壊する領域⑩に直接接続しているとみなすことができる。すなわち、general yielding 限界曲線が低応力

(144)

脆性破壊領域と延性破壊領域の境界になっていることを意味しているといえよう。

最近、液体酸素や液体窒素貯蔵タンク用に9%Ni鋼を使用する傾向が強くなってきた。9%Ni鋼には Quench & Temper 型 (QT) と Double Normalize & Temper 型 (NNT) があるが、いずれも切欠靱性がきわめてすぐれており、種々の大型脆性試験で脆性亀裂の発生が困難である。しかし、Deep Notch Test では脆性亀裂の発生が可能で脆性破壊発生特性をしらべるのに好適である。

QT型の9%Ni鋼では前述の領域①において写真2(a)に示すように切欠先端から脆性亀裂が発生しても

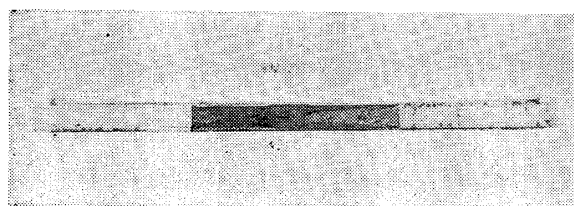


写真2 (a) 予歪なし

すぐに停止する。これは温度がきわめて低いときに切欠先端部に生じた塑性変形域では、残留オーステナイトがマルテンサイト変態して脆化するの脆性亀裂が発生するが、塑性変形をうけなかった中央部の靱性はきわめてすぐれたままであるので、高速で伝播してきた脆性亀裂も停止してしまうと考えられる。

ただし、これに室温で3%の予歪をあたえると脆化して写真2(b)に示すように脆性亀裂は停止するこ

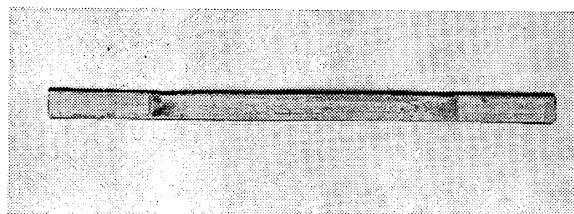


写真2 (b) 予歪3%

となく破断する⁴⁾。またNNT型、NT型の1例では予歪がなくても脆性亀裂は停止することなく写真2(b)と同様にかなり巾の広い shear lip をとらないながら伝播しつづけて破断する。

4.2 エネルギー条件式の通用

図2および図3の低応力脆性破壊の領域での破壊発生条件について検討する。

切欠深さが40, 80, 120mmの場合の破壊応力を、無限板の場合の Griffith⁵⁾-Orowan⁶⁾ のエネルギー条件

式を修正係数もちいて有限巾の板の場合に修正した次式, すなわち

$$\frac{\pi \{f(\gamma)\sigma\}^2 c}{E} = 2S_i$$

$$f(\gamma) = \sqrt{\frac{2}{\pi\gamma} \left(\tan \frac{\pi\gamma}{2} + 0.1 \sin \pi\gamma \right)} \quad (2)$$

$$\gamma = c/b$$

ただし, σ =gross stress c =切欠深さ, E =ヤング率 S_i =塑性表面エネルギー, b =試験片の半巾, に代入してもとめた S_i と絶対温度 T_K の関係を軟鋼 (鋼 Q) および, 60キロ高張力鋼 (鋼 R) についてもとめたが, その 1 例として鋼 R の場合を図 4 に示す。図よ

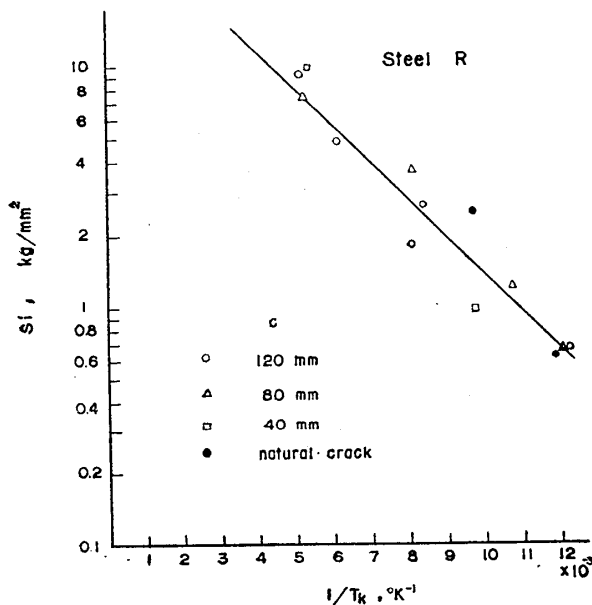


図 4 塑性表面エネルギーと絶対温度の関係

り, 切欠深さが変化しても, 同一温度では S_i の同一の値で破壊が発生すること, ほぼ 1 本の直線であらわせること, および general yielding のすぐ近くの温度まで直線関係がみとめられることがわかる。

なお, 軟鋼 (鋼 Q) の場合に, 切欠深さが 40mm の場合でも前記の直線関係が成り立っていることから推定すると, さらに降伏点の高い高張力鋼では, もっと切欠深さが短い場合まで成立する可能性があるといえよう。

したがって, 領域④では(1)式でもとめた S_i と絶対温度 T_K の間に切欠深さのかなり広い範囲にわたって直線関係があり, 次式によりあらわされる。

$$S_i = S_{oi} e^{-2k_i/T_K}$$

ただし, S_{oi} , k_i =材料定数, T_K =絶対温度

(1)式をもちいて, 最小限 2 枚の Deep Notch Test 試験片により, 種々の切欠深さの場合の破壊応力と温度の関係をもとめることができる。

つぎに, 両外側に自然亀裂をつけた試験片の破壊応力から塑性表面エネルギーをもとめると, 鋼 R の場合図 4 の黒丸で示す値が得られ, 先端半径が 0.1mm の機械的切欠でもとめた値とあまり大差ないことがわかる。

なお S_i の物理的意味はつぎのように考えられる。

Bilby, Cottrell および Swinden⁷⁾ は単純な転位模型をもちいて無限板に長さ $2c$ の亀裂がある場合の亀裂先端の塑性変位について理論計算をおこなった。そして破壊の発生は亀裂先端の塑性変位が限界値に達すると生ずると考えた。切欠先端における塑性変位は, $\sigma < 0.6 < \sigma_y$ の場合に近似的に次式であらわされる。

$$\phi(c) = \frac{\pi \sigma^2 c}{2E} \cdot \frac{1}{\sigma_y} \quad (4)$$

となり, 破壊の発生は $\phi(c)$ が ϕ_{crit} になることである。

無限板での Griffith-Orowan のエネルギー条件式である(1)式の $f(\gamma)$ を 1 とした場合の S_i をもちいると

$$S_i = \sigma_y \cdot \phi_{crit} \quad (5)$$

が得られる。したがって, 破壊の発生の場合は塑性表面エネルギー S_i は亀裂先端の部分が相当の範囲に降伏をおこし, Bilby らの塑性変位の限界値に σ_y を乗じた仕事量に等しいものと考えることができる。

4.3 Deep Notch Test による破壊発生特性の無限板の場合への拡張

降伏点と温度の間には次式で示す関係がある。

$$\sigma_y = \sigma_{oy} e^{k_y/T_K} \quad (6)$$

ただし, σ_{oy} , k_y =材料定数

いま安全率を n とし, ある温度での応力をそのときの降伏点にたいして定めると次式の関係がある。

$$\sigma = \frac{1}{n} \sigma_y, \quad n > 1 \quad (7)$$

無限板の場合の Griffith-Orowan のエネルギー条件式 [(1)式において $f(\gamma) = 1$ とす] をもちいる代りに次式で示す, Irwin の stress intensity factor, K_i をもちいて整理するのも一方法である。

$$K_i = \sigma \sqrt{c} \quad (8)$$

ただし

$$S_i = \frac{\pi}{2E} K_i^2 \quad (9)$$

K_i の温度依存性は (3) 式よりつぎのようにあらわされる。

$$K_i = K_{oi} e^{-k_i/T_k} \quad (10)$$

ただし

$$K_{oi} = \sqrt{\frac{2E}{\pi}} \cdot \sqrt{S_{oi}} \quad (11)$$

降伏点 σ_y にたいする安全率が n の設計応力にたいする、脆性破壊発生温度 T_k と亀裂長さの $1/2$, c , の関係は (6), (7), (10) 式を (9) 式に代入してもとめられる次式であらわされる。

$$\frac{k_i + k_y}{T_k} = \log \left(\frac{K_{oi}}{\sigma_{oy}} \cdot \frac{n}{\sqrt{c}} \right) \quad (12)$$

一方、図 2 および図 3 に示した general yielding 限界曲線は試験片の巾の影響をうけ、その先端温度 T_N (nose temperature と名付ける) は鋼板の脆性破壊発生特性をあらわす特性値の一つであると考えられる。この T_N をもとめる方法を図 5 に示す。

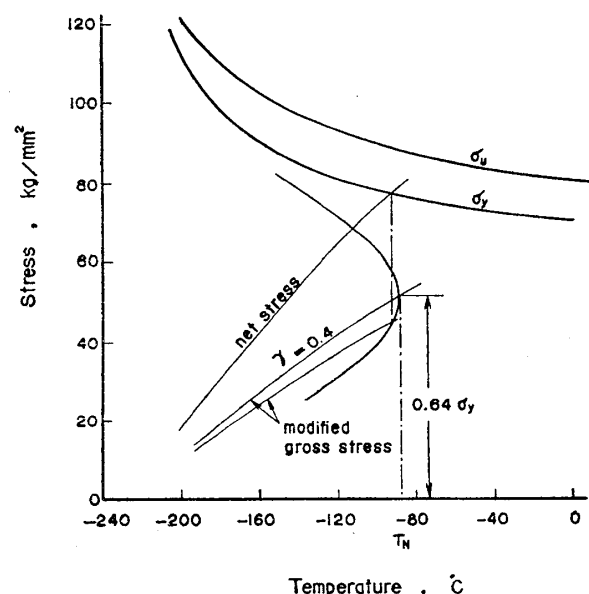


図 5 Nose temperature, T_N のもとめ方

標準試験片 (巾=400mm, 切欠深さ=80mm) の場合の general yielding 限界曲線の突端の温度である nose temperature, T_N を T_{Nm} とすると、無限板において考えるべき亀裂長さ $2c$ の場合の脆性破壊発生温度 (T_K : 絶対温度) は次式によりもとめられる。

(146)

$$\left. \begin{aligned} \frac{1}{T_K} - \frac{1}{T_{Nm}} &= \frac{1}{2(k_i + k_y)} \cdot \log \left(\frac{n^2 m}{2.4} \right) \\ m &= 80/c \end{aligned} \right\} \quad (13)$$

実際の計算の便のため、(13) 式で $n=2.56$ とおくと

$$T_K = \frac{2T_{Nm}(k_i + k_y)}{2(k_i + k_y) + T_{Nm}(1 + \log m)} \quad (14)$$

すなわち、種々の亀裂長さ $2c$ で $n=2.56$ の場合の脆性破壊発生温度 T_K を (14) 式よりもとめると図 6 の関係が得られる。

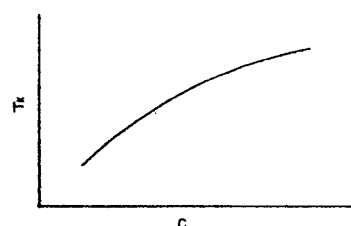


図 6 亀裂長さ と 脆性破壊発生温度 の関係

T_K は前述の (14) 式よりもとめることができるが、鋼板の脆性破壊発生特性をあらわす一つの特性値として標準試験片の nose temperature T_{Nm} を採用するのがよいと考えられ、これを利用してもとめたのが (14) 式である。

4.4 板厚効果

一般に鋼板は板厚が増加すると脆化が著しくなり遷移温度が上昇するが、ある板厚以上ではほぼ飽和して遷移温度はあまり上昇しなくなることが、一様温度型 ESSO 試験および温度勾配型二重引張試験で知られており、板厚 30mm が飽和しはじめる板厚に近い⁸⁾。

Deep Notch Test による脆性破壊発生特性の場合の板厚の影響をしらべるために、板厚 45mm の HY80 鋼 (鋼 S) から機械切削により板厚を 40, 30, 20, 10 mm に減少させ実験をおこなった。

板厚がそれぞれ 40, 30, 20, 10mm の場合の T_{Nm} , 材料定数 k_i , k_y と (14) 式から無限板に種々の亀裂長さが存在する場合の破壊発生温度 (絶対温度) をもとめることができる。これより亀裂長さが 1 例として 10mm の場合の破壊発生温度をもとめて通常の温度 (°C) であらわし、板厚との関係をもとめると図 7 に示ようになる。図より、板厚が約 30mm までは脆性破壊発生温度は直線的に上昇し、その上昇率は $0.9^\circ\text{C}/\text{mm}$ で、一様温度型 ESSO 試験の非発生温度 T_{ni} の場合の $1.2^\circ\text{C}/\text{mm}$ および温度勾配型二重引張試験の停止温度 T_{ag} の場合の $1.5^\circ\text{C}/\text{mm}$ (いずれも機械切削により減厚)⁸⁾に近い。なお、板厚が約 30mm 以上では破壊発

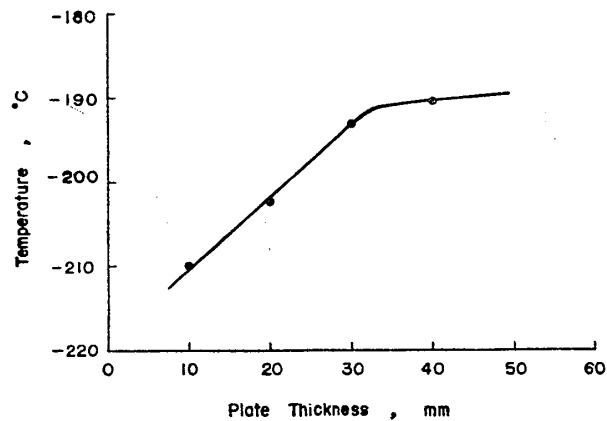


図 7 同一亀裂長さでの脆性破壊発生温度 ($n=2.56$) と板厚の関係

生温度はあまり変化しない。

4.5 各種鋼板の脆性破壊発生特性

軟鋼 (鋼A), 60キロないし 100キロ高張力鋼 (WES規格HW36ないしHW90, 鋼Bないし鋼I), および降伏点が33, 37, 58キロ級の調質アルミキルド鋼, 2.5, 3.5, 9 %Ni鋼などの各種低温用鋼 (鋼Jないし鋼P) についてそれぞれ図8および図9をもとめた。図中には, general yielding 限界曲線や降伏点-温度曲線, 各種大型, 小型脆性破壊試験の代表的諸遷移温度が記

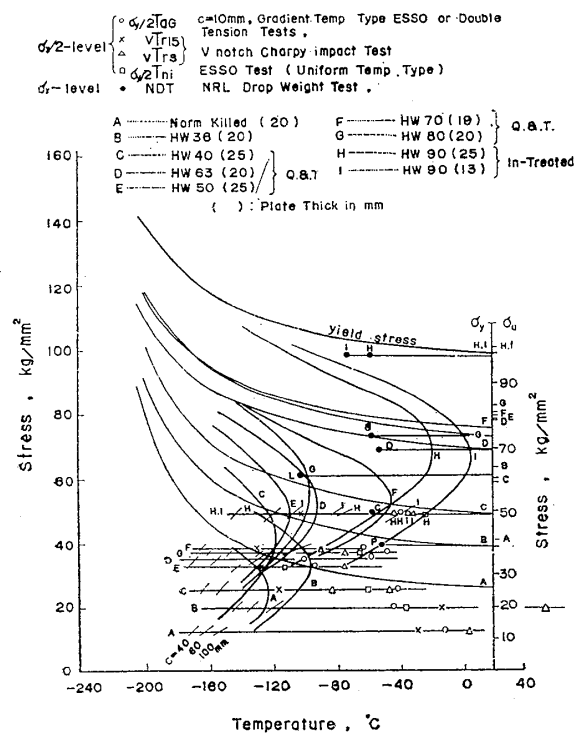


図 8 軟鋼および各種高張力鋼の脆性破壊発生特性と各種遷移温度

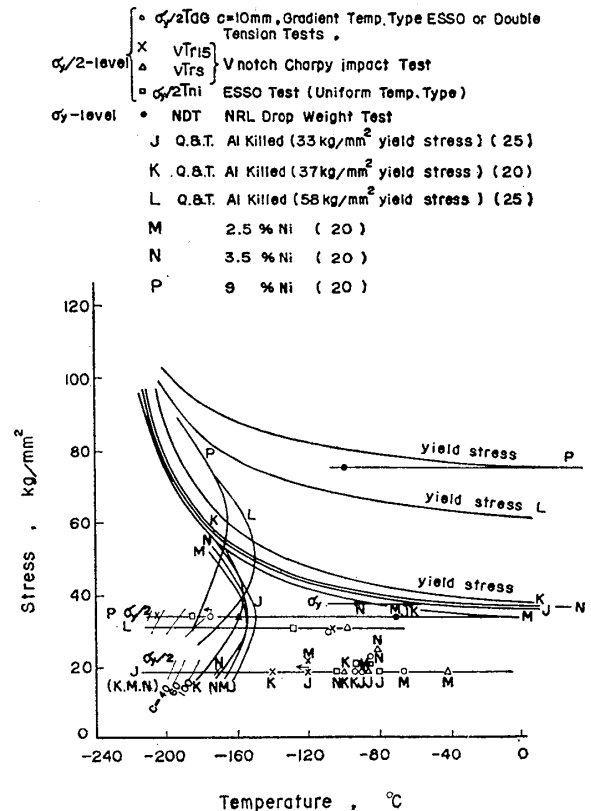


図 9 低温用鋼の脆性破壊発生特性と各種遷移温度

入されている。

各鋼板の材料定数 S_{oi} , k_i , σ_{oy} , k_y および標準試験片での nose temperature, T_{Nm} , は表2に示されている。

これらを(4)式に代入して各鋼板の無限板の場合における亀裂長さの $1/2$, c , と脆性破壊発生温度 $T_i(^{\circ}\text{C})$ の関係をもとめると図10に示すようになる。(ただし, 安全率 $n=2.56$) 図8では軟鋼 (鋼A) の T_N が一番低温側に位置しているが, 表2に示すように k_i と k_y が大きいので T_i-c 曲線はかなり高温側へ移っている。

なお, 鋼Hと鋼Iは同一チャージのIN処理した100キロ高張力鋼で板厚がそれぞれ, 25mm および 13mm で, 板厚効果の点からは鋼Hの方が高温側に位置するはずであるが, IN 処理鋼では厚板の方が靱性が良いという冶金的な面からの特別の理由から, 薄板の鋼Iの方が高温側になっている。

図より, 亀裂長さの増加とともに脆性破壊発生温度は上昇し, 高張力鋼は比較的高い温度で脆性破壊が発生する可能性があり, 低温用鋼はいつでも優秀で, 調質アルミキルド鋼は 2.5%, 3.5% Ni 鋼と同程度に良く, 9 %Ni鋼 (NT型) は最もすぐれていることがわ

表2 材料定数および各種遷移温度

Steel	Material Constants					Transition Temperature °C				
	S_{oi} kg/mm ²	k_i (°K)	σ_{oy} kg/mm ²	k_y (°K)	T_{Nm} (°C)	T_i (c=10)	$\sqrt{T_{r15}}$	NDT	T_{ni}	T_{ag} (c=10)
A	302	689	16.8	116	-120	-173	-28	—	—	-13
B	766	876	28.7	85	-93	-156	-13	-50	-35	-41
C	236	494	29.9	71	-116	-134	-114	-56	-59	-40
D	112	362	59.3	46	-88	-191	-108	-51	-98	-55
E	165	409	56.3	46	-106	-191	-125	-45	-112	-93
F	54	274	65.2	43	-43	-195	-128	—	—	-61
G	249	471	62.8	43	-94	-178	-106	-56	-65	-46
H	108	359	73.5	35	-18	-183	-100	-56	-21	-37
I	191	555	73.5	35	7	-155	< -100	-71	-35	—
J	3040	759	26.9	74	-150	-186	< -120	-64	-80	-90
K	165	347	27.8	81	-157	-205	-140	-59	-93	-93
L	123	267	50.3	53	-147	-211	-107	—	-128	-108
M	2220	694	24.5	78	-155	-190	-120	-70	-85	-69
N	208	405	27.3	72	-154	-201	-170	-90	-104	-84
P	333	295	68.1	29	-165	-217	-204	—	-185	-175
Q	129	704	13.7	135	-98	-161	—	—	—	—
R	45.2	351	44.7	62	-56	-183	—	—	—	—
S	334*	444*	67.7	40	-116*	-210*	—	—	—	—
T	62.4	88	58.6	37	-186	-240	—	—	—	—
U	96.0	123	63.9	33	-180	-236	—	—	—	—
V	143	338	64.7	37	-110	-180	—	—	—	—

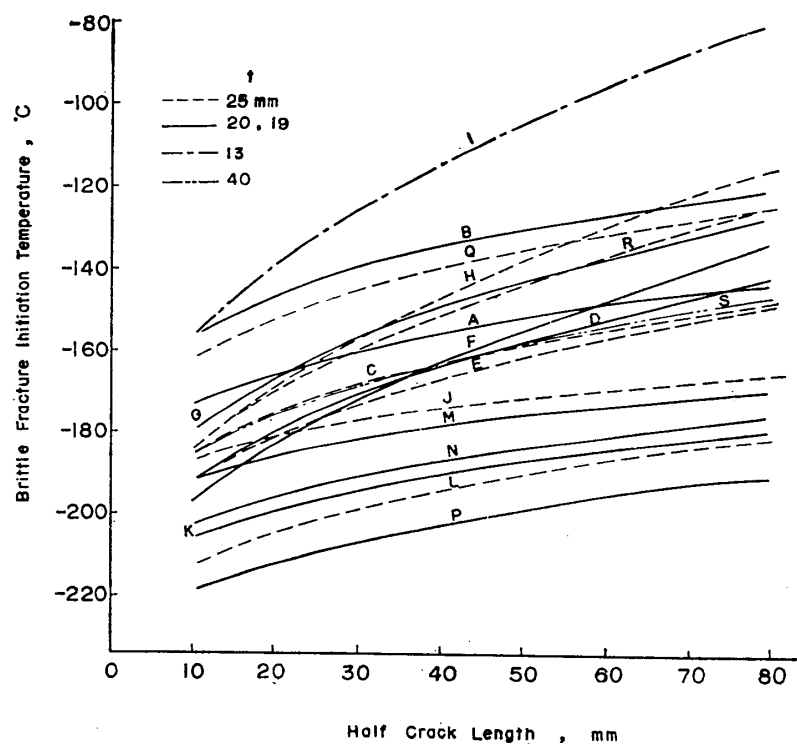
〔注〕 $S_i = S_{oi} e^{-k_i/T_k}$, $\sigma_y = \sigma_{oy} e^{k_y/T_k}$, * 板厚 40mm

図10 無限板の場合の亀裂長さと脆性破壊発生温度の関係

かる。

Billby らによる破壊発生時の亀裂先端部の塑性変位 ϕ_{crit} は S_i と σ_y との間に(4)式の関係があるので、次式により各鋼毎の温度との関係をもとめることができる。

$$\begin{aligned}\phi_{crit} &= \frac{S_i}{\sigma_y} \\ &= \frac{S_{oi}}{\sigma_{oy}} \cdot e^{-\frac{2(k_i + k_y)}{T_k}}\end{aligned}\quad (15)$$

各供試鋼の材料定数 S_{oi} , σ_{oy} , k_i , k_y が表 2 に示されているので、(15)式をもちいて各鋼板の場合の ϕ_{crit} を種々の温度にたいしてもとめることができ図 11 が得られる。

(4)式は $\sigma < 0.6\sigma_y$ の場合のものであるので、(15)式の関係もその応力の範囲内で正しいことになる。図中、破線は $\sigma \geq 0.6\sigma_y$ に相当する部分であるので実線の部分のみに注目すればよい。図より、温度の上昇とともに ϕ_{crit} は増加すること、および低温用鋼は低温でも ϕ_{crit} はかなり大きくてすぐれていることがわかる。切欠先端の塑性変位は Moiré 法などにより実測して本試験結果と比較検討することがのぞましく、両者の結果が一致することがのぞましい。

4.6 各種脆性破壊試験の遷移温度との相関性

各種鋼板の脆性破壊発生温度が亀裂長さの函数として図 10 のようにもとめられたので、亀裂長さの $1/2$, c , が 10mm の場合の破壊発生温度 $[T_i]_{c=10}$ をもとめると表 2 に示す値が得られる。これと各種脆性破壊試験の遷移温度のうちの発生特性に関連があると考え

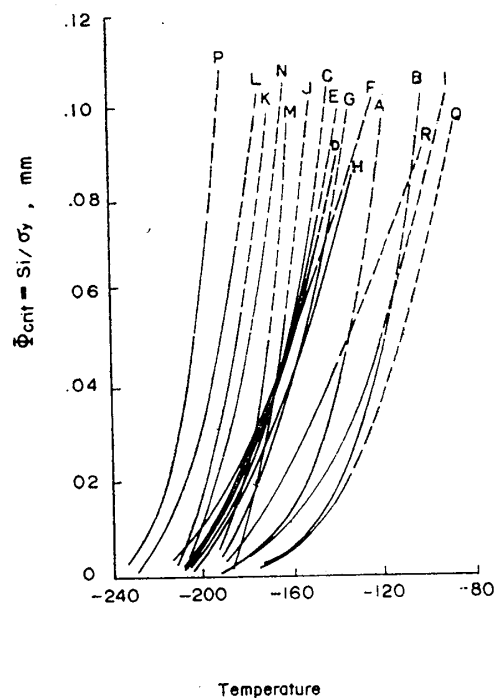


図 11 亀裂先端部の塑性変位の限界値と温度の関係

られている代表的なものとの相関性をしらべる。

切欠に衝撃力が作用する場合の脆性破壊発生特性をあらわす一様温度型 ESSO 試験の非発生温度 T_{ni} と $[T_i]_{c=10}$ の関係を図 12 に示すが両者の間には良い相関がある。

小型試験の代表的なものとして広くもちいられている V ノッチシャルピ衝撃試験の 15ft lb 遷移温度 T_{r15} と $[T_i]_{c=10}$ の関係を図 13 に示すが、両者の間にいくらかの相関性があるようである。

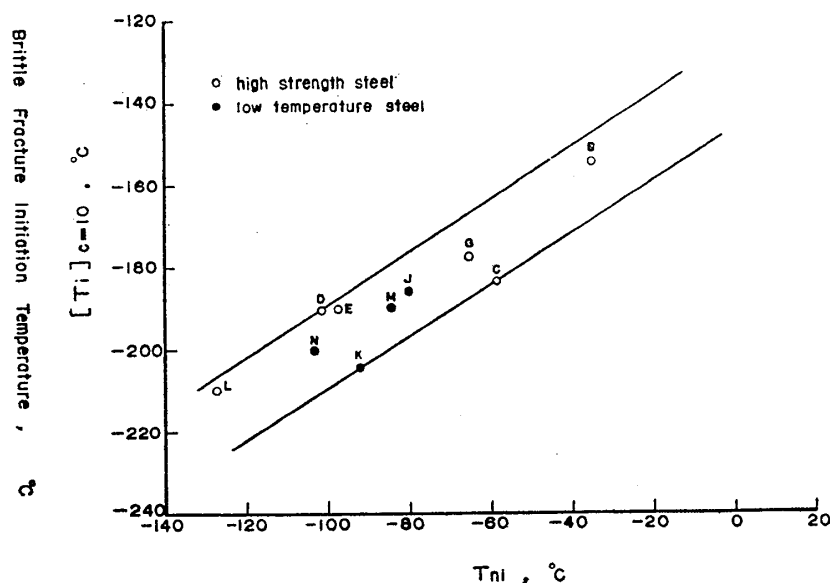


図 12 $c=10\text{mm}$ の T_i と T_{ni} の関係

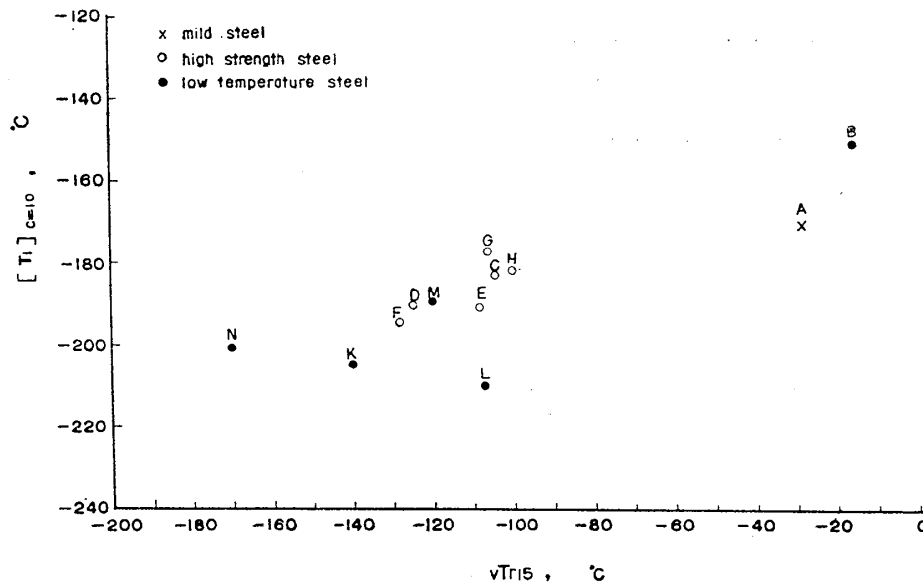


図 13 $c=10\text{mm}$ の T_i と vT_{r15} の関係

欧米でよくもちいられているNRL落重試験のNDT温度と $[T_i]_{c=10}$ の間には相関関係がみられない。これよりNDT温度は発生特性をあらわすものではなくて、むしろ伝播停止特性をあらわすものであることの裏付けの一つになる。

4.7 溶接ボンド部および溶着鋼の脆性破壊発生特性

80キロ高張力鋼や9%Ni鋼のボンド部と溶着鋼は母材より切欠靱性が劣ることが小型試験であるシャルピ衝撃試験により知られているが、大型試験によりしらべるのが正しい。Deep Notch Test をもちいる場合は溶接残留応力の影響を無視できて、かつ、所定の部位に任意の長さの切欠がつけられるように図14に示すような試験片をもちいる。とくにボンド部が圧延面に直角になるようにレ型開先をつける。なお、降伏点と温度の関係をもとめるための丸棒引張試験片はボンド部の位置での温度-時間曲線を熱サイクル再現装置であたえた丸棒から作成する。

板厚13mmの9%Ni鋼(鋼U)にInconelweld Aで手溶接した場合のボンド部の脆性破壊発生温度と無限板の場合の亀裂長さの $1/2$ の関係(ただし $\sigma = \sigma_y/2.56$)を図15に示す。図より、ボンド部は母材より脆化していることがわかる⁹⁾。

つぎに、板厚20mmの80キロ高張力鋼(鋼V)に市販の溶接棒で手溶接した場合(溶接入熱量15,000 Joule/cm)のボンド部および溶接金属の脆性破壊発生温度と亀裂長さの $1/2$ の関係を母材と比較して図16に示す。

図より、溶着鋼はボンド部および母材よりかなり脆

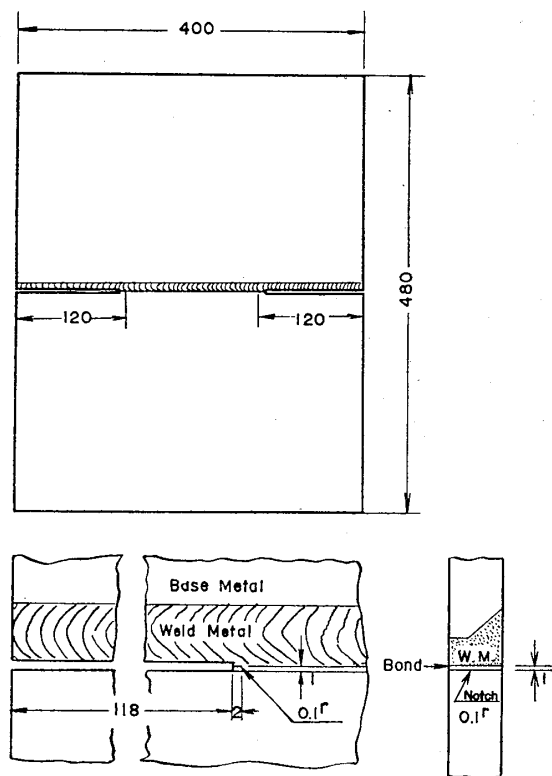


図 14 ボンド部、溶着鋼用 deep notch test 試験片
性破壊強度が低いことがわかる。

同じ鋼材のユニオンメルト溶接において、溶接入熱量をそれぞれ35,000および58,000Joule/cmとした場合の溶接金属、および35,000Joule/cmの場合のボンドの破壊応力と温度の関係(ただし、切欠深さは120mm)を母材および手溶接のボンドと溶接金属の場合と一緒に

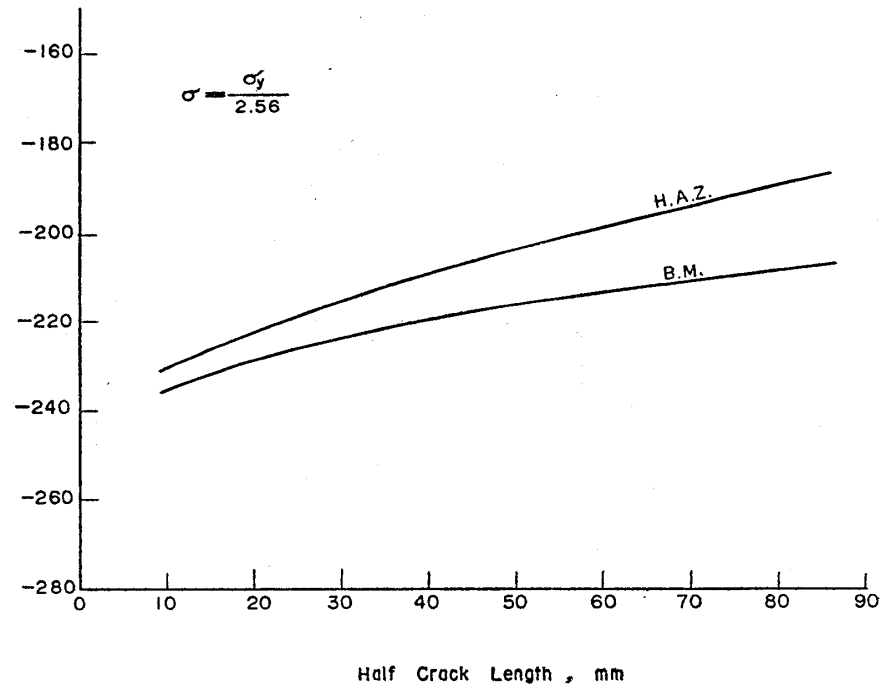


図 15 9%Ni鋼の母材およびボンド部の脆性破壊発生温度と亀裂長さの関係 (鋼U, $\sigma = \sigma_y / 2.56$)

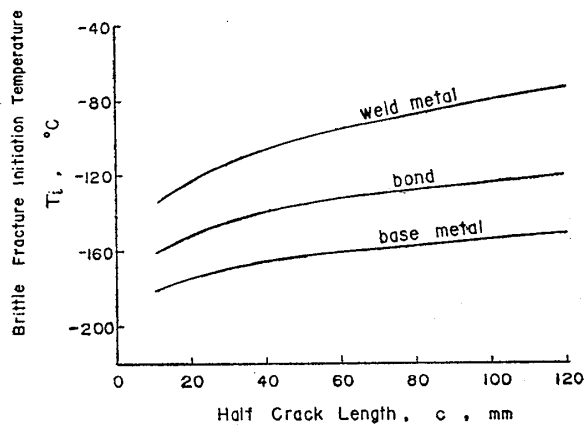


図 16 80キロ高張力の母材および手溶接部 (15,000 Joule/cm) の脆性破壊発生温度と亀裂長さの関係 (鋼V, $\sigma = \sigma_y / 2.56$)

にあらわしたのが図17である。図より、溶接金属については、手溶接 (15,000 Joule/cm) にくらべて自動溶接は幾分破壊応力は低いし、母材およびボンド部よりかなり劣っていることがわかる。また、35,000 Joule/cm の場合のボンド部は母材および手溶接のボンド部よりかなり脆化している。なお、58,000 Joule/cm の場合のボンド部については実験中である。¹⁰⁾

現在の80キロ高張力鋼用溶接棒は手溶接も自動溶接も開発途上にあるために前述のように母材より性能が

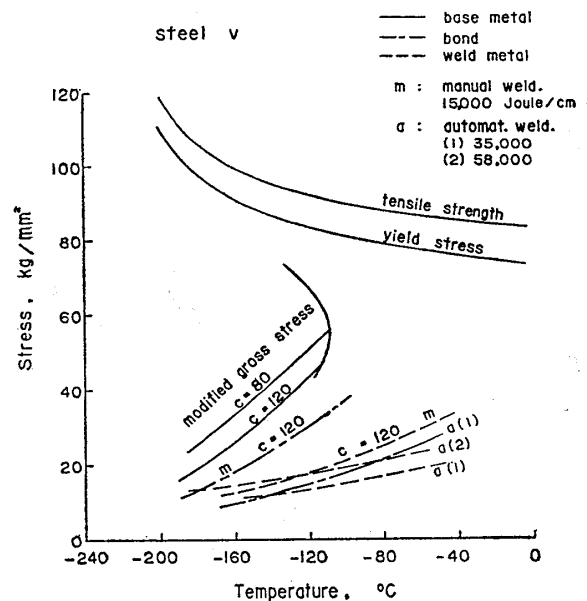


図 17 80 キロ高張力鋼の母材、手溶接、自動溶接のボンド部、溶接金属の脆性破壊発生特性図 ($c=120\text{mm}$)

劣っていると考えられ、溶接棒の改良と適切な溶接入熱量の決定が強くのぞまれている。

4.8 無限板における脆性破壊発生温度と停止温度

長さ $2c$ の亀裂を有する無限板において亀裂に直角方向に一樣引張応力 σ が作用している場合の不安定破壊 (脆性破壊) の発生 (initiation) と停止 (arrest)

(151)

の関係についてみよう。

前述のようにしてもとめた降伏点 σ_y にたいする安全率が n の設計応力にたいする脆性破壊発生温度 T_k を T_i (絶対温度) としてあらわし、停止温度を T_a (絶対温度) とすると亀裂長さの $1/2$, c , との関係は(16)式を書き直した次式でそれぞれあらわされる。

$$\left. \begin{aligned} \frac{k_i + k_y}{T_i} &= \log \left(\frac{K_{oi}}{\sigma_{oy}} \cdot \frac{n}{\sqrt{c}} \right) \\ \frac{k_a + k_y}{T_a} &= \log \left(\frac{K_{oa}}{\sigma_{oy}} \cdot \frac{n}{\sqrt{c}} \right) \end{aligned} \right\} \quad (16)$$

実験としては発生特性を Deep Notch Test により、停止特性を温度勾配型二重引張試験、または ESSO 試験によりもとめる。

溶接構造物の脆性破壊の問題を論ずる範囲内 (亀裂長さが板厚以上、その数10倍まで) では、任意の安全率, n , 亀裂長さ, $2c$, にたいして T_i と T_a との間に次の関係がある。すなわち(16)式の両式の差をとり書き直すと

$$\frac{1}{T_i} = \log \left(\frac{K_{oa}}{K_{oi}} \right) + \frac{k_a + k_y}{k_i + k_y} \cdot \frac{1}{T_a} \quad (17)$$

となり, n も c も消去された形になり, 供試材の鋼Aないし鋼N (表1) についての T_i と T_a の関係を通常の温度 ($^{\circ}\text{C}$) であらわすと図18に示すようになる。

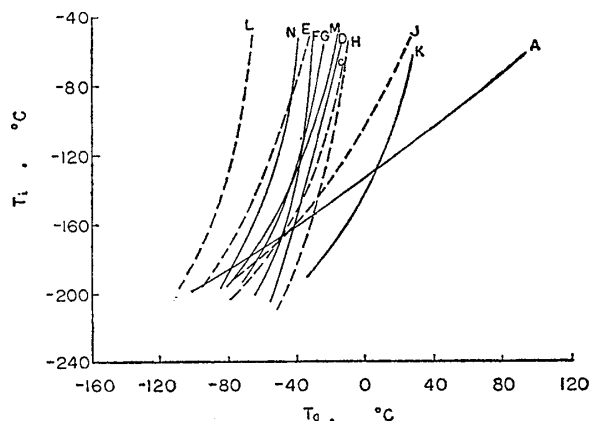


図 18 発生温度と停止温度の関係

5. 溶接構造物の脆性破壊防止対策への適用

溶接構造物の脆性破壊を防止するためにはその使用温度に適合した鋼材を使用しなければならない。ここでは発生温度 T_i で判定するものと停止温度 T_a で判

(152)

定するものの2種類にわけて考える。

5.1 残留応力を除去しない溶接のままの構造物

実際の構造物に存在する欠陥の切欠底部は、加工による塑性歪、熱による組織変化および高温予歪のような両者の重畳した場合など材質の劣化を免れない場合も多い。溶接による残留応力とこの切欠底部の材質劣化とは脆性破壊の発生を容易にする2大要素である極端な場合にはこの2大要素の悪影響のみによって、外力を加えなくても亀裂を発生することがある。板厚20mmの鋼板ではその亀裂長さ $2c$ は80~120mm程度である。このような亀裂が外応力が小さい場合は停止することがあるが、ある限界応力以上になるとその亀裂は進展して脆性破断する危険性がある。亀裂が停止するのは外応力と残留応力の重畳した応力場における stress intensity factor, K 値が下降をはじめ、材料の K_a 値と交叉する点であって一般には母材部である。しかし一般には亀裂の停止は期待できないので、残留応力の存在する構造物では(16)式からもとめられる停止温度 T_a 以上の温度で停止しなければならないという制限のもとに材料を選択しなければならない。この際亀裂長さ $2c$ をどのように定めるかが問題で、実際には板厚、溶接速度、入熱量などの函数と考えられるが、WESの考え方¹¹⁾の $c=100\text{mm}$ 程度なら十分安全側にあると考えてよいであろう。もし、万一外力を加えないうちに亀裂が発生してしまうような場合は、外力を加えたときに脆性亀裂 ($c=40\sim60\text{mm}$ の位置から) が発生するかどうかが問題になり、この場合は T_i が基礎になる。

脆性破壊にいたらなくても、停止する亀裂も許されない油気水密を要するものは、非破壊検査の活用以外に、つぎに述べる応力除去の方法を考えるべきで、焼鈍ができない程大型であれば加圧による予荷重法を採用すべきである。

5.2 応力除去をおこなった構造物

応力除去焼鈍をおこなえば悪影響をあたえる2大要素の1つが消失するので、一般には (非常に低温の T_i 以下でない限り) general yielding をおこなうだけで脆性破壊は発生しない。溶接板を溶接線方向に引張ったり、压力容器に内圧を加えたりすれば、その加えられた応力にはほぼ等しい値の応力が緩和される。前述した T_a 以上の温度で予荷重をあたえると、通常残留応力のある場合には脆性破壊を発生するような低い温度に下げても予荷重による応力値以下では決して脆性破壊を生じない。¹²⁾

要するに応力を焼鈍によって除去あるいは予荷重によって緩和すれば(4)式からもとめられる発生温度 T_i を考慮すればよいわけで、残留応力のある場合の停止温度 T_a を考慮する場合にくらべて、遙かに安価な材料の使用が可能になる。

この場合の亀裂長さ、 $2c$ 、は既存の欠陥の長さであるから一般には常に短い値で十分であるが、応力除去緩和の操作前に一旦発生し停止した亀裂の存在をみのがす最悪の場合を考えて $c=40\sim60\text{mm}$ なら安全側であろう。

5.3 溶接金属、ボンド部（境界部）、熱影響部、脆化領域などにたいする考慮

溶接継手は溶接金属、ボンド部（境界部）熱影響部、脆化領域、母材など多くの異種材質から成り立っている。一般に、軟鋼では手溶接による溶接金属は母材より靱性に富んだものが少なくなく、熱影響部も細粒化して良好な靱性を示すものもあり、最も脆い部分は脆化領域と称する高温予歪(A_1 変態点以下)をうけた部分であることが多い。高降伏点鋼ではHW70（降伏点 70kg/mm^2 以上）以上のようなものでは、一般にボンド部（境界部）が最も脆く、次に熱影響部のなかで $A_1\sim A_3$ 変態温度の間の熱サイクルを受けた部分というように、鋼種、溶接後の熱処理如何などによって最脆化部がどこにあるかわからない厄介な問題がある。要するに使用状態における溶接継手の最脆化部に注目すべきである。

溶接のままで、残留応力が残っている場合に特に応力が比較的低い場合は、それによって応力場が乱され、脆性亀裂は最脆化部に沿って直進することは皆無に近く亀裂は直ちに母材部に突入する現象がみられる。従ってこのような場合は最脆化部を考慮する必要は全くなく、母材の材質によってきまるので、5.1項の場合と同じく母材の T_a で判定すればよい。

残留応力を除去あるいは緩和した場合は発生した亀裂は主応力方向に直進するおそれがあるので、5.2項の場合と同じく溶接継手の応力除去あるいは緩和の処理後の最脆化部にたいする T_i で判定すべきである。

軟鋼および HW70 程度の溶接ビード上の残留応力はそれぞれ 35kg/mm^2 、 50kg/mm^2 で、水圧試験による外応力は設計応力の1.5倍とし、それぞれ $10\times 1.5\text{kg/mm}^2$ 、 $30\times 1.5\text{kg/mm}^2$ であると仮定すると、ビード上の応力が他の部分よりそれぞれ、 20kg/mm^2 、 25kg/mm^2 だけ大きくなっており、軟鋼の場合は残留応力の影響は非常に大きい、HW70ではその影響は

比較的小さいと考えてよい。従ってHW70以上の高降伏点材料をもちいた場合は溶接応力が残留しても、亀裂は最脆化部を直進して脆性破壊をおこす危険がある。このような場合には母材ではなく、5.2項に準じて最脆化部について発生温度 T_i で判定すべきである。この意味からもHW70以上のような材料の溶接に際しては入熱制御をおこなって、ボンド部の脆化の防止に留意しなければならない。

6. 結 論

溶接構造物の脆性破壊を防止するのに必要な鋼板、ボンド部、溶着鋼の脆性破壊発生特性をもとめるのに適した Deep Notch Test およびその特質についてしらべたのち、各種現用鋼板について材質を評価した。

さらに実際の構造物の設計にあたって材料選定の指針となりうる、脆性破壊の発生温度と停止温度のとり方とその適用の手順をあきらかにした。

参 考 文 献

- 1) 秋田好雄、池田一夫、岩井宣雄：脆性破壊発生に関する研究（第1報）—Deep Notch Test について、造船協会論文集、第116号（昭和39年）、p.136
- 2) 木原博、池田一夫：脆性破壊の発生に関する研究（第2報）—鋼板の破壊発生特性について、造船協会論文集、第118号（昭和40年）、p.204
- 3) 木原博：脆性亀裂の発生温度と停止温度、高圧力、第3巻、第2号（昭和40年）、p.585
- 4) 池田一夫：Deep Notch Test、日本溶接協会LT委員会資料、ST II—8—65（昭和40年）
- 5) A.A. Griffith: The Phenomena of Rupture and Flow in Solid, Phil. Trans. Roy. Soc., 221 (1920), p.163
- 6) E. Orowan: Fundamentals of Brittle Behavior in Metals, Fatigue and Fracture of Metals, MIT, (1950), p.139
- 7) B.A. Bilby, A.H. Cottrell and K.H. Swinden: The Spread of Plastic Yield from a Notch, Proc. Roy. Soc., A272, (1963), p.304
- 8) 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材質判定基準の確立に関する研究（昭和37年）
- 9) 池田一夫、村木潤次郎、三波建市、渡辺享：9%

Ni 鋼溶接熱影響部の脆性破壊発生特性, 昭和41年度春季溶接学会講演会にて発表(昭和41年)

10) 池田一夫: 溶接部の脆性破壊発生特性(未発表)

11) 日本溶接協会 WES規格: 低温構造用鋼板材質判定基準(昭和39年)

12) H.Kihara, K.Masubuchi, K.Iida, and H.Oba : Effect of Stress Relieving on Brittle Fracture Strength of Welded Steel Plate, IIW Document No.X-218-59 (1959)