

80kg/mm² 級高張力鋼の溶接構造物への適用*

——球形タンクの安全性の検討——

雑賀 喜規**・鈴木 恵三***・深川 宗光**

河野 武亮****・酒井 啓一**

Application of the 80kg/mm² Class High Strength Steel to
Welded Structure

—— Safety Analysis of the Spherical Storage Tanks ——

Yoshinori SAIGA, Keizo SUZUKI, Munemitsu FUKAGAWA,

Takesuke KOHNO, and Keiichi SAKAI

1. ま え が き

溶接構造物に引張強さ 80 kg/mm² 級高張力鋼 (HT 80) が本格的に使用されるようになったのは、1952 年 (昭和 27 年) 米国の U. S. Steel 社において、Carillo T-1 鋼が開発されてからである。

国内ではこの T-1 鋼を使用した最初の溶接構造物として、幾何容積 20 000m³ (直径約 35m) の都市ガス貯蔵用球形タンクが 1956 年 (昭和 31 年) に完成、使用開始後すでに 20 年を経過している。

その間、国産 HT80 およびその溶接材料の開発、実用化が行われるとともに各種の改良が加えられてきた。その結果、現在では溶接性の非常に良好な HT80 を入手することが可能となり、各種の溶接構造物に HT80、それも板厚の厚いものが使用されるようになって来ている。例えば、昭和 49 年に開通した大阪の港大橋では最大板厚 75 mm の HT80 が使用されており、現在計画中の本州・四国連絡橋では 100 mm 程度の厚板の使用が予定されている。水圧鉄管においても管胴の最大板厚 60 mm 程度の実績があり、厚板化の傾向をたどっている。ここに示した板厚はいずれも溶接後熱処理 (PWHT) を施すことなく使用されているものである。

都市ガス貯蔵用を始めとした球形タンク類への HT80 の適用も、わが国ですでに 100 基以上の実績を持つてお

り、法規上 PWHT なしで施工できる板厚 38 mm 以下のものが使用されている。

このように HT80 が多くの溶接構造物に使用されるのは、ひとえに HT80 を使用することにより構造物としての使用性能が高められるためである。また 100 mm といったかなりの厚板まで PWHT なしで使用できるのは、PWHT を施さずとも構造物として使用する上で安全であることを各種の試験で確認しているからである。

ここでは HT80 の溶接構造物への適用について、球形タンクを主体として、設計、施工の面から概説し、さらに構造物としての安全性の確認を、疲労、ぜい性破壊さらに環境破壊の諸観点から検討した結果を解説する。

2. 球形タンクの設計と製作

2.1 設 計

2.1.1 適用法規

球形タンクを設計するにあたり、適用される国内外の法規、規準として、次のような代表的なものがある。

1. 第一種及び第二種圧力容器構造規格 (労働省告示)
2. 高圧ガス取締法 (通商産業省法令)
3. 高張力鋼の工作基準 (労働省労働基準局長通達)
4. 一般高圧ガス保安規則 (通商産業省令)
5. 液化石油ガス保安規則 (通商産業省令)
6. 高圧ガスの球形貯槽に関する基準 (高圧ガス保安)

* 昭和 52 年 12 月 21 日受付 (Received Dec. 21, 1977)

** 石川島播磨重工業(株)技術研究所 工博 (Research Laboratories, Ishikawajima-Harima Heavy Industries Co., Ltd., 3-1-15 Toyosu Koto-ku Tokyo 135-91)

*** 石川島播磨重工業(株) (Ishikawajima-Harima Heavy Industries Co., Ltd.)

**** 石川島播磨重工業(株)溶接研究所 (Welding Research Institute, Ishikawajima-Harima Heavy Industries Co. Ltd.)

協会基準)

7. ガス事業法 (通商産業省法令)
8. J L P A (日本 L P ガスプラント協会基準)
9. ASME Boiler and Pressure Vessel Code
(米国規格)

球形タンクの内容物の圧力、温度、及び使用目的などにより、上記の適用法規、基準が決まり、一例をあげれば次のようになる。

1. 都市ガス貯蔵用球形タンク
ガス事業法
2. L P G 用球形タンク
高圧ガス取締法、液化石油ガス保安規則、高圧ガスの球形貯槽に関する基準

2.1.2 設計条件

(1) 設計圧力

通常の操業中に予想される最高使用圧力(常用の圧力)に多少の余裕を加え、それを設計圧力にするのが普通であり、液化ガスの場合は設計温度における飽和蒸気圧を最高使用圧力とすれば、これには多少の余裕が含まれる。ガスタンクの場合は、最高使用圧力の一割増が妥当

表 1 各種基準による球形タンクの許容応力¹⁾

規 準	許 容 応 力
ASME SEC VIII DIV I	$\sigma_B/4, \frac{5}{8}\sigma_Y, \sigma_C$ の中最小のもの
ASME SEC VIII DIV II	$\sigma_B/3, \frac{2}{3}\sigma_Y$ の中最小のもの
BS 1515	$\sigma_B/2.35, \frac{2}{3}\sigma_R, \sigma_C$ の中最小のもの
高圧ガス取締法	表による (参考 $0.5\sigma_Y(1.6-R)$)
圧力容器構造規格	$\sigma_B/4$ または $\sigma_Y/2.5(R \leq 0.8)$ $\sigma_Y/2.8 (R > 0.8)$

ここで、 σ_B : 引張強さ、 σ_Y : 降伏点、 σ_C : 100 000 h 後 1% のクリープを生ずる応力、 σ_R : 100 000 時間後ラプチャー強度、 $R = \sigma_Y/\sigma_B$

表 2 各種継手による溶接継手効率
(ASME Sec. VIII, UW12)

継 手 の 種 類	放射線検査の程度		
	全 線	スポット	なし
1) 突合せ両側溶接またはこれと同等以上とみなされる突合せ片側溶接	1.00	0.85	0.70
2) 1) 項以外の裏当金を使用した突合せ片側溶接	0.90	0.80	0.65
3) 突合せ片側溶接	—	—	0.60

と考えられる。

(2) 設計温度

普通、球形タンクは、大気温度またはそれ以下の温度で使用され、この場合最低使用温度は、ぜい性破壊に関係するため材料選定の重要な要素である。さらに、耐圧試験用水の水温にも考慮を払う必要がある。常温貯蔵の最高温度は、J L P A においては、55°C、防熱用断熱材を施工した場合は 48°C としている。

(3) 許容応力

種々の法規、基準で異なり、ASME Sec. VIII, Div. I では $1/4 \sigma_B$ (σ_B : 引張強さ) を採用しており、同 Div. II 及び Sec. III では $1/3 \sigma_B$ としている。各種基準による許容応力の例を表 1 に示す。

(4) 溶接継手効率

溶接継手効率を決定する要因として、材料、溶接方法、溶接姿勢、熱処理、表面仕上げ程度、検査方法、継手の種類、荷重の種類と大きさ、及び使用条件などがある。従来は、溶接継手は母材より強度が低下していると考えられていたが、近年、継手強度も安定してきており、実際の継手試験でも母材より高い強度が得られている。この意味で A S M E などに規定されている程度の値が実際に則している。参考例として、ASME Sec. VIII, UW 12 における各種継手による溶接継手効率を表 2 に示す。

(5) 腐れ代

腐食性のはげしい内容物では、タンクに耐食性材料を使ったり、ライニングを施す。また、ASME Sec. VIII では、空気、水、水蒸気などの場合は腐れ代を取ることが義務づけられている。日本の場合、習慣的に 1 mm を取っている。

(6) 耐震設計

従来は建築基準法に準拠した静的震度法によつて行なわれており、設計震度としては建築基準法に定める 0.2 の 50% 増しである 0.3 が一般的であつた。しかし最近になり、化学プラント類の大型化から二次災害の発生を考え、さらに化学プラントの特性を加味した動的解析が一般化し、コンビナート保安防災技術指針が発行された。この指針に対処するために、たとえば著者らは地震応答解析及び有限要素法を用いた各種の応力解析電算プログラムを開発し、球形胴板の脚柱支持部などあらゆる複雑な解析も容易に検討可能となつている。また、独自の免震防振装置の耐震オイルダンパーも開発し、改設、新設を問わず、地震時の揺れを耐震ダンパーをつけない場合の約 1/2 に減少させ、耐震性向上に役立てている。

2.1.3 高張力鋼の経済性

球形タンクの球本体の板厚はほとんど内圧による膜応力により決定されるので、使用材料の許容応力当たりの価格はタンクのトータルコストに大きく影響する。

軟鋼と高張力鋼について経済性を比較したものを表 3 に示す。60 kg/mm² 高張力鋼 (HT 60) は強度に比べ

表 3 球形タンク使用鋼材の経済性の比較

鋼 材	軟 鋼 SM41B	高 張 力 鋼	
		60 kg/mm ² HW50	80 kg/mm ² HW70
必要 基 数	15 基	2 基	1 基
幾 何 容 積 (m ³)	1 350	10 100	20 210
直 径 (mm)	13 720	26 830	33 800
板 厚 (mm)	38	→	→
鋼 材 重 量 (t)	2 900	1 400	1 140
鋼 材 重 量 比	2.6	1.3	1
許 容 応 力 当 り の 価 格 (1 基 当 り)	1.5	1	1.3
タ ン ク 価 格 比	1.9	1.2	1

注：上表は 20 万 Nm³ の都市ガスをガス事業法により貯蔵する場合、鋼材費は昭和 53 年初めで算出した。

て価格が安いために中小の球形タンクに多く使用されているが、都市ガス貯蔵用球形タンクのように超大型かまたは高圧の場合は HT80 が多く使用されている。この理由としては、溶接がほとんど現地すえ付けで施工され炉内応力除去焼鈍ができず、使用板厚に制限を受けるため、高強度材を使用することにより限度内の板厚におさめ、最終的にタンク価格比が小さくなる利点があるからである。

2.2 製 作

2.2.1 工場製作

球形タンクの工場製作は主としてプレスと切断であり、角変形の要因にもなるので精度が要求される。ノズル類の開口部は、高張力鋼の場合は、ほとんどがダブリングの補強板タイプでない厚板インサート型か、補強板とノズルネックが一体の鍛造サドル型が用いられる。これらのノズル類はほとんど上下の極板に集中し、開口部の大きさ及び胴板厚などにより応力除去焼鈍を施工する。参考として、胴板の標準工場製作のフローを図 1 に示す。

2.2.2 製作及びすえ付け時の検査

球形タンクの製作及びすえ付け時の検査は次のように分類される。

1. 材料の試験、検査
2. 溶接施工法試験
3. 製作、すえ付け中の検査
4. 完成検査

以上の諸検査のうち完成検査は、球形タンク完成時の安全性を確認するものとして重要であり、現在行なわれている完成検査について以下に述べる。

(1) 耐圧試験

高張力鋼を使用した球形タンクの耐圧試験は溶接完了後通常は 4～5 日を経ってから行なう。安全上、なるべく水圧が望ましいが、特に大型の都市ガス貯蔵用球形タンクで脚柱強度の関係で水を満たすことが困難な場合は、ASME Sec. VIII, 压力容器構造規格などでは、最高使用圧力の 1.25 倍の空気圧で行なってもよいとしている。

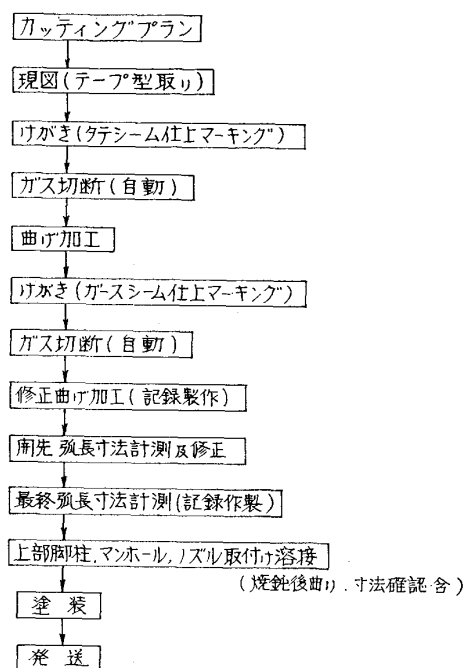


図 1 球形タンク胴板の標準工場製作のフロー

水圧の場合は、球形タンク上部において常用の圧力の 1.5 倍以上とされている。

(2) 気密試験

耐圧試験完了後、内部清掃、非破壊検査を行なうが、異常がなければタンクの気密性を調査する気密試験を行なう。一般に空気圧で行ない、圧力は通常最高使用圧力以上としている。

(3) 安全弁作動試験

気密試験完了後、安全弁の作動試験を行ない、安全弁が規定のセット圧力で作動することを確認する。

2.3 球形タンクの実績

わが国での HT80 の大型溶接構造物への適用は、まえがきにも述べたように昭和 31 年に完成した都市ガス貯蔵用の球形タンクが最初であり、この後この球形タンク類に限って考えても今日まで 100 基以上のタンクが HT80 で製作され、安全に使用されている。

その間、輸入材の T-1 鋼に代つて国産 HT80 が開発され、都市ガスタンク 1 基の容量も 10 万 Nm³ 級から昭和 43 年には 20 万 Nm³ 級が登場し、今日ではこれが一つの標準となつている。また昭和 47 年からは低炭素当量の国産 HT80 が全面的に使用されるようになった。

液化ガス貯蔵用球形タンクへの HT80, 60 の適用も昭和 30 年代から 40 年代前半へかけて活発に行なわれ LPG, 液体アンモニアなどの貯蔵タンクが製作された。しかしその後環境による遅れ破壊の問題がクローズ・アップし、多くの実験、研究が行われた結果、今日では後述するように HT80, 60 の使用が不適當である環

表 4 わが国の高張力鋼製大型球形タンクの代表例 (当社実例)

幾何容量 (m ³)	ガス容量 (Nm ³)	内 径 (mm)	設計圧力 (kg/cm ² G)	板 厚 (mm)	材 質	貯 蔵 物	完 成 年
20 000	100 000	33 680	5.0	18.5	T-1	都 市 ガ ス	昭 和 31 年
16 680	100 000	31 700	6.0	20.0	WEL-TEN 80C	都 市 ガ ス	昭 和 40 年
23 544	200 000	35 560	8.5	35.0	WEL-TEN 80C	都 市 ガ ス	昭 和 43 年
37 019	200 000	41 350	5.5	26.0	WEL-TEN 80C	都 市 ガ ス	昭 和 44 年
23 544	200 000	35 560	8.5	35.0	WEL-TEN 80C	都 市 ガ ス	昭 和 47 年
20 000	100 000	33 680	5.1	25.0	WEL-TEN 62	都 市 ガ ス	昭 和 50 年
26 670	200 000	37 070	7.5	35.0	WEL-TEN 80C	都 市 ガ ス	昭 和 51 年
3 000	—	17 900	16.5	34~36	WEL-TEN 80	L P G	昭 和 37 年
5 075	—	21 336	14.0	39.9	2H	液 安	昭 和 40 年
5 000	—	21 200	5.0	15~19	WEL-TEN 62	L P G	昭 和 40 年
3 700	—	19 200	19.0	34, 35	WEL-TEN 80C	エ チ レ ン	昭 和 43 年
3 700	—	19 190	16.5	37, 38	WEL-TEN 62	L P G	昭 和 48 年
9 700	—	19 210	10.0	32~34	SM50B	液 安	昭 和 49 年
2 523	—	16 890	21.0	32, 33	WEL-TEN 80C	エ チ レ ン	昭 和 50 年
1 500	—	14 210	18.6	37, 38	WEL-TEN 62CF	プロピレン	昭 和 53 年

境条件が明確になり、そうした問題のない低温エチレンタンク、各種純酸素ガス貯蔵タンクなどへのみ適用されている。

表 4 に当社で製作した HT80, 60 製の球形タンクの代表的な数例を年代順に示す。

3. 溶接施工と安全性の検討

3.1 HT80 について

HT80 として一般的に使用されているのは、T-1 鋼で代表される Ni-Cr-Mo-V-B 系 (Ni 添加) のものと、WEL-TEN 80C で代表される Cr-Mo-V 系 (Ni 無添加) のものに大別できる。Ni は硫化物応力腐食割れに影響を及ぼすことが知られ、Ni の入らない鋼種として開発されたのが後者である。両鋼種とも溶接性を考慮してできるだけ合金元素量を下げ、焼入れ焼もどし処理によつて、強度、じん性を付与している。

鋼材の溶接性を表わすものとして炭素当量 ($C_{eq.}$)* があるが、HT80 の $C_{eq.}$ を年代別に見ると、最初の時期に相当するのは昭和 40 年頃までで、 $C_{eq.}$ は 0.60% 程度以下と比較的低い値であつた。これは使用板厚が 20 mm 前後と薄かつたためである。これに対し昭和 40 年代の初めから昭和 47 年頃までの間は、 $C_{eq.}$ 値が比較的高く、0.60% を越えるものが多くなつており、最高 0.67% という記録がある。この時期は構造物の急激な大形化と、それに伴う厚板化が $C_{eq.}$ の上昇を促す結果となつた。しかし $C_{eq.}$ の上昇とともに溶接熱影響部の最高かたさが増加し、溶接割れや応力腐食割れ発生の危険が増大した。当時これらのトラブル対策として予熱、後熱を始め施工管理の強化が行われ、この時期に施工技術は大きく進歩した。

いつぼう硬化防止、溶接割れ防止のための鋼材の低炭素当量化は昭和 44 年頃から開発が始まつたが、長大橋水圧鉄管などへの適用がこれに一層の拍車をかけた。な

ぜなら長大橋の箱桁や水圧鉄管々胴の溶接では狭あい箇所での作業が多く、予熱温度が高められず、 $C_{eq.}$ を極力下げて低い予熱温度で溶接割れを阻止する必要があつたからである。 $C_{eq.}$ 0.50~0.55% の低炭素当量材は昭和 47 年頃から実機への適用が始まり、その結果予熱温度の低下、製作施工時の溶接割れ発生率の激減、さらに使用後の開放点検時に割れが全く認められなくなる、といった好成績が得られるようになった。

表 5 に HT80 の代表例を示した。Ni 無添加鋼の場合、Ni を Cr その他の元素で置き換えているため、Ni 添加鋼に比べ $C_{eq.}$ はやや高くなつている。

3.2 HT80 の溶接について

現在、HT80 の溶接に採用されている溶接法は、一般に手溶接と呼ばれている被覆アーク溶接 (SMAW)、自動溶接としてはサブマージドアーク溶接 (SAW)、及び自動または半自動溶接として用いられるミグ溶接 (MIG) に限定されている。これは継手性能を確保する上で溶接入熱に制限を加える必要があり、いわゆる大入熱溶接法と称される溶接法が適用できないためである。

本項では、HT80 を球形タンクに適用する場合の溶接において、特に配慮が必要と思われる諸問題について述べる。

3.2.1 溶接材料

HT80 に限つたことではないが、溶接材料はできるだけ母材の性質に近い性質の溶接金属が得られるようなものを選ぶ必要がある。溶接金属割れを防止する目的で C 量が低く抑えられるなど溶接金属には制約条件が多く、機械的性質の確保は合金元素の添加によつて行なわれており、Mn, Ni, Cr, Mo などは鋼板に比べて多くなつている。また、溶接金属の性質は溶接条件すなわち溶接入熱によつて変化するが、溶接入熱の増加とともに強度、じん性が低下する傾向がある。

溶接金属割れは溶接金属の強度が高めで、かつ拡散性水素量が多いと発生率が増加する。図 2 はその一例²⁾ を

* $C_{eq.} = C + Si/24 + Mn/6 + Ni/40 + Cr/5 + Mo/4 + V/14 (\%)$

表 5 これまでに製造された HT80 の代表的例

鋼種	銘柄	メーカー	板厚 範囲 (mm)	化 学 成 分 (%)										機 械 的 性 質		備 考		
				C 1/100	Si 1/100	Mn 1/100	P 1/1 000	S 1/1 000	Cu 1/100	Ni 1/100	Cr 1/100	Mo 1/100	V 1/100	B 1/1 000	そ の 他		Y. P. (kg/mm ²)	T. S. (kg/mm ²)
引 張 鋼	T-1	U. S. Steel	4.8 ~64	16~20	15~35	60 ~100	≤40	≤50	15~50	70 ~100	40~80	40~60	3~10	2~6	—	≥70.3	80.9 ~94.9	ASME SA514Gr. F
	WEL-TEN 80	新 日 鉄	6~50	≤16	〃	60 ~120	≤30	≤30	〃	40 ~150	〃	30~60	≤10	≤6	—	≥70	80~95	T-1 タイプ
	WEL-TEN 80 S	〃	6~70	≤12	15~70	90 ~150	〃	〃	—	70 ~150	60 ~120	40~70	〃	—	Ti≤0.05	〃	〃	大入熱溶接 用
	NK-HITEN 80	鋼 管	6~50	≤18	15~35	≤100	〃	≤35	15~50	≤100	≤80	≤60	〃	≤6	—	〃	〃	T-1 タイプ
	River-Ace K-O	川 鉄	〃	〃	≤35	≤120	〃	≤30	≤50	≤150	〃	〃	≤8	〃	—	〃	〃	〃
	Wel-con 2H-Ultra	日 製 鋼	5~50	8~16	≤55	60 ~120	≤35	≤40	15~50	〃	〃	≤70	—	—	—	〃	〃	〃
	K-ten 80	神 鋼	6~50	≤15	15~55	〃	≤30	≤35	≤50	40 ~100	30~70	20~60	≤10	≤5	—	〃	〃	T-1 タイプ
	SUMITEN 80	住 金	〃	≤18	≤55	≤120	≤35	〃	15~50	30 ~150	30~80	10~70	≤20	≤6	—	〃	〃	〃
	WEL-TEN 80C	新 日 鉄	6~40	≤16	15~35	6~120	≤30	≤30	〃	〃	60 ~120	30~60	≤7	〃	—	〃	〃	〃
	NK-HITEN 80A	鋼 管	6~50	≤18	〃	≤100	〃	≤35	〃	〃	≤120	≤60	≤15	〃	Zr≤0.10	〃	〃	〃
引 張 鋼	SUMITEN 80 S	住 金	〃	〃	≤55	≤120	≤35	〃	〃	〃	50 ~130	10~70	≤20	〃	—	〃	〃	〃

注: Y. P. (降伏点) T. S. (引張強さ)

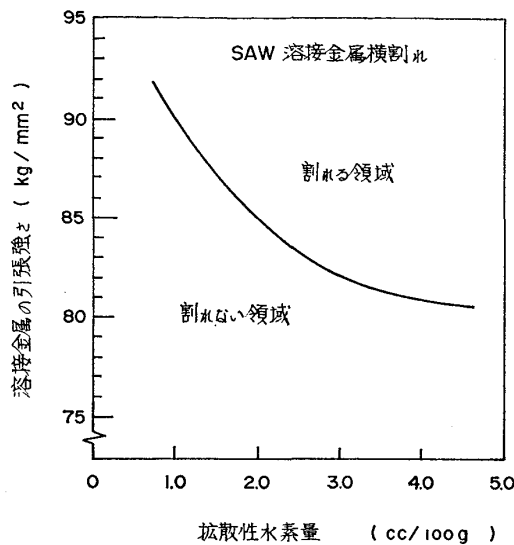


図2 HT80の溶接金属横割れに対する拡散性水素量と引張強さの関係²⁾

示したものである。従つて、強度は必要な範囲で低めとなるような溶接材料を選び、また溶接棒やフラックスは使用前に十分な乾燥を行なう必要がある。

3.2.2 溶接欠陥の防止

溶接部に欠陥がある場合、欠陥の種類、大きさ、分布などにもよるが、一般的には満足すべき継手性能を期待できなくなる。特に溶接割れはその影響度が著しい。最近、破壊力学の進歩により許容され得る欠陥の大きさについての議論もされているが、溶接割れは構造物を破壊に導く可能性のあるものとして、許されざる欠陥として扱われている。

HT80については、鋼板の溶接性の改善により割れ感受性は低下し、さらに溶接割れ防止の方策も原因別に確立されており、適切な処置を講じさえすれば溶接割れを防止することは十分可能である。

溶接割れのうち、溶接金属の割れについては先に簡単ながら述べたので、ここでは主として熱影響部(HAZ)に生じるものについて、原因別に防止方法を紹介します。

(1) 水素割れ

水素割れは、焼入れ硬化性の高い（炭素当量または割れ感受性組成*が高い）鋼材ほど、溶接時の冷却速度が速いほど、拡散性水素の量が多いほど、作用する力（拘束度、残留応力、外力）が大きいほど、発生しやすい。図3は炭素当量と斜めY形溶接割れ試験におけるルート割れ阻止温度の関係を示したものである²⁾であるが、一般的傾向として炭素当量が高くなると割れを阻止するためには高い予熱温度が必要になってくる。

水素割れの防止方法としては、低炭素当量材及び低強

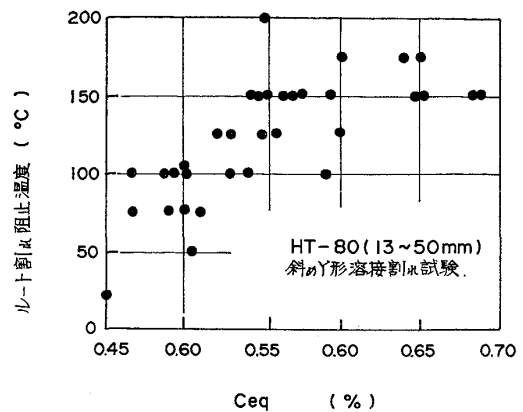


図3 HT80の斜めY形溶接割れ試験における炭素当量とルート割れ阻止温度の関係²⁾

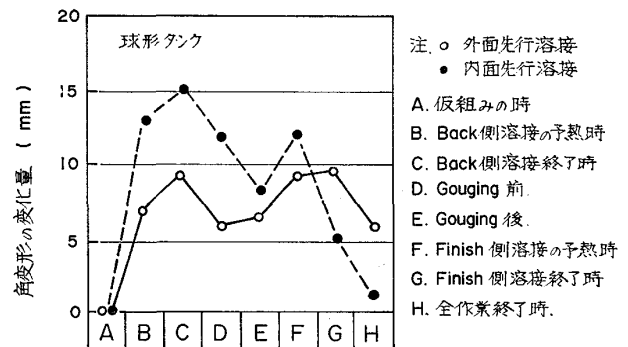


図4 球形タンクにおける溶接継手の角変形量の施工中の推移²⁾

度、低水素溶接材料を使用すること、予熱、後熱を行ない、低入熱溶接を避けることなどがあげられる。

(2) ひずみ時効ぜい性による割れ

予熱などにより、150~200°C に加熱された状態で溶接を行なうと、回転変形のひずみが集中する初層側の溶接止端部に、ひずみ時効ぜい化による割れが生ずることがある。

この割れを防止するには、最大要因である回転変形を可能な限り少なくする必要がある。図4は球形タンクの溶接継手で施工中の角変形の推移を実測した結果²⁾である。内面先行に比べ、外面先行溶接の方が変化の少ないことがわかる。適正な開先形状と溶接順序を選ぶこと、予熱は可能な限り均一に行なうこと、伸びの良い溶接金属が得られるよう溶接材料を選ぶこと、初層側の止端部にはアンダーカット、オーバーラップに類する欠陥を残さないこと、及び裏はつりの量は必要最小限に留めることなどの方策がひずみぜい化割れに対して行なわれている。

(3) 再熱割れ

再熱割れの発生要因としては種々あるが、ひずみ集中が起りやすい形状であることが最大要因である。

この種の割れを防止する方法としては、止端部をなめ

* 割れ感受性組成： P_{CM}
 $P_{CM} = C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/15 + V/10 + 5B(\%)$

らかに仕上げる方法、開先面に肉盛りを施す方法、及び止端部に捨てビードを溶接して仕上げる方法などが講じられているが、第一の方法が最も効果的である。

3.2.3 溶接継手性能

溶接継手性能の中で、機械的性質とりわけ継手強度とか曲げ延性については問題になるようなことは見当らない。問題はぜい性破壊及び疲労破壊につながるような諸特性であるが、これらについては項を改めて詳述する。

3.2.4 残留応力と応力除去焼鈍

溶接残留応力は、材料の強度が高いほど、板厚が厚いほど、継手の拘束が大きいほど大きくなる。HT80の場合、溶接線方向の残留応力は 50~60 kg/mm²、直角方向のそれは 30~40 kg/mm² である。

このような残留応力の軽減を図る熱処理が応力除去焼鈍 (SR) であり、HT80においては 570~580°Cで行なわれる。図 6 は保持時間の影響を示したものの³⁾である。応力の緩和は大部分が最初の 1 時間の間に生じ、以後漸減する。

なお、応力除去は機械的に行なうものもあり、球形タンクをはじめ他の圧力容器で行なわれる耐圧試験は一つの例であり、効果のあることが認められている⁴⁾。

次に、SRを行なった場合の母材及び溶接部の性質は母材においてはほとんど変化が見られないが、溶接部においては継手強度の低下、熱影響部の最高かたさの低下などが見られ、特に溶接金属のじん性の劣化が認められる。この溶接金属のぜい化に代表される SRぜい化は、先に述べた再熱割れと同様に炭化物の析出に関連している。

従つて、残留応力が軽減されて改善される効果と、SRぜい化による効果が相殺されるため、球形タンクにおける SRは特に拘束が大きいと思われるはめ込み溶接部

以外には行なわれておらず、他の溶接部は残留応力があつても安全が保たれるような配慮がなされている。

以上に述べたように、HT80を用いた球形タンクの溶接においては、気を配るべきことが多いことは事実であるが、注意して管理を行えば十分信頼性のある溶接継手が得られる。そのような溶接施工管理を行なうため詳細な管理基準が作成されている。

3.3 溶接継手のぜい性破壊特性

ぜい性破壊を起こす条件としては、温度、切欠き、及び応力の三つがあり、そのうちのどの一つが欠けてもぜい性破壊は起こらない。溶接継手においては、溶接割れ、アンダーカット、あるいは融合不良などの溶接欠陥のたぐい、並びに形状や材質的な不連続が切欠きとして作用する。HT80の母材は合金成分が多く、かつ調質処理が施されているため、母材自体の切欠きじん性はよい。これに対し溶接ボンド部では、溶接熱によつて熱処理効果が失われるために切欠きじん性の劣化が生じる。この例として 2mm V ノッチシャルピー試験とぜい性破壊が発生する限界の開口変位量 (Crack Opening Displacement) を求める COD 試験の結果⁵⁾⁶⁾をそれぞれ図 6、図 7 に示す。

このように溶接ボンド部の切欠きじん性が母材に比べて低下するのは調質鋼の場合避けられないことであり、このような状態のものを球形タンクに使用する場合の安全性を検討、確認するため、種々の大型試験が行なわれている。この項ではそれらの試験のうち代表的なものについて述べ、球形タンクの安全性を検討する。

3.3.1 各種大型ぜい性破壊試験

(1) 温度こう配形 E S S O 試験

ぜい性き裂の停止特性を調べる試験の一つに温度こう配形 E S S O 試験がある。図 8 に試験結果の一例⁷⁾を示

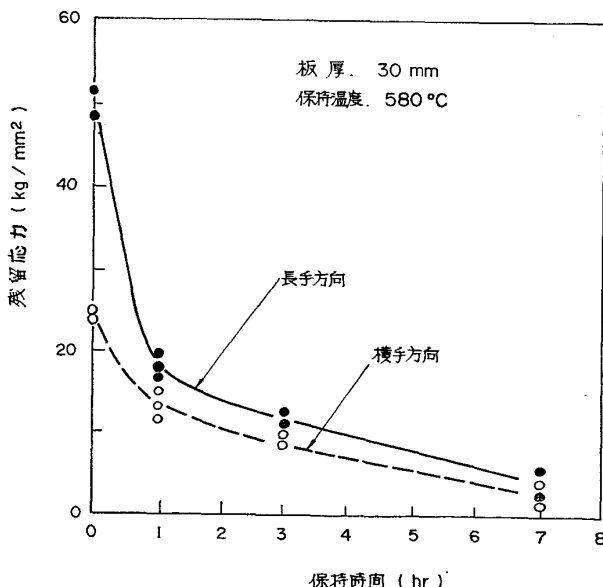


図 5 HT80の応力除去焼鈍時における保持時間と溶接残留応力の測定例³⁾

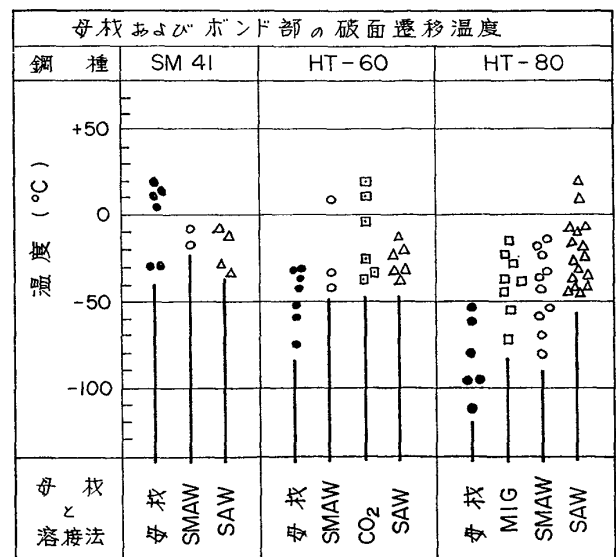


図 6 軟鋼及び高張力鋼の母材とボンド部の 2mm V ノッチシャルピー試験における破面遷移温度測定例⁵⁾

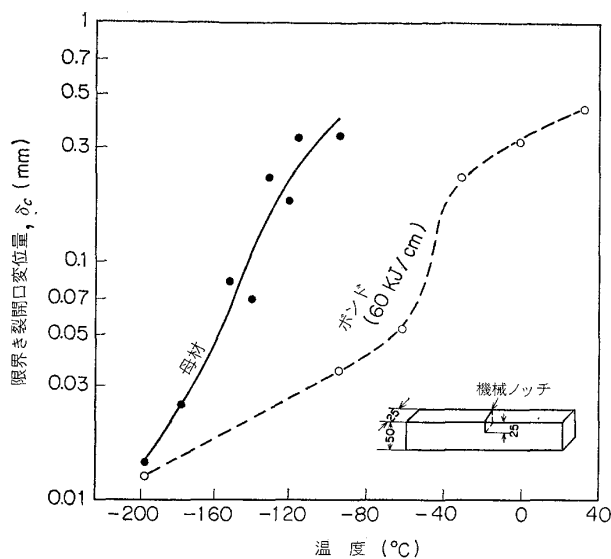


図7 HT80の母材, ボンド部の COD 試験結果の一例⁶⁾ (機械ノッチ)

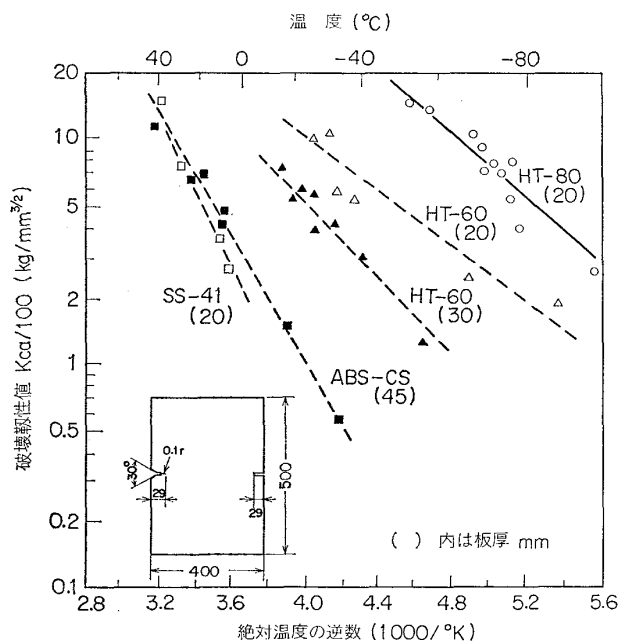


図8 軟鋼及び高張力鋼の母材における温度勾配形 ESO 試験の結果の一例⁷⁾

す。これは母材についての試験結果であるが HT80 は HT60 や軟鋼に比べて優れた停止特性を有している。

(2) ディープノッチ試験

本試験はぜい性破壊の発生特性を調べる試験として行なわれる。図9は試験結果の一例⁷⁾であるが、母材、溶接金属、ボンドの順で発生温度は高くなっている。また溶接入熱の影響もはつきり出ているが、最も発生温度の高いものでも約 -60°C と低温であり問題はない。

(3) 広幅継手引張試験

実際の溶接継手は余盛りがあり形状的に不連続部を作っている上に、アンダーカットなどの溶接欠陥や角変

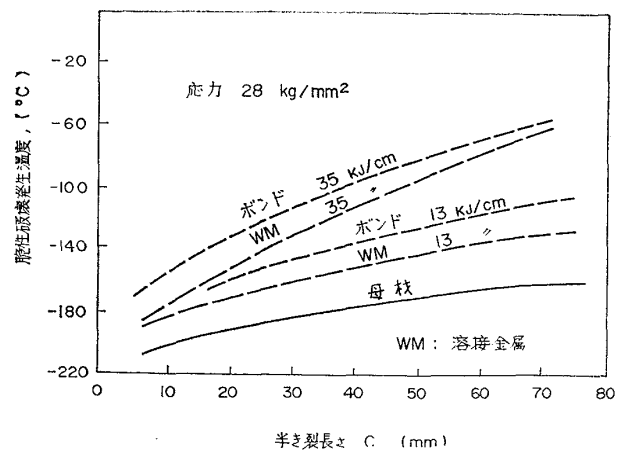


図9 HT80の母材及び溶接部におけるディープノッチ試験の結果の一例⁷⁾

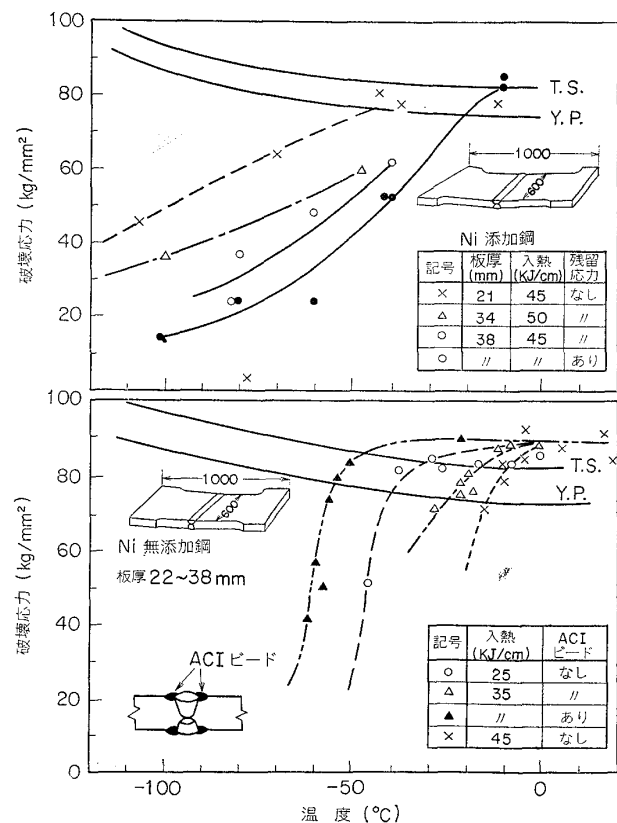


図10 Ni 添加及び Ni 無添加 HT80 の溶接条件と広幅継手引張試験結果の関係²⁾ (角変形量 10 ~ 30 mm/lm span, 目ちがい約 3 mm)

形、目ちがいといった工作誤差が重畳して応力集中部を形成し、ぜい性破壊の発生を促進することがある。これを評価するため、比較的に構造物の応力状態に近づけて行なう試験の一つが広幅継手引張試験である。図10に試験結果の例²⁾を示すが、溶接入熱 45 kJ/cm 程度までは実用上まったく問題のない継手強度が得られること、ACI ビード (Anti-Crack Initiating Bead, 鋼板の表裏、溶接止端部4ヶ所に溶接ビードを置き、止端部からのぜ

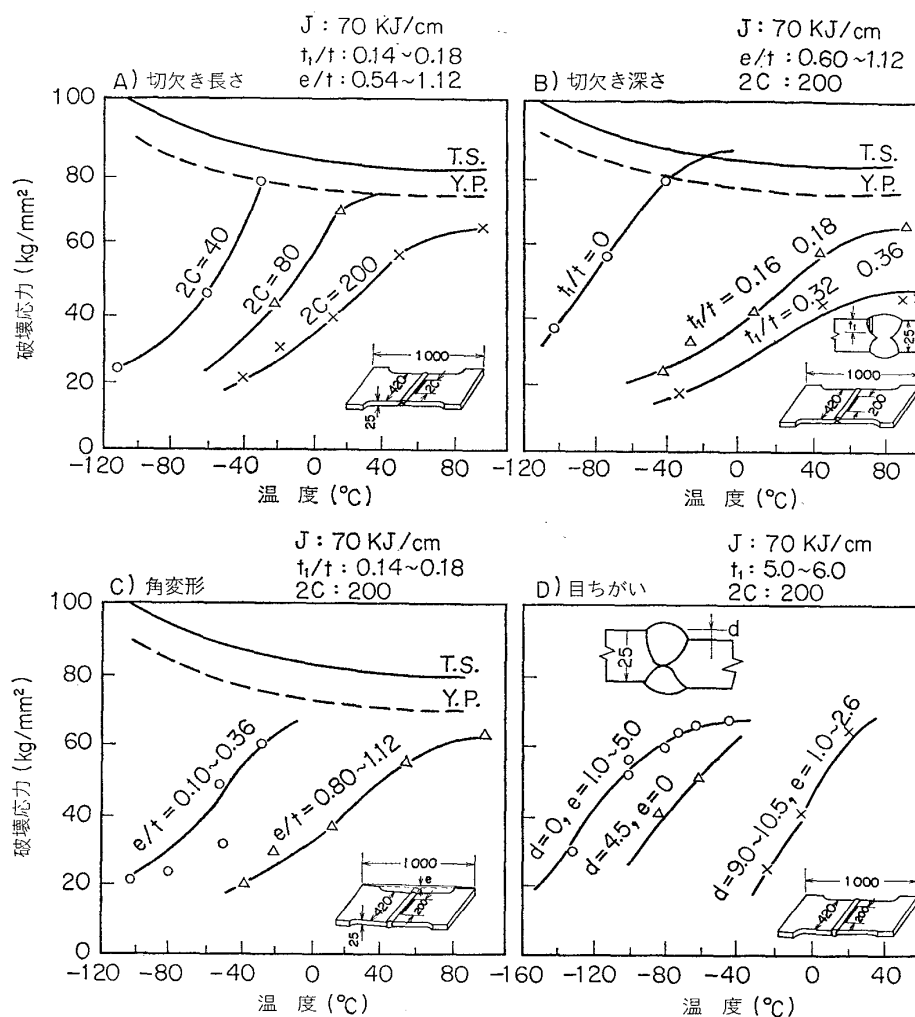


図11 HT80 溶接部の切欠き大きさ (長さ 2C 深さ t_1) 及び工作誤差 (角変形 e , 目ちがい d) の変化による表面切欠き付広幅継手引張試験結果の一例⁸⁾

い性破壊の発生を防ぐ(図 10 参照)は継手性能向上に効果のあることなどが認められる。

(4) 表面切欠き付き広幅継手引張試験

本試験は前述の広幅継手引張試験と同様であるが、既知の大きさの切欠きを付けることにより、破壊力学的な処理を可能にしようとするものである。

切欠きの大きさ (長さ, 深さ) 及び工作誤差 (角変形, 目ちがい) が破壊応力に及ぼす影響を調べた結果⁸⁾を図 11 に示す。当然の事ながら、切欠き及び工作誤差が大きくなるとぜい性破壊は生じやすくなる。

破壊力学的な取り扱いの例としては、角変形を有する溶接継手の切欠き深さについての応力拡大係数と応力の関係として次の近似式が提案されている⁹⁾。

$$K = f(t_1/t) \sigma \sqrt{\pi t_1} + 6Y_B \frac{e k_e}{t} \sigma \sqrt{t_1} \dots \dots \dots (1)$$

$$f(t_1/t) = \sqrt{\frac{2t}{\pi t_1} \tan \frac{\pi t_1}{2t}}$$

$$Y_B = 1.99 - 2.47(t_1/t) + 12.97(t_1/t)^2 - 23.17(t_1/t)^3 + 24.80(t_1/t)^4$$

ここで、 K : 応力拡大係数 ($\text{kg/mm}^{3/2}$), t : 板厚 (mm), t_1 : 切欠き深さ (mm), σ : 応力 (kg/mm^2), e : 角変形量 (mm/lm span), k_e : 角変形に対する形状係数。また、切欠き長さは非常に大きいとする。

上式を図示すると図 12 のようになる。ここで球形タンクの設計応力を 27.5 kg/mm^2 , 角変形量を管理基準の最大である 15 mm/lm span とし、板厚 (25 mm) の 20% に相当する深さの割れが存在する場合を想定すると、この割れ先端部の応力拡大係数は $250 \text{ kg/mm}^{3/2}$ 程度のレベルである。一方、破壊じん性値 K_c に対する板厚と炭素当量の影響は図 13 に示す結果¹⁰⁾¹¹⁾が得られている。以上のような結果から球形タンクの仕様に見合った安全策をとることができる。

(5) 切欠き付き十字継手試験

ぜい性破壊の発生に残留応力が影響していることは多くの実験例から明らかであり、この残留応力の影響を含めて切欠きじん性を評価する方法が本試験である。

試験結果の一例⁸⁾を図 14 に示す。残留応力を付加することにより破壊応力曲線は約 60°C 高温側に移行して

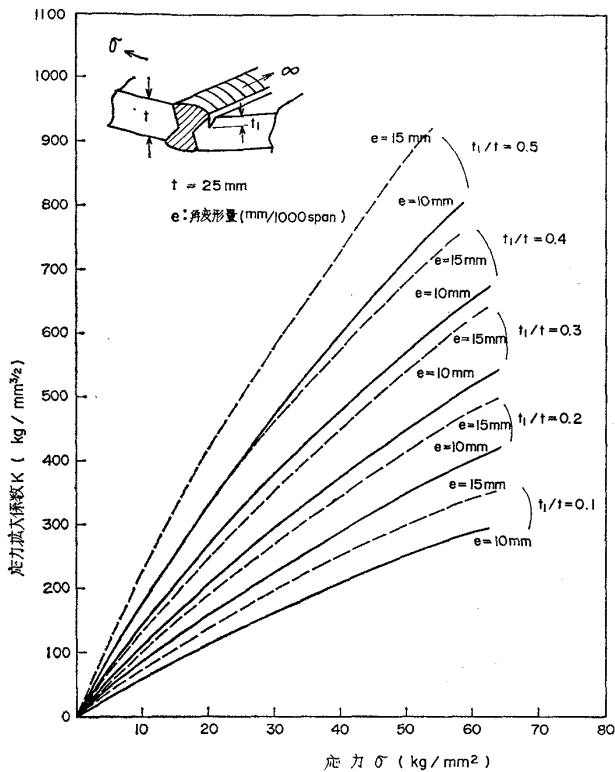


図12 表面切欠き付き試験片において、切欠き深さ比と角変形を変えた場合の応力と応力拡大係数の関係

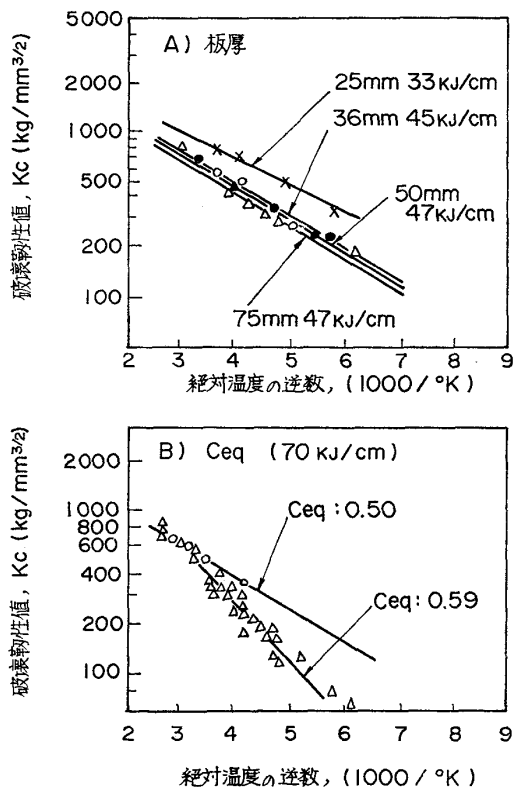


図13 HT80の溶接部について、板厚及び炭素当量をそれぞれ変えて表面切欠き付き広幅継手引張試験を行なった結果の一例¹⁰⁾¹¹⁾

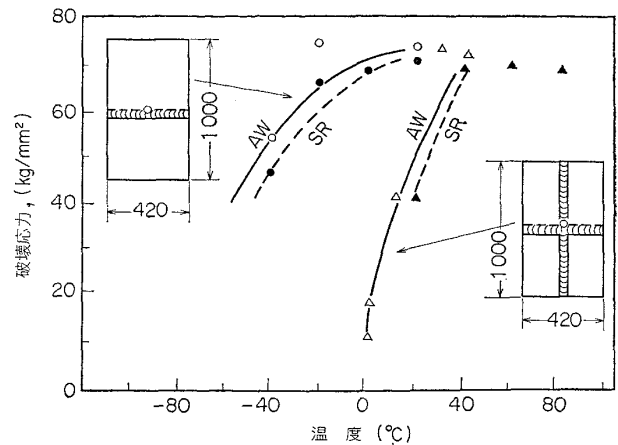


図14 HT80の溶接部について、切欠き付き広幅継手引張試験及び切欠き付き十字継手試験を行なった結果の一例⁸⁾
(AW: 溶接のまま, SR: 585°C × 1h 炉冷, 板厚: 25 mm, ノッチサイズ: 板厚 × 36 mm, 入熱 70 kJ/cm)

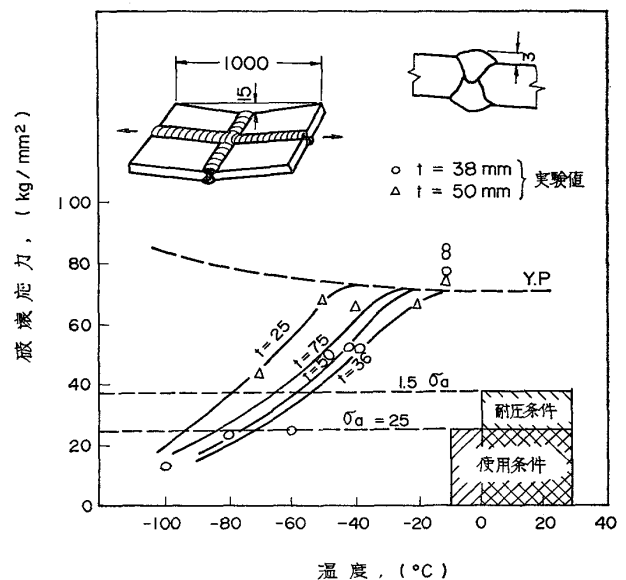


図15 角変形と目ちがいが存在する溶接止端部からの推定破壊応力曲線と実験値⁹⁾、並びに、これらに対する球形タンク製作応力条件の関係

いる。なお、SRにより残留応力を除去しても差がほとんどないのは前項で述べた SR ぜい化によるものである。

このように残留応力はぜい性破壊発生温度を高めることは事実であるが、SRを行なっても改善は期待できない。

3.3.2 ぜい性破壊に対する安全性の検討

上述のように、SRの効果が期待できないとすれば、残留応力が存在する状態で構造物として使用することの可否が議論の対象となろう。この検討の一例として図15を示す。この図の破壊応力曲線は実験値をもとに破壊力学的手法による計算で求められたもので⁹⁾、残留応力に

よる上昇分 60°C が見込まれている。この計算結果との対応を見るため、実際に板厚 38 mm 及び 50 mm のものを用いた実験結果⁹⁾も同時に示してある。一方、球形タンクとしての使用条件を図中右下に表示した。適用される基準によつて多少変るが、ここでは設計応力(σ_d)を 25 kg/mm²、使用温度は -10°C 以上としている。また同様に耐圧試験を想定した条件も図中右下に示す。耐圧試験応力 $1.5 \sigma_w$ 、温度 0~25°C である。これらの想定条件のいずれも破壊応力曲線に対して十分な余裕を示している。また、耐圧試験により機械的な応力除去が期待できることから、実際の使用時の応力レベルではぜい性破壊の懸念はなく、むしろ耐圧試験時に問題がないかどうかを検討するのが先決であろう。

3.4 HT80 溶接継手の疲労特性

構造物の耐用年数を検討するうえで考慮されなければならない主要な要因の一つは応力のくり返しに対する疲労特性である。

構造部材の疲労損傷過程を破損までのくり返し数でみると、全寿命 N_f は肉眼で検知できる程度の疲労き裂を生じるまでのくり返し数 N_c とき裂が拡大進展する間のくり返し数 N_p の和で表わされる。

一般的な構造的な不連続部から疲労き裂が発生し進展する場合には、き裂発生までかなりの応力くり返しを要するが、溶接割れのような鋭い切欠きがある場合には N_c は N_p にくらべかなり小さくなる。このような場合には切欠き部からただちに疲労き裂が進展を始めると考え ($N_c=0$)、疲労き裂の進展特性について検討するほうがむしろ合理的であろう。したがって構造物の疲労特性を問題にする場合には疲労き裂の発生特性とき裂の進展特性の両面から検討を進める必要がある。

ここでは HT80 とその溶接継手の疲労特性について簡単に述べ、球形タンクに適用した場合のいくつかの問題について述べる。

3.4.1 母材および溶接継手の疲労特性

(1) S-N 曲線

平滑試験片による鋼材の疲労強度は引張強さに応じて高くなるが、引張強さに対する疲労強度は低下する傾向にある。軟鋼から HT80 までの構造用鋼板の両振荷重制御疲労試験結果¹²⁾を比較した例を図 16 に示す。図によれば低サイクル領域においては静的強度の高い鋼種ほど高い疲労時間強度を示すが、繰返し数の増加に対する疲労強度の低下は高張力鋼の方が大きい。

図 17 は円孔を有する試験板 (ひずみ集中率 2.22) に対する試験結果¹²⁾である。切欠きのある場合には、繰返し数増加に対する高張力鋼の疲労強度低下が顕著である。

高張力鋼の疲労に関する従来の多くの試験データが土木学会本州四国連絡橋鋼上部構造研究小委員会¹³⁾によりまとめられている。HT80 母材 (仕上げ) および溶接継

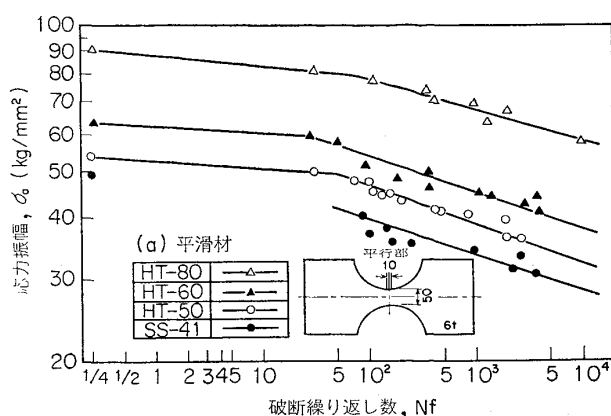


図16 構造用鋼の疲労特性¹²⁾ (両振荷重制御疲労試験, 平滑材)

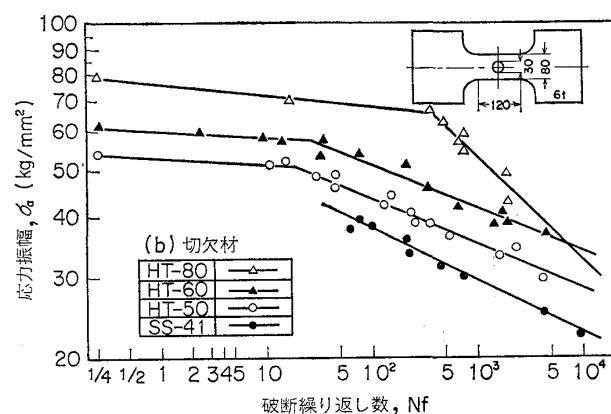


図17 構造用鋼の疲労特性¹²⁾ (両振荷重制御疲労試験, 切欠き材)

手 (横継手・仕上げなし) 片振疲労試験に関するデータでは多くのシリーズの試験結果がプロットされているため、試験データが広範囲に分布しているが、200 万回疲労強度 (95%信頼限界) は母材で 33.5 kg/mm²、溶接継手で 12.2 kg/mm² とされている。すなわち、高張力鋼は高応力低繰返し条件においてはその特性を有効に発揮するが、高繰返し条件においては応力振幅でみる限り利点はないと考えられる。しかしながら、疲労強度に対する平均応力の影響が顕著ではないことから、平均応力が高い部分片振疲労条件に対しては高張力鋼の使用が有効であると考えられる。

3.4.2 疲労き裂の進展特性

疲労き裂の進展特性の表示式として最も多く用いられているものは PARIS¹⁴⁾らにより提案された次式である。

$$da/dN = C(\Delta K)^m \dots\dots\dots (2)$$

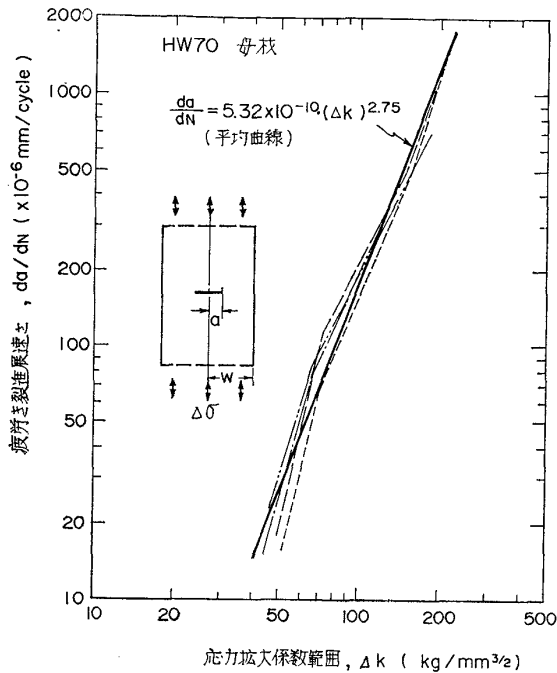
ただし、 da/dN : き裂の進展速さ

a : き裂寸法の 1/2 (板厚貫通切欠きのとき)

N : 回数

ΔK : 応力拡大係数の変動範囲

$$\Delta K = \Delta \sigma \cdot \sqrt{\pi a} \cdot f(a/W)$$

図18 板厚一様貫通き裂の進展特性²⁾

$$\Delta\sigma = \sigma_{\max.} - \sigma_{\min.}$$

f : 形状による修正係数

W : 板幅の 1/2

C, m : 材料定数

HT80 鋼板につき、板厚を一様に貫通した初期切欠きをもつ試験片を用い、部分片振条件（最小応力と最大応力の比 0.1）における疲労き裂進展特性を求めた結果²⁾を図 18 に示す。平均曲線による材料定数は、 $C=5.32 \times 10^{-10}$ 、 $m=2.75$ となっている。

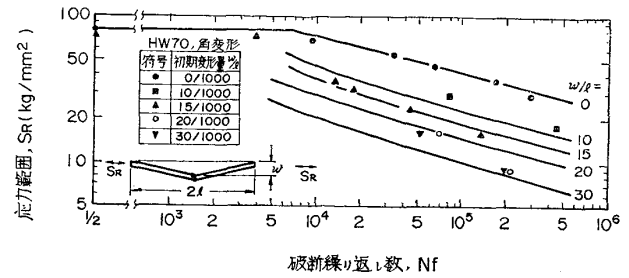
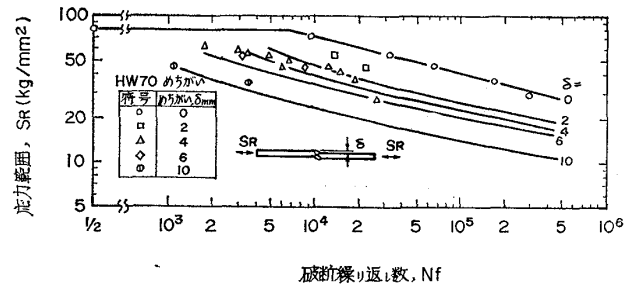
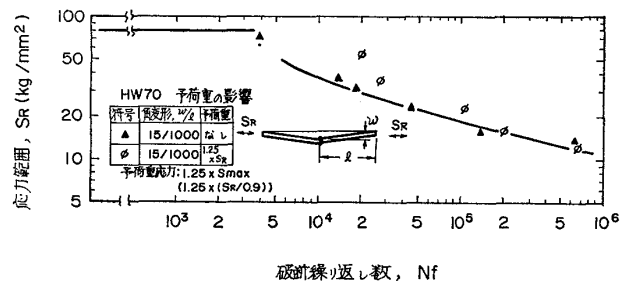
越賀¹⁵⁾は構造用鋼における従来の疲労き裂進展試験データを整理し C と m との関係を求めているが、HT80 の母材および HAZ の試験結果はほぼ、 $C=10^{-9} \sim 10^{-11}$ 、 $m=2.3 \sim 3.5$ 程度の値となっており、図 18 の結果と一致している。

3.4.3 球形タンクの疲労強度の検討

(1) 工作誤差をもつ継手の疲労特性

球形タンクの設計応力は内圧に対する膜力にもとづいて定められる。しかし溶接角変形、目ちがいなどの工作誤差により曲げを生じ、局部的に応力、ひずみが拡大される場合がある。

HT80 (HW70)、20 mm t につき、初期的変形をもつ試験片を用い荷重制御疲労試験を行った結果¹⁶⁾を図 19、20、21 に示す。これらの試験片においては疲労き裂は曲げによる応力が引張となる側の溶接止端部から生じ、幅方向および板厚方向に進展し最終破断に到る。図19、20、21 はいずれも引張応力の繰返し範囲と破断繰返し数 N_f との関係を示しているが、引張側の溶接止端部近傍のひずみ範囲（ひずみの全振幅）と N_f との関係をプロットすると工作誤差量によらず、試験結果がよく整

図19 角変形つき継手の疲労強度¹⁶⁾図20 目ちがい付き継手の疲労強度¹⁶⁾図21 予荷重が疲労強度に及ぼす影響¹⁶⁾

理できることが確認されている。したがってひずみの全振幅を実験あるいは計算で求めることができれば、任意の工作誤差をもつ継手の疲労特性を求めることができる。図 19、20、21 中の曲線はこのようにして求められた計算値である。

図 20 中に示す直線状角変形を有する継手止端部のひずみは次式で与えられる¹⁷⁾。

$$\Delta\epsilon = \epsilon F(\max.) - \epsilon F(\min.) \dots \dots \dots (3)$$

$$\epsilon F = \epsilon_m \{1 + 6(1 - \nu^2) \cdot (w_0/t) \cdot (\tanh m, /m)\} \dots (4)$$

$$m^2 = 12(1 - \nu^2) \cdot (\sigma_m / E) \cdot (l/t)^2 \dots \dots \dots (5)$$

ϵ_m : 応力 σ_m に対する引張ひずみ

$\epsilon_{\max.}, \epsilon_{\min.}$: $\sigma_{\max.}, \sigma_{\min.}$ に対する

$\epsilon F(\max.), \epsilon F(\min.)$

w_0 : 初期角変形量,

l : 角変形部スパンの 1/2

t : 板厚

E, ν : ヤング率, ポアソン比

引張側表面ひずみが塑性域に達すると塑性変形により角変形量が緩和され、その後の応力の繰返しに対するひずみ範囲 $\Delta\epsilon$ は (3) 式で求められるものより小さくなるが、(3) 式で代用すれば安全側の推定となる。図19に

よれば HT80 溶接継手は応力変動範囲を 25 kg/mm², 角変形量を 1m につき 15 mm としても 7×10^4 程度の寿命を有することがわかる。

通常の圧力容器では供用前に耐圧試験が行なわれる。耐圧試験を想定して疲労試験時の最大応力の 1.25 倍の予荷重を負荷した後疲労試験を行った結果が図 21 に示されている。予荷重なしのものにくらべると、応力レベルの低いものについては疲労強度にはほとんど差がみられないが、応力レベルの高いものについては疲労強度が改善されている。これは予荷重により塑性変形を生じて変形が小さくなり、その結果その後のひずみ範囲が小さくなったことが主原因と考えられる。

このように耐圧試験は疲労強度の向上にも有効であることは注目すべきことである。

(2) 表面き裂からの疲労き裂の進展特性

工作誤差をもつ継手においては(1)に述べたように、曲げにより表面応力が拡大される。したがって、表面に欠陥がある場合には疲労き裂の発生を早めるばかりでなく、き裂の進展速さにも関係する。

引張と曲げを受ける表面半楕円切欠の応力拡大係数 K を A. S. KOBAYASHI の研究¹⁸⁾を拡張して求めるとつぎのようにかける。

$$K = [m_1 \{ (1 + 2b/t) \sigma_b + \sigma_t \} - m_2 \sigma_b \{ 1 - k^2 E(k) \cos \beta / ((1 + k^2) E(k) - k'^2 K(k)) \}] \cdot (1/E(k)) \cdot \sqrt{\pi b/a} \cdot (a^2 \cos^2 \beta + b^2 \sin^2 \beta)^{1/4} \quad (6)$$

ここに、 $k^2 = (a^2 - b^2)/a^2$,

$$k'^2 = b^2/a^2$$

$$K(k) = \int_0^{\pi/2} (1 - k^2 \sin^2 \beta)^{-1/2} d\beta$$

$$E(k) = \int_0^{\pi/2} (1 - k^2 \sin^2 \beta)^{1/2} d\beta \quad (7)$$

m_1, m_2 : 板の表裏面の影響係数

σ_t, σ_b : 応力の引張成分と曲げ成分

きれつ形状、寸法については図 22 による。

(3)式に準じて応力の変動範囲 $\Delta \sigma_t$ と $\Delta \sigma_b$ を求めれば、(6)式より K の変動範囲 ΔK が求められる。 ΔK の値が得られれば(2)式より各時点でのき裂の進展速さが求められる。たとえば図 22 中の A 点、B 点については a_N, b_N は次式から求められる。

$$\int_{a_0}^{a_N} C'^{-1} (\Delta K_A)^{-m} da$$

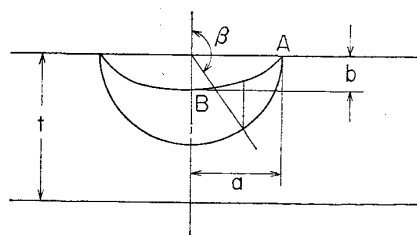


図22 表面切欠きの説明図

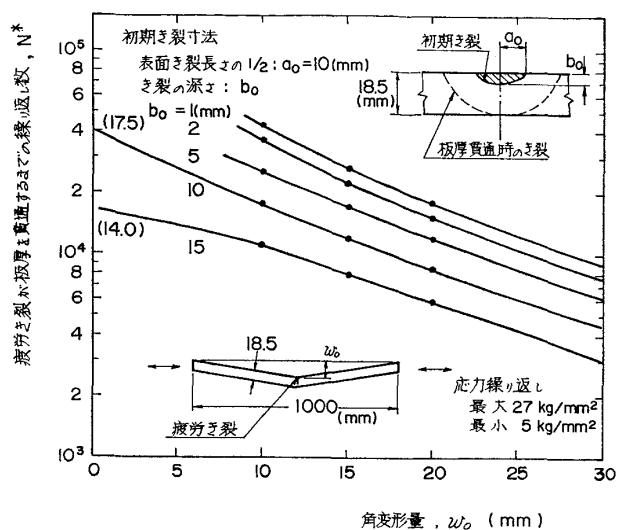


図23 表面き裂が板厚を貫通するまでの繰返し数と角変形量との関係(計算値-社内プログラムによる)

$$= \int_{b_0}^{b_N} C'^{-1} (\Delta K_B)^{-m} db = \int_{N_0}^N dN \quad (8)$$

(8)式の積分を実行すれば初期き裂寸法を与えたときのき裂の形状と寸法が計算できる。

角変形量および初期欠陥寸法と疲労き裂が板厚を貫通するまでの繰返し数との関係を計算した結果を図 23 に示す。板厚は 18.5 mm, 応力変動範囲を 25 kg/mm², $C = 5.32 \times 10^{-10}$, $m = 2.75$ として計算した結果である。また、き裂が裏面近くまで進展した場合の影響数については $b/t = 0.9$ のときの値を採用した。

角変形量が 1m につき 15 mm のとき、初期き裂深さ 2 mm の欠陥から疲労き裂がただちに進展を開始するとしても、き裂が板厚を貫通するまでの繰返し数は 2×10^4 以上である。なおこの計算例は板厚が比較的小さい場合の結果であつて、さらに板厚の大きい場合には、(5)式から容易にわかるように、曲げによるひずみが小さくなりさらに安全側となる。

3.4.4 疲労き裂からのぜい性破壊の発生

使用中の球形タンクの安全性確認として、疲労などによつて成長拡大したき裂からのぜい性破壊発生を検討する必要がある。

比較的高靱性な材料の破壊強度評価に有効な COD の考えに基いてこの問題を検討した。

(1) 破壊じん性値の推定

ぜい性破壊が発生する限界の COD 値 (δ_c) は、切欠き付きの試験片を用いた破壊じん性試験によつて求めるべきであるが、簡便法として 2 mm V ノッチシャルピー衝撃試験の吸収エネルギー νE から推定する方法が提案されている¹⁹⁾。

$$\delta_c(T) = 0.01 \nu E(X) \quad (9)$$

ここで、 $\delta_c(T)$: 使用温度 $T^\circ\text{C}$ における限界 COD

値 (mm)

$\sqrt{E(X)}$: $X^{\circ}\text{C}$ における吸収エネルギー
(kg·m)

ただし, $X^{\circ}\text{C} = T + 112 - \sigma_Y - 5\sqrt{t}$

T : 使用温度 ($^{\circ}\text{C}$)

σ_Y : 降伏応力 (kg/mm²), t : 板厚 (mm)

疲労が問題となる長期間使用したタンクでは, 主に T-1 鋼が使われているが, 輸入した T-1 鋼は COD 値が不明のため, シャルピー衝撃値からこの式により COD 値を推定した. すなわちタンクの最低使用温度 $T=0^{\circ}\text{C}$, 材料の降伏応力 $\sigma_Y=70\text{ kg/mm}^2$, 板厚 $t=18.5\text{ mm}$ から $X=20.5^{\circ}\text{C}$ が求まり, 同温度での T-1 鋼溶接部のシャルピー値 $10\text{ kg}\cdot\text{m}$ から $\delta_c(0^{\circ}\text{C})=0.1\text{ mm}$ が求まる.

なお国産の HT80 では図 7 のように入熱 60 kJ/cm の溶接ボンド部で $\delta_c(0^{\circ}\text{C})=0.3\text{ mm}$ あり十分安全側にある.

(2) 許容欠陥の寸法

いつぼう切欠き先端の力学的パラメーターと δ 切欠きの代表寸法 $\bar{a}$ および切欠きが存在する部位のひずみ e との関係は¹⁹⁾,

$$\delta = 3.5 \bar{a} \cdot e \dots\dots\dots (10)$$

ここで, $\bar{a}$ は表面あるいは内在するき裂の形状に応じて決まり, また e は

$$e = \varepsilon_m + \alpha \varepsilon_b$$

ここで, α : 一様貫通欠きの場合 0.5

表面切欠きの場合 0.75

埋没切欠きの場合 0.25

ε_m : ひずみの引張に関する成分

ε_b : ひずみの曲げに関する成分

$\delta = \delta_c$ がぜい性破壊発生の限界条件であるので, $\delta_c = 0.1\text{ mm}$ を (10) 式へ代入すると

$$\bar{a} = 0.1 / (3.5 \times e)$$

最大膜応力 27 kg/mm^2 , 角変形 15 および 30 mm として限界き裂寸法を求めると, 次の結果が得られる.

比較的浅い表面切欠き (初期き裂長さ 20 mm) からの疲労き裂に対して,

角変形 15 mm のとき, 深さ 13.9 mm, 表面長さ 42.0 mm

角変形 30 mm のとき, 深さ 10.2 mm, 表面長さ 34.0 mm

しかしながら, この計算にはき裂寸法に関し, 約 2 倍の安全が見込まれているため, 角変形 15 mm の場合は板厚をき裂が貫通するまでは, ぜい性破壊には至らないと推定される. 以上は T-1 鋼製タンクについての結果であるが, 国産 HT-80 は限界 COD 値がさらに大きいので, より安全側にあると結論できる.

3.5 HT80 の環境ぜい性

高張力鋼を環境ぜい性の観点からみると大気中の自然環境下で問題を生じたことは少なく, たとえば, LPG および液体アンモニアの貯蔵用球形タンク, さらに製鉄用プラントの熱風炉などの場合のように, 自然環境よりは過酷な内容物の環境による応力腐食割れ (SCC) が問題とされる場合が多い. このことは大気中の自然環境下で 1964~1966 年頃, 橋梁に適用された F13T 高力ボルトが遅れ破壊事故²⁰⁾をおこしたことと対照的である.

ここでは HT80 の環境ぜい性による遅れ破壊特性について, 最近のいくつかの実験結果をもとに解説する.

遅れ破壊 強度比	環 境		
	水*	海 水	3% NaCl
σ_{LCS}/σ_N	△	◇	□
$\sigma_{D(1000hr)}/\sigma_N$	▲	◆	■
$\sigma_{D(100hr)}/\sigma_N$	▲	◆	■

σ_N : 切欠引張(曲げ)強さ.

σ_{LCS} : 下限界応力

$\sigma_{D(1000hr)}$: 1000時間の遅れ破壊強度

$\sigma_{D(100hr)}$: 100時間の遅れ破壊強度

* 蒸留水, 脱塩水および水道水を含む.

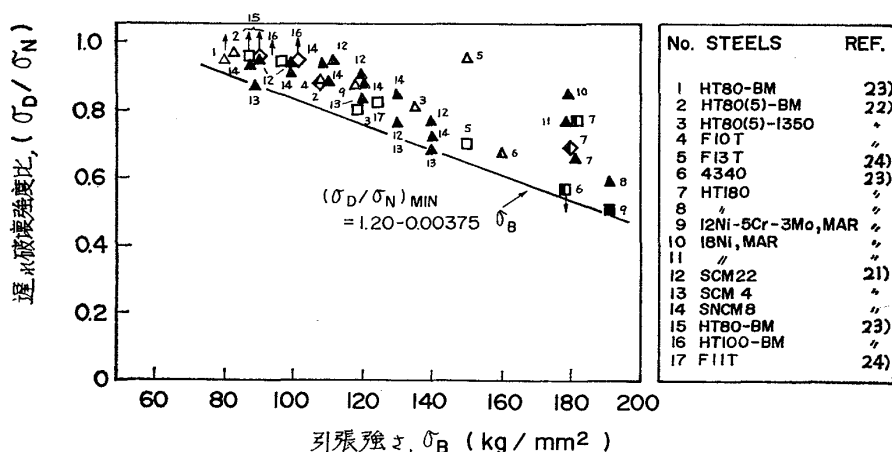


図24 自然環境における各種高強度鋼の遅れ破壊強度比と引張強さとの関係²²⁾

表 6 試験材として使用した市販高張力鋼の化学組成および機械的性質²²⁾

鋼 種	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	V	B	Nb	C _{eq} *
HT60 (1)	0.06	0.22	1.39	0.017	0.007	—	0.21	0.17	—	0.03	—	—	0.40
HT60 (2)	0.15	0.43	1.19	0.026	0.006	0.014	0.18	0.07	0.014	0.047	0.001	—	0.42
HT80 (1)	0.13	0.26	0.87	0.009	0.005	—	0.77	0.43	0.26	0.04	0.001	—	0.25
HT80 (2)	0.11	0.29	0.88	0.008	0.007	—	0.76	0.42	0.23	0.04	0.001	—	0.53
HT80 (3)	0.13	0.27	0.91	0.012	0.006	—	0.87	0.31	0.24	0.04	0.001	—	0.55
HT80 (4)	0.15	0.26	0.88	0.018	0.007	—	0.92	0.51	0.26	—	0.001	—	0.62
HT80 (5)	0.15	0.24	0.86	0.010	0.006	—	1.01	0.49	0.31	—	—	—	0.63
HT80 (6)	0.18	0.27	1.03	0.025	0.020	0.83	0.58	0.45	0.21	0.045	0.005	—	0.62
HT80 (7)	0.12	0.26	0.96	0.010	0.004	1.05	0.45	0.31	0.19	0.05	0.002	—	0.49
HT80 (8)	0.13	0.26	0.84	0.013	0.005	0.95	0.48	0.43	—	0.04	0.012	—	0.51
HT80 (9)	0.14	0.30	1.40	0.009	0.004	—	0.64	—	—	—	—	0.038	0.55

* C_{eq} = C + Si/24 + Mn/6 + Ni/40 + Cr/5 + Mo/4 + V/14 (%)

鋼 種	降 伏 点 (kg/mm ²)	引張強さ (kg/mm ²)	伸 び (%)
HT60 (1)	50.7	63.8	27
HT60 (2)	59.0	68.0	28
HT80 (1)	76.7	83.5	23
HT80 (2)	76.7	82.3	25
HT80 (3)	81.0	85.0	35
HT80 (4)	80.0	87.0	22
HT80 (5)	76.0	84.0	23
HT80 (6)	82.6	89.2	17
HT80 (7)	78.0	83.0	35
HT80 (8)	84.0	89.0	31
HT80 (9)	84.0	87.0	22

3.5.1 自然環境での遅れ破壊

鋼の強度レベルを増すと遅れ破壊強度が減少することは一般によく知られている²⁰⁾²¹⁾。図 24 は水および海水など自然での実用環境における各種高強度鋼について、その遅れ破壊強度 (σ_D) を切欠強度 (σ_N) で割つたいわゆる遅れ破壊強度比とそれらの引張強さとの関係をまとめたものである²²⁾。図中に市販の HT80 (5) の母材 (B M) および再現 HAZ (HT80 (5) -1 350) の値が含まれ

ており、HT80 の位置付けをみる事ができる。この HT80 (5) の化学組成および機械的性質²²⁾を表 6 に、また再現 HAZ の詳細²²⁾は表 7 に示した。図 24 をみると HT80 (5) の遅れ破壊強度は他の材料よりむしろ高めであることがわかる。

3.5.2 硫化物を含む環境での遅れ破壊

(1) 化学組成および HAZ のかたさ

1959~1962 年頃、LPG 貯蔵用球形タンクで硫化物 SCC が経験され、材質的に Ni を含まない方が耐硫化物 SCC 性に有効なことが明らかになり、Cr-Mo 系の高張力鋼 (表 6 の HT80 (4), (5)) が開発された。さらに溶接性改善の立場から炭素量および炭素当量の減少をはかつた Cr-Mo-V 系の高張力鋼 (表 6 の HT80 (1), (2), (3)) が開発され適用されるようになった。

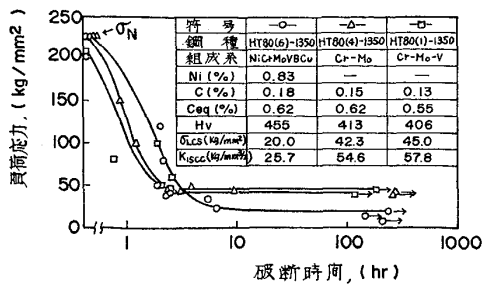
図 25 はこれら 3 鋼種の再現 HAZ (表 7) を硫化物入り加速液中* で遅れ破壊特性を比較した結果²²⁾であるが、Ni の低減、炭素量および炭素当量の低下によって遅れ破壊強度は改善されていることがわかる。

* 硫化物入り加速液として、著者らが開発した、0.1% H₂SO₄ + 10ppm S (as Na₂S·9H₂O), pH 2, 20°C, を使用した。

表 7 HT60, HT80 (再現 HAZ) のピッカースかたさおよび切欠き引張強さ²²⁾

鋼 種	熱 処 理	Hv	σ_N (kg/mm ²)
HT60 (1)-1 350	1 350°C × 30 min. W. Q. → 100°C × 1 h A. C.	326	172
HT60 (2)-1 350	〃 → 〃	407	200
HT80 (1)-1 350	〃 → 150°C × 1 h A. C.	406	205
HT80 (2)-1 350	〃 → 〃	396	200
HT80 (3)-1 350	〃 → 〃	397	202
HT80 (4)-1 350	〃 → 〃	413	227
HT80 (5)-1 350	1 350°C, Cooling Rate : 40°C/sec (at 800°-500°C)	404	213
HT80 (6)-1 350	1 350°C × 30 min. W. Q. → 150°C × 1 h A. C.	455	226
HT80 (7)-1 350	〃 → 〃	399	191
HT80 (8)-1 350	〃 → 〃	400	186
HT80 (9)-1 350	〃 → 〃	387	195
HT80 (3)- 900	900°C × 30 min. W. Q. → 〃	389	218
HT80 (3)-1 100	1 100°C × 30 min. W. Q. → 〃	383	209
HT80 (3)-1 200	1 200°C × 30 min. W. Q. → 〃	389	206

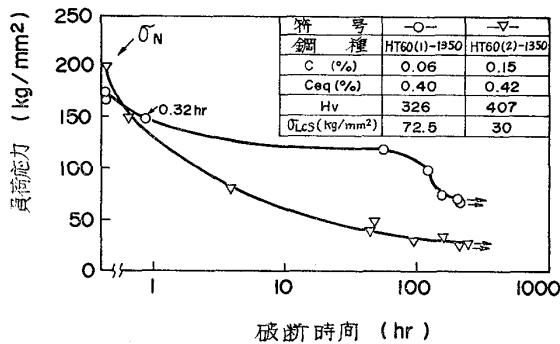
注 Hv : ピッカースかたさ σ_N : 切欠引張強さ W. Q. : 水冷 A. C. : 空冷



試験片: 切欠付丸棒片 ($K_t = 6.0$)

環 境: 0.1% H_2SO_4 + 10ppm, S (as $Na_2S \cdot 9H_2O$), pH2, 20°C

図25 HT80 (再現 HAZ) の化学組成系と遅れ破壊強度との関係²²⁾



試験片: 切欠付丸棒片 ($K_t = 6.0$)

環 境: 0.1% H_2SO_4 + 10ppm, S (as $Na_2S \cdot 9H_2O$) pH2, 20°C

図26 HT60 (再現 HAZ) の化学組成系と遅れ破壊強度との関係²²⁾

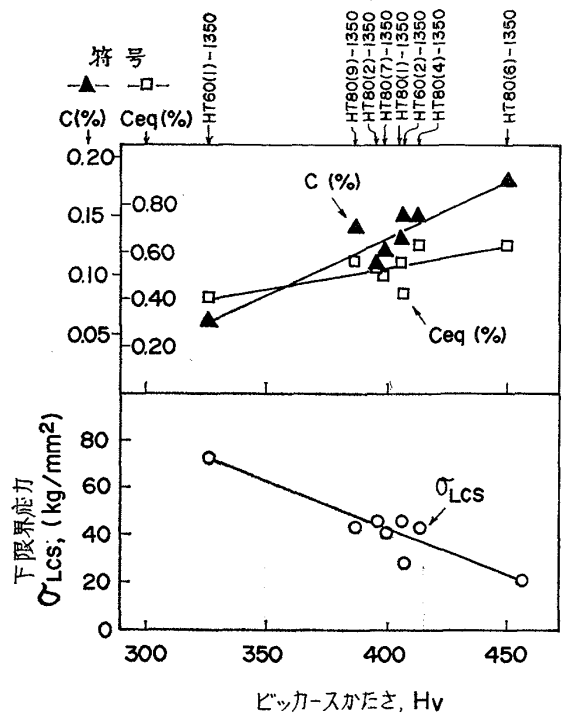
一方, HT60 も HT80 と同様に球形タンクに多く適用されてきたが, 最近, 炭素量を 0.09% 以下に低め, 溶接性を大幅に改善した, 通称“クラックフリー鋼”と呼ばれる HT60(1) (表 6) が開発された。

図 26 は上記の鋼種と従来鋼の HT60(2) (表 6) の再現 HAZ について硫化物入り加速液中で遅れ破壊特性を比較検討したもの²²⁾で, 明らかにかたさレベルの低い前者の方が良好であり, かたさが重要な因子であることがわかる。

図 27 は表 6 および表 7 に示されている市販の HT60 および HT80 の再現 HAZ を用いて硫化物入り加速液中で遅れ破壊試験を行なった結果をまとめ, 化学組成との関係をみたもの²²⁾である。これによるとかたさと下限界応力 (σ_{LCS}) とはよい相関性があり, 化学組成としては炭素当量より炭素量が重要な因子であることを示している。

(2) HAZ の旧 γ 粒の大きさと延性

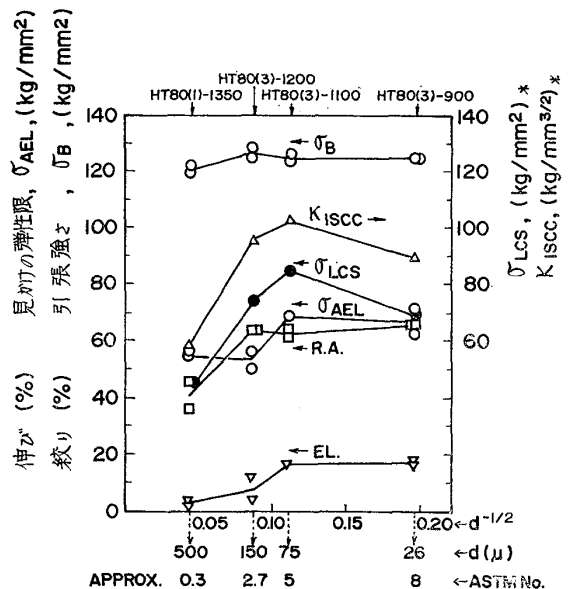
一般に溶接入熱が大きいと HAZ 粗粒域の旧オーステナイト (γ) は粗大化し延性が乏しくなる。図 28 は Cr-



試験片: 切欠付丸棒片 ($K_t = 6.0$)

環 境: 0.1% H_2SO_4 + 10 ppm, S (as $Na_2S \cdot 9H_2O$), pH2, 20°C

図27 HT60 および HT80 (再現 HAZ) の C, Ceq., Hv および遅れ破壊強度の関係²²⁾



試験片: 切欠付丸棒片 ($K_t = 6.0$)

環 境: 0.1% H_2SO_4 + 10 ppm, S (as $Na_2S \cdot 9H_2O$), pH2, 20°C

図28 HT80 (再現 HAZ) の旧オーステナイト粒大きさ, 機械的性質および遅れ破壊強度の関係²²⁾

Mo-V 系の HT80 (1), (3) (表 6) を 900, 1100, 1200 および 1350°C $\times$ 30 min, 水冷 $\rightarrow$ 150°C $\times$ 1 h, 空冷 (表 7) の再現 HAZ の熱処理によって旧 γ 粒の大きさを種々かえたときの機械的性質および遅れ破壊特性と

表 8 HT80 (再現 HAZ) の遅れ割れ感受性におよぼす焼もどし温度の影響²⁾

鋼 種			HT80 (8)			HT80 (3)		
組 成 系			NiCrMoVBCu 系 (T-1 タイプ)			Cr-Mo-V 系		
主成分	C (%)		0.13			0.13		
	Ni (%)		0.95			—		
	C _{eq} (%)		0.51			0.55		
熱 処 理	焼入れ	焼もどし	σ_{LCS} (kg/mm ²)	K_{ISCC} (kg/mm ^{3/2})	Hv	σ_{LCS} (kg/mm ²)	K_{ISCC} (kg/mm ^{3/2})	Hv
	1 100°C×30 min.	W. Q.→150°C×1 h A. C.	70	90	395	75	95	383
	〃	→450°C× 〃	15	19	340	85	109	346
	→	→550°C× 〃	35	45	323	120	154	318

注) 遅れ破壊試験, 試験片: 切欠付丸棒片 ($K_t=6.0$), 環境: 0.1% H₂SO₄+10 ppm, S (as Na₂S·9H₂O), pH 2, 20°C

σ_{LCS} : 下限界応力 (kg/mm²), K_{ISCC} : 応力腐食割れにおける応力拡大係数 (しきい値)

の関係²²⁾を示す。旧 γ 粒が粗大化すると引張強さはあまり差がないが、みかけの弾性限および延性が低下する傾向がみられる。

一方、遅れ破壊の下限界応力に対しては 150 μ まであまり影響はみられないが、500 μ という極端な粗粒になると延性が大きく低下し、下限界応力も低下する。実際の HAZ の旧 γ 粒の大きさは溶接入熱にもよるが、通常 150 μ 前後であり、とくに問題はないと考えられるが、過度の大入熱にならぬよう注意が必要である。

(3) HAZ に対する焼もどし温度

球形タンクの検査時に非破壊検査によつて Indication が検出されるのは経験的に溶接継手の止端部および治具溶接あとの 2 つであり、これらの溶接 HAZ 部は溶接および後熱処理の際に複雑な熱サイクルを受ける。

そこで著者らは T-1 鋼タイプの HT80 (8) および Cr-Mo-V 系の HT80 (3) について、実際の HAZ の旧オーステナイト (γ) 粒径の約 150 μ をシミュレートする条件として、1 100°C×30 min, 水冷を行ない、150, 450 および 550°C×1 h, 空冷の焼もどしを施した。そしてこれらの試料から切欠き付き丸棒片を採取し、前述の硫化物入り加速液中で遅れ破壊試験を行ない σ_{LCS} を求めた結果²⁾を表 8 に示す。これによると 150°C の焼もどしでは両鋼種ともほとんど差はないが、450°C および 550°C の焼もどしで、 σ_{LCS} は T-1 鋼タイプの鋼種ではかなり低下するのに対し、Cr-Mo-V 系の鋼種は高めの値を示している。ただしこれらの結果はかなり厳しい加速環境下での結果で、同一試料について都市ガス飽和液 (約 pH 5.0) 中での遅れ破壊試験結果²⁾ではいずれの鋼種とも $\sigma_{LCS}=160$ kg/mm² という高い値を得ており、上述の加速液におけるような σ_{LCS} の低下現象はないことを確認している。

(4) 水中の硫化水素濃度の影響

HT80 の母材および溶接部が負荷応力、 $1.0 \times \sigma_y$ で割れをおこすための水中における臨界硫化水素濃度に関し

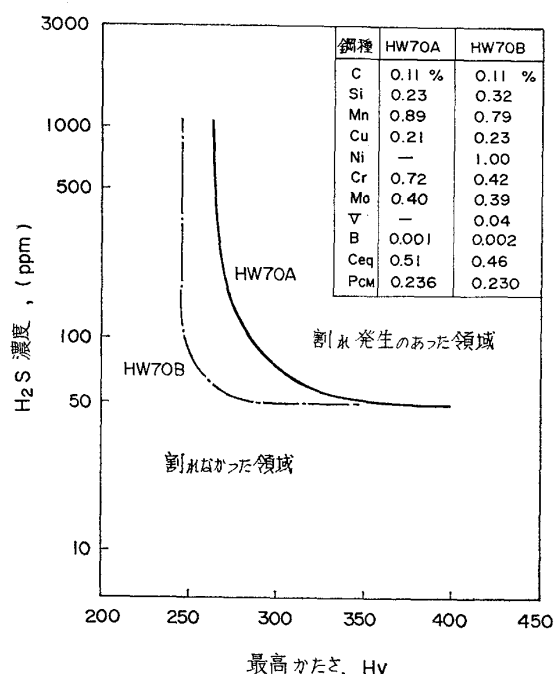
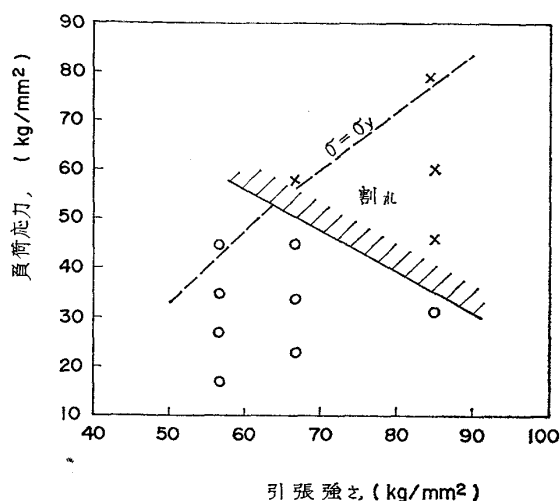


図29 定歪曲げ試験における溶接継手の割れ領域におよぼす H₂S 濃度と最高かたさとの関係²⁶⁾

ては、周知のごとく日本溶接協会の共同研究²⁵⁾があり、これによると HT80 の母材の場合は 2 900ppm, 溶接部の場合 140ppm と報告されている。その後、高圧ガス保安協会の共同研究が行なわれ、図 29 はこの結果²⁶⁾を示している。これによると臨界硫化水素濃度は T-1 鋼タイプおよび Cr-Mo 系の HT80 (溶接部) の場合、いずれも約 50ppm というむしろシビヤ側で制限する考えが強まっている。

いずれにしても現状における都市ガス中の硫化水素はトレース程度に低く、また精製 LPG の場合、硫化水素は数 ppm 以下に低下しているため硫化物 SCC の可能性はきわめて少ないものと考えられる。

3.5.3 CO-CO₂-H₂O による遅れ破壊



試験材: HT50, HT60およびHT80(各母材)

試験片: 四角支持曲げ試験片

環境: 液体アンモニア

図30 高張力鋼(母材)の強度レベルと液体アンモニア中応力腐食割れ感受性の関係²⁸⁾

また CO, CO₂ および H₂O の 3 者が共存すると割れの問題がある。これは水素ぜい性ではなく、アノード形の粒内割れであるとの報告²⁷⁾がある。都市ガス中にはこの 3 者が含まれているが、CO₂ は約 0~20 体積%であり、これに対して CO は約 2~4 体積%で比較的小さい。都市ガス飽和液中での遅れ破壊試験結果ではすでにのべたように高い遅れ破壊強度が保たれており、現状ではこの心配はほとんどないものと考えられる。

3.5.4 液体アンモニアによる SCC

1960 年頃までは液体アンモニア用球形タンクにボイラ用鋼板 (S B 35~36) が使用されてきたが、その後大形化および軽量化をはかるために HT60 が適用された。その結果、アンモニアによる SCC が経験されたため、最近では強度レベルを低め HT50 が使用される傾向がある。

図 30 は強度レベルの異なる各高張力鋼について 4 点曲げ試験により液体アンモニア中での SCC 感受性を比較した結果²⁸⁾であるが、HT60 以上の場合割れやすいことを示している。

また SM50B を用い、さらに球形タンク全体を SR して残留応力を軽減させるとともに、HAZ のかたさを低めることによってアンモニア SCC を防止した実例²⁸⁾がある。このタンクは使用後の定期検査できれつが全く検出されておらず、今後 SCC が懸念される環境下の高張力鋼の使用に対してはこのような方法が普及していくものと予想される。

4. ま と め

球形タンクを例に HT80 の溶接構造物への適用につい

て解説した。

- (1) 低炭素当量の HT80 の使用
- (2) 予、後熱などの溶接施工管理、適正入熱の保持
- (3) 角変形、目ちがいなど工作欠陥の管理
- (4) マグナフラックス検査を中心とする厳重な非破壊検査
- (5) 疲労き裂の進展とぜい性破壊特性の検討
- (6) 環境ぜい化への配慮と HT80, 60 の使用制限によつて、各種の破壊に対する構造物の安全性を十分確保することができる。

とくに使用前の耐圧試験によつてこの安全性がいつそう向上する。

文 献

- 1) 中島 敏: 貯槽 (化学工学協会編), (1971), p. 103 [丸善]
- 2) 石川島播磨重工業社内資料 (未発表)
- 3) 中井恒男: 溶接学会誌, 34 (1965) 2, p. 117
- 4) 木原 博: 高張力鋼の溶接, (1968), p. 174 [産報]
- 5) 日本溶接協会 B E 委員会: 溶接構造物用鋼板のボンドぜい化に関する共同研究, (1975), p. 16
- 6) 同 上, p. 24
- 7) 池田一夫: 金属材料, 7 (1967) 8, p. 20
- 8) 伊藤徳二, 田中 潔: 日本造船学会論文集, 128 (1970), p. 405
- 9) 伊藤徳二, 田中 潔, 佐藤 誠: 日本造船学会論文集, 131 (1972), p. 335
- 10) 新日本製鉄: 改良型 WEL-TEN 80C について, (1974), p. 55
- 11) 阪神高速道路公団, 日本鋼構造協会: 阪神高速道路公団南港連絡橋広幅試験報告書, (1972), p. 43
- 12) 寺沢一雄, 八木順吉, 森口悦次: 造船学会論文集, 118 (1965), p. 160
- 13) 土木学会, 本洲四国連絡橋鋼上部構造研究小委員会・疲労分科会: 本洲四国連絡橋の疲労設計, (1974) 3
- 14) P. C. PARIS and F. ERDOGAN: Trans. ASME Ser. D, 85 (1963), p. 528
- 15) 越賀房夫, 川原正言: 造船学会論文集, 133 (1973) 6, p. 249
- 16) 飯田國廣, 飯野 暢: 造船学会論文集, 140 (1976) 12, p. 259
- 17) 矢田敏夫, 酒井啓一, 上村 武, 飯野 暢: 造船学会論文集, 135 (1974) 5, p. 295
- 18) R. C. SHAH and A. S. KOBAYASHI: ASTM STP 513, Part I
- 19) 日本溶接協会, W S D 委員会: 脆性破壊に対する溶接欠陥の許容判定基準総合報告書, (1976), p. 20
- 20) 日本鋼構造協会: JSSC, 6 (1970) 52, p. 4
- 21) 山本俊二, 藤田 達: R & D, 神戸製鋼技報, 18 (1968) 13, p. 93

-
- 22) Y. SAIGA, M. FUKAGAWA, and M. OHYAMA:
Delayed Failure of High Strength Steels in
Environments, IIW-IX-1025-77, July 1977
- 23) 学術振興会第 129 委員会: 高強度鋼の遅れ破壊シ
ンポジウム資料, (1975)
- 24) 福井彰一, 浅田千秋: 鉄と鋼, 54 (1968) 12, p.
92
- 25) 日本溶接協会: 高張力鋼の硫化水素応力腐食割れ
に関する研究 (プラント完了報告書), (1965)
- 26) 高圧ガス保安協会: 高張力鋼液化石油ガス貯槽の
割れ発生防止に関する研究, (1975)
- 27) 小若正倫, 永田三郎: H₂O-CO-CO₂ 系における
炭素鋼, 低合金鋼の応力腐食割れについて, 第18
回腐食防食討論会, (1971)
- 28) 川本輝明, 見城孝雄, 今坂芳晴: 石川島播磨技報
17 (1977) 3, p. 259
-