

特別講演

UDC 669.14.018.295 : 621.791.011

日本における構造用高張力鋼の発達と溶接上の問題点*

木原 博**

Development of Structural High Strength Steels in Japan and
Some Problems in Welding

Hiroshi KIHARA

1. 結 言

戦後爆発的に発達した溶接構造用高張力鋼の利用も早や 20 余年を経過し、この間わが国では HT 50 から HT 100 におよぶ数多くの新しい型の高張力鋼が、压力容器、ペンストック、橋梁、船舶、高層建築、産業機械などの各分野に用いられていることはすでにご承知のことと思う。最近わが国の各地で数多く見られる球形ガスホルダには、高張力鋼にはとくに有利な降状点設計が利用できるため、HT 60 および HT 80 が容器の大型化に大いに役立つている。

近来わが国でとくに注目されているのは橋梁の大型化で、この方面への HT 70 や HT 80 の使用が急激に増しつつある。昨年 (1971 年 8 月) 製作が開始された大阪南港大橋には HT 70 と HT 80 の 50 mm 厚板が用いられ、近く予定の本土・四国連絡橋実現への試金石となつている。

これらのうち HT 60 以上の強度のもの大多数は、焼入れ焼もどし処理を行なつた、いわゆる調質高張力鋼 (QT high strength steel) であり、これらはとくに切欠きじん性がすぐれているため低温用鋼としての用途も重要である。わが国は一般の高張力鋼はもちろん、この調質高張力鋼の製造と溶接工作技術、さらには研究や応用面において米国と並んで世界にぬきんでている。

溶接用高張力鋼は強度や延性が優秀なだけでなく、溶接工作中に溶接割れやぜい化を起ささない、いわゆる溶接性が重要であり、またぜい性破壊や疲れそのほかの使用時に起こる種々の破損に対する抵抗力を具備することが大切である。これらの性質は一般に高張力鋼の所要強度レベルが増すとともに問題が複雑になる傾向がある。したがって高い強度とすぐれた溶接性や破壊抵抗力をかね備えることは製鋼技術上きわめて困難なことであり、一方溶接工作上多くの重要な問題をもつている。

わが国の鉄鋼界は長年蓄積された優秀な製鋼技術と開発への努力により、上記の困難を克服して世界的に優秀な高張力鋼を生産しつづけている。一方、造船、橋梁その他鉄構分野では、溶接棒などを製造する溶接材料メーカーの協力により、積極的に溶接工作技術に研鑽を重ね、あらゆる溶接上の問題を解決しつつ高張力鋼による溶接構造の高性能化を達成させた。すなわち今日のわが国における高張力鋼の隆盛は実に鉄鋼、鋼構ならびに溶接材料、機器メーカーの三位一体による成果の賜物であると考えられる。

以下に、著者がその創生期からともに歩んできたわが国における構造用高張力鋼の発達と、溶接上の問題点を溶接構造用高張力鋼板規格 (WES-135) を対照しながら述べる。

2. わが国における高張力鋼の発達

2.1 50キロ級高張力鋼の発達と60キロ級へ発展の試み

欧米ではすでに 19 世紀末期に構造物の重量軽減の目的で高張力鋼が生産されたが、もちろん溶接用としての配慮はなかつた。戦前における溶接用高張力鋼としてはドイツの st 52 を嚆矢としよう。わが国でも戦時中旧海軍がドイツから技師を招聘して 50 キロ級高張力鋼を艦船用に試作した¹⁾。現在わが国で最も広く利用されている斜め Y スリット型溶接割れ試験片の原型は、故大谷阪大教授の当時海軍在任中に創始されたものと聞いている。

戦後わが国の溶接技術も急速に発達し、構造物の溶接化が進むにつれて、各方面で重量軽減のため溶接性の良好な高張力鋼の出現が望まれた。まず最初に積極的な利用に乗り出したのは防衛庁であつて、1953年には艦艇用

* 昭和 47 年 4 月 7 日本会第 83 回講演大会特別講演会における浅田賞受賞講演

** 大阪大学 工博

高張力鋼の大規模な試作研究のための委員会が、当時の日本造船研究協会に第6研究部会として組織された。この委員会には各製鉄所、造船所ならびに国立研究所などが協力し、著者は委員長として会議の運営にあたった。

研究は前述した旧海軍の研究の切欠きじん性などのデータ不足を補い、英米およびドイツで使用されている Mn 系および Mn-Si 系高張力鋼規格を参照して、降伏点 32 kg/mm^2 以上、引張強さ $52\sim 60 \text{ kg/mm}^2$ 程度を目標とした溶接性の良好な Mn-Si 系高張力鋼 (HT 52) の、とくに Si の溶接性への影響を重視して、その成分を決めるための溶接性の研究が行なわれた²⁾。

結論として、Mn を主体とした英米型のものより、ドイツの st 52 に準じた Si-Mn 系の高張力鋼の方が、溶接による硬化を増すことがなく、Si による強度増加を期待できる点で有利であることがわかり、溶接艦船用高張力鋼の暫定規格 SM 52 W として次の成分が決った。

$C \leq 0.18\%$, $Mn \leq 1.25\%$, $Si \leq 0.55\%$, P および $S \leq 0.03\%$, $Cu \leq 0.30\%$, $Ni \leq 0.25\%$, $Cr \leq 0.10\%$, 引張強さ $52\sim 60 \text{ kg/mm}^2$, 降伏点 $\geq 32 \text{ kg/mm}^2$, 伸び $\geq 20\%$

以上の研究の成果はその後発展した防衛庁規格 NS 30, 日本工業規格 SM 50 (1959年), 後述する日本溶接規格 (WES 135) HW 36 (1994年), そのほかわが国の各分野に採用されている Si-Mn 系 50 キロ級高張力鋼の成分規格に反映されている。

日本造船研究協会では、先の Si-Mn 系高張力鋼 HT 52 よりさらに 2~3 割強度の高い鋼に対する要求に応えるため、1955年より相次いで第21および第29研究部会を組織し、降伏点 $\geq 39 \text{ kg/mm}^2$, 引張強さ $60\sim 70 \text{ kg/mm}^2$, 伸び $\geq 18\%$ を目標とした HT 60 高張力鋼の試作研究が行なわれた³⁾。

これまでの研究からは、HT 52 の単に C および Mn 量を高めて強度を HT 60 程度まで上げたのでは溶接性を劣下させることが予想されたため、米海軍の Vanity 鋼を中心にそのほかの鋼種を加えた各種低合金鋼の実験用鋼塊が作られ、主要な溶接性試験が行なわれた。この Vanity 鋼は不溶解炭化物生成元素の V と Ti を加えて降伏点を高めるとともに、溶接による硬化性を減少させることを目標とした Mn-V-(Ti) 系の高張力鋼である。

試験は三次にわたって行なわれたが、結果は卒直に申して決して満足のできるものではなかつた。V や Ti などの炭化物生成元素を加えることにより溶接による硬化性の増加を押える効果はいくらか見られたが、圧延のままではなにぶんとも母材の切欠きじん性は低かつた。焼準することにより切欠きじん性を高めると、今度は引張

強さが約 10 kg/mm^2 程度下がるという具合に、なかなか目標の性能が得られず研究は非常に困難を窮めた。結局、苦心の末、Vanity 鋼に少量の Ni, Mo などを加えることによつて、焼準による強度低下を押えた改良型 Vanity 鋼から引張強さ 60 kg/mm^2 前後のものが得られることがわかつた。ただし当初の強度の目標の上限に近くなると切欠きじん性や溶接性が劣化するので、若干強度を下げた焼きならし改良型 Vanity 鋼による艦船用 HT 60 高張力鋼規格が次のように定められた。

C	Si	Mn	Ni	Cr	V	Ti
≤ 0.18	≤ 0.50	≤ 1.35	≤ 1.0	≤ 0.5	≤ 0.2	≤ 0.03
板厚 (mm)	降伏点 (kg/mm^2)	引張強さ (kg/mm^2)	伸び (%)	0°C の V シャルピ (kg/mm^2)		
≥ 18	≥ 39	56~64	≥ 18			
≤ 16	≥ 40	58~66	≥ 18	≥ 3.5		

2.2 調質鋼の発達と HT 70, 80 および 100 鋼への進展

以上、圧延のまま焼きならし状態で使用する高張力鋼の強度を高める場合、一般に切欠きじん性が低下し、溶接による硬化が著しくなるので、引張強さが 65 kg/mm^2 をこえる溶接性のよい高張力鋼を作ることはきわめて困難と考えられた。

この困難を一挙に解決したのが焼入れ焼きもどししたいわゆる調質高張力鋼である。米国ではすでに 1952 年には、US Steel 社で引張強さが 80 kg/mm^2 級の Carilloy T-1 鋼が調質鋼として開発されたが、わが国では前述の焼準した 60 kg/mm^2 級改良 Vanity 鋼の苦難の研究の所産として、日本製鋼所が 52 kg/mm^2 級 Mn-Si 高張力鋼を圧延直後焼入れ焼きもどし処理を行なうことにより、強度を約 10 kg/mm^2 程度高めた HT 60 鋼“2H”の開発に成功した⁴⁾。

調質高張力鋼の特長は、(1)強度とくに降伏点がきわめて高い、(2)切欠きじん性が非常にすぐれている、(3)溶接による硬化が軽微で、割れ感受性が小さい、ことなどである。

しかし、この反面、(1)溶接熱による軟化域が生ずる、(2)溶接後焼きもどし温度以上での加工や熱処理ができない、(3)質量効果により厚板では材質に不均一を生じやすい、などの欠点がある。

その後の研究の結果は、とくに過大な溶接入熱を加えるサブマージ溶接などを除いて、一般に軟化域の存在による継手強度の低下はそれほど心配のないことや、応力除去焼鈍温度や熱間加工温度は焼きもどし温度をこえないことなどを折り込んだ、調質鋼に適した施工基準が確立するに至つた。また(3)についてはその後の製鋼技術の進歩で、現在は 75 mm 程度までの厚板が調質鋼によつ

て生産されている。さらに調質 HT 60鋼は焼準型 HT 60鋼に比べて溶接性などのほか、経済性にもはるかにすぐれていることが知られた。現在 2 H鋼に相当した調質 HT 60鋼がわが国の主要な製鉄メーカーで生産され、防衛庁規格の NS 46、日本工業規格では SM 58、さらに日本溶接規格には HW 40～HW 50 として採用されている。

1954年には米国から輸入された調質 HT 80鋼 T-1による球形都市ガスホルダが、石川島播磨重工により東京世田谷ではじめて製作されたのが端緒となり、わが国の鉄骨構造界は調質高張力鋼とくに HT 80時代に突入した。

鉄鋼各社は米国などからプレス焼入れあるいはローラ焼入れなどの新しい焼入設備を購入設置して、HT 60～HT 80などの調質鋼の開発ならびに量産態勢に入った。これらの国産調質 HT 70および HT 80鋼は以来幾多の球形タンクそのほかに使用されており、近くは緒言で述べたように大型スパンの橋梁にも採用されつつある。また 1964年には IN 処理した世界最初の調質 HT 100鋼によるメタノールガス用 600 m³球形タンクが北九州市に建設された。

現在日本工業規格では SM 58 止りで、これらの高強度の調質鋼は採り上げられていない。日本溶接規格ではこれらの鋼が広範囲に利用されている現状に対応して、HW 56～HW 90として HT 70～HT 100鋼をそれぞれ別表のように規定している。

2.3 船体用特殊鋼材の研究

米海軍では早くから艦艇用として HY-80鋼と呼ばれる高切欠きじん性鋼が使用されていた。この鋼は Ni を 3% 程度入れた低炭素 Ni-Cr-Mo 系調質鋼で、降伏点が 80 000 psi (56 kg/mm²)、-85°C 付近における低温の V シャルピー値が約 (8.7 kg/cm²) 以上という高い強度と切欠きじん性が要求されていた。

わが国では防衛庁艦艇用 HT 70鋼として HY-80鋼の国産化ならびに溶接性、加工法の研究が日本溶接協会において 1959年の HT 委員会⁵⁾をスタートに 1961年の NS 委員会と、その後長期的に行なわれた。当初は 20～30 mm 程度の鋼板について米国型と国産型の試作鋼数種が試験されたが、以後 1963年の NSA 委員会では 60 mm までの厚板が試験されるとともに、一方では降伏点の目標を 63 kg/mm² 以上に高めるため、一部 IN 処理した HY-80鋼も 1963年の SIN 委員会において試験された。

1964年の NDA 委員会では、引き続き IN 処理を中心とした HY-80鋼厚板 (60 mm まで拡大) が研究さ

れるというように長年月にわたり溶接性の良好な国産型 HY-80鋼の改良研究が続いた。さらに 1965年 NDH 委員会では IN 処理 HT 70鋼と HY-80型 HT 70鋼 38 mm 厚について、自動溶接や大型ぜい性破壊試験を含めた広範囲にわたる溶接性の確性試験ならびに工作性試験が行なわれた⁶⁾。以上の結果、艦船用圧延調質鋼材規格に従来の NS 46 (HT 60級)のほかに NS 63として板厚 60 mm までの HY-90級の高靱性鋼がはじめてとり入れられた。ここで HY-80鋼は強度的には WES-135の HW 56に相当するが、この潜水艦用鋼材である NS 63はさらにそれより強度の高い HW 63に相当する鋼である。

1966年以後は NS 63鋼による潜水艦建造のための工作基準の作成が行なわれ、また同じく NS 63鍛鋼や鋳鋼の試作研究が行なわれたのち、最近国産 HY-60鋼 (NS 63)による高性能の潜水艦が就航された。

その後米国では HY-80鋼を強度的に発展させた降伏点 90 000～150 000 psi (63～105 kg/mm²)の高張力鋼が開発されている。そこでわが国でも潜水艦の潜航深度を高めるために、1967年から同じく日本溶接協会 NSU 委員会において NS 90 (降伏点 90 kg/mm²以上)の研究が始められており、目下溶接性ならびに工作法が検討されつつあり⁷⁾、2、3年後には NS 90による潜水艦が米国に先んじてわが国で実現する可能性がある。

2.4 高張力鋼規格

次に構造用高張力鋼規格の推移をみると、国家規格としては 1959年に日本工業規格 JIS G 3106「溶接構造用圧延鋼材」において軟鋼 SM 41とともに高張力鋼として SM 50が規定された。

その後の利用により、SM 50よりさらに高強度のクラスの高張力鋼の規格化が望まれたため、JISにとり入れられる以前の暫定措置として、1960年12月には日本溶接協会が WES 規格「溶接構造用高降伏点鋼板」として SH 46 (HT 60相当)、SH 58 (HT 70相当)および SH 70 (HT 80相当)の3鋼種が規定された。

しかし高張力鋼の急速な発達で、その後間もなく WES 規格は再検討の必要に迫られるにいたつた。そこで日本高圧力技術協会の協力で新しい WES 135規格 (同じく日本高圧力技術協会規格 HPIS-B 104 T) が主として高圧容器および設備などを対象として 1964年2月に制定された。

表1にはその後の改正 (1970) を経た現行規格の抜萃を示した。本規格は最低耐力が 36～90 kg/mm²で、引張強さの範囲が 53～115 kg/mm²の鋼板を含めている。化学成分には C、P、S および炭素当量が、また鋼板に

Table 1. Summary of the Japan Welding Standard of weldable high strength steels.

Grade	Heat treatment *	Chemical composition (%) under			WES carbon equivalent** (%) under	Maximum hardness 10 kg Vickers under	Proof stress (kg/mm ²) over	Tensile strength (kg/mm ²)	V Charpy****	
		C	P	S					Testing temp. (°C)	Absorbed energy (kgm) over
HW 36	AR, N or QT	0.20	0.035	0.040	*** c) 0.47	390	36	53~65	+15 0 -5	4.8 // //
HW 40	//	//	//	//	c) 0.49	400	40	57~69	//	//
HW 45	//	0.18	//	//	a) 0.44 b) 0.48 c) 0.50	380 400 410	45	60~72	+10 -5 -10	//
HW 50	//	//	//	//	a) 0.46 b) 0.50 c) 0.54	390 410 420	50	62~74	+5 -10 -15	//
HW 56	QT	//	//	//	a) 0.53	420	56	68~82	//	//
HW 63	//	//	//	//	a) 0.57	435	63	72~86	0 -15 -20	4.0 // //
HW 70	//	//	0.030	0.035	a) 0.63	450	70	80~95	-5 -15 -20	3.6 // //
HW 80	//	//	//	//	a) 0.69	470	80	88~105	-5 -20 -25	2.8 // //
HW 90	//	//	//	//	a) 0.76	480	90	97~115	-10 -25 -30	//

* AR: As rolled

N: Normalized

QT: Quenched and tempered

** Carbon equivalent=

$$C + \frac{1}{6}Mn + \frac{1}{24}Si + \frac{1}{40}Ni + \frac{1}{5}Cr + \frac{1}{4}Mo + \frac{1}{14}V (\%)$$

*** a) QT steel 50 mm under

b) " 50~75 mm

c) Others

**** Upper: Plate thickness 13~20

Middle: " 20~32

Lower: " 32 over

要求される性質としては、引張りおよび曲げのほか切欠きじん性および溶接性（炭素当量、溶接部最高かたさおよびビード曲げ試験*）が規定されている。

切欠きじん性の規定値は、同じく WES 規格「低温構造用鋼板判定基準」に準じて定められたもので、1970年の改正では、同規格の G 種（設定きれつ長さ $C = 10$ mm）において使用温度を -10°C とし、使用応力を公称耐力の $1/2$ として定めている。

溶接性のうち最も重要なものは溶接割れであるが、直接割れ試験を規格に折り込むのは困難なので、溶接割れ**を考慮して炭素当量、溶接部最高かたさを定めた。炭素当量の計算には次の式を採用している。

$$C_{eq} = C + 1/6 Mn + 1/24 Si + 1/40 Ni$$

$$+ 1/5 Cr + 1/4 Mo + 1/14 V (\%) \dots \dots (1)$$

その後前述の JIS G 3106 は 1966 年 7 月に改正され、WES 135 の HW 36 および HW 45 に相当する SM 53 および SM 58 が新たにとり入れられた。

これらの情勢から、日本溶接協会としては、JIS 規格などとの関連性を考慮に入れて規格を全面的に改正することとし、1969 年鉄鋼部会に SST 委員会（小倉信和主査）を設けて検討し、1970 年 4 月に前述の表 1 に示した改正原案が作成された³⁾。この改正では、前述した切欠きじん性値の変更やビード曲げ試験の廃止のほかに炭素当量と溶接部最高かたさの規定値を JIS 規格や最近の製造実績値にもとづいて再検討し、調質、非調質別ならびに板厚区分別に明示された。

* 1970 年の改定でビード曲げ試験は省略された。

** 旧規格 (1964 年) ではビード曲げを含めて規定した。

なお以上は鋼板についてであるが、溶接棒については1961年にJIS Z 3212「高張力鋼被覆アーク溶接棒*」がJIS G_3106に、またWES-156-1965「高降伏点鋼用被覆アーク溶接棒」規格がWES-135に見合うものとして制定された。

3. 溶接上の問題点

わが国における構造用鋼高張力鋼は、以上のような経過によつて今日の著しい発展を遂げた。

高張力鋼ではその所要強度が高まるにつれて幾多の溶接上の問題が提起されてきたが、そのうちの多くは高度の技術水準にある材料メーカーおよび施工者の協力で解決されている。しかし一部には世界的になお完全な解決の得られぬ困難な問題もある。

以下に高張力鋼の溶接上の2, 3の問題点をのべる⁹⁾。

3.1 溶接割れ

(1) 溶接部の水素によるおくれ割れの防止

高張力鋼では溶接金属および熱影響部に発生する溶接割れの防止がきわめて重要である。1971年11月東京で行なわれた溶接学会主催第1回シンポジウムでは、「最近における理論的ならびに現場上の知識をもととした溶接構造物の割れへの注意」とのテーマで溶接割れの問題が真剣に討議された¹⁰⁾。

高張力鋼の溶接割れで最も重要な低温割れ(cold cracking)は水素によるおくれ割れ(delayed cracking)である。おくれ割れは一般的に図1のようなモデルであらわされる。すなわち割れは負荷直後におこることは少なく、負荷応力によつて定まる潜伏時間(incubation time)を経て発生する。図1の水平な線は割れ発生限界応力と呼ばれるもので、鋼種や水素量などに応じてある定まつたこの応力値以下では割れはまったく発生していない。

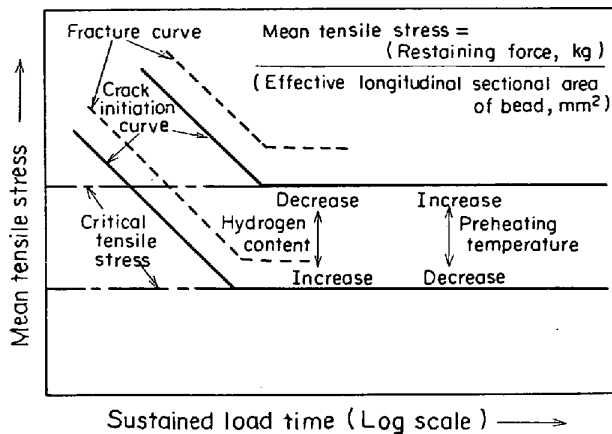


Fig. 1. Schematic representation of TRC Test results.

* 1970年改正

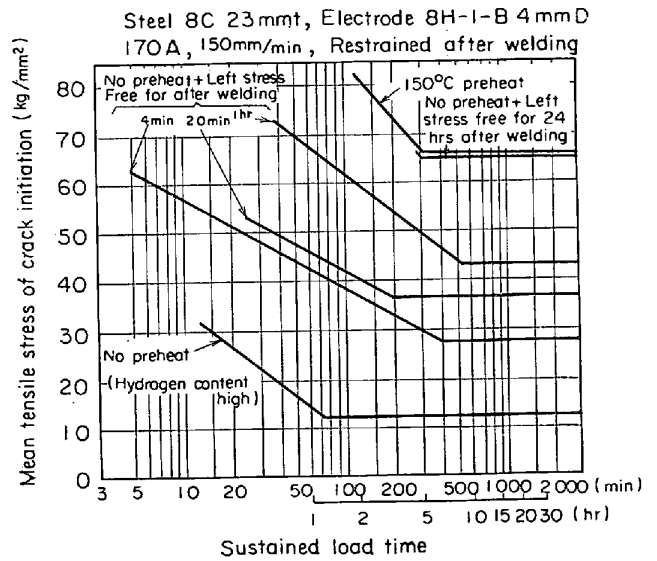


Fig. 2. TRC Test results with HT80 (8C) welds.

高張力鋼溶接部に最も発生しやすいルート割れ (root cracking) のおくれ割れ挙動は、TRC試験と称する定荷重式の拘束割れ試験によつて求めることができる。図2はHT80鋼について求めた結果の一例である。

鋼の溶接割れの防止の面ではTRC試験で求められるこの潜伏時間と前述した割れ発生限界引張応力値が重要である。両者の値は溶接の冷却過程(溶接条件および予熱温度)と水素量によつて変化する。溶接入熱量を増加するか予熱を行ない、溶接部の冷却過程を緩やかにすれば、ルート割れ発生までの潜伏時間は長くなり、限界応力値は上昇する(図2で折れ線は右上に移動)。TRC試験による限界引張応力値がその継手の降伏強さにほぼ等しいか、またはそれ以上の値を示す溶接条件では、拘束条件のきびしい実際の溶接構造物のルート割れ判定の目安とされている斜めY型拘束割れ試験においてもルート割れは起こらないとのことである¹¹⁾。

一方大阪大学で開発されたRRC試験すなわち完全拘束割れ試験(Rigid Restraint Cracking Test)は、溶接中および溶接後、溶接線を中心とする任意の標点距離をつねに一定に保持する定歪型の試験方法で、TRC試験と同様に溶接部のルート割れが調べられる¹²⁾。RRC試験において溶接線を中心とする拘束距離 l を変化させることにより溶接部に加わる拘束力を変えることができる。すなわち l を小さくするほど拘束力は他の条件が一定ならば大きくなる。これらからルート割れが発生するかしないかの拘束距離の限界 l_{cr} あるいは限界拘束度 $K_{cr} = E \cdot h / l_{cr}$ (E : ヤング率, h : 母材の板厚)を求め、これらの値の大小によつて割れ感受性を比較することができる。図3は種々の鋼についての実験例を示す。

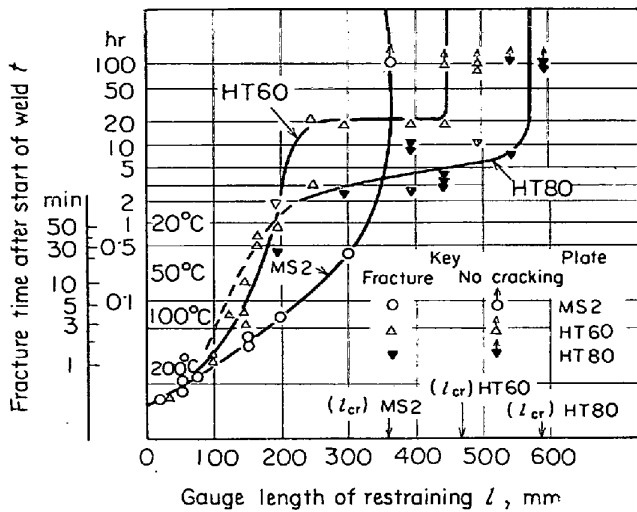


Fig. 3. Effect of gauge length of restraining l on fracture time, MS 2, HT60 and HT80 steel weldments, plate thickness $h=20$ mm, weld heat input $Q=13\,000$ Joule/cm.

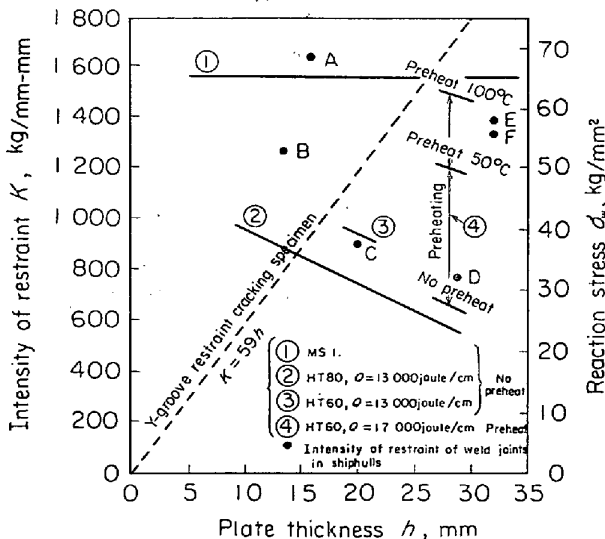


Fig. 4. Comparison between critical intensities of restraint of steel weldments K_{Cr} and intensities of restraint K or weld cracking specimens and some weld joints of shiphulls.

図4は実験室的な割れ試験と実際の溶接構造物における割れ発生傾向を、板厚と拘束度の関係で比較したものである。すなわち図中の①～④で示す線は、軟鋼および高張力鋼についてRRC試験で求めた割れ発生限界拘束拘束度 K_{cr} と鋼材板厚との関係を示す。与えられた溶接継手の溶接施工条件と拘束状態に対して割れが起こるかどうかを知るには、その継手の拘束度が図中の各限界拘束度をこえるか否かを目安にする。たとえば斜めY型割れ試験片の拘束度は図中の破線で与えられるから、①の軟鋼では板厚約25mmまでは割れないのに対して、②

のHT80鋼では、溶接入熱13000J/cmで予熱なしの場合には、板厚が約14mm以上になると割れの危険性がでてくる。

図4には実際の構造物の溶接継手の拘束度の実測例として、船体構造の数を黒丸で示す。実測値はAを除いていずれも軟鋼の割れ発生限界拘束度より小さいから、この軟鋼を用いる場合は割れの心配がないが、高張力鋼を用いる場合は割れ防止上適当な予熱または後熱が必要なが知られる。

なお実際の構造物における溶接継手の拘束度の実測例は船体のほかに最近橋梁¹³⁾、建築¹⁴⁾および球形ガスホルダ¹⁵⁾についてもそれぞれ求められており、溶接割れの発生防止のための貴重な情報を与えている。

以上は一層溶接の場合であるが、多層溶接では、溶接部の拘束応力は1～2パスをピークにしてパス数が増すとともに減少の傾向がある。したがって多層溶接では、ルート割れが発生するまでのおくれ時間の範囲内で、次層のパスを溶接し、最終拘束応力を割れ発生限界応力以下にすることが割れ発生防止の有効な手段である。

溶接部のルート割れ防止対策として予熱が有効なことはよく知られているが、そのほかに溶接割れが発生するまでの潜伏時間内で局部後熱によりマルテンサイトなどの硬化組織を焼もどすとともに、溶接部の水素を放出する方法が有効とされている¹⁶⁾。

なお高張力鋼の多層溶接金属には顕微鏡的ないわゆるマイクロ割れ発生が問題となるが、これらの割れの防止にはとくに溶接完了後100～200°Cで長時間の脱水素のための後熱処理が必要とされている。

(2) 溶接割れ感受性指数

高張力鋼の溶接割れ感受性と化学成分の関係を示すために用いる炭素当量については古くから内外に多くの式が提案されている。わが国ではWESに採用されている先の(1)式があり、また国際的には次のIIWの式がよく用いられている。

$$C_{eq} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr+Mo+V}{5} + \frac{Ni+Cu}{15} (\%) \dots (2)$$

しかしこれらは主に硬化性をベースに求めたもので、割れ感受性を示すものとしては不十分である。

最近伊藤・別所は試作した約200鋼種について斜め開先割れ試験を実施した結果から、炭素当量のほかに溶接金属の水素量および鋼板々厚の係数を加味した新しい溶接割れ感受性指数 P_c を次式で与えた¹⁷⁾。

$$P_c = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B + \frac{H}{60} + \frac{t}{600} \dots (3)$$

ここで H は溶接金属の水素量 (cc/100 g), t は板厚 (mm) である. (3) 式の板厚の項は溶接部の冷却時間と拘束度の 2 つの因子を含んでいるので, 板厚の代わりに拘束度 K (kg/mm²-mm) を含んだ構造物の割れ感受性指数 P_w (Weldment cracking parameter) を次式のように求めることができる¹⁸⁾.

$$P_w = P_{CM} + \frac{H}{60} + \frac{K}{40000} \text{ (%) } \dots\dots\dots (4)$$

$$P_{CM} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \text{ (%) } \dots\dots\dots (5)$$

ここで P_{CM} は鋼材の化学成分のみを示すものゆえ, 溶接割れ感受性組成と呼ぶ

P_w 値を用いると溶接部のルート割れの発生限界の条件が, 鋼板の化学成分, 溶接金属の水素量および拘束度を含む P_w 値と溶接部の冷却時間 (予熱温度で変化) に対して図 5 のように求められる¹⁸⁾. すなわちこの関係から構造物の継手の拘束度がわかれば, 割れ防止のための適正冷却時間すなわち溶接条件や予熱温度が求まる.

「日本溶接協会鉄鋼部会では先の SST 委および JC 委員会 (田村博主査) において, 2 年間にわたり P_c 値を WES 135 規格への採用の適否について検討した. これ

Table 2. Standard values of P_c and P_{CM} .

Grade	P_c (%)	Constant a (%)	P_{CM} (%)
HW 45	0.39	0.11	0.28
HW 50	0.39	0.11	0.28
HW 56	0.41	0.11	0.30
HW 63	0.41	0.11	0.30
HW 70	0.43	0.10	0.33
HW 80	0.45	0.10	0.35
HW 90	0.46	0.10	0.36

Note (1) P_c value and preheating temperature
 $P_c = 1/1440 [T(^{\circ}C) + 392]$

Note (2) Weld cracking parameter for steel composition
 $P_{CM} \text{ (%) } = P_c - a$
 Constant $a \text{ (%) } = (H/60 + t/600)$

Note (3) Above standard values were determined on the basis of the following conditions

Cracking	0%	
HW 45~63	$H = 2.0 \text{ (cc/100 g)}$	$t = 50 \text{ mm}$
HW 70~90	$H = 1.4 \text{ (cc/100 g)}$	$t = 50 \text{ mm}$

らの結果, P_c 値の信頼性が十分に確認されている.

P_c 値を WES-135 に加える実際の作業は, その後の P_c 小委員会 (田村博主査) に引継がれた. 表 2 は同小委員会で提案された「溶接構造用高張力鋼板の溶接割れ感受組成に関する規格 (案)」の P_{CM} 規定値をまとめたものである. この規格は選択規格 (Alternative rule) であつて, WES-135 の炭素当量の代わりに注文者の指定があるときに適用される. また焼入れ焼もどしの熱処理 (調質) を行なつた耐力 45 kg/mm² 以上, 板厚 50 mm 以下の鋼板について適用されるはずである.

3.2 溶接熱影響部の切欠きじん性

高張力鋼の溶接上の問題として最近とくに溶接熱影響部の切欠きじん性の低下が重要なテーマにあげられている. とくに調質高張力鋼では母材が焼入れ焼もどしにより切欠きじん性がすぐれているので, 溶接金属および熱影響部の切欠きじん性と母材のそれとの相違は一層いちじるしくなる.

高張力鋼の溶接熱影響部の切欠きじん性を, 実際の溶接継手から直接あるいは溶接熱サイクルを人工的に再現した V シャルピ試験片を作成して調べた多くの実験結果では, 溶接ボンド部に近い粗粒域熱影響部が母材にくらべていちじるしく切欠きじん性が低下することが知られている.

図 6 は高張力鋼の最高加熱温度 1350^oC における粗粒域熱影響の再現熱サイクル試験片の標準 V シャルピ試験における破面遷移温度 T_{rs} と 15ft-lb 遷移温度 T_{rs} の値と組織の関係を示したものである¹⁹⁾. 炭素量の比較的高い (0.22% C) Mn-Si 系 HT 50 を除き, そのほかの鋼種ではいずれも Cf' (CCT 曲線でフェライト量が 0% に相当する冷却時間) 付近の組織が切欠きじん性が最も良

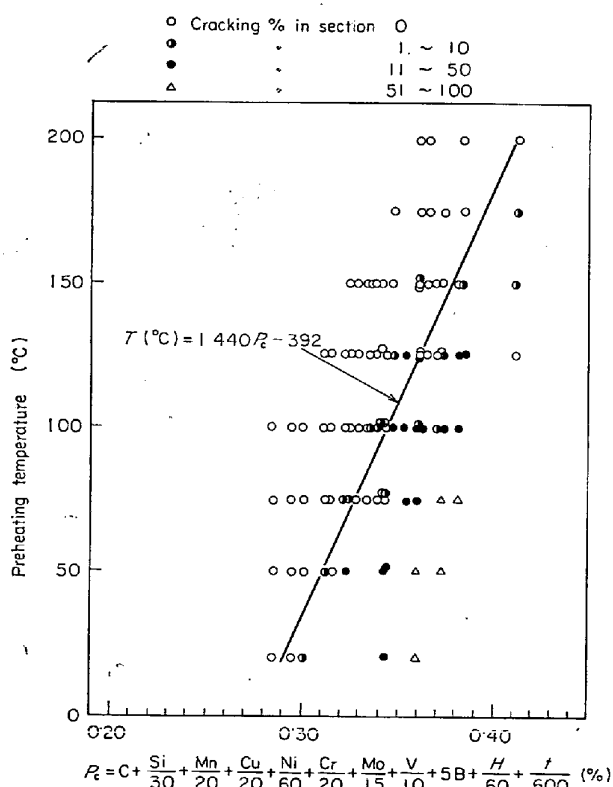


Fig. 5. Relation between P_c value and preheating temperature.

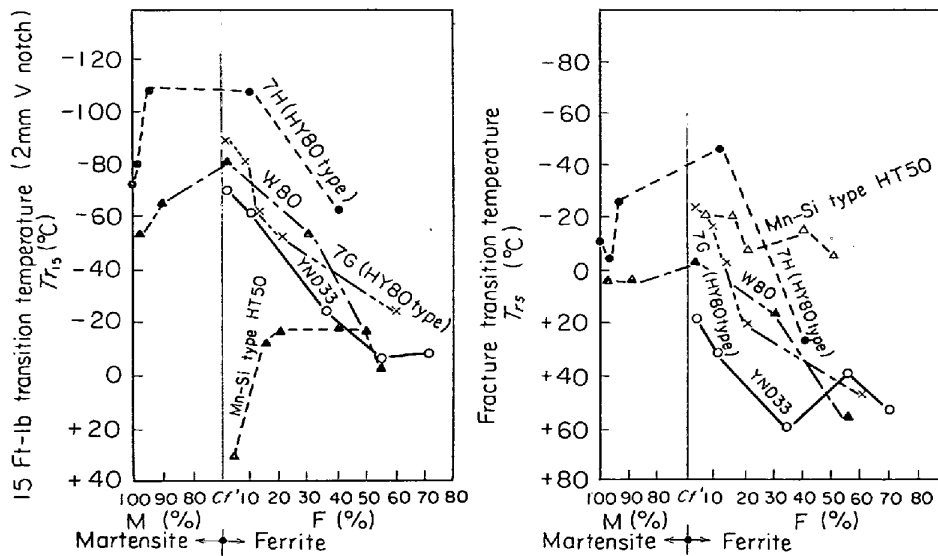


Fig. 6. Relation between microstructure and notch toughness (T_{15} , T_{fs}) of synthetic specimen for heat-affected zone near bond of high-strength steels.

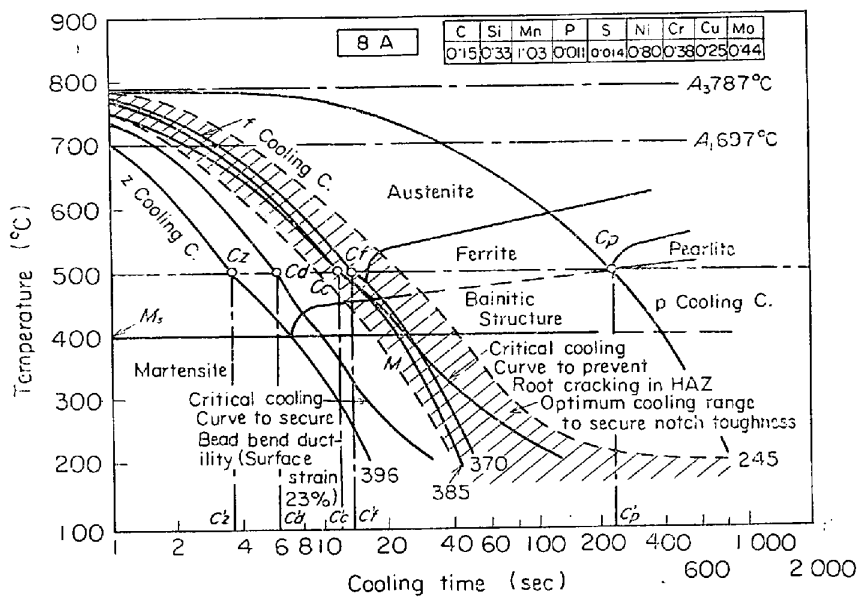


Fig. 7. An example of appropriate critical cooling curves to prevent root cracking, to secure bend ductility and notch toughness in heat-affected zone inserted in SH-CCT Diagram of HT80 (8A).

好で、これより冷却速度が小さくフェライト量が増加するにつれて、切欠きじん性が著しく低下することがわかる。

以上の傾向を CCT 図によつてあらわすと図7のようになる。すなわち、高張力鋼では溶接ボンド付近の切欠きじん性は、フェライトの出はじめる限界冷却時間 Cf' 付近を通過する冷却条件 (図中の斜線範囲) が最もすぐれている。なお図7には斜めY開先割れ試験におけるルート割れ防止のための限界冷却曲線を併記してあるが、両者を考慮して高張力鋼の適正溶接条件としては、 Cf'

よりややおそい冷却条件を選ぶのがよいことになる。

以上のことから最近では高張力鋼の溶接継手の品質の確保のために溶接熱サイクルを制御して冷却条件を適正な範囲に入れることが溶接施工上重要となつている。すなわち溶接熱サイクルの過大な冷却速度は溶接割れを、また著しくおそい冷却速度を与える溶接条件は溶接熱影響部の切欠きじん性をそこなうので避けなければならない。

高張力鋼の溶接熱影響部の切欠きじん性を低下させない方法としては、上述の溶接熱サイクル制御のほかに、

鋼材の化学成分の選択や溶接方法の改善などがある。溶接方法としてはもちろん大入熱溶接であるサブマージアーク溶接やエレクトロスラグ溶接などでは溶接ボンド付近の溶接熱影響部の切欠きじん性の低下が著しく、小入熱による被覆アーク溶接や狭開先溶接 (narrow gap welding) は比較的切欠きじん性が良好である。サブマージアーク溶接ではそのため能率を多少犠牲にして入熱量を下げ溶接パス数を増したり、電極ワイヤのほかに冷鋼ワイヤや開先内にあらかじめカットワイヤなどを充添して溶接効率を維持しながら実質熱量を下げ方法などがある。

一方鋼材の化学成分が溶接ボンド部の切欠きじん性におよぼす影響についてもいろいろ研究されている。鈴木と田村²⁰⁾は再現熱影響部の V シャルピ試験結果から、粗粒域熱影響部の 15-ft-lb 遷移温度に対する成分と組織の影響を次式であらわしている。

$$T_{n5} (^{\circ}\text{C}) = 400 C_{\text{eq}} - 4/5(m + 1/2\beta) - 50 \dots (6)$$

$$C_{\text{eq}} = \text{C} + 1/40 \text{Mn} - 1/25 \text{Ni} + 1/20 \text{Cr}$$

$$+ 1/8 \text{Mo} \dots \dots \dots (7)$$

ただし、 $\text{C} < 0.18\%$, m : マルテンサイト量,

β : ベイナイト量

Ni 量の増加が溶接熱影響部の切欠きじん性の改善にある程度の効果があることは、その後の報告でも示されている。

佐藤ら²¹⁾は最近調質 HT 80 高張力鋼の一層ビードサブマージアーク溶接熱影響部からとり出した V シャルピ試験片により、溶接ボンド部の切欠きじん性におよぼす化学成分などの影響を詳細に調べている。その結果によると、溶接ボンド部の -40°C における V シャルピ値 (B_{VE-40}) に対する炭素当量として次式を提案している。

$$C_{\text{eq}} (B_{VE-40}) = \text{C} - 10/74 \text{Si} + 10/92 \text{Mn} + 1/174 \text{Ni}$$

$$+ 1/109 \text{Cr} - 1/118 \text{Mo} - 10/14 \text{V}$$

$$+ 2/15 \text{Al} + 1.7 \text{B} \dots \dots \dots (8)$$

すなわち Ni のほか Mo, V などに若干の効果が見られる。

溶接ボンド部の切欠きじん性の低下の少ない高張力鋼を開発する方法には、化学成分以外にもいろいろ考えられており新しい鋼種も作られているが、目下のところ決定的な情報は得られておらず、今後も溶接入熱制御に依存せざるをえない現状にある。

なお実際の溶接構造物における溶接ボンド部からの破壊には、溶接入熱のほかに余盛形状、アンダカット、趾端割れなどの表面切欠、溶込み不足、スラグ巻込み、ビード下割れなどの内部切欠や、残留応力、継手の角変形などの諸因子の影響が重要である。このため最近多くの

大型試験を中心としてぜい性きれつ発生および伝播の研究が行なわれているが、ここでは紙面の都合で割愛したので興味の向きは著者らの報告²²⁾を参照していただきたい。

4. 結 言

以上著者が約 20 余年ともに歩んだ委員会の活動を中心に、わが国の高張力鋼の発達を回顧し、あわせて溶接上の問題点の一端を紹介した。

現在わが国の高張力鋼の利用と研究状況は、先進国米国と並んで世界にぬきんでており、IIW においても常にその実力が高く評価されている。

わが国の今日の高張力鋼の発展は、もちろん一つには製鉄界の高い技術水準にあるものとして自ら誇りうるものであるが、一方造船所をはじめ橋梁鉄骨メーカーが技術者の開拓的精神で常に新しい目標に挑戦した努力と、溶接材料メーカーの献身の協力や関係官庁の理解ある応援を忘れてはならない。

高張力鋼の利用はなおますます各分野に拡がりつつあり、それとともに起こると予想される新たな溶接上の問題をわれわれは常に解決しなければならない。今後も微力ながらもわが国の構造用高張力鋼の発展につくす所存である。

文 献

- 1) 堀川: 鉄と鋼, 39 (1953) 7, p. 705~715
- 2) 木原: 溶接学会誌, 25 (1956) 5, p. 242~248
- 3) 木原: 溶接学会誌, 26 (1957) 8, p. 520~525; 9, p. 547~553; 10, p. 612~621; 11, p. 670~674
- 4) 鍵和田, 宮野: 鉄と鋼, 42 (1956), p. 830~833
- 5) 特殊高性能 HT 70 高張力鋼の溶接の研究 (HT 委員会第 1 分科会報告): 溶接技術, 8 (1960) 12, p. 19~34
- 6) 日本溶接協会 40-NDH 委員会総合報告 (1966)
- 7) 今井: 日本造船学会誌, 477 (1969), p. 120~124
- 8) 溶接構造用高張力鋼板規格 (WES-135-70) および解説; 溶接技術, 18 (1970) 12, p. 129-142
- 9) 木原, 稲垣, 池田; 溶接学会誌, 38 (1969) 1, p. 33~54
- 10) 溶接学会第 1 回国際シンポジウム用予稿 (1971)
- 11) M. INAGAKI, H. NAKAMURA, and H. SUZUKI: Trans. NRIM, 6 (1964) 4, p. 183
- 12) 渡辺, 佐藤: 溶接学会誌, 33 (1964) 7, p. 513
- 13) 日本鋼構造協会溶接割れグループ報告: JSSC, 6 (1970) No 60, p. 1~34
- 14) 中山, 松本, 稲垣: 溶接学会講演概要集第 6 集, 昭 45 年春, p. 107~108
- 15) 鈴木春義, ほか: 溶接学会冶金研究資料 WM-384-72, 1972 年 IIW 第 IX 委員会提出論文
- 16) 鈴木, 稲垣, 中村: 溶接学会誌, 32 (1963) 3, p. 279

-
- 17) 伊藤, 別所: 溶接学会誌, 37(1968) 9, p. 983~991
- 18) 伊藤, 別所: 溶接学会誌, 37(1968) 10, p. 1134~1144
- 19) M. INAGAKI, H. NAKAMURA, K. HARADA, and Y. MITANI: Trans. NRIM, 6 (1964) 6, p. 420
- 20) H. SUZUKI and H. TAMURA: IIW Doc. IX-321-62 (1962)
- 21) 佐藤, 中杉: 溶接学会誌, 40(1971) 6, p. 535~551
- 22) 木原, 金沢, 大庭, ほか: 日本造船学会論文集, 125 (1969), p. 255~274; 126 (1969), p. 377~396
-