

鋼の炭素当量と溶接部の最高硬さと割れ



鈴木 春 義*

Carbon Equivalent, Maximum Hardness and Cracking in Welding Steel

Haruyoshi SUZUKI

1. ま え が き

鋼の炭素当量は鋼とくに低合金高張力鋼の溶接性に及ぼす合金元素の影響を一括して表す簡単な式である。精度は十分とは言えないが、便利な式なので鋼の購入仕様書にしばしば用いられるため、その信頼精度の向上には従来から多くの研究が行われてきた。需要が多い低合金高張力鋼の溶接性としては、溶接熱影響部（以下 HAZ と略する）の水素による冷間割れ感受性をもつとも重視されるが、その評価に炭素当量および HAZ の最高硬さ H_{max} がよく使用される。これらの問題について従来の研究はやや定性的で不十分であつたが、ここ数年来の研究により種々新しい知見がえられている。

炭素当量には HAZ の H_{max} と割れに関する二種類があるが、両方に使えるものとそうでないものがある。

2. H_{max} 用炭素当量

2.1 最高硬さ H_{max} の推定式

低合金高張力鋼の溶接熱影響部 (HAZ) は溶接時の急熱急冷により硬化し、そのていどがある限界値を超えると溶接割れを起こしやすい。従つて HAZ の H_{max} 値は溶接割れ発生の尺度になりうる。また実際の構造物の損傷が溶接部から発生した場合の原因究明に際しては、HAZ の H_{max} 値を測定して、それにより溶接施工条件が妥当であつたか否かを判断する。また最近の海洋構造物の溶接施工時には割れ予防の目的で、 $H_{max} \leq 325$ HV などの条件がつくことが多い。さらに応力腐食割れ防止が必要な場合にも H_{max} 値にある制限値がつく。従つて鋼の化学成分と溶接条件にもとづいて H_{max} を予測する方法の確立は昔から強く要望されていた。

H_{max} の推定は鋼の化学成分と HAZ 粗粒域（普通これをボンド部と称している）の冷却速度を組み合わせて行うことができる。冷速の尺度としては、変態域を含むと思われる 800°C から 500°C までの冷却時間 $t_{8/5}$ がよく用いられている。

H_{max} の種々の推定式については、百合岡らの報告¹⁾²⁾に列挙されているが、筆者がそれらの精度を比較検討した結果³⁾では、1984年5月現在でもつとも信頼できるのは、百合岡式¹⁾、DUEREN 式⁴⁾、及び寺崎式⁵⁾であると思われる。

(1) 百合岡式¹⁾

$$\left. \begin{aligned} H_{max}(\text{HV}10) &= 406C + 164 \text{ Ceq I} + 183 \\ &\quad - (369C - 149 \text{ Ceq I} + 100) \arctan X \\ X &\equiv \frac{Y - 2.822 \text{ Ceq II} + 0.262}{0.526 - 0.195 \text{ Ceq II}} \end{aligned} \right\} \dots (1)$$

$Y \equiv \log \tau$

τ (s) $\equiv t_{8/5}$ (s) = 800° から 500°C までの冷却時間

$$\left. \begin{aligned} \text{Ceq I} &\equiv C + \frac{\text{Si}}{24} + \frac{\text{Mn}}{6} + \frac{\text{Cu}}{15} + \frac{\text{Ni}}{40} + \frac{\text{Cr}}{6} \\ &\quad + \frac{\text{Mo}}{4} + 10\text{B} + \frac{\text{Nb} + \text{V}}{5} \\ \text{Ceq II} &\equiv C - \frac{\text{Si}}{30} + \frac{\text{Mn}}{5} + \frac{\text{Cu}}{5} + \frac{\text{Ni}}{20} + \frac{\text{Cr}}{4} \\ &\quad + \frac{\text{Mo}}{6} + 10\text{B} \end{aligned} \right\} \dots (2)$$

Ceq I は緩冷却の場合の H_{max} に関する炭素当量。

Ceq II は鋼溶接用 CCT 図で 100% マルテンサイト組織中にフェライトが出現しはじめる冷却時間に関する。

(2) DUEREN 式⁴⁾

$$\left. \begin{aligned} \text{HV}_X(\text{HV}10) &= 2019[C(1-0.5Y) + 0.3(CE_B - C)] \\ &\quad + 66(1-0.8Y) \\ CE_B &\equiv C + \text{Si}/11 + \text{Mn}/8 + \text{Cu}/9 + \text{Cr}/5 \\ &\quad + \text{Ni}/17 + \text{Mo}/6 + \text{V}/3 \\ Y &\equiv \log \tau = \log t_{8/5}, (\tau \text{ in s}) \\ 100\% \text{ Martensite} &\quad \text{HVM} = 802C + 305 \\ 100\% \text{ Bainite} &\quad \text{HVB} = 350(CE_B) + 101 \end{aligned} \right\} \dots (3)$$

上式の HV_X は $\log \tau$ の増加と共に直線的に減少する。 HV_X の上限は HVM 、下限は HVB とするので、

昭和 59 年 6 月 13 日受付 (Received June 13, 1984) (依頼技術資料)

* 新日本製鉄(株)顧問 工博・理博 (Executive Advisor, Nippon Steel Corp., 2-6-3 Otemachi Chiyoda-ku 100)

DUEREN 式は図には 3本の直線であらわされる。

(3) 寺崎式³⁾

$\tau \equiv t_{8/5}$ (s) および

τ_M (s) : CCT 図で 100% マルテンサイト組織内に他の組織成分が出始める臨界冷却時間。

$\tau \leq \tau_M$ なら 100% マルテンサイトの硬さ HV_M ,
 $H_{max}(HV) = HV_M \equiv 812C + 293$ (4)

$\tau > \tau_M$ なら
 $H_{max} = HV_0 + (HV_M - HV_0) \exp\{-0.2(\tau/\tau_{MM} - 1)\}$
 (5)

ただし

$$\left. \begin{aligned} HV_0 &= 164 CET + 153 \\ CET(\%) &= C + Si/2 + Cr/7 + Mo/2 \\ &\quad + V + Nb + 7B \\ \log \tau_M &= 2.5P_V - 1.27 \\ P_V(\%) &\equiv C + Mn/3 + Ni/8 + Cr/10 \\ &\quad + Mo/3 + Cu/4 + 5B \end{aligned} \right\} \dots (6)$$

(6) 式は書き替えると次式になる。 $\tau > \tau_M$ ならば,
 $H_{max}(HV) = 164(CET + 153 + (992C - 200CET + 171) \exp\{-3.724\tau/(316.2)P_V\})$ (7)

(4) 鈴木の簡便式³⁾

筆者は百合岡式をもとに, H_{max} を $t_{8/5}$ と $C\%$ と, 伊藤・別所⁶⁾ の割れ炭素当量 P_{cm} (現在は日本溶接協会 WES 規格に採用):

$$P_{cm}(\%) = C + Si/30 + (Mn + Cu + Cr)/20 + Ni/60 + Mo/15 + V/10 + 5B \dots (8)$$

との 3 変数で計算できる次の簡便式を出した³⁾。

$$\left. \begin{aligned} H_{max}(HV10) &= (187 + 64C + 485P_{cm}) \\ &\quad - (97 + 680C - 441P_{cm}) \arctan X \\ X &\equiv \frac{Y + (0.501 + 7.90C - 11.01P_{cm})}{(0.543 + 0.55C - 0.76P_{cm})} \\ Y &\equiv \log t_{8/5} \end{aligned} \right\} \dots (9)$$

この式の精度は式(1)の百合岡式とほぼ同等である³⁾。

6 種の高張力鋼の $H_{max} \sim t_{8/5}$ 特性曲線の実測値 (百合岡¹⁾) と, 以上の諸式による推定曲線との比較を Fig. 1 a) b) に示す。いずれもかなり良好な推定ができる。

2.2 H_{max} 用炭素当量

H_{max} 推定用炭素当量の概念は 1940 年の DEARDEN, O'NEILL の式⁷⁾:

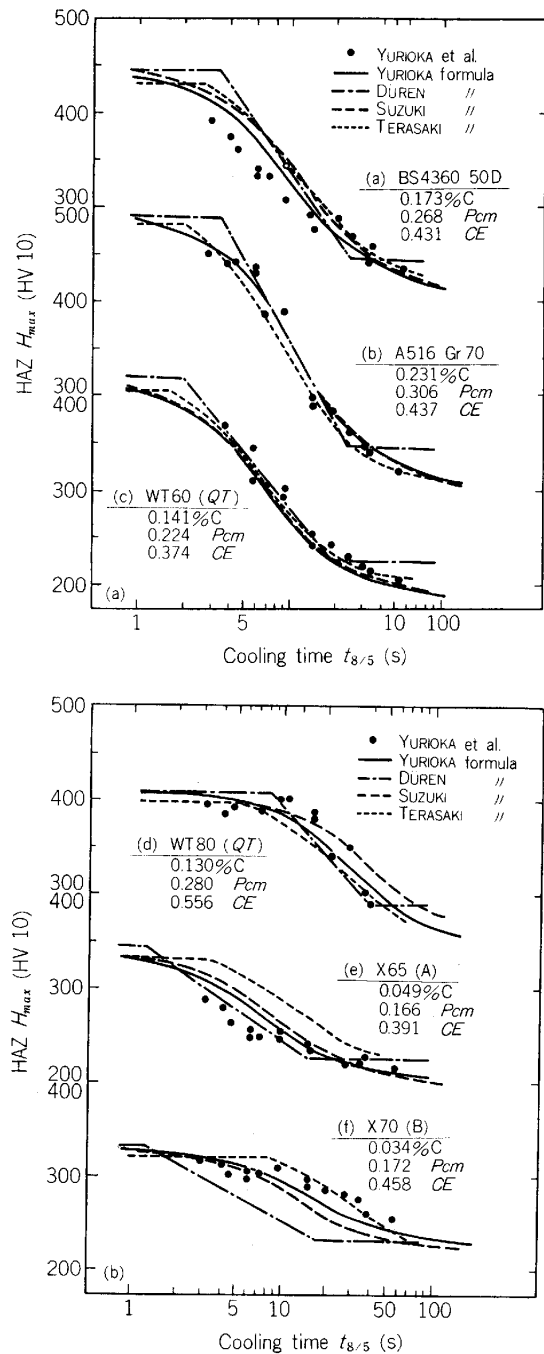
$$CE(D-O) \equiv C + Mn/6 + Ni/15 + Cr/5 + Mo/4 + V/5 + Cu/13 \dots (10)$$

に始まるようで, これがその後ロイド協会, 英国 BS 規格および IIW (国際溶接学会) の炭素当量:

$$CE = C + Mn/6 + (Cu + Ni)/15 + (Cr + Mo + V)/5 \dots (11)$$

に発展した。わが国 JIS の炭素当量:

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



a) for Mn-Si-V-(Nb) steels (a, b) and WT60 steel (c)
 b) for WT80 steel (d) and pipeline steels (e, f)
 Fig. 1. Comparison of H_{max} values between measured (by YURIOKA) and predicted by four formulae.

$$+ Cr/5 + Mo/4 + V/14 \dots (12)$$

も D-O 式(10)を筆者ら⁸⁾が実験データをもとに改良した式である。

百合岡¹⁾及び筆者³⁾の研究によると, $C=0.034 \sim 0.254\%$ の 14 種類の低合金高張力鋼 (HT50~HT80) の H_{max} 実測値が, $t_{8/5}$ 一定の場合に,

$$H_{max} = a + b(P_{cm} \text{ or } CE), \quad (a, b \text{ は常数}) \dots (13)$$

なる単回帰式で整理できるとして相関係数 r を求めた結

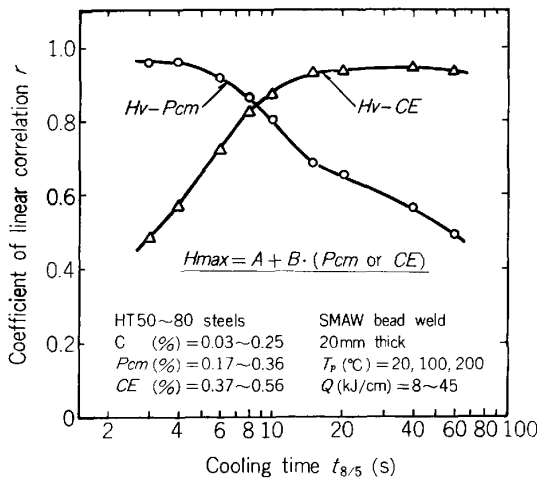


Fig. 2. Comparison of coefficients of linear correlation between H_{max} (HV 10) and carbon equivalents P_{cm} or CE (IIW) for high strength steels of carbon contents 0.03 to 0.25%.

果は Fig. 2 のように、 P_{cm} は $t_{8/5} < 9s$ の急冷の場合にのみ有効で、逆に CE は徐冷の場合にのみ有効なことがわかった。

百合岡らの 14 種の供試鋼に対して式(13)の代わりに C と P_{cm} 、 C と CE に関する重回帰式:

$$H_{max} = a_0 + a_1 C + a_2 (P_{cm} \text{ or } CE),$$

(常数は $t_{8/5}$ の関数) (14)

を用いた場合の重相関係数 R は次のようで、Fig. 2 の r にくらべてはるかに良好であることがわかった⁹⁾。

$t_{8/5}(s)$	3	5	10	15	20	40
$R(C, P_{cm})$	0.965	0.945	0.940	0.949	0.657	0.641
$R(C, CE)$	0.967	0.950	0.950	0.952	0.948	0.946

しかし (C, P_{cm}) の回帰式では $t_{8/5} > 15s$ の徐冷の場合に相関不良になるが、 CE を用いれば全冷速範囲で良好である。これは CE が硬化性に基づく炭素当量であるのに対して、 P_{cm} はやや急冷の場合の JIS-y (鉄研式) ルート割れ試験の割れ率に関して導かれたもので硬化性とは縁がうすいためであろう。

以上と類似の結論は DUEREN 式(3)からも導かれる。式(3)を書き替えると

$$\left. \begin{aligned} H_{max} (HV) &= 2019(1-0.5Y)CE_{\tau} + 66(1-0.8Y) \\ CE_{\tau} (\%) &\equiv C + Si/11A + Mn/8A + Cu/9A \\ &\quad + Cr/5A + Ni/17A + Mo/6A + V/3A \\ A &\equiv (1-0.5Y)/0.3 \end{aligned} \right\} \dots\dots\dots (15)$$

となり、

$$H_{max} = b_0 + b_1 CE_{\tau}, \quad (b_0, b_1 \text{ は } \tau \text{ の関数}) \dots\dots (16)$$

の形であらわされる。DUEREN のこの炭素当量 CE_{τ} は、冷却時間 τ ($\equiv t_{8/5}$) に応じて式中の分母が変化する。

急冷、たとえば $\tau = 3s$ では

$$CE_3 = C + Si/28 + Mn/20 + Cu/23 + Cr/13 + Ni/43 + Mo/15 + V/8 \dots\dots\dots (17)$$

となり、式(8)の P_{cm} に類似する。また徐冷の $\tau = 25s$ に対しては、 $CE_{25} = CE_B$ となるが、 CE_B (式3) は CE (IIW) (式11) に類似している。すなわち H_{max} を式(16)の単回帰式の形式で表す場合には、急冷には P_{cm} が、徐冷には CE (IIW) が適当であるという Fig. 2 の筆者らの結論と一致する。

以上に述べたように H_{max} と炭素当量については次の結論がえられる。

(イ) $H_{max} = a + b \times (\text{炭素当量})$ の一次式で H_{max} を表しうる単純な (冷速に無関係な) 炭素当量の式は存在しないようである。急冷の場合には P_{cm} が、徐冷の場合には CE (IIW) が適当に思われる。全冷速にわたって適用できる炭素当量の式としては、合金元素の寄与率が冷却時間 $\tau (t_{8/5})$ に応じて変化しうる式 (たとえば DUEREN の CE_{τ}) が必要である。

(ロ) P_{cm} や CE (IIW) でも、 $C\%$ と組み合わせた一次式、 $H_{max} = a + bC + c(P_{cm} \text{ or } CE)$ 、(a, b, c は τ の関数) ならかなり良好な精度で H_{max} を推定できる。この場合は徐冷域では P_{cm} よりも CE が適当である。

(ハ) H_{max} の推定式に非線形の式を使用すれば、適当な炭素当量の式と冷却時間と組み合わせると精度よい推定ができる。その場合の炭素当量としては、百合岡の CE_q I と CE_q II (式2)、寺崎の CET と P_V (式6)、及び筆者の式(9)中の P_{cm} などがある。

なお H_{max} と冷間割れとの関係については次章に譲る。

3. 冷間割れに関する炭素当量

3.1 各種の炭素当量

低合金高張力鋼の溶接熱影響部 (HAZ) の水素による冷間割れ感受性に及ぼす合金元素の影響を評価する目的で従来多数の炭素当量の式が提案されている。その詳細は IIW (国際溶接学会) 第IX委員会 (溶接性) の資料⁹⁾ にまとめられているが、ここでは代表的な次の諸式を検討してみた。

$$CE(\%) = C + Mn/6 + (Cu + Ni)/15 + (Cr + Mo + V)/5 \dots\dots\dots (18)$$

$$P_{cm}(\%) = C + Si/30 + (Mn + Cu + Cr)/20 + Ni/60 + Mo/15 + V/10 + 5B \dots\dots\dots (19)$$

$$P_{2.6}(\%) = C + Si/25 + Mn/20 + Cu/20 + Ni/40 + Cr/10 + Mo/15 + V/10 \dots\dots\dots (20)$$

$$CES(\%) = C + Mn/6 + Cu/40 + Ni/20 + Cr/10 + Mo/10 \dots\dots\dots (21)$$

$$CE_q(\%) = C + Si/24 + Mn/6 + Ni/40 + Cr/5 + Mo/4 + V/14 \dots\dots\dots (22)$$

$$\left. \begin{aligned} CEN(\%) &= C + A(C) \cdot \{Si/24 + Mn/6 + Cu/15 \\ &\quad + Ni/20 + (Cr + Mo + Nb + V)/5 + 5B\} \\ A(C) &\equiv 0.75 + 0.25 \tanh \{20(C - 0.12)\} \end{aligned} \right\} \dots\dots\dots (23)$$

$$CE_B(\%) = C + Si/11 + Mn/8 + Cu/9 + Ni/17 + Cr/5 + Mo/6 + V/3 \dots\dots\dots (24)$$

上記のうち CE (IIW) は、既出の式(11)であるが、前述のようにこれは DEARDEN, O'NEILL の式(10)をわずかに修正した式である。この D-O 式は英国の CTS 試験の前身である Reeve 試験 (板厚 12mm の 2 板の試験板の重ねすみ肉溶接割れ試験) における HAZ の H_{max} に及ぼす合金元素の影響を炭素当量 (式 10) の形式で表現したもので、HAZ の硬化性に立脚して、割れ性に立脚したものではない。しかし拘束が強い場合の溶接作業で割れを防ぐ溶接条件としては、当時の欧州の割れ試験の経験にもとづいて、

$$H_{max}(HV) \leq 350 \dots\dots\dots (25)$$

なるようにすればよいと仮定した。この 350 は当時 (1940 年) は低合金高張力鋼用の低水素系溶接棒は未開発であったから、非低水素系の被覆アーク溶接棒に対する経験値である。なお DEARDEN らが用いた条件は、報告⁷⁾から推定して、

$$\left. \begin{array}{l} \text{冷却時間 } \tau = t_{8/5} = 13 \text{ s (徐冷域)} \\ \text{供試鋼の } C\% = 0.09 \sim 0.35\% \end{array} \right\} \dots (26)$$

であり、 $C \leq 0.17\%$ の供試鋼が多い。これに対して $H_{max}(HV) = 1200 CE - 200$ なる実験式を導いているが、これは $\tau = 13 \text{ s}$ に対してのみ成立する式である。冷却時間が 13s の徐冷域なので、Fig. 2 よりみて H_{max} の推定には P_{cm} よりも CE (IIW) が有利な場合になる。すなわち CE (IIW) は低 $C\%$ (≤ 0.17) の鋼に対しても、徐冷の場合には妥当であると考えられる。

次に式(19)の P_{cm} は、伊藤・別所⁶⁾の JIS-y ルート割れ試験データにもとづく炭素当量である。供試鋼は約 200 チャージの HT 50~HT 100 鋼で、試験条件は

$$\left. \begin{array}{l} \text{冷却時間 } \tau = 6 \sim 12 \text{ s (最多 } 6 \sim 9 \text{ s)} \\ \text{供試験の } C\% = 0.07 \sim 0.22\% \\ \text{(最多 } 0.09 \sim 0.17\%) \end{array} \right\} \dots (27)$$

であり、溶接条件は急冷の場合に属する。 P_{cm} の式の分母の決定には HAZ の硬化性は全く考慮されていない。また高 $C\%$ 域に適用できるかどうか検討されなかつた。

次の式(20)の $P_{2.6}$ は DUEREN の CE τ 式(15)で $\tau = 2 \sim 6 \text{ s}$ 域に対する式で、急冷用の P_{cm} 式にほぼ一致している。

式(21)の CE_S は STOUT¹⁰⁾の炭素当量で、パイプライン用鋼材の自拘束型 I 形グループ割れ試験 (Stout slot test) の結果作られたものである。

式(22)の C_{eq} は JIS 規格に用いられている WES (日本溶接協会) の炭素当量で、わが国の JIS-y 割れ試験結果をもとに改良された式である。

最近百合岡¹¹⁾は $C\% = 0.034 \sim 0.254\%$ の HT 50~HT 80 鋼板の Stout slot test, JIS-y 及びレ形グループ

割れ試験の結果にもとづいて、割れ防止の限界予熱温度を評価するには P_{cm} は $C \leq 0.12\%$ の低炭素含有鋼に適しているが、 CE (IIW) と C_{eq} (WES) は $C \geq 0.12\%$ の高炭素域に妥当なことを見出した。そこで P_{cm} と CE (IIW) の両者を組み合わせて単一の炭素当量 CEN (式 23) を提案した。式(23)中の調整係数 A は $C\%$ の関数で次の値をもつ。

$C(\%)$	0	0.08	0.12	0.16	0.20	0.26
$A(C)$	0.500	0.584	0.750	0.916	0.980	0.998

CEN は $C \leq 0.12\%$ の低炭素域では P_{cm} と同様に、逆に高炭素域では CE と同格になることは後出図 (Fig. 11) に示されている。

最後の CE_B (式 24) は既出の DUEREN の式でベイナイト組織の硬さに関する炭素当量式で、冷間割れ試験から導かれたものではない。

以上の諸式が冷間割れ評価にどの程度有効かを次に JIS-y 試験とインプラント割れ試験結果により検討してみよう。

3.2 $C \leq 0.18\%$ の JIS-y 試験 (急冷)

JIS-y ルート割れ試験データはわが国では豊富であるが、その結果をまとめるに適する炭素当量の式を求めてみよう。

冷間割れを評価する筆者の新しい割れ指数 P_{HA} の報告¹¹⁾では、JIS-y 試験のルート割れ発生限界水素濃度 H_c として、限界予熱温度の場合に溶接金属が 100°C に冷却した時点での割れ発生点 (ルート部より 0.2~0.3 mm 内部の HAZ 粗粒域内の応力集中点) の拡散性水素濃度の計算値を用いている。この H_c よりも大きい水素濃度の場合には割れが発生し、低い場合には割れない。したがって H_c が大きい鋼材ほどルート割れへの抵抗力が強いことになる。

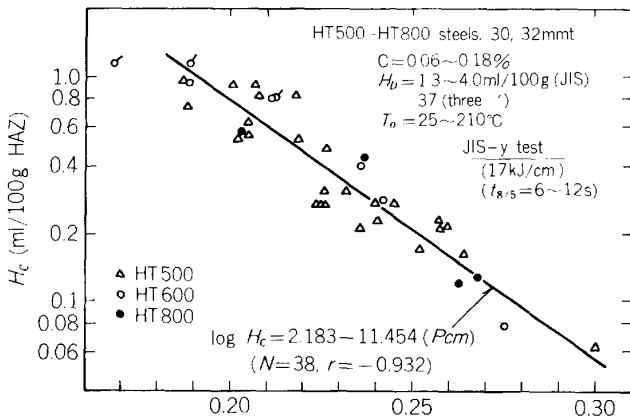
実験によると、
 $\log H_c = a - b P_{cm}$, (a, b は常数) $\dots\dots\dots (28)$
と表され、 a, b は拘束度 (試験片の板厚と共に増加) の関数である。

Fig. 3 は板厚 30 mm の場合の $\log H_c \sim P_{cm}$ 関係の例である。式(28)の回帰式の相関係数 $r = -0.932$ でかなり良好な相関と言えよう。Fig. 3 のデータの試験条件は次のとおり:

HT 50~HT 100 kgf/mm² 鋼板, 板厚 30 mm
(と 32 mm), $C(\%) = 0.06 \sim 0.18$, H_D (ml/100 g)
 $= 1.3 \sim 4.0$, 予熱温度 T_0 ($^\circ\text{C}$) $= 25 \sim 210^\circ\text{C}$,
溶接入熱 $Q = 17 \text{ kJ/cm}$, $t_{8/5}$ (s) $= 6 \sim 12$,
(最多 6~9 s)。

これに対して Fig. 4 は $H_c \sim CE$ (IIW) を、Fig. 5 は $H_c \sim C_{eq}$ を示す。この場合の相関係数はそれぞれ $-0.718, -0.835$ で P_{cm} の場合にくらべて著しく不良である。

その他の炭素当量による同じ H_c の相関図は省略する



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

Fig. 3. Correlation between critical hydrogen concentration H_c and carbon equivalent P_{cm} (new WES) for 30 mm thick HT 500 to HT 800 steels (JIS-y test). (500, 800 in N/mm^2).

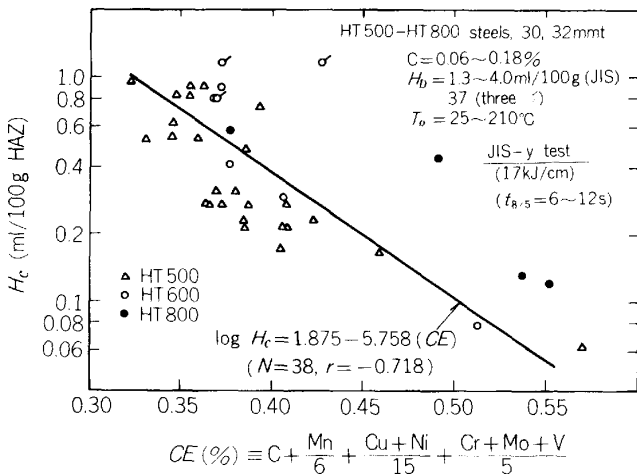


Fig. 4. Correlation between critical hydrogen concentration H_c and carbon equivalent CE (IIW) for 30 mm thick HT 500 to HT 800 steels (JIS-y test).

が、相関係数を Table 1 に比較した。良好な順に並べると、

$$P_{cm} \equiv CEN, P_{2.6}, CES, Ceq, CE, CE_B$$

となる。すなわち試験条件が

$$C(\%) = 0.06 \sim 0.18, t_{8/5}(s) = 6 \sim 12$$

の低 C%, 急冷の場合には、CE (IIW) や Ceq は不適当で、Pcm や CEN が良好である。

試験データが徐冷 ($t_{8/5}$ が 9~12s ぐらいよりも大きい場合) には、Table 1 の順位は変化するであろう。その場合には CE や Ceq が Pcm よりも適当になるらしいことが、最近の実験結果 (数が少ない) に見えている。その場合はどちらかと言えば高 C% の鋼材で、冷間割れの防止の限界予熱温度が比較的が高く、溶接入熱もやや大きい場合、すなわち徐冷条件が対象になる場合である。この場合は今後実験データを増加して検討すべ

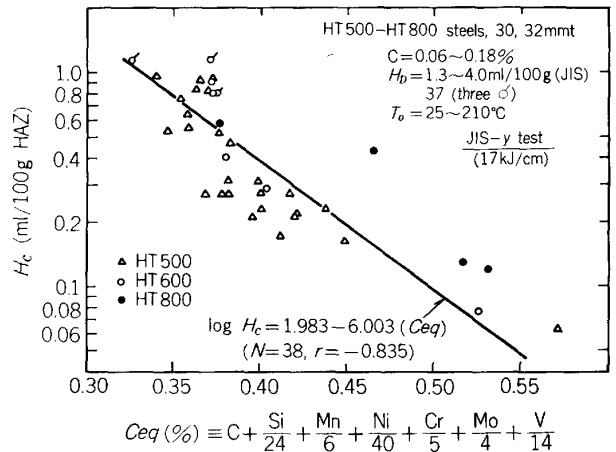


Fig. 5. Correlation between critical hydrogen concentration H_c and carbon equivalent Ceq (old JIS) for 30 mm thick HT 500 to HT 800 steels (JIS-y test).

Table 1. Correlation coefficient in regression analysis for $\log H_c = a - b(C.E.)$.

P_{cm} (New WES)	$ r = 0.932$	rating 1
CEN (YURIOKA)	0.931	1
$P_{2.6}$ (DÜREN)	0.920	2
CES (STOUT)	0.842	4
Ceq (Old JIS)	0.835	4
CE (IIW)	0.718	6
CE_B (DÜREN)	0.707	7

きであろう。

3.3 $C \leq 0.18\%$ のインプラント試験 (急冷)

欧州で開発されたインプラント割れ試験¹²⁾¹³⁾は、直径 8 mm ていどの丸棒試験片の一端近くに円周切り欠きをつけたものを、平板の丸穴につらいちにはめこみ (implant)、板上にビード溶接して切欠底部に HAZ 粗粒域が位置するようにしたのち、室温で一定の引張荷重をかけたまま長時間保持して遅れ割れによる切欠断面の破断を調べる方法である。ある応力以下では破断しなくなるという限界応力 σ_{cr} を求めるのが目的である。このインプラント試験は試験材が少量ですみ、かつ手軽なのでわが国でも広く用いられるようになった。

伊藤ら¹⁴⁾、田中ら¹⁵⁾及び大熊ら¹⁶⁾が行った WES 標準の 8-7 mm 径のインプラント試験片の限界応力 (102 個) を、筆者ら¹⁷⁾が次の一次式を用いて重回帰分析を行った結果を次に示す。

$$\sigma_{cr} = b_0 + b_1(P_{cm} \text{ or } CE) + b_2 \log H_D + b_3 t_{100} + b_4 \tau + b_5 C \dots \dots \dots (29)$$

σ_{cr} (kgf/mm²): 8-7 mmφ インプラント限界応力値
 $b_0 \sim b_5$: 常数

P_{cm} (%) は式 (8), CE (%) は式 (11)

H_D (ml/100 g): 溶着金属 100 g 当たりの拡散性水素量

t_{100} (s): 凝固後 100°C までの冷却時間

$\tau = t_{8/5}$ (s): 800°C から 500°C までの冷却時間

なお実験データの試験条件は次のとおりである。

データ総数 $N=102$, HT 50~HT 80 鋼,
 $C(\%)=0.04\sim 0.18\%$ と 2 個の 0.23% (最多
 $0.09\sim 0.18\%$), $P_{cm}(\%)=0.14\sim 0.32$, $CE(\%)$
 $=0.30\sim 0.62$, $H_D(\text{ml}/100\text{ g})=0.7\sim 28$,
 $T_p(^{\circ}\text{C})$ = 予熱温度 = $15\sim 150$, $t_{100}(\text{ s})=70\sim$
 1660 , $t_{8/5}(\text{ s})=4\sim 12$ (14~20 が 5 サンプル).

回帰式(29)に変数として $C\%$ を含まない場合は、以
 前に日本溶接協会の IL 委員会 (稲垣委員長) での回帰
 分析に用いられたことがあるが、今回は新しく $C\%$ の
 有無により次の回帰式がえられた。

$$\sigma_{cr}(\text{kgf}/\text{mm}^2) = 97.8 - 227P_{cm} - 24.5\log H_D + 0.0097t_{100} + 1.57t_{8/5} \quad (R=0.917) \quad \dots\dots\dots (30)$$

$$\sigma_{cr}(\text{kgf}/\text{mm}^2) = 67.7 - 54.6CE - 22.5\log H_D + 0.0095t_{100} + 1.35t_{8/5} \quad (R=0.776) \quad \dots\dots\dots (31)$$

$$\sigma_{cr}(\text{kgf}/\text{mm}^2) = 92.8 - 154P_{cm} - 23.7\log H_D + 0.0075t_{100} + 1.76t_{8/5} - 101C \quad (R=0.933) \quad \dots\dots\dots (32)$$

$$\sigma_{cr}(\text{kgf}/\text{mm}^2) = 91.9 - 49.6CE - 23.8\log H_D + 0.0073t_{100} + 1.82t_{8/5} - 209C \quad (R=0.934) \quad \dots\dots\dots (33)$$

式に付記した R は重相関係数 (限界応力の計算値と
 実測値の相関係数) の値である。その相関図を Fig. 6
 ~9 に示す。

(i) $C\%$ を含まない場合

P_{cm} を用いた式(30) (Fig. 6) の

$$R=0.917, R^2=0.840$$

CE (IIW) を用いた式(31) (Fig. 7) の

$$R=0.776, R^2=0.602$$

の両者を比較すると、このデータ (急冷で $C(\%) \leq 0.18$
 $\%$) に対する限界応力のまとめには CE (IIW) よりも
 P_{cm} が断然良好であり、前述の JIS- γ 試験の結果と一
 致する。

(ii) $C\%$ を含む場合

(C, P_{cm}) を用いた式(32) (Fig. 8) の

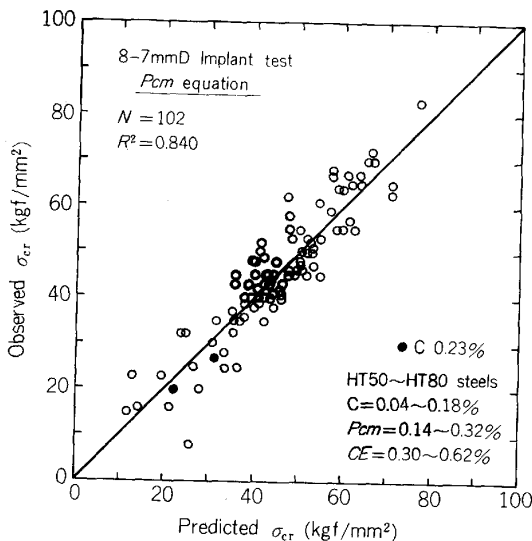


Fig. 6. Predicted critical stress versus observed stress (by P_{cm} equation).

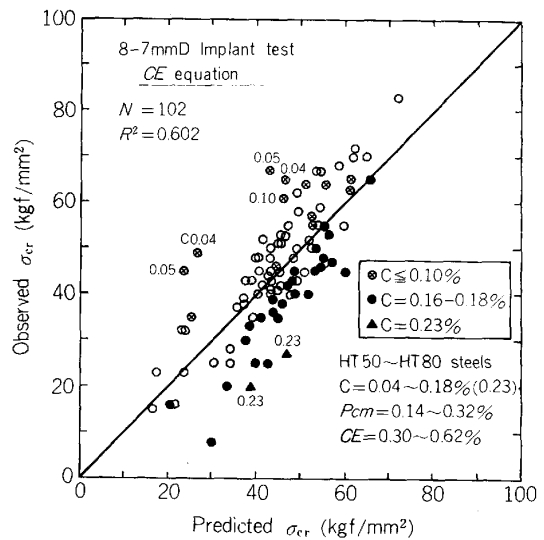


Fig. 7. Predicted critical stress versus observed stress (by CE equation).

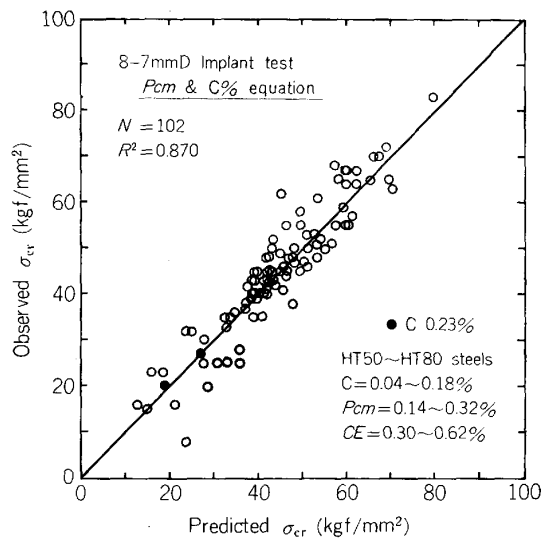


Fig. 8. Predicted critical stress versus observed stress (by P_{cm} and $C\%$ equation).

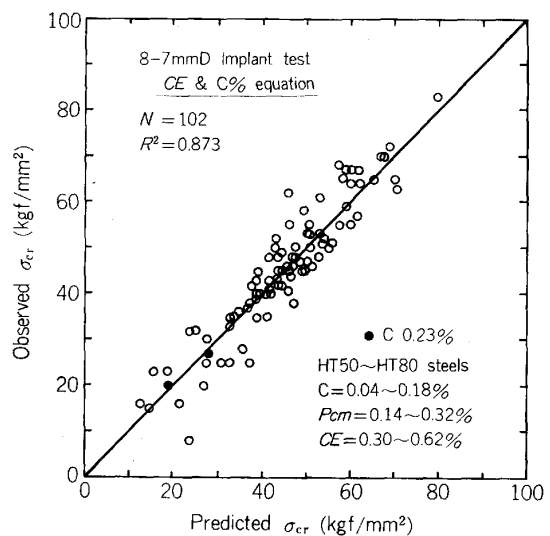


Fig. 9. Predicted critical stress and observed stress (by CE and $C\%$ equation).

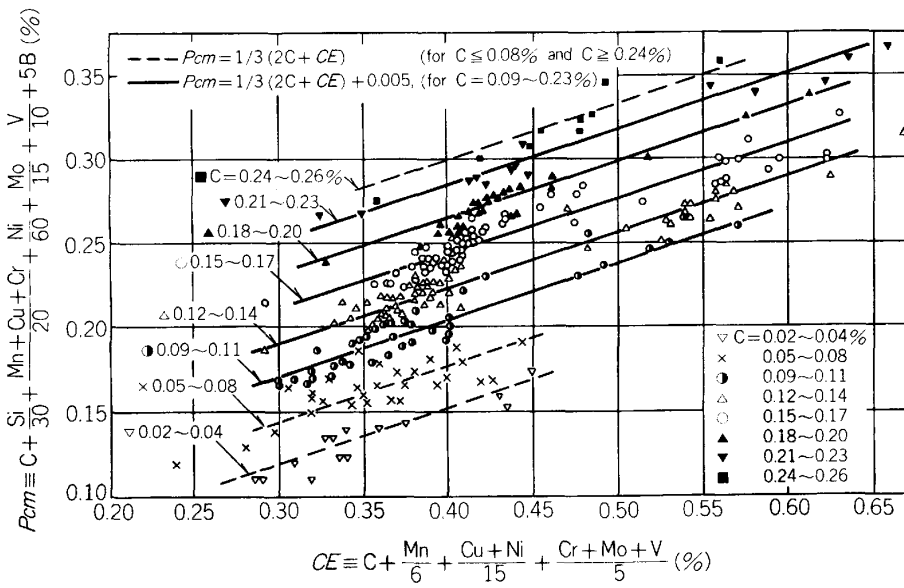


Fig. 10. Correlation between two carbon equivalents P_{cm} and CE (IIW, Lloyd's).

$$R=0.933, R^2=0.870$$

(C, CE) を用いた式(33) (Fig. 9) の

$$R=0.934, R^2=0.873$$

の両者の比較では、全く同格と言うべきで、式(30) (Fig. 6) の P_{cm} の式よりもややまとまりが良くなる。

以上の比較から次の結論がえられる。すなわち、 $C \leq 0.18\%$ の低炭素含量の HT 50~HT 80 鋼に対する急冷溶接条件 $t_{8/5} \leq 12s$ でのインプラント 限界応力値をまとめるには、 CE (IIW) 単独では P_{cm} 単独よりもはるかに劣る。しかしその CE も $C\%$ と組み合わせて用いれば P_{cm} と同格に信頼できる。

なおこのことは現用の HT 50~HT 100 鋼の P_{cm} と CE 値の間には、筆者¹⁸⁾の次の実験式が精度よく成立することから容易に理解できる。

$$P_{cm} = 0.005 + (2C + CE) / 3 \quad \dots \dots \dots (34)$$

この式は Fig. 10 に示すように、 $C\% = 0.09 \sim 0.23$ 含量鋼に適するが、近似的には $C < 0.35\%$ まで応用できる。

3.4 $C > 0.18\%$ の高炭素含量鋼

パイプラインの円周突合せ溶接用の高セルローズ系被覆アーク溶接棒 ($H_D = 35 \text{ ml}/100 \text{ g}$) を用いて、百合岡ら²⁾は $C\% = 0.034 \sim 0.254$ の高低両炭素含量域の 20 種の HT 50~HT 80 鋼板 (20 mmt) につき Stout slot 試験を行い、HAZ のルート割れ防止の限界予熱温度を実測した。その値を各種の炭素当量につき単回帰分析を行って Table 2 に示す相関係数 r の値をえた。たとえば $r = 0.781$ (for CE) < 0.849 (for P_{cm}) < 0.911 (for CEN)

これよりみて CEN は P_{cm} や CE (IIW) に比較して良好な相関を示すことがわかった。後出の Fig. 11 からわかるように CEN は $C < 0.13\%$ の低 $C\%$ 域では P_{cm} とほぼ等価になり、逆に $C > 0.13\%$ の高 $C\%$ 域

Table 2. Correlation coefficients between critical preheating temperature and C.E. ($t_{8/5} = 3$ to 7 s).

	r	rating
CEN (YURIOKA)	0.911	1
CES (STOUT)	0.866	2
P_{cm} (WES)	0.849	3
$P_{2.5}$ (DUEREN)	0.840	3'
CE (IIW)	0.781	5
Ceq (Old WES)	0.772	6

では CE と等価になるから、供試鋼の広い $C\%$ 域 ($0.03 \sim 0.25\%$) に対しては P_{cm} と CE を折衷したような CEN が有利なわけであろう。

Table 2 に関して注意すべきことは、百合岡らの供試鋼のなかで $C > 0.18\%$ のもの ($0.23 \sim 0.25\%$) は 20 個中にわずかに 5 個で少ないこと、かつ溶接条件は小入熱 $9 \text{ kJ}/\text{cm}$ であつたから予熱温度が 150°C まで含まれていても、冷却時間 $t_{8/5} = 3 \sim 7s$ の急冷であつた。こんな急冷条件に対しては、前述のように P_{cm} が CE よりも良好なのが当然であろう。しかし CE は DEARDEN-O'NEILL の実験 ($t_{8/5} = 13s$) の結果、および Fig. 2 よりみて、徐冷の場合には P_{cm} よりも有効と思われるから、徐冷の場合の実験すなわち $C\%$ が高くて高予熱温度や大きい入熱を用いる場合の追加検討が必要である。従来の高 $C\%$ のボイラ用厚鋼板の溶接では割れ防止条件が徐冷域になりやすいから P_{cm} よりも CE あるいは Ceq のほうが適当かも知れない。今後の検討事項である。

3.5 低 $C\%$ 含有鋼に対する CE (IIW) の矛盾

現在の船用及び海洋構造物、常温及び低温用各種压力容器用鋼材などで、高靱性と良好な溶接性が要求される用途には一般に、 $C\%$ と炭素当量がともに小さい化学成分が望まれる。現用の低炭素含量鋼の化学成分の仕様に、外国では CE (IIW) がよく用いられるが、耐溶接

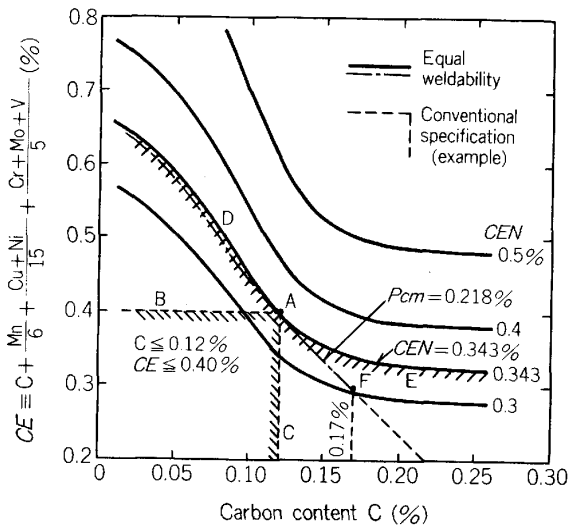


Fig. 11. Ranges of CE(IIW) and C% for equal weldability (cold cracking) of low-alloy high strength steels.

割れ性の見地からはこれが不適当なことを筆者は IIW (国際溶接学会) の 1982 年大会の Houdremont 記念講演¹⁸⁾で指摘した。代わりに P_{cm} を用いるべきであり、 CE と類似の WES の C_{eq} もこの目的には不適当なことを次に述べよう。

Fig. 11 の $CE \sim C\%$ 図中の曲線群は現用の低合金高張力鋼に対して $CEN = \text{const}$, すなわち溶接の冷間割れ性が同一となる $CE, C\%$ の組み合わせ値を意味している。例えば現用の寒冷地向けの海洋構造物用鋼材の化学成分の示方に、追加条件として次のような指定ががちである。

$$CE(IIW) \leq 0.40\% \text{ 及び } C \leq 0.12\%$$

この条件は Fig. 11 中の四角域 BAC で与えられる。しかし点 A の溶接性と同一な鋼材は A 点を通る $CEN = \text{const}$ の曲線 DAE 上の任意の位置で示されるから、四角な領域 BAC の代わりに曲線 DAE を用いてよいわけである。これによると $C = 0.08\%$ なら $CE = 0.50\%$ でも許容できる。これは重大な事実である。というのは、低温靱性と溶接性の向上には $C\%$ を低下させることが極めて有効であるが、それによる強さの低下を防ぐために他の合金元素の添加が必要となり、炭素当量 $CE\%$ は当然増加して CE の制限値 0.40% に抵触してだめになり、せつかく優秀な成分範囲 (曲線 DA と直線 BA との間) が利用できない。この矛盾は低 $C\%$ の鋼材には不適当な炭素当量 CE (IIW) を使用したからである。この場合には CEN や P_{cm} を使用すべきである。なお Fig. 11 の点 A を通る破線は式 (34) で $P_{cm} = \text{const}$ (溶接性等価線) とおいた線であるが、ほぼ $C < 0.13\%$ の範囲では $CEN = \text{const}$ の曲線 DA と実用上は一致して、 CEN と P_{cm} は同格となる。

4. 炭素当量間の相互関係と H_{max}

前述の各種の炭素当量の相互関係を現用の低合金高張力鋼の化学成分につき検討した筆者の報告¹⁹⁾によると Table 3 の結論となつた。

筆者が割れ指数 P_{HA} の報告¹¹⁾に用いた 120 種の商用鋼 ($C\% = 0.06 \sim 0.21$ の HT 50~HT 100) の P_{cm} を、 $C\%$ と $CE\%$ で重回帰分析して次式:

$$P_{cm} = 0.0097 + 0.680C + 0.320CE, \quad (R = 0.987) \dots \dots \dots (35)$$

がえられたが、これは書き替えると

$$P_{cm} = 0.005 + (2C + CE) / 3 + \{0.005 + 0.013C - 0.013CE\}$$

{ } 内の値は約 0.002 ぐらいの値であるから回帰式 (35) は簡略実験式 (34) とほぼ同一になる。

Fig. 3 の $\log H_c \sim P_{cm}$ のグラフの供試鋼 38 種 (HT 50~HT 80, 30~32 mm 厚) について、 $C\%$ と組み合わせた場合の炭素当量間の重回帰分析によると、良い相関があるのは Table 3 より、

$$(P_{cm}, P_{2.6}, \text{ or } CEN) \text{ と } (C, CE) \text{ 間}$$

$$(CEN) \text{ と } (C, P_{cm}) \text{ 間}$$

であり、 CE_B と (C, CE) や (C, P_{cm}) の相関は少し劣るようである。

冷間割れ性の H_{max} による評価

冷間割れ発生限界条件に関する限界予熱温度、限界水素濃度 H_c (Fig. 3), 限界冷却時間 (t_{100})_{cr}, あるいは限界 H_{max} などの評価にある種の炭素当量の式が役立つことはすでに述べた。それでは H_{max} が割れ性の尺度として役立つかどうかについて簡単に述べておきたい。

DEARDEN-O'NEILL の研究⁷⁾では $H_{max} = 350$ (HV) を限界 H_{max} に用いた。その後英国規格 BS 5135 (1974) でも水素量に応じて限界 H_{max} 値を決めて割れ防止条件を規定している。わが国では H_{max} による割れ防止の限界条件の評価はばらつきが著しく (たとえば伊藤ら⁶⁾) 信頼できないとの考えが普通である。これは供試鋼の $C\%$ 値が広範囲な場合であることを筆者²⁰⁾が最近明らかにした。同一 H_{max} 値でも $C\%$ が低いほど HAZ の限界水素濃度 H_c (Fig. 3) が大きい、すなわち割れにく

Table 3. Relationship between carbon equivalents. ($C \leq 0.18\%$) $Z = a + b \times C + c \times (C.E.)$

Regression equation	R*	Correlation
$P_{cm} = 0 + 0.75C + 0.311CE$	0.995 (N=38)	excellent
$P_{2.6} = -0.029 + 0.631C + 0.443CE$	0.991	excellent
$CE_B = -0.0083 - 2.424C + 3.154P_{cm}$	0.985	good
$CE_B = -0.0077 - 0.045C + 0.978CE$	0.971	good
$CEN = -0.144 - 0.233C + 2.353P_{cm}$	0.993	excellent
$CEN = -0.141 - 0.536C + 2.507P_{cm}$	0.981 (N=100)	excellent
$P_{cm} = 0.0097 + 0.680C + 0.320CE$	0.987 (N=120)	excellent
$CEN = -0.147 + 1.540C + 0.739CE$	0.992 (N=38)	excellent

* R is the multiple correlation coefficient, the correlation coefficient between observed values and calculated values by regression equation.

いことを定量的に示した。これは低 C% の現用鋼の割れ性は P_{cm} で精度よく評価できるが、同一の冷速に対する H_{max} は P_{cm} のほか C% にも影響される (式 9) からである。なお限界 H_{max} 値は、拡散性水素量、拘束度、C% 値及び予熱温度に影響されるが、その詳細はここでは省略する²⁰⁾。

5. 結 論

以上は低合金高張力鋼で引張強さが HT 50~HT 80 級、炭素含量が約 0.23% 以下 (最多 0.06~0.18%) の厚鋼板の、冷間割れ防止の限界条件の評価に適した炭素当量の最適形式の検討と HAZ の H_{max} 値の予測に関する最近の研究成果を述べたものである。

最初に H_{max} の推定式として百合岡式 (1, 2), DUE-REN 式 (3), 寺崎式 (4~7), 及び筆者の簡便式 (9) を挙げたが、いずれも実用上十分な精度を有している。これらの諸式中には Nb, Ti, B らの影響がまだ十分に明白でない。とくに B の影響については目下しだいに解明されつつある。さらに C, Mn, Ni, Cr, Mo らが普通の QT HT 50~HT 80 の場合よりも多くて、低合金域をはみ出す場合には、現在の H_{max} 推定式は改訂が必要となる。

H_{max} 評価用の炭素当量の式としては、 P_{cm} , CE (IIW), C_{eq} (WES), CE_B (DUE-REN) などのように合金元素の係数が固定した式それ単独では、溶接条件が急冷 (とくに $t_{8/5} < 9s$) 及び徐冷 (9s 以上) の両方に適用不可である。 P_{cm} は急冷の場合にのみ、CE と C_{eq} は徐冷の場合にのみ有効なことがわかった。急冷、徐冷の全域に妥当な炭素当量式としては、DUE-REN の CE_r (式 15) のように、元素の係数が冷却時間に応じて変化する形式が必要である。なお P_{cm} と CE でも、C% と組み合わせると $H_{max} = a + bC + c(P_{cm} \text{ or } CE)$ の一次式にすれば実験値とよく合致するようになる。

冷間割れ性の評価については、現用の低 C% 含量鋼 (たとえば $C < 0.18\%$) で冷却時間 $t_{8/5} < 12s$ の急冷の場合には CE (IIW) と C_{eq} (WES) は明らかに不適当であつて、その代わりに P_{cm} や CEN を用いるべきである。あるいは $(2C + CE)$ を用いれば P_{cm} 使用と同格になる (式 34)。

また海構材やラインパイプ材などの仕様や規格に、低 C% と低 CE (IIW) の併用は不合理であり、かわりに低 C% と低 P_{cm} の組み合わせを用いるべきである。

冷間割れ性の評価で高 C% 含量鋼、あるいは徐冷

($t_{8/5} > 12s$) の場合には、 P_{cm} は不適当でそのかわり CE (IIW) や C_{eq} (WES) や CEN が適当のようである。ただしこの場合の実験的検証はいまだ不十分である。

なお H_{max} は冷間割れ防止の尺度には不十分である。同一 H_{max} でも C% が低い HAZ ほど割れにくい。割れ防止の限界 H_{max} 値は、C%, 拡散性水素量、継手の拘束度及び予熱温度の値の組み合わせで決まる。

この資料に引用した筆者の諸研究に対し、新日鉄第二技研百合岡博士及び九州工大寺崎助教授の御援助に深謝する。

文 献

- 1) 百合岡信孝, 奥村 誠, 斉藤昭治: 溶接学会溶接冶金委, WM-784-80, (1980), p. 1
- 2) 百合岡信孝, 大下 茂, 為広 博: AWRA Sympo. Pipeline (1981) p. 1
- 3) 鈴木春義: IIW Doc IX-1279-83 (1983), p. 1
Trans. Jap. Weld. Soc., 15 (1984) 1, p. 25
- 4) K. LORENZ and C. DUE-REN: IIW IX-B-11-82 (1982), p. 1; Mannesmann Forschungsberichte, 920/1982, p. 1
- 5) 寺崎俊夫: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 2715, この改良式は Proc. Int. Conf. JOM-2, Helsingor, Denmark (1984), p. 381
- 6) 伊藤慶典, 別所 清: 溶接学会誌, 37 (1968), p. 983
- 7) J. DEARDEN and H. O'NEILL: Trans. Inst. Weld., 3 (1940), p. 203
- 8) 鈴木春義, 田村 博: IIW Doc IX-288-61 (1961), p. 1, 金属材料技術研究所報告, 4 (1961), p. 47
- 9) I. HRINAK: IIW Doc IX-1227-82 (1982), p. 1
- 10) R. D. STOUT, R. VASUDEMAN and A. W. PENSE: Weld. J., 56 (1976), p. 89 s
- 11) 鈴木春義, 奥村 誠: 溶接学会論文集, 2 (1984) 2, p. 26
- 12) H. GRANJON and R. GAILLARD: Soudage Tech. Connexes, 18 (1964) 9/10, p. 343
- 13) 稲垣道夫, 田中甚吉, 松井繁明: 圧力技術, 20 (1983), p. 68
- 14) 伊藤慶典, 池田允彦, 中西睦夫: 溶接学会誌, 45 (1976), p. 1029
- 15) 田中甚吉, 北田豊文: IIW IX-959-76 (1976), p. 1
- 16) 大熊雄二: 学位論文 (大阪大学) (1981), p. 1
- 17) 鈴木春義, 奥村 誠, 名村 優: IIW Doc IX-1312-84 (1984), p. 1
- 18) 鈴木春義: IIW 1982 Houdremont Lecture, Trans. ISIJ, 23 (1983), p. 189
- 19) 鈴木春義: IIW Doc IX-1306-84 (1984), p. 1
- 20) 鈴木春義: IIW Doc IX-1280-83 (1983), p. 1
Trans. JWS, 15 (1984), p. 34