



UDC 621.791.053 : 620.193.3 : 669.788 : 669.15-194.2

溶接部の水素による遅れ割れ

鈴木 春 義*・百合岡 信 孝*²

Delayed Cracking Caused by Hydrogen in Steel Welding

Haruyoshi SUZUKI and Nobutaka YURIOKA

1. ま え が き

鋼溶接部の水素による遅れ割れには、溶接施工過程に発生するものと溶接構造物として使用過程に生ずるものと2種類ある。後者は腐食環境下で鋼に侵入してくる水素に起因する遅れ割れであり、溶接部を問わず切り欠きがあつたり引張応力が働いているとその発生が特に助長される。この腐食環境下の鋼の遅れ破壊については、既に本誌に詳しく解説されており^{1)~3)}、また、引張応力が働いていなくとも発生するラインパイプ鋼の水素誘起割れについても報告されているので⁴⁾、ここでは割愛し別の機会に譲る。前者の溶接工作中的遅れ割れは、溶接アーク下での水分の解離によりもたらされた水素に起因するもので、溶接後数分ないし数時間後に発生し、溶接遅れ割れとか低温割れと称せられる。

この遅れ割れは種々の溶接欠陥のうちで最も重大な欠陥であり、高張力鋼が広く用いられるとともに、溶接時の遅れ割れ防止対策が重要な課題になつてきた。さらに、最近では、鋳鋼から厚板溶接構造物への転換などによる厚肉溶接の増加、溶接技術の進歩による溶接対象鋼の範囲の拡大、構造物の大型化、または、寒冷地パイプライン現地溶接など厳しい条件下での溶接施工の増加など、溶接範囲が広がるとともに、多くの分野で割れのトラブルが増し、溶接遅れ割れに対する関心が高まつている。

本技術資料は、水素に起因する溶接遅れ割れの特徴、割れの要因ならびに割れ防止対策に関する最近の研究を含めて紹介し、鋼材製造あるいは鋼材の溶接に携わる技術者の参考に供せられるようにまとめたものである。なお、本資料で取り扱う鋼種は、C-Mn 鋼、低合金鋼およびこれに近いフェライト系合金鋼に限定し、ステンレス鋼の溶接割れについては中村の報告⁵⁾を参考にされたい。

2. 鋼の溶接遅れ割れの特徴

低合金鋼とくに防弾鋼板の溶接部熱影響部に、ビード下割れやトウクラックが遅れ割れ的に発生すること、これを防ぐにはオーステナイト系 Cr-Ni 溶接棒がよいことは、すでに第2次大戦直前に知られていた。しかし、Cr, Ni 節約を目的としたフェライト系溶接棒では、従来の被覆剤では割れ防止は不可能であり、その原因が被覆剤の分解による水素にあることが見出された。次いで、フェライト系低水素系被覆アーク溶接棒が有効なことが第2次大戦中に米国パツテル研究所で明らかにされた⁶⁾。

その後の溶接割れの多くの研究の積み重ねにより、割れ挙動はしだいに明らかにされ、既に多くの解説がある⁷⁾⁸⁾。一般に鋼の溶接遅れ割れの特徴は次のように整理される。

① 低温割れと称せられるように温度が約 200°C 以下で発生する。

② 溶接アーク下で溶接被覆剤や大気中の水分が解離して、原子状水素が供給されその水素量に敏感である。

③ 遅れ割れ現象を呈する。つまり時間依存性がある。

④ 溶接集中熱源による局部急熱急冷により降伏応力に近い引張応力が作用し、さらに溶接ルート部やトウ部などの応力集中部が存在し、割れが生じやすい。

⑤ 溶接後の急冷により溶接熱影響部は硬化組織となり、水素に敏感な組織が生じ、割れやすくなつている。

以上述べたように、溶接遅れ割れの特徴は従来知られていた鋼(母材)の遅れ破壊の場合⁹⁾と何ら相違するところはなく、溶接遅れ割れの場合には、温度要因、水素要因、応力要因ならびに組織要因を程度の差はあつても常にそして同時に満たしているの、むしろ鋼の遅れ破壊の代表例とも考えることができる。

昭和 55 年 11 月 19 日受付 (Received Nov. 19, 1980) (依頼技術資料)

* 新日本製鉄(株)本社 理博工博 (Nippon Steel Corp.)

*² 新日本製鉄(株)製品技術研究所 (Products R & D Laboratories, Nippon Steel Corp., 5-10-1 Fuchinobe Sagamihara 229)

3. 溶接遅れ割れの種類

溶接遅れ割れは次のように分類される⁷⁾。①発生場所からみて溶接金属割れと母材熱影響部割れ、②サイズか

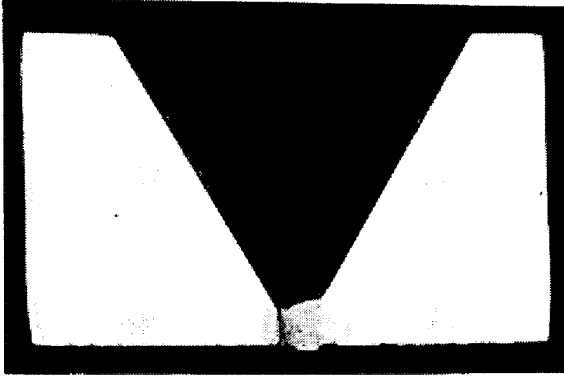


Photo. 1. Root crack in root pass by down-hill welding of cellulosic electrode in API X65 pipe steel. (32 mmt.)

らマクロ割れとマイクロ割れ、③ビード形状に対する方向から縦割れと横割れ、④発生形態からルート割れ、トウクラック、ヒールクラック、ビード下割れ、および⑤原因から拘束割れ、変形割れなどである。各種低温割れのマクロ組織を Phot. 1 から Photo. 7 に示す。Photo. 7 の HT 80 鋼のトウクラックについては、割れ破面の走査電顕観察結果も示した。この場合、トウクラックは溶接トウ部表面下約 2 mm のところの溶接熱影響部粗粒域で発生し、そこでは粒界割れを含む擬脆性破面を呈しており、溶接割れはさらに熱影響部細粒域に進展しそこでは複雑な破面様相を呈している。

4. 溶接遅れ割れにおよぼす材質要因

4.1 溶接熱影響部組織および硬さ

溶接遅れ割れが発生する場所は、通常、溶接中に 1300 °C 以上に加熱された熱影響粗粒域である。鋼の前歴はこの高温加熱によつてほぼ打消され、したがって、偏析

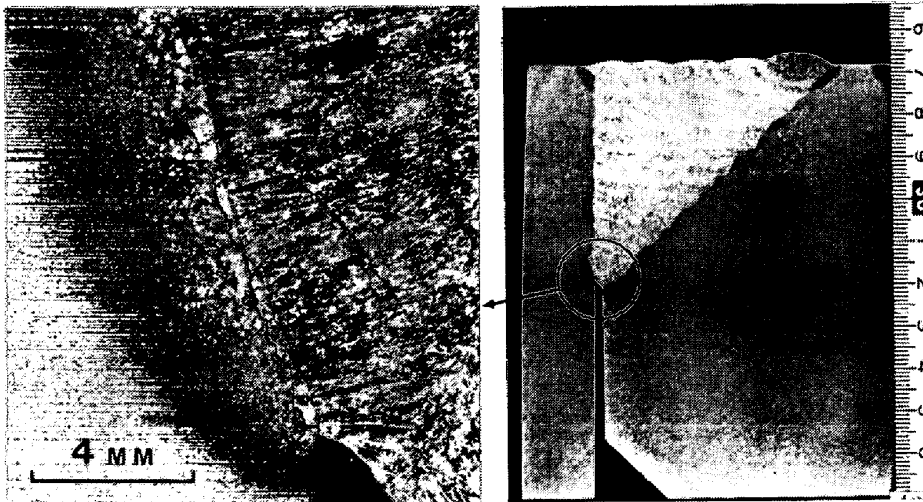


Photo. 2. Root crack in multi-pass weld of SB56M steel. (100 mmt.)

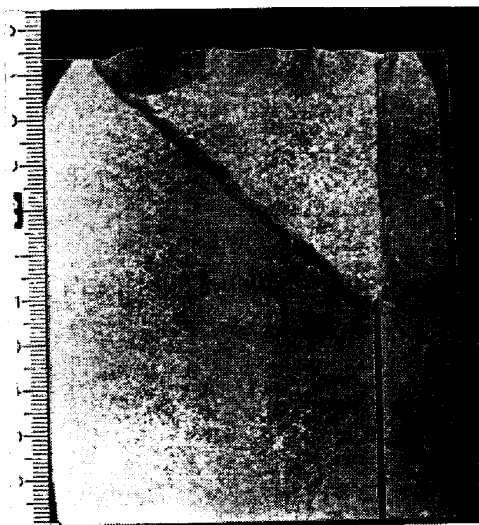


Table 3. Toe crack (at the toe in right hand side in multi-pass weld of SB49N steel. (100 mmt)

線での割れを除く一般の鋼の溶接割れに対する感受性は、調質とか非調質といった前歴に関係なく、熱影響部組織を決定する鋼の化学組成と溶接後の冷却速度(800から 500°C までの冷却時間)に支配される。

鋼の溶接熱影響部はその硬化に伴い延性が低下する。筆者の一人と田村¹⁰⁾が種々の溶接構造用鋼 HT 50~HT 80 鋼の溶接熱サイクル再現試験片の引張試験の結果によると、Fig. 1 に示すように溶接熱影響部の延性はマルテンサイト量が多いほど低下するが、その低下量は低炭素含量ほど軽微である。C 量が 0.16% 以下では 100% マルテンサイト組織でも十分な延性を有している。ただし、これらは切り欠きがなく、かつ水素が含まれない場合の値である。

切り欠きと水素が存在する場合の鋼の溶接遅れ割れを評価する方法の一つとしてインプラント (implant) 試験がある。これは、平板の丸穴に直角にはめ込んだ丸棒切

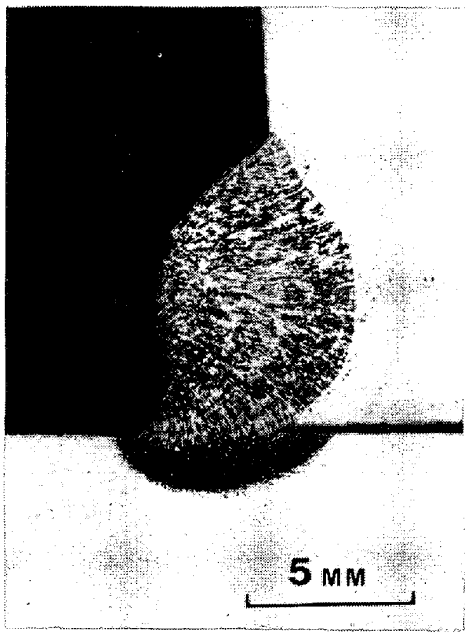


Photo. 4 Heel crack in fillet weld of SM53 steel.

り欠き試験片の切り欠き部に、平板上の溶接によつて熱影響組織を与えるばかりでなく溶接金属から水素を供給し、溶接終了後に種々の引張荷重を加えて低温割れ発生を調べるものである。割れが発生しない付加応力の上限值 σ_{cr} (限界応力) が高いほど割れにくく、鋼材の割れ感受性は低いと考える。

EVANS ら¹¹⁾は、この試験による σ_{cr} と C-Mn 鋼の C 量と溶接冷却速度を変えて得られた熱影響組織マルテンサイト量との間に、次のような関係があることを見出している。

$$\sigma_{cr}(\text{implant}) = a + b(1 - M)^{1/2} \dots\dots\dots (1)$$

M : 溶接熱影響粗粒域のマルテンサイト容積率

a, b : 使用する溶接材料の溶接金属拡散性水素量に依存する定数

C-Mn 鋼の溶接冷却速度を変えた場合の溶接熱影響部のマルテンサイト容積率を Fig. 2 に示す。一般に溶接金属の C 量は 0.1% 以下で母材より低く、溶接融合線付近の母材熱影響部は脱炭されてマルテンサイト量は

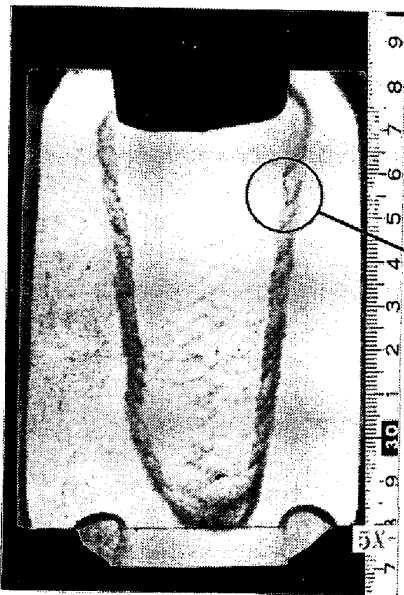


Photo. 5. Under-bead crack in multi-pass weld of ASTM A533A steel (100 mmt.)

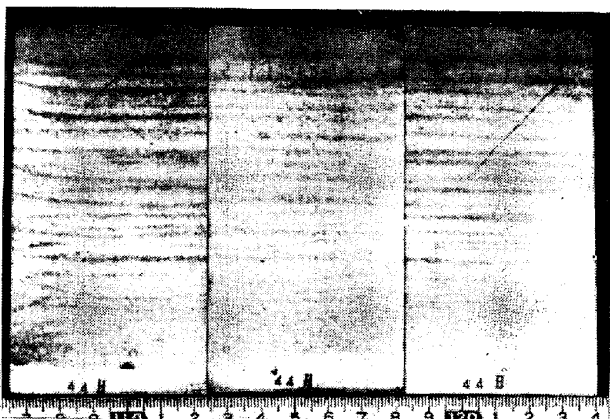
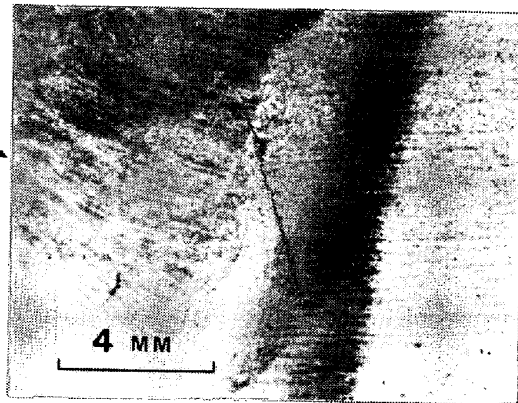


Photo. 6. Transverse weld metal cracks in longitudinal section of ASTM A387 Gr. 22 weld metal. (100 mm t)

少なくなり、多くの場合融合線より 50 ないし 200 μm 母材側に入った所でマルテンサイト量が最大になるが、Fig. 2 の縦軸はその部分の量を示している。

鋼材の熱影響組織と溶接遅れ割れ感受性の関係については英国溶接研究所で長年研究されており、低温割れ感受性は切り欠き試験片の定荷重引張試験による水素脆化指数 EI で評価されるとしている¹²⁾。

$$EI = (NTS_{HF} - LCS) / NTS_{HF} \dots\dots\dots (2)$$

NTS_{HF} : 水素チャージしない切り欠き試験片の引張強さ

LCS : 水素チャージした切り欠き試験片の定荷重破断引張強さ

熱サイクル再現装置により熱影響組織を制御した種々の鋼材の EI とその硬さとの関係を整理した結果が Fig.

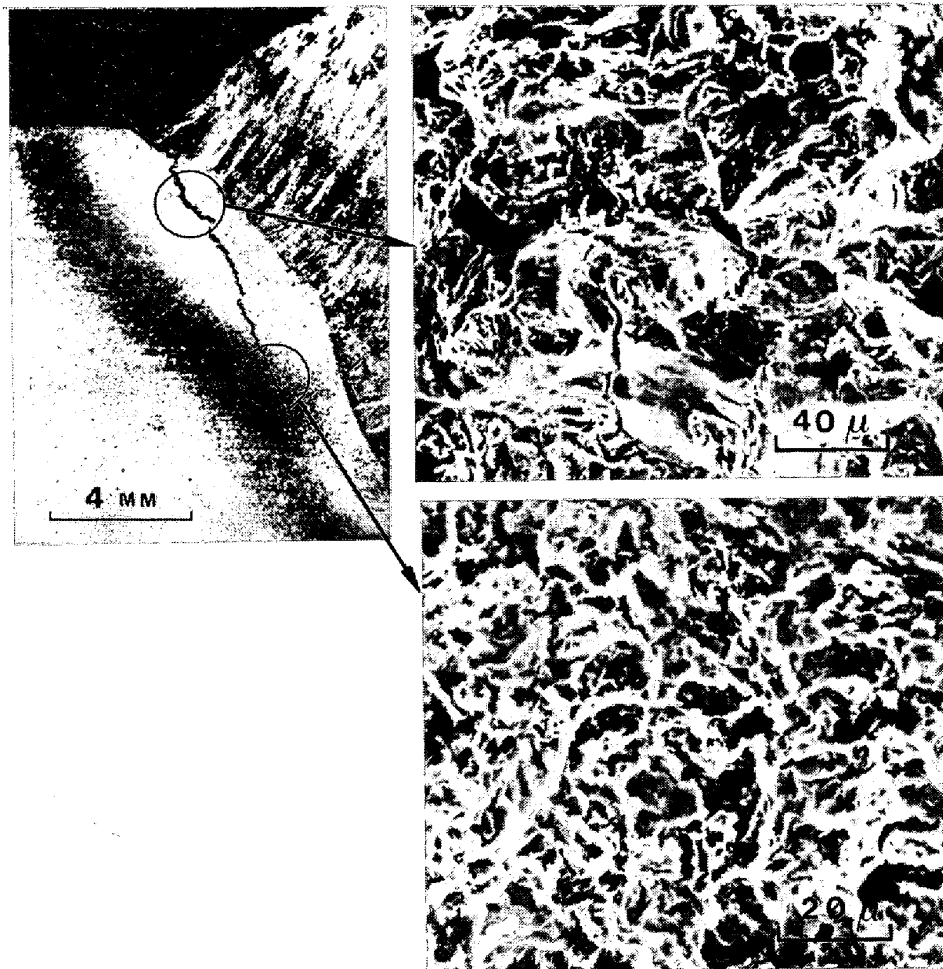


Photo. 7. Toe crack in HT80 steel butt-weld and its scanning electron micrographs.

3 である。この図において、下の帯域は C-Mn 鋼, Ni (9% まで) 鋼および Ni-Cr-Mo 鋼に, 中間域は Cr (5% まで)-Mo (1% まで) 鋼に, 上の帯域は高 Mn (3%~6%) 鋼に適用される。いずれの鋼も硬さが増して Hv 500 を越えると組織は双晶マルテンサイトになり, EI は 1 に近く水素に極めて敏感な組織である。

C-Mn 鋼の場合, 硬さが約 Hv 350 を越えるとトウクラックやビード下割れ発生の危険性が高まり (鋭い切り欠き部に生ずるルート割れは Hv 350 以下でも発生する), その辺りの硬度においては, 硬さが同じでも鋼種による水素脆化感受性の差は著しい。これは熱影響マイクロ組織の違いによるもので, C-Mn 鋼ではラス状マルテンサイトとベイナイト混合組織であり, Cr-Mo 低合金鋼ではラス状ベイナイト組織で, 高 Mn 鋼では比較的低碳素であつてもベイナイト組織に双晶マルテンサイトが混在している。また, 低碳素マルテンサイト組織は水素脆化感受性は低く, ベイナイトとマルテンサイト混合組織よりも脆化度は小さい。

このように, ミクロ組織が異なる場合は硬さは溶接遅れ割れ評価の絶対尺度ではないが, 割れ感受性を表す重

要なパラメータである。この溶接熱影響部最高硬さを鋼機の化学組成と溶接冷却速度から推定する式が種々提案されているが^{13)~16)}, そのうち推定精度の比較的良好な式を次式に示す¹⁷⁾。ただし, 次式の適用範囲は, C 量が 0.01 から 0.30% までの C-Mn 鋼あるいは低合金鋼である。

$$\begin{aligned} \text{Hv}_{-10} = & 406[\text{C}] + 164[\text{C}_{\text{eq I}}] + 183 \\ & - (369[\text{C}] - 149[\text{C}_{\text{eq I}}] + 100) \cdot \text{Arc tan} \\ & \left(\frac{\log \tau - 2.822[\text{C}_{\text{eq II}}] + 0.262}{0.526 - 0.195[\text{C}_{\text{eq II}}]} \right) \dots \dots \dots (3) \end{aligned}$$

ただし,

$$\text{C}_{\text{eq I}} (\%) = \text{C} + \text{Si}/24 + \text{Mn}/6 + \text{Cu}/15 + \text{Ni}/40 + \text{Cr}/6 + \text{Mo}/4 + (\text{Nb} + \text{V})/5 + 10\text{B}$$

$$\text{C}_{\text{eq II}} (\%) = \text{C} - \text{Si}/20 + \text{Mn}/5 + \text{Cu}/5 + \text{Ni}/20 + \text{Cr}/4 + \text{Mo}/6 + 10\text{B}$$

τ : 800 から 500°C までの冷却時間 (s)

Table I に, 溶接熱影響最高硬さを推定するために提案された炭素当量の係数を示し, Fig. 4 に最高硬さの実測値と計算値を比較した一例を示す。

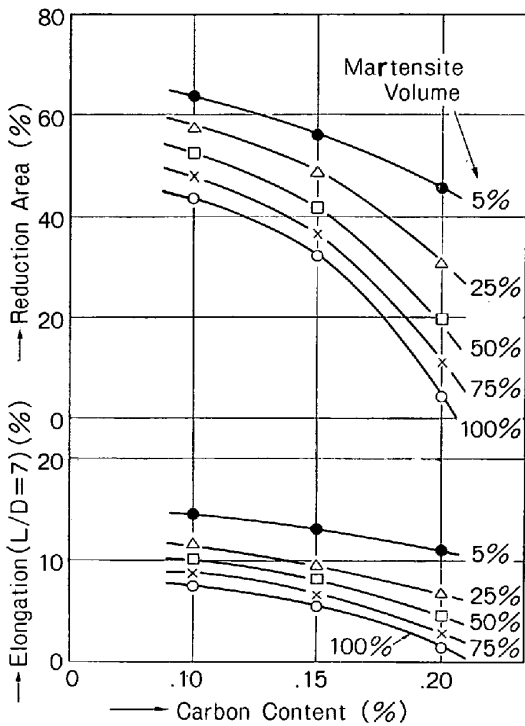


Fig. 1. Mechanical properties of simulated heat-affected-zones with varying content of martensite and carbon¹⁰⁾.

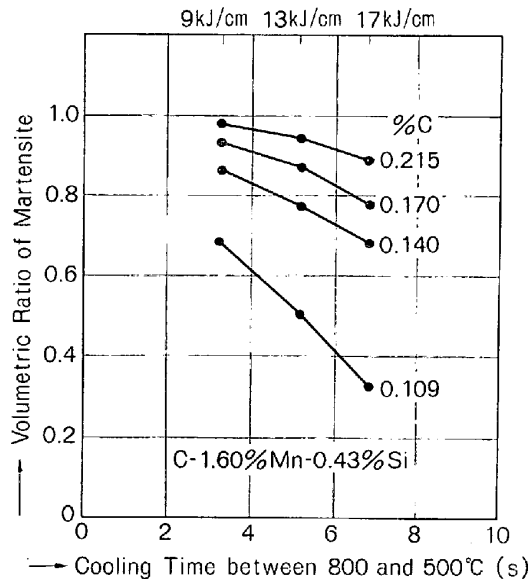


Fig. 2. Volumetric ratio of martensitic structure in the weld heat-affected-zone of C-Mn steel¹¹⁾.

4.2 化学組成

鋼材の溶接性とは、狭義には溶接割れを生ずることなく溶接できることを指すが、この溶接性を判定する尺度として一般に炭素当量が用いられている。例えば、低合金鋼(0.21%C)の高セルロース系棒溶接のビード下割れの実験結果より、筆者の一人は次の炭素当量式を導いている¹⁰⁾。

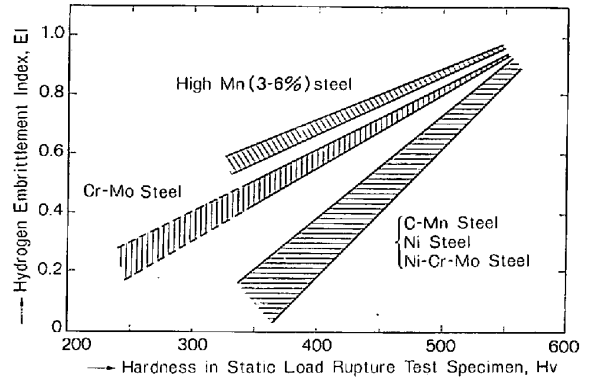


Fig. 3. Effects of hardness and chemical composition on susceptibility of steels to hydrogen embrittlement¹²⁾.

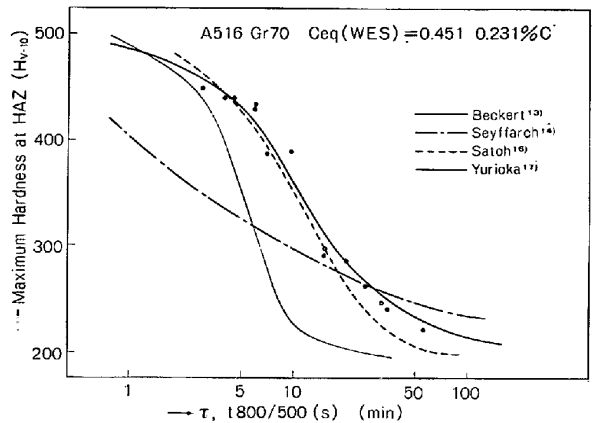


Fig. 4. Comparison of estimated maximum hardness at HAZ with experimental values.

$$C_{eq}(\text{ビード下割れ}) = C + Si/24 + Mn/6 + Mo/29 + V/14 \dots\dots\dots (4)$$

この式は、次式に示す日本溶接協会 (WES) の炭素当量式の起源になつたものである。

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

炭素当量式としては次式の国際溶接学会 (IIW) の式が世界的に通用しているが、C-Mn 鋼や低合金鋼の中でも Ni 量の少ないものでは、WES 式でも IIW 式でも計算される炭素当量値はほとんど差はない。

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

一方、伊藤ら¹⁸⁾は約 200 鋼種の JIS 斜め Y 形拘束割れ試験を実施し、ルート割れ発生は次式に示す割れ感受性組成 P_{CM} (伊藤・別所の炭素当量) で評価されることを見出した。

$$P_{CM} = C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/15 + V/10 + 5B \dots\dots\dots (7)$$

その後、日本鋼構造協会の各社共同試験¹⁹⁾によつて P_{CM} の妥当性が確認され、WES 3 002 (溶接構造用高張力鋼板の溶接割れ感受性組成に関する規格) に規定されてい

Table 1. Coefficients in carbon equivalents for the maximum hardness in HAZ.

Source	C	Si	Mn	Cu	Ni	Cr	Mo	Nb	V	B	
BECKERT ¹³⁾	1	1/11	1/2.9	1/3.9	1/17	1/3.2	1/3.4	—	—	—	
SATOH ¹⁶⁾	1	—	1/3	1/5	1/8	1/12	1/2	—	—	—	
YURIOKA ¹⁷⁾	$C_{eq} I$	1	1/24	1/6	1/15	1/40	1/6	1/4	1/5	1/5	10
	$C_{eq} II$	1	-1/20	1/5	1/5	1/20	1/4	1/6	—	—	10

Table 2. Coefficients in carbon equivalents for weldability of steels.

Source	C	Si	Mn	Cu	Ni	Cr	Mo	Nb	V	B	Note
SUZUKI ¹⁰⁾	1	1/24	1/6	—	—	—	1/29	—	1/14	—	0.21%C-steel
W E S	1	1/24	1/6	—	1/40	1/5	1/4	—	1/14	—	
I I W	1	—	1/6	1/15	1/15	1/5	1/5	—	1/5	—	
ITO ¹⁸⁾	1	1/30	1/20	1/20	1/60	1/20	1/15	—	1/10	5	Low alloy steels
GRAVILLE ²⁰⁾	1	—	1/16	—	-1/50	1/23	1/7	1/8	1/9	—	Low alloy steels
STOUT ²¹⁾	1	—	1/6	1/40	1/20	1/10	1/10	—	—	—	Line pipe steels
DÜREN ²²⁾	1	1/25	1/16	1/16	1/60	1/20	1/40	—	1/15	—	Line pipe steels

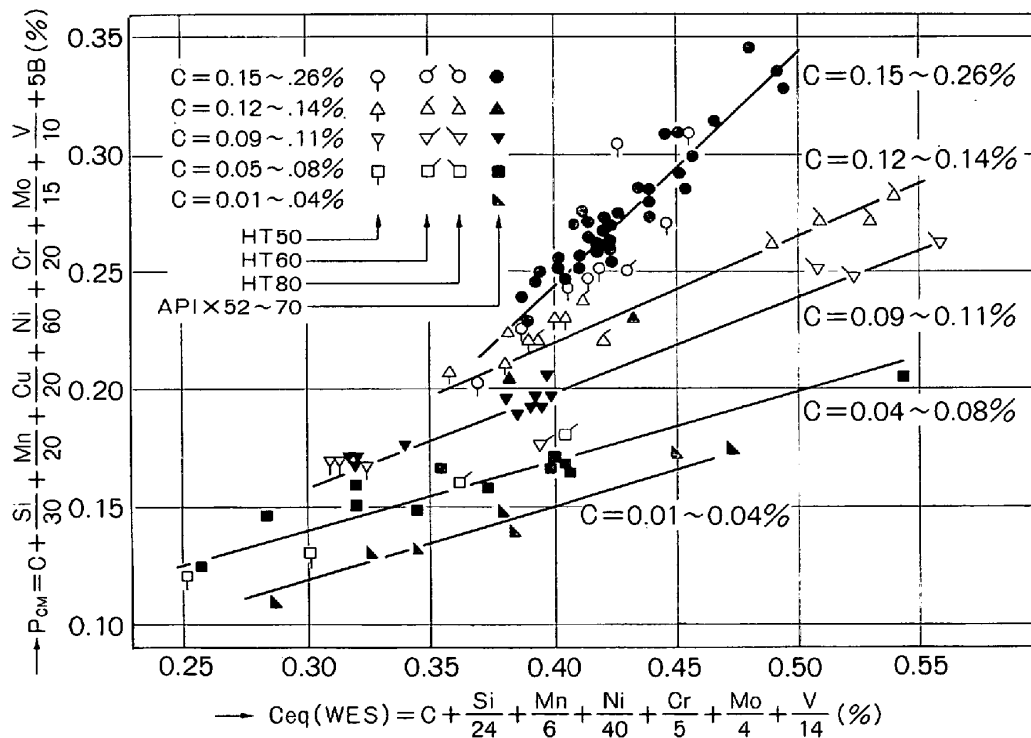


Fig. 5. Relationships between C_{eq} and P_{CM} for structural steels with various carbon contents.

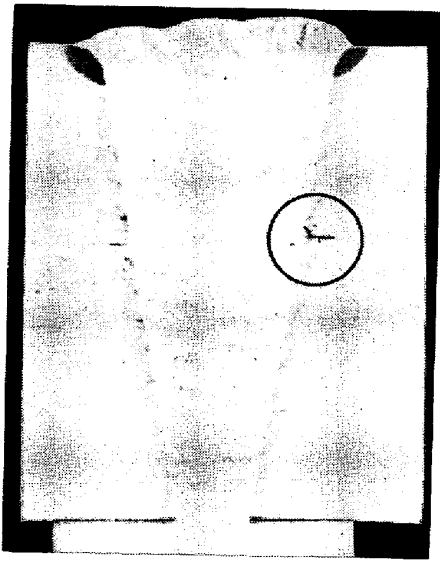


Photo. 8. Lamellar crack in multi-pass butt weld of SM53 steel. (63 mm t.)

る。以上述べたものの他に提案された炭素当量式の係数をまとめて Table 2 に示す。

筆者らによる压力容器用溶接構造用鋼を中心にした遅れ割れ実験結果によれば²³⁾、ルート割れやトウクラックなどの溶接遅れ割れに対する感受性は、鋼材の C 量が 0.17% 以上では WES または IIW 型の炭素当量式で、C 量が 0.17% 未満では P_{CM} 型の炭素当量式でよりよく記述される。すなわち、低炭素マルテンサイトの水素脆化感受性が低い事実が示すように、低炭素鋼になるほど Mn などの合金元素の割れに対する寄与率が低下する傾向が認められる。なお、Fig. 5 に例示するように、現用鋼の C_{eq} (WES) と P_{CM} の関係は C 量によって大差があることに留意する必要がある*。

4.3 偏析ならびに介在物

厚板とくに超厚板の突き合わせ溶接において溶接時の水素量が多いと、Photo. 8 に示すような層状偏析線の短い割れが見られることがある。突き合わせ溶接においては板厚方向 (Z 方向) の残留応力は低く、他の溶接遅れ割れのように高い引張残留応力が作用している割れではない。これは偏析線上にある MnS などの伸延介在物に、超厚板溶接のために表面からの水素放出の機会が少なく、溶接部内部に閉じ込められた水素が集まって開口したことに起因すると考えられる²⁴⁾。

後述するように、一般の溶接遅れ割れ防止には予熱が著しい効果を発揮するが、この層状割れに対しては割れの潜伏期間が短いいためか予熱効果は小さい。この割れに対する溶接施工面からの対策としては、低水素系あるいは極低水素系溶接材料の使用がとくに推奨される。また、高級な耐ラメラテア鋼 (Z 絞り値が特に大きいもの) の使用が有効である。

* Fig. 5 中および本資料中の HT50, HT60, HT80 の記号は引張強さがそれぞれ約 50, 60, 80 kgf/mm² 以上の高張力鋼を意味する。

最近の取鍋精錬技術の進歩により、酸化物系介在物や硫化物系介在物が低減されるばかりでなく、Ca および希土類元素処理によつて硫化物系介在物の球状化ならびに微細分散化が可能になり、この種の層状割れ発生の危険性は少なくなった。ただし、鋼中 S 量をあまり低減しすぎると、鋼の遅れ割れ感受性を増大させるという指摘が一方である^{24)~26)}。その原因が S 量低下による焼入性上昇あるいは有効水素トラップサイト数の減少とする諸説があつて定説は未だない。

5. 溶接遅れ割れにおよぼす水素要因

5.1 遅れ割れ現象

溶接が終了して翌日または数日後、溶接工作物に割れが発見されることはよく経験する。Fig. 6 は初層パス溶接後引張荷重を加える TRC 引張割れ試験において、引張応力水準とルート割れの発生と進展を検討したものであり²⁶⁾、溶接部の水素による遅れ割れ現象を明快に示している。遅れ割れの潜伏期間は、負荷応力水準が低いほど、予熱温度が高いほど長くなっている。

現用の溶接用高張力鋼 (HT 50~HT 100) の溶接遅れ割れは溶接部が溶接後 100°C 以下に冷却されてから発生し、予熱温度が高くなると 100°C までの冷却時間が長くなって、その間に大気中に放出される水素量が増す。したがつて、予熱温度の上昇は割れに寄与する有効水素量低減を意味する。

この溶接割れの遅れ破壊現象をアコースティックエミッション (AE) で非破壊的に調べることができる。Fig. 7 は、溶接構造用鋼 AT 50 と AT 80 の 45° レ開先拘束割れ試験の初層パスルート割れの発生と進展に伴う AE の記録の例を示したものである²⁸⁾。溶接条件によつては、溶接後数時間のうちにあるいは割れは徐々に進展し数日後に貫通割れになる場合がある。一般に、溶接割れは表面にまで進展するかある程度大きくなつてから発見されるので、後者のような場合、割れ発生時期は早くと

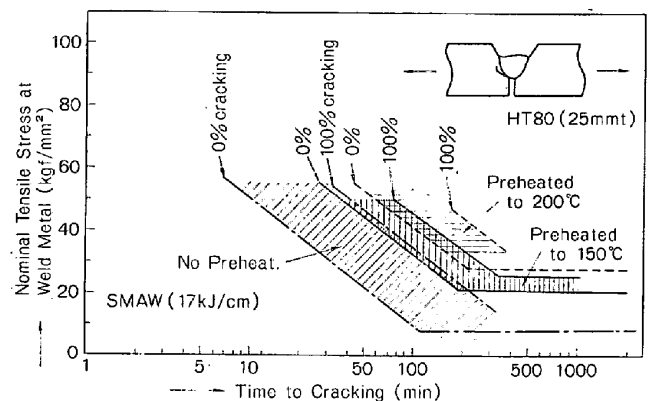


Fig. 6. Dependence of delayed cracking in TRC tests for HT80 steels on applied stress and pre-heating temperature²⁶⁾.

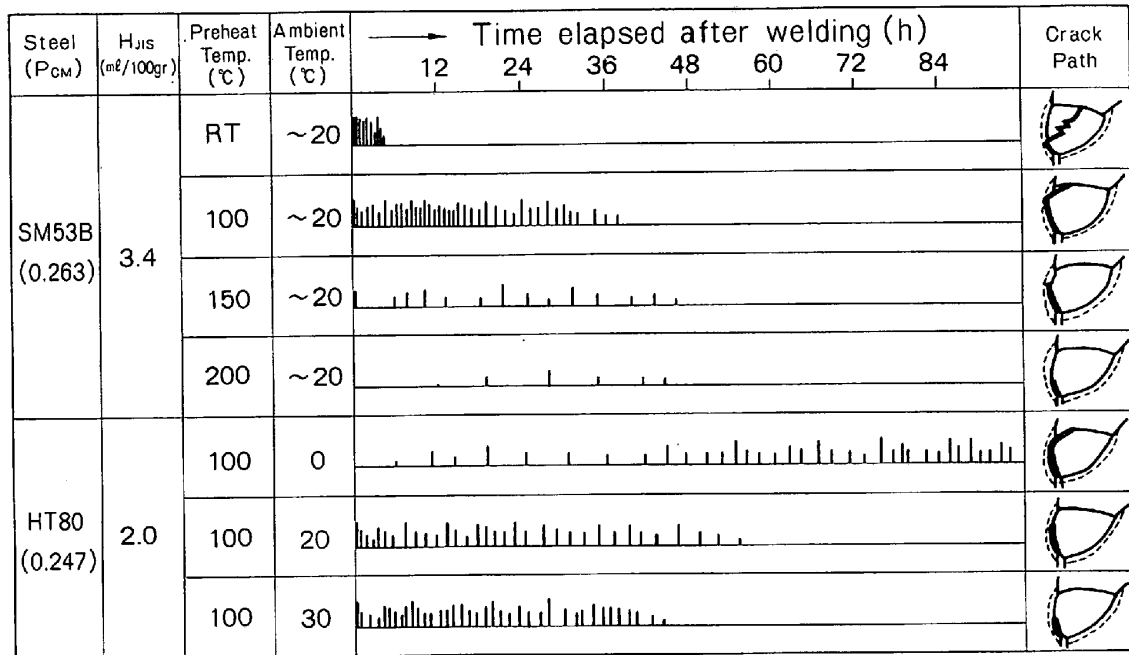


Fig. 7. Examples of records of acoustic emission caused by weld cracking propagation²⁸⁾.

Table 3. Diffusible hydrogen content in weld metal by various welding materials (ml/100g DM*)

Welding method	Welding Material	H _{JIS} (Glycerin)	H _{IRW} (Mercury)
Shielded metal arc	Cellulosic	~35	~40
	Ilmenite	~25	~30
	Low-hydrogen	1~5	2~10
Gas shielded arc (TIG) (MIG) (CO ₂)		~0.2	~0.5
Submerged arc	Ultra-low-hydrogen	0.3~1.0	
	Conventional	1~6	

* Deposited metal

も長時間遅れ割れのように受け取られる。

5.2 溶接金属水素量の影響

溶接遅れ割れの主因である水素は、アーク溶接中の高温アーク下で溶接材料中あるいは大気中の湿気などの水分の解離によりもたらされる。したがって、被覆アーク溶接棒の被覆あるいはサブマージアーク溶接フラックス中の結晶水や付着水分が多ければ拡散性水素量は多くなり、MIG や TIG 溶接などガスシールドアーク溶接では水分の供給源が極めて少ないので、水素量はとくに少ない。各種アーク溶接法による溶接金属拡散性水素量のおおよその値を Table 3 に示す。

溶接金属に供給される水素量が多くなつても、予熱の採用により割れに寄与する実効水素量を低減させ、そして予熱温度を高くするほど割れが発生しにくくなることを述べた。割れ発生を防止する最低の予熱温度を限界予熱温度 T^* と称し、この T^* と使用した溶接材料の

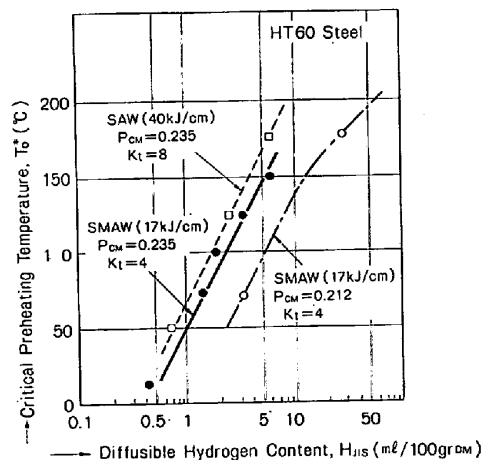


Fig. 8. Preheating temperature necessary to preventing cold cracking as related with diffusible hydrogen content in weld metal²⁸⁾.

拡散性水素量の関係を調べた例²⁸⁾を Fig. 8 に示す。この実験例には、溶接法、開先形状によるルート部応力集中係数 K_t 、溶接入熱量の違いが含まれているが、いずれの場合も T^* は溶接金属水素量の対数に対してほぼ直線的に上昇する。

Fig. 8 の実験結果は、溶接金属水素量が少なれば割れ感受性の高い鋼材でも予熱なしで溶接できることを示している。実際、Table 3 に示すようにガスシールドアーク溶接の水素量は少なく、余分な水素量増加を招く溶接面の水分や油脂の付着に注意すれば、炭素当量の高い機械構造用鋼などでもガスシールドアーク溶接はほとんど予熱なくとも可能である。

6. 溶接遅れ割れにおよぼす応力要因

低温割れにおよぼす引張応力の影響を調べるために開発された TRC 試験 (Tensile restraint cracking test) による試験結果の一例は、すでに Fig. 6 に示した。この試験では溶接直後に一定の引張荷重を加え長時間保持するようになっている。実際の溶接では、溶接部の冷却に伴う収縮変形が拘束されて引張応力が次第に増加する。この状態を再現するために、TRC 試験と同様な引張試験機を用い試験ビードをはさんだ母材上に標点を定め、溶接後その標点距離を一定に保つて拘束応力を発生させる RRC 試験 (Rigid restraint cracking test) が渡辺ら²⁹⁾により開発された。

この RRC 試験によつてルート割れにおよぼす拘束の影響を調べた結果²⁹⁾を Fig. 9 に示す。図中の l は溶接後一定に保たられる拘束距離を示し、 l が短いほど拘束の程度は強くなり割れが生じやすくなっている。渡辺らはこの拘束距離から次式に示すような引張拘束度の概念を溶接割れの分野に導入した。

$$R_F = (E/l)h \dots\dots\dots (8)$$

E はヤング率、 h は板厚であり、拘束度 R_F の単位は $\text{kgf/mm}\cdot\text{mm}$ となり、溶接開先を 1 mm 縮めるに要す

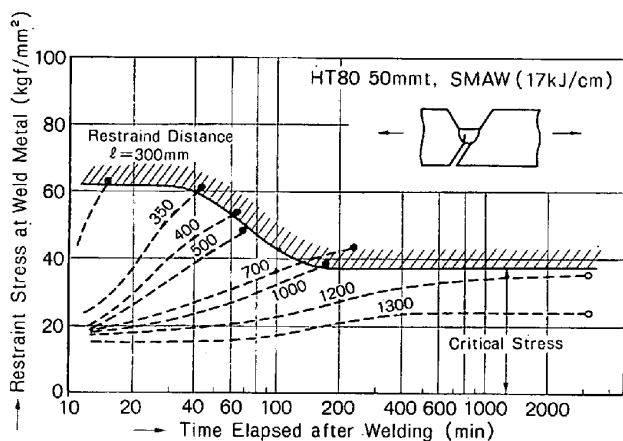


Fig. 9. Relation of weld cracking occurrence to transient increase in reaction stress in RRC tests²⁸⁾

る溶接線単位長さ当たりの力を示す。 E/l を拘束係数と称し、実際の継手で非常に拘束の強い場合では $70 \text{ kgf/mm}\cdot\text{mm}$ 程度とされ、一般の継手の場合は実測によると普通は $40 \text{ kgf/mm}\cdot\text{mm}$ 程度以下とされている。

TRC や RRC 試験のように引張試験機を用いないで、試験体自身で拘束応力を発生させる自拘束型試験がある。自拘束型試験体にスリットを入れると拘束応力が緩和されるが、スリット長を変えて拘束度を変化させた試験体で割れ防止限界予熱温度 T^* を調べた試験例²⁸⁾を Fig. 10 に示す。このように、拘束度の増加とともに溶接拘束応力が増し、 T^* (ルート割れ) が上昇する結果となつている。ただし、HT 80 鋼の場合は $R_F \approx 2000 \text{ kgf/mm}\cdot\text{mm}$ 付近で拘束応力は降伏応力に達し、それ以上 R_F が高くなつても T^* はあまり上昇しない。

7. 溶接遅れ割れにおよぼす温度要因

溶接遅れ割れは低温割れと一般に称せられるように、溶接部の温度が常温付近の低温に下がらないと発生しない。Fig. 11 は自拘束型割れ試験のルート割れ深さにおよぼす外気温度の影響を調べたものであり²⁸⁾、その時のルート割れ進展に伴う AE の記録は、HT 80 鋼の場合について Fig. 7 に示されている。Fig. 11 の実験結果では外気温度が低くなるほど鋼の遅れ割れ感受性は増しており、それと同時に割れの進展速度が遅くなつていくことが示されている。

内木ら³⁰⁾は各種低合金鋼の溶接遅れ割れにおよぼす予熱と後熱の効果に関する研究を行い、JIS 斜め Y 形拘束割れ試験のルート割れ防止のための後熱条件を調べた結

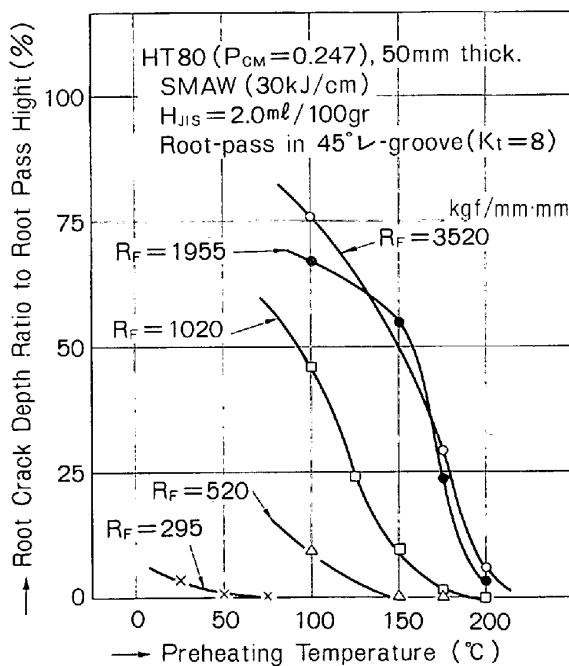


Fig. 10. Effect of restraint on root cracking in root-pass welds²⁸⁾.

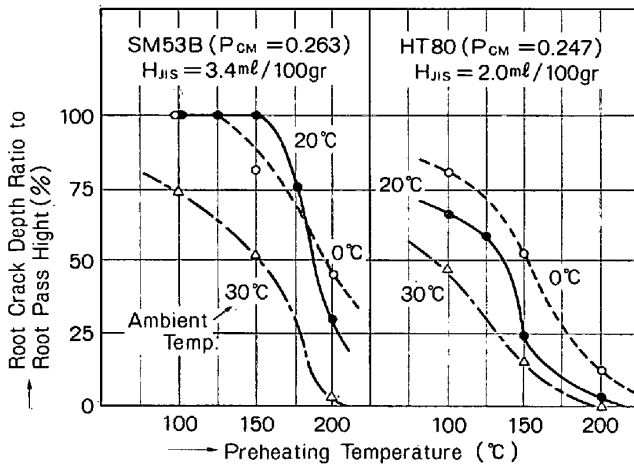


Fig. 11. Effect of ambient temperature and pre-heating temperature on root cracking in root-pass welds²⁸⁾.

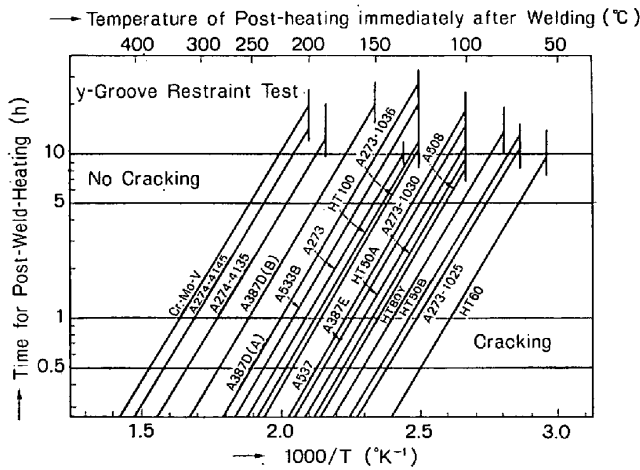


Fig. 12. Condition of post-heating immediately after welding for preventing weld cracking in various steels³⁰⁾

果を Fig. 12 に示す. 各鋼種ごとに示された図中の直線より上の領域の温度×時間の溶接直後熱処理条件によって溶接低温割れは防止されるが, 各直線の低温側の右端の縦線以下の温度域では恒温保持中に低温割れが発生する可能性がある. すなわち, この温度は溶接低温割れ(ルート割れ)が発生し始める限界温度を示すものであり, 供試鋼の HT 60, HT 50 および HT 80 鋼の例では, それらの限界温度はそれぞれ 50, 70, 80°C であり, この温度以上に保持する限り遅れ割れは生じなかったことが示されている. ただし, これはルートパス(初層パス)のみの場合である.

HT 80 鋼のビード下割れ発生と潜伏期間におよぼす保持温度の影響に関する研究結果を Fig. 13 に示す³¹⁾. ビード下割れはルート割れやトウクラックのように応力集中のあるところで発生するわけではないので, 溶接金属拡散性水素量の高いイルミナイト系溶接棒 ($H_{IIIS} = 22 \text{ ml/100 grDM}$) を用いても低温割れ発生限界温度はルート割れの場合より低く 50°C である. この結果では, ビ

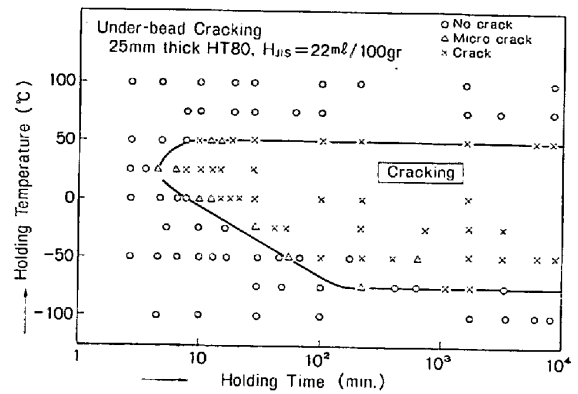


Fig. 13. Temperature- and time-dependence of under-bead cracking in HT-80 steel³¹⁾.

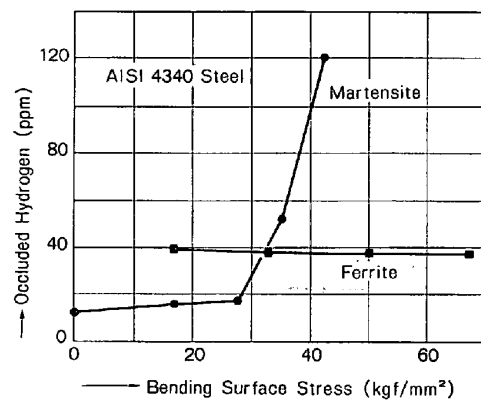


Fig. 14. Relationship between stress and occluded hydrogen in 4340 steel with martensitic or ferritic structure³²⁾.

ード割れの潜伏期間は常温付近が最も短く低温になるほど潜伏期間は長くなっている.

8. 水素局所集積と溶接割れ

鋼中水素の集積の実証例は FAHLEN ら³²⁾の実験がよく知られている. 彼らは AISI 4340 鋼を焼入れによりマルテンサイト組織にした試験片に電解水素チャージした後, 銅めつきして引張応力を加えてから水素分析した結果, 最初は水素が均一チャージされていたのに応力水準に応じて再配分され, 応力の高い方に水素が集積することを示した. ただし, Fig. 14 の彼らの実験結果が示すように, 焼入れ後焼もどしてフェライト組織にすると応力が上昇しても水素吸蔵量は増加しなかつた.

既に述べたように, 溶接局所加熱急冷により溶接熱影響部はマルテンサイトなどの硬化組織になり, さらに降伏応力に近い引張応力が働いているので, FAHLEN らの実験結果から溶接熱影響部への水素集積は十分に考えられる. 実際, マイクロレーザビーム局部溶解法を用いて溶接熱影響部に水素が溶接終了後に集積することが確認されている³³⁾. 物質移動解析の立場から Fig. 15 の例に示すように溶接部水素集積の動的挙動を解析し, 溶接

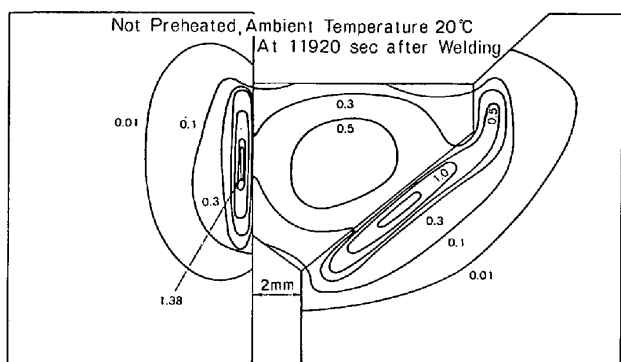


Fig. 15. Example of FDM analysis for hydrogen distribution at a weld (30 kJ/cm, 50 mm thick)³⁶⁾

予・後熱、外気温度ならびに継手拘束度の効果と遅れ割れの潜伏期間を調べようとする試みが、菊田らを始め³⁴⁾、佐藤ら³⁵⁾や筆者ら³⁶⁾によつてなされている。

9. 溶接遅れ割れ防止の予熱温度選定の考え方

9.1 初層パスルート割れ

溶接遅れ割れにおよぼす水素量の影響の項で記述したように、使用する溶接材料の水素量が低ければ低い予熱温度であるいは予熱なしで溶接できる。Fig. 8 に示した割れ防止のための限界予熱温度の溶接金属水素量への対数依存性から明らかなように、極低水素系溶接材料使用のメリットはとくに大きい。しかし、低水素域で水素量が増せば急激に必要な予熱温度が上昇するので、極低水素系溶接材料を用い予熱なしで施工しようとする場合、プライマー除去、大気中の湿気の軽減あるいは溶接材料の乾燥など十分な管理が特に必要となる。

一方、予熱を実施することにより、割れが発生する温度域に溶接部が冷却した時に残存する拡散性水素は確実に減少するので、予熱はフェイルセーフ的な割れ防止対策である。初層パスルート割れ防止の必要予熱温度の算出の考え方を最初に提唱したのは伊藤ら¹⁹⁾である。彼らは JIS 斜め Y 形拘束割れ試験の結果から、鋼材組成 (P_{CM})、溶接金属水素量 (H_{JIS})、拘束度 (R_F) を考慮した割れ感受性指数 P_W を次のように与えた。

$$P_W = P_{CM} + H_{JIS} (\text{ml}/100 \text{ grDM}) / 60 + R_F (\text{kgf}/\text{mm} \cdot \text{mm}) / 40000 \quad (9)$$

ただし、 P_{CM} は (7) 式、 $R_F = 69 \times h$ 、 h は板厚 (mm)。

この P_W 値より、次式に示す簡易式で割れ防止必要予熱温度 T^* が算出される。

$$T^* (\text{°C}) = 1440 P_W - 392 \quad (10)$$

筆者の一人は、Fig. 8 の T^* におよぼす溶接金属水素量依存性を考慮し必要予熱温度算出式を求め³⁷⁾、さらに実験的に確かめて次式を提案している。

$$T^* (\text{°C}) = 1400 P_H - 358 \quad (11)$$

ただし、 $P_H = P_{CM} + 0.093 \log H_{JIS} + R_F / 40000$ (12)

(9) 式の適用範囲は、低水素系被覆アーク溶接 ($1.5 \leq$

$H_{JIS} \leq 5 \text{ ml}/100 \text{ grFe}$)、板厚 ($20 \leq h \leq 38 \text{ mm}$)、溶接入熱量 ($17 \sim 30 \text{ kJ}/\text{cm}$) の 60°y 開先突合せ継手である。(12) 式では、極低水素からセルロース系溶接棒など高水素量域 ($0.2 \leq H_{JIS} \leq 40 \text{ ml}/100 \text{ grDM}$) と水素適用範囲が広がる。さらに、適用板厚範囲が広がり y 開先以外の開先形状にも適用できる割れ感受性指数が筆者らにより新たに提案されている²⁸⁾³⁸⁾。

(10) 式または (11) 式で算出される必要予熱温度は均熱された小型試験片に対するものである。実験の溶接では、溶接体が大きく予熱温度が同じでもそれが均熱加熱か部分加熱か、電気ヒータ加熱のように徐熱かなど予熱方法によつて溶接部冷却曲線は相当に異なる。先にも述べたように、割れ防止のための予熱は割れが発生し始める 100°C までの冷却時間を長くして拡散性水素の放出を促すことにある。したがつて、予熱温度そのものより溶接終了後から 100°C までの冷却時間 Δt_{100} を用いる方が普遍性があると考えられ、JSSC 溶接割れ研究班は割れ防止のための $P_W - \Delta t_{100}$ クライテリアを提唱した¹⁹⁾。

$$(\Delta t_{100})_{cr} = 10.5 \times 10^4 (P_W - 0.276)^2 \quad (13)$$

鋼材組成、溶接材料水素量および拘束条件から (9) 式を用いて P_W 値を計算し、(13) 式に代入して $(\Delta t_{100})_{cr}$ を計算する。そして、実際に溶接した際の 100°C までの冷却時間が、限界値 $(\Delta t_{100})_{cr}$ を越えるように予熱条件を選定すれば割れが阻止できる。種々の予熱条件と 100°C までの冷却時間については佐藤ら³⁹⁾により検討されており、また、稲垣ら⁴⁰⁾によつて Δt_{100} を求めるノモグラム

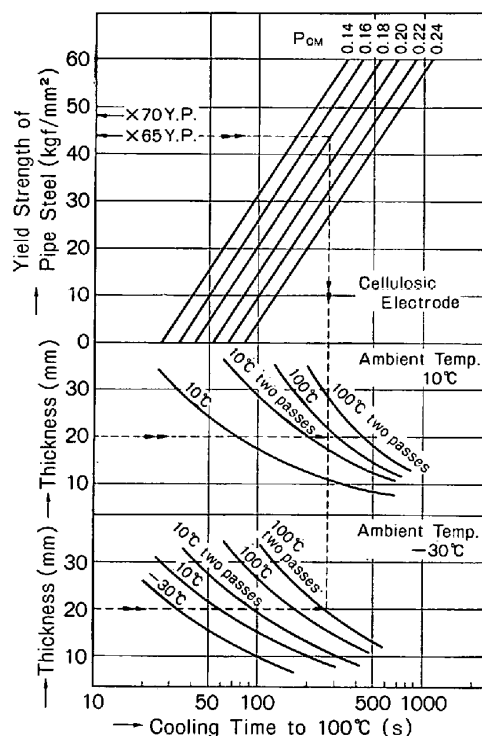


Fig. 16. Diagram to estimate preheating temperature under given P_{CM} and ambient temperature⁴¹⁾.

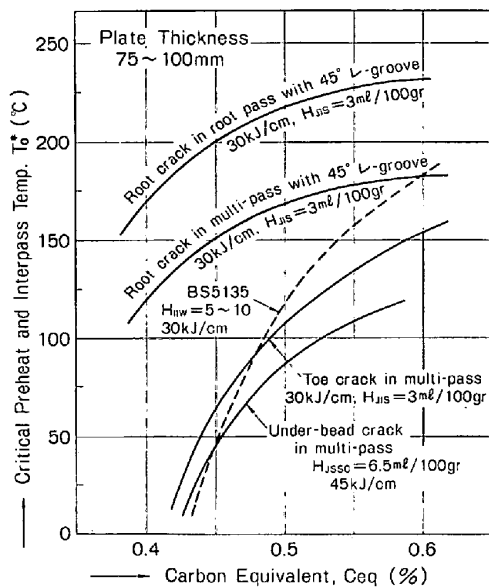


Fig. 17. Comparison of critical preheating temperatures for various weld cracks²³⁾.

も準備されている。

初層パス（ルートパス）のルート割れが実際に問題になる例として、高張力鋼パイプラインの高セルロース系溶接棒による円周下進溶接時の割れがある。田中ら⁴¹⁾はインプラント溶接割れ実験結果を基に、寒冷地でのラインパイプ現地溶接の必要予熱温度を求めため、Fig. 16に示すようなノモグラムを提示している。

9.2 多層溶接部の母材熱影響部割れ

わが国では、TRC, RRC, インプラント試験および自拘束型の小型試験片での小入熱量初層パス溶接部のルート割れを中心に、溶接低温割れの研究が進められてきた。これらの試験では初層パスビード溶接後、48 h 以上放置した後の割れ発生有無の検査により限界応力や限界予熱温度が求められる。しかし、実際の溶接では多層溶接が一般に行われるので、後続パスによるルート部への後熱効果（主に水素放出）を期待できる。前項で述べたパイプライン円周溶接や拘束の強い管構造格点部の溶接では、初層パスの次のパスをホットパスと称し、ホットパスを早い時期に（ルート割れの潜伏期間内に）溶接するように管理してルート割れ防止（Fig. 16の two passes はホットパス溶接実施の意味である）に努めている。

Fig. 17は、軟鋼から HT 80 鋼まで各種圧力容器用鋼材の自拘束型割れ試験による初層パスルート割れ、多層溶接ルート割れ（Photo. 2）、多層溶接部トウクラック（Photo. 3）、多層溶接部ビード下割れ（Photo. 5）の各種低温割れ防止の限界予熱温度（多層溶接の場合は予熱パス間温度）を、鋼材の炭素当量に対してプロット比較したものである²³⁾。この結果によれば、多層溶接ルート割れ防止必要予熱温度は初層パスルート割れ防止の場合

よりも 50 ないし 75°C 低く、多層溶接部トウクラック防止の予熱温度はさらに低い。

英国においては、C-Mn 普通鋼の溶接割れ防止のための必要予熱温度の選定の考え方が、BS 5135 : 1974⁴²⁾ で規定されており、この規準に基づく必要予熱温度も Fig. 17 にプロットした。BS 規格で算出させる割れ防止の必要予熱温度は多層溶接部トウクラック防止予熱パス間温度に比較的近く、(10)または(11)式より算出される T_p^* よりもかなり低い。

(9)式あるいは(12)式において小入熱量初層パス溶接のルート割れに対する継手拘束度 R_F の影響が記述されているが、多層溶接部の割れはこれほど顕著に継手拘束に影響されない。むしろ拘束が弱い場合多層溶接によって面外変形（角変形）が生じ、ルートまたはトウ部に曲げの引張応力が加わって変形割れが発生することがある。とくに、高い予熱パス間温度が必要とされる時、溶接中の保持温度を鋼材の延性が低下する 200 ないし 300 °C 域にまで上げ過ぎることは、面外変形が生ずる場合は極めて危険とされている⁴³⁾。

9.3 溶接金属部割れ

HT 50 から HT 80 鋼までの溶接構造用鋼の 60° Y 開先の多層溶接金属部の溶接遅れ割れの実験結果から、割れ防止必要予熱・パス間温度は次のように与えられている⁴⁴⁾。 h_w を溶接金属積層厚さ (mm) とすると、 $15 \leq h_w \leq 30$ において、

$$T_p^*(°C) = 120 + 120 \log(H_{JIS}/3.5) + 5.0(h_w - 20) + 8(\sigma_B - 83)$$

$30 \leq h_w \leq 40$ において、

$$T_p^*(°C) = 120 + 120 \log(H_{JIS}/3.5) + 5.0(h_w - 20) - 0.05(h_w - 30)^2 + 8(\sigma_B - 83) \dots\dots\dots (14)$$

ここで、 σ_B は溶接金属引張強さ (kgf/mm²) で、 H_{JIS} は溶接金属拡散性水素量 (ml/100 grDM) である。

一般的に言つて、溶接金属引張強さが 65 kgf/mm² を越える高張力鋼溶接の場合、Photo. 6 に示すような溶接金属内部での遅れ割れがとくに生じやすくなる。高張力鋼溶接では、母材の熱影響部の割ればかりではなく、溶接金属割れにも着目して、必要予熱温度が決定されねばならない。

10. む す び

鋼材の溶接施工時の水素起因の遅れ割れの現象、割れの要因ならびに割れ防止対策について最近の研究成果を中心に整理した。鋼材の溶接遅れ割れ（低温割れ）に関して早急に解決すべき課題として次のものが挙げられる。

- ①鋼材の溶接性を評価する際、国際的には IIW の炭素当量値が通用しているが、鋼種によつては P_{CM} 値が適切な場合もあり、単一の評価式の確立が望まれる。
- ②わが国での豊富な溶接割れ研究を背景に、割れ防止

必要予熱温度の考え方を BS 規格のように容易に利用できる形にまとめることが望まれる。

文 献

- 1) 下川義雄: 鉄と鋼, 57 (1971) 12, p. 52
- 2) 大谷南海男: 鉄と鋼, 60 (1974) 2, p. 304
- 3) 松島 巖: 鉄と鋼, 60 (1974) 3, p. 410
- 4) 飯野牧夫: 鉄と鋼, 64 (1978) 10, p. 1578
- 5) 中村治方: 鉄と鋼, 63 (1977) 5, p. 312
- 6) M. W. MALLET, and P. J. RIEPPEL: Welding J., 25(1946)
- 7) 鈴木春義: 鋼材の溶接割れ(低温割れ), JWS Bulletin No. 1 (1977)
- 8) J. S. CAPLAN and E. LANDERMAN: WRC Bulletin, 216(1976)
- 9) 藤田英一: 遅れ破壊部会報告, 水素による遅れ破壊の機構(1975), p. 17
- 10) 鈴木春義, 田村 博: 溶接金属学, (1978), p.70 [産報]
- 11) G. M. EVANS and N. CHRISTENSEN: Scand. J. Metallurgy, 2 (1969), P. 509
- 12) T. BONISZEWSKI and F. WATKINSON: Metals & Materials, 7(1973), P. 90
- 13) M. BECKERT and R. HOLZ: Schweiss Technik, 23(1973)8, P. 344
- 14) P. SEYFFARTH: Schweiss Technik, 27(1977) 2, P. 58
- 15) Y. ARATA and K. NISHIGUCHI: IIW Doc. IV-263-79
- 16) 佐藤邦彦, 寺崎俊夫: 溶接学会講演概要(1979) 25, p. 98
- 17) 百合岡信孝, 奥村 誠, 斎藤昭治: 溶接学会溶接冶金委, WM-784-80 (1980)
- 18) 伊藤慶典, 別所 清: 溶接学会誌, 37(1968) 9, p. 983
- 19) JSSC 溶接割れ研究班: 日本鋼構造協会誌, (1972) 80, p. 22
- 20) B. GRAVILLE: Conference on Welding of HSLA Structural Steels, (1976), Rome Italy
- 21) R. D. STOUT, R. VASUDEVAN, and A. W. PENSE: Welding J., 55(1976), P. 89 S
- 22) G. DUREN: Mannesmann Report on API 1980 committee (1980)
- 23) 矢竹 丘, 百合岡信孝, 片岡隆一, 常富栄一: 溶接学会誌, 49 (1980) 7, p. 484
- 24) J. HEWITT and J. D. MURRAY: British Welding J., 15(1968)4, p. 151
- 25) N. SMITH and B. I. BAGNALL: Metal Const. and British W. J., 1(1969)2, p. 17
- 26) E. J. RIDAL: Metal Const. and British W. J. 4(1972)11, p. 413
- 27) 鈴木春義, 稲垣道夫, 中村治方: 溶接学会誌, 32 (1963) 1, p. 44
- 28) 百合岡信孝, 矢竹 丘, 大下 滋, 片岡隆一: 溶接学会誌, 48 (1979) 2, p. 1027
- 29) 渡辺正紀, 佐藤邦彦, 松井繁朋: 溶接学会誌, 33 (1964) 6, p. 446
- 30) 内木虎蔵, 岡林久喜, 桑 亮一: 溶接学会誌, 43 (1974) 7, p. 714
- 31) 小林卓郎: Trans. Japan Weld. Soc., 2(1971), P. 70
- 32) D. I. FAHLEN and D. A. VANGHAN: Corrosion, 24(1968), P. 243
- 33) V. D. TARILINSKI: Avt. Svarka, 27(1974), P. 16
- 34) 菊田米男, 荒木孝雄, 落合真一郎: 遅れ破壊部会報告, 水素による遅れ破壊の機構 (1975), p.125
- 35) 佐藤邦彦, 寺崎俊夫, 山下泰生: 溶接学会誌, 48 (1979) 7, p. 504
- 36) N. YURIOKA, S. OHSHITA, and H. NAKAMURA: Hydrogen in Metals, 2nd JIM Intl. Sympto. (1979), P. 659
- 37) H. SUZUKI: IIW Doc. IX-1 074-78(1978)
- 38) H. SUZUKI: IIW Doc. IX-1 157-80(1980)
- 39) 佐藤邦彦, 松井繁朋: 溶接学会誌, 40(1971) 11, p. 1111
- 40) 稲垣道夫, 村松由樹, 藤城能教, 小笠原敏: 溶接学会誌, 47 (1978) 12, p. 811
- 41) Y. TANAKA, Y. ITOH, M. IKEDA, and M. NAKANISHI: The Sumitomo Search, 18 (1977), P. 89
- 42) BS 5 135: 1974(1974), BSI
- 43) 木原 博, 松永和介: 造船学会論文集, (1961) 109, p. 337
- 44) 百合岡信孝, 片岡隆一, 矢竹 丘: 溶接学会溶接構造研究委, WD-1-77(1977)