連載 講義

溶接割れとその防止

4. 低温割れ*

荒 木 孝 雄**

Weld Cold Cracking*

by Takao Araki**

キーワード：低温割れ，割れ感受性，剝離割れ，高張力鋼，低合金鋼，マルテンサイト系ステンレス鋼，フェライト系ステンレス鋼，オーステナイト系ステンレス鋼

4. 低温割れ

4. 1 高張力鋼および低合金鋼の低温割れ

溶接低温割れは高張力鋼および低合金鋼の溶接において不注意な溶接施工により極希に生じることがある。今日の溶接施工では TMCP 鋼の定着により，予熱温度，ショートビードの規制，大入熱溶接の規制などの施工条件が緩和され，さらに CO₂ 溶接の拡大により低温割れの発生が防止されるようになっている。

溶接施工条件によっては突合せ溶接およびすみ肉溶接のルート部およびビード下の熱影響部に割れを伴うことがあり，発生する場所によりルート割れ，トウ割れおよびビード下割れなどの名称で呼ばれる。また，割れの発生時間をアコステック・エミッション法で調べると，割れは溶接直後では生じていないが，約 300°C 以下に冷却後，ある時間経過して認められ，遅れて割れることから遅れ割れとも呼ばれる。

溶接低温割れの主要因は (1) 溶接部の水素量，(2) 硬化組織および (3) 拘束応力の 3 つが挙げられる。

突合せ継手にて溶接部が冷却した後に溶接ビード表面および熱影響部にグリセリンを薄く塗布すると，溶接部の表面から気泡が認められる。この気泡の成分は水素が主である。水素源は (1) 溶接時の大気中の湿気，(2) 被覆剤およびフラックス中の水分，結晶水，(3) 開先部に付着した油脂などである。従って，

溶接部の水素量を極力減じる方法は (1) CO₂ 溶接法などの水素量の少ない溶接方法の採用，(2) 被覆剤およびフラックスの適正な乾燥条件の採用*¹⁾であり，(3) 開先部の油脂の付着などは開先部を清浄にするのが溶接の基本である。被覆アーク溶接棒・フラックスなどは吸湿防止のため，取扱，乾燥，保管に慎重な配慮と厳重な管理が必要である。非低水素系溶接棒では被覆剤成分に有機物が含まれているので 100°C を越える温度で長時間の乾燥は性能を劣化させる恐れがある。低水素系溶接棒では所定の乾燥処

図 4. 1 拘束突合継手部の水素拡散集積 (電算機グラフィックディスプレイ法によるシミュレート)
a) 溶接直後，b) 溶接後 10 分経過，c) 60 分経過，d) 10 時間経過

*原稿受付 昭和 63 年 5 月 9 日

**正 員 大阪大学工学部 Member, Faculty of Engineering, Osaka University

*¹⁾非低水素系被覆溶接棒；70～100°Cにて 30～60 分，低水素系被覆溶接棒；300～400°Cにて 30～60 分

理後、通常 2～4 時間の工事に必要な溶接棒を作業現場に持ち出すのが適切である。また 100～150℃の保管容器に入れて、そこから取り出して使用する。

溶接部の水素測定法はグリセリン法が JIS に定められている。IIW および ISO では水銀法にて行なわれている。溶接部に侵入した水素は図 4.1 に示すように溶接直後は溶接金属中に過飽和に存在するが、その後ビード表面から放出する水素と、溶接熱影響部に拡散する水素がある¹⁾。溶接金属から溶接熱影響部に移動する水素はブローホールなどの欠陥を経る場合と金属結晶中を自由に拡散する場合があります、前者を非拡散性水素および後者を拡散性水素と呼ぶことがある。拡散性水素は金属結晶の格子間の安定な存在位置があり、比較的自由に隣の安定位置に動き易い²⁾。また、温度が上昇するほど拡散速度が早くなる。一方、材料中に組織変化があったり、結晶粒界さらに微視的に転位などの格子欠陥が存在すると水素は前者より比較的動き難く、一時的に欠陥位置に捕捉される³⁾。また、局部的に応力集中を受け、塑性変形を伴う個所では転位などの存在により水素が集積される²⁾。このことは応力（または歪）誘起拡散と呼ばれている。これらのために図 4.1 (b) に示したように溶接ボンドのルート部に水素濃度が高くなる。この水素集積により割れが生じる。水素の拡散速度は温度上昇により早くなることを述べたが、割れ発生に起因するルート部への水素集積は (1) 予熱により溶接部を徐冷したり、(2) 直後熱処理により溶接部の温度を高めて水素放出を促進させて減じられる。

溶接ボンド部のマイクロ組織は (1) 母材の化学組成、(2) 板厚、(3) 母板の初温度および (4) 溶接部の冷却速度に依存する。溶接ボンド部の組織は再現熱影響部連続冷却変態図により推定される。マイクロ組織は炭素量および合金元素量により影響を受け、それらが多くなるほど連続冷却変態図は長時間側に移行し、焼入れ性が高まり、マルテンサイト組織およびベイナイト組織の量が多く生じ易くなる。高張力鋼などでは合金元素が多く、それらの組織を呈し易い。また、これらの組織は硬さがフェライト組織などに比べて硬い。硬化組織は歪んだ結晶格子の組織不連続、微

視的には転位などが多く生じ易く、前述の水素捕捉場所にもなる。これらの硬化組織の出現を防止するためには (1) 溶接入熱および板厚を考慮して、適正な冷却速度の採用、あるいは (2) 適切な予熱温度の採用により、水素を低減するとともに、組織の制御がなされている。

溶接部の拘束応力は溶接部が急速加熱より局部的に膨張し、その後の冷却過程にて収縮が生じるが、部材が拘束されているために引張の応力が生じる。拘束応力は厚板になるほどまた拘束距離が短くなるほど大きくなる。このように拘束応力が大きくなると、形状不連続部などでは応力集中により局部的な塑性変形を伴い、その個所は図 4.1 (b) に示したルート部のように水素の集積場所となる。

溶接低温割れ感受性を推定する方法は上記 3 つの要因を考慮した P_c 値（または P_w 値）を用いる方法が利用されている^{3,4)}。高張力鋼を手溶接する場合（溶接入熱 17～30 kJ/cm），化学組成（ P_{cm} , %）と板厚（ t , mm），水素量（ H , cc/100 gr）がわかっていると図 4.2 の横軸に示した P_c 値を算出し、ルート割れの防止に必要な予熱温度を推定することができる。割れの発生しない予熱温度（ T_0 ）ははめ込み溶接のような、拘束の厳しい継手に対して次式により推定される。

図 4.2 溶接割れ感受性指数と予熱温度の関係 ($t=16 \sim 50$ mm)

²⁾ α 鉄では 4 面体位置であり、 γ 鉄では 8 面体位置であり、水素の格子拡散での活性化エネルギーは 3000～4000 cal/mol である。

³⁾ この場合の拡散の活性化エネルギーは 7000～9000 cal/mol である。

表 4. 1 TMCP 型 50 キロ級高張力鋼への非低水素系溶接棒適用基準

項 目		適 用 基 準	備 考
鋼 材	鋼 種	TMCP 型50キロ級高張力鋼 AH32, DH32, AH36, DH36	
	炭 素 当 量	Ceq (IACS) ≤ 0.36%	
溶 接 棒	拡散性水素量	H _{JIS} ≤ 25 cc / 100g	JIS Z 3113-75による
	乾燥・管理	メーカー推奨条件にて再乾燥。 また、現場への持出し時間は4時間 以内とする。	
溶接施工	脚 長	脚長 7 mm 以下の水平すみ肉 1 パス 溶接	
	板 厚	25 mm 以下

図 4. 3 TMCP 技術適用による溶接予熱温度の低減 (造船用 EH36 級鋼) S HT: 制御圧延, SH-DAC: 加速冷却した鋼材

$$T_0 (°C) = 1440 \cdot P_c - 392$$

今日普及している TMCP 鋼は種々の特性を有するが、(1)溶接予熱の省略、(2)非低水素系溶接棒の採用、および(3)ショートビード制限の緩和などの溶接低温割れに対しても利点がある。

この鋼は 50 キロ級の強度を有しながら、化学組成が軟鋼に近い P_{CM} 値であり、溶接低温割れ性が著しく改善されている。図 4.3 は 50 mm 厚の EH 36 鋼に対する斜め y 型溶接割れ試験での割れ防止温度を示す⁵⁾。従来の焼ならし材では 120°C の予熱温度であったのに対し、制御圧延+加速冷却材では低 P_{CM} 化により割れ防止の予熱温度が室温以下になり、予熱が省略され得る。

非低水素系溶接棒の採用については、従来高張力鋼に対しては低水素系溶接棒が使用されてきたが、耐ピット性が劣る欠点がある。ところが、この鋼には前述のように溶接低温割れ感受性が低いことにより、表 4. 1 に示すように非低水素系溶接棒が採用されている⁶⁾。ただし、多層溶接において上向きすみ肉溶接などでは溶接金属に割れを伴うことがあり、すみ

肉継手の補修には従来通り低水素系溶接棒を使用すべきであるとされている。

ショートビード制限の緩和については従来溶接熱影響部の硬化および溶接低温割れの観点から、最高硬さ $H_{V, max}$ 400 を目安に、長さ 50 mm 以下のショートビードは禁止されているが、この鋼ではビード長さ 10 mm で $H_{V, max}$ 400 となるので、ビード長さは 10 mm 以上に緩和され得る。なお、アークストライクについては許容されない。

4. 2 マルテンサイトおよびフェライト系ステンレス鋼の水素割れ (含む肉盛溶接部)

Cr 系ステンレス鋼は金属組織から SUS 410 鋼などのマルテンサイト系と SUS 430 鋼などのフェライト系に分類される。Cr-Ni 系ステンレス鋼は SUS 304 鋼など常温においてオーステナイト組織を示すオーステナイト系があり、オーステナイト組織とフェライト組織の混合した 2 相ステンレス鋼および析出硬化型のステンレス鋼がある。

マルテンサイト系ステンレス鋼は焼入れ硬化があり、溶接のままでは硬くて脆い。従って、SUS 410 を D 410 など共金系材料により溶接した場合、溶接金属および熱影響部は硬化したマルテンサイト組織になり、延性、靱性ともに低く、低温割れの発生する危険性がある。

フェライト系ステンレス鋼は焼入れ硬化性がないが、約 900°C 以上に加熱し、放冷すると、一部マルテンサイトを含む粗粒のフェライト組織になり、延性、靱性が低下する。従って、ボンド近傍の熱影響部は結晶粒が粗大化し、延性、靱性が母材に比して著しく劣化する。また、マルテンサイト系と同様低温割れが生じる危険性を有している。

これらの鋼はいずれも溶接低温割れに注意を要するが、この溶接低温割れの発生は前項の低合金鋼の場合と同様に溶接部の水素が主要因である。そのた

表 4. 2 Cr 系ステンレス鋼の予熱・後熱処理条件

	予熱 (°C)	後熱 (°C)
マルテンサイト系	200~400	700~790
フェライト系	100~200	700~790 (Cr%が16%以下の場合) 790~840 (Cr%が16%以上の場合)

図 4. 4 初層溶接金属の割れ個数とフェライト指数の関係

め溶接低温割れの防止は予熱および後熱などの熱管理を要する。表 4.2 は Cr 系ステンレス鋼の予熱および後熱条件の目安を示す。マルテンサイト系ステンレス鋼はフェライト系ステンレス鋼より低温割れが生じ易く予熱温度を高める必要がある。溶接後、後熱処理を行なうまでに溶接部を 100°C 以上に保持できない場合は、溶接部より水素を放出する目的で、300~400°C 程度の直後熱処理を行なうこともある。溶接後熱処理は溶接低温割れの防止と共に溶接金属の延性、および靱性を回復させるためにも必要である。

異材継手の予熱温度は通常、組合せ材料の高い温度を選び、フェライト鋼同士の場合は低い方の上限の温度を選ぶ。フェライト鋼とオーステナイト鋼の組合せではフェライト鋼の推奨温度の低い目を選ばれている。

*4)例えば Nb/C を 15%Cr 溶接棒では 228 以上、17%Cr 溶接棒では 160 以上⁷⁾

*5) $F_{idx} = [Cr + Mo + 1.5Si + 2Al + 4Nb + 9Ti] - [Ni + 30(C + N) + 0.5Mn]$ (wt. %),
 $H_v = 804 - 47 F_{idx}$

SUS 405 クラッド鋼の溶接における問題点の一つは異材溶接部 1 層目のマルテンサイト組織に割れが生じ、2 層目のフェライト組織では停止していることである。この原因は溶接時の水素および機器操業時の高温高圧の水素が考えられている。

この割れは (1)溶接棒に 17%Cr 棒などの高 Cr 棒を使用し、溶接金属中の Cr 量の増加、(2)予熱温度を 200°C に上昇させる、(3)溶接棒中の Nb/C 比を高める^{*4)}などにより防止される⁷⁾。

溶接金属中の水素量は溶接直後では予熱なしと 200°C 予熱の場合を比較すると大差なく 3.5~3.8 ml/100 gr であるが、50°C に冷却した時点にて、予熱なしでは 1/2~3/4 しか低下せず、200°C の予熱では 1/10 に低下する。水素による割れは上限の温度が 150°C と考えられているが⁸⁾、予熱温度が高くなると割れ発生の上限温度において水素量が著しく減少し、マルテンサイト組織であるにもかかわらず、割れが生じ難くなる。

溶接金属の硬さはその化学組成 (フェライト指標: F_{idx}) に支配されるが^{*5)}、図 4. 4 は一例として初層割れの発生個数と F_{idx} の関係を示す⁷⁾。予熱を行わない場合、 F_{idx} が 11.5 以下 (溶接金属の H_v が 250 以上) で割れが生じ、100°C 予熱の場合 F_{idx} が 10.5 以下 (H_v が 270 以上) で割れが生じる。200°C 予熱では F_{idx} が 9 以下 (H_v が 300 以上) となる。このように初層割れは化学組成の制御とともに適切な予熱温度の選択により防止され得る。

4. 3 オーステナイト系ステンレス鋼肉盛溶接部の剝離割れ

石油精製の脱硫反応容器などは Cr-Mo 鋼が使用され、その容器内面には耐食性のよいオーステナイト系ステンレス鋼が肉盛溶接されることが多い。この肉盛溶接部の母材との境界にディスボンディングと呼ばれる剝離割れが生じる場合がある。この割れは実験的には高温高圧の水素環境に保持し、室温まで冷却し、放置すると発生する。割れの発生時間はアコステック・エミッション法などで調べると、約 10 時間後に顕著に認められ、前述の遅れ割れ挙動を示す。この割れの破面形態は粒界破面が主であり、一部水素擬へき開破面も認められ、明らかに水素に起因する割れである。

この種の割れの防止は (1)溶接施工での溶接速度の選択、(2)溶接材料の選択および (3)水素量の低減などが挙げられる。(1)および (2)の方法はいずれも境界部の粗大なオーステナイト粒の消失により割れ発生

図 4. 5 剝離割れ発生に及ぼす境界部の化学組成

を防止している。

溶接条件に関しては試作フラックスおよび帯状電極を用いたサブマージアーク溶接にて溶接電流 1200 A、溶接電圧 27 V および溶接速度 16 cm/min の条件で、境界部は粗大なオーステナイト粒の生成を防止し、剝離割れは水素環境（水素圧 150 kgf/cm² × 24 hrs）で、450°C 以上でないと生じない。通常フラックスを用いると割れ発生温度は 375°C に低下するとされている。一方、溶接電流 1900 A、溶接速度 32 cm/min と高速にすると、境界部はオーステナイトと 45% マルテンサイト組織の 2 層組織となり上記水素環境では 400°C 以上にて剝離割れを伴う。このように高速化は剝離割れ防止に効果があるようである⁹⁾。

境界部の粗大オーステナイト粒は図 4. 5 に示すデュロングの状態図において真の A + M 線上での δ フェライト量に依存し、その量が約 4% 以上の場合発生せず、剝離割れも生じない¹⁰⁾。また、境界部の組成が図中の三角形の内部に位置する場合剝離割れが生じる¹¹⁾。

以上のように剝離割れは溶接材料の選択および溶

込み率の制御により境界部の化学組成を調整して、境界部に粗大なオーステナイト粒の生成を妨げることに防止される。

水素量の低減については、境界部の水素量は計算によると 200–340 ppm に達するとされているが、高温からの冷却途中において、例えば 200°C にて 5 時間の後熱処理により脱水素処理を行なうと剝離割れは生じないとされている¹²⁾。

参 考 文 献

- 1) 菊田, 落合, 堀江: Computer Simulation of Hydrogen Redistribution Behaviours in Weldment and it's Crack Prevention, IIW Doc. II-930-80(1980), IX-1163-80(1980)
- 2) 菊田, 荒木: Hydrogen Effect in Metals, AIME-TMS(1981), 309
- 3) 伊藤, 別所: 高張力鋼の溶接割れ感受性指示数について, 溶接学会誌, 37,9,(1968),55
- 4) 伊藤, 別所: 高張力鋼の溶接割れの感受性指示数について, 溶接学会誌, 38,10,(1968),60
- 5) 小溝: 鉄鋼新素材, TMCP 鋼の溶接部割れ感受性, 溶接学会誌, 55,3,(1986),33
- 6) 日本造船研究協会 193 研究部会総会報告書
- 7) 港, 堤: 405 ステンレスクラッド鋼の初層溶接割れに関する研究, 溶接学会論文集, 5,1,(1987),101
- 8) 西尾, 福田, 三浦, 大前: 405 ステンレスクラッド鋼の溶接割れの研究 (第 2 報) 溶接学会誌, 39,3,(1974),755
- 9) 富士, 工藤, 真野: ステンレスはく離割れ防止オーバレイ溶接部の冶金学的性質について, 溶接冶金研究委員会, WM-1004-84,(1984)
- 10) 安田, 中野, 今中: 耐剝離割れ性のすぐれた γ 系ステンレス鋼肉盛溶接金属, 溶接学会全国大会講演概要集, 35,(1984),130
- 11) 菊田, 荒木, 米田: オーステナイト系ステンレス鋼オーバレイ溶接部の高温高圧水素環境下の暴露試験による水素剝離割れ, 溶接学会論文集, 2,3,(1984),103
- 12) 森重, 桑, 岡村: 肉盛部における水素による剝離性の割れについて (第 1 報) 溶接学会論文集, 2,1,(1984),69