資 料

鋼溶接時の低温割れと水素の影響*

稲垣道夫** 中村治方**

Low-Temperature Weld Cracks in Steels and Effect of Hydrogen on their Cracks*

By Michio Inagaki** and Harumasa Nakamura**

1. 緒 言

炭素鋼、高張力鋼、合金鋼などの溶接継手には、大別して溶接施工時に生ずる低温割れおよび実際使用中に生ずる水素劣化による割れの2種類の水素に起因する破壊現象がしばしば経験されている。前者の溶接低温割れには、初層溶接時のビード下割れ、ルート割れ、多層溶接時のミクロおよびマクロ割れなどがあり、後者の使用時の水素劣化割れには、硫化物腐食割れ、高温高压における水素アタックなどをあげることができる。

これらの破壊現象は、その発生の様相、時期、温度などがそれぞれ異なるけれども、いずれもその本質は鋼の水素劣化現象である。今回はこれらの水素に起因する各種の破壊現象のうち、溶接低温割れについて述べることにする。

2. 低温割れの諸因子

低温割れの代表的なものの1つであるビード下割れについては数多くの研究が行なわれているが、それらの結果によるとビード下割れに影響する因子として、硬化組織と水素をあげることには異論がない、また後に述べる小林、滝本の研究結果¹⁾や Weiss らの実験結果²⁾などから、鋼の強さのレベルにより程度の差はあるにしても、拘束力もビード下割れの1因子と考えるのが妥当である。

低水素系溶接棒を用いても発生するルート割れについては、Fig. 1 に示した 8C 鋼 (T-1 鋼) の各種寸法の Y 開先拘束割れ試験結果³⁾からわかるように、溶接部の冷却過程がはやくなるにしたがって割れが顕著になると同時に、試験片側面スリットを深くきり込んで、試験片の拘束度を軽減すると割れが発生しなくなる。さらに

Fig. 2 に示した水素量以外の諸性質がほとんど同じ試作溶接棒による Y 開先拘束割れ試験結果から、冷却過程が同じでも水素試験による拡散性水素量が多くなるとルート割れが顕著になることがわかる (冷却速度 3°C/sec の割れ率参照)。以上のことからルート割れについて

Fig. 1 T-1 鋼の Y 開先拘束割れ試片寸法の影響

Fig. 2 HT 80 用棒の Y 開先拘束割れ試験結果に及ぼす水素量の影響

* 原稿受付 昭和42年2月20日

** 正 員 金属材料技術研究所 National Research Institute for Metals

ても硬化組織, 水素および拘束力がその因子と考えられる。

止端割れについては系統的な実験結果が少ないが, 小林⁴⁾による自硬性 Ni-Cr-Mo 鋼についての実験結果では, 止端割れはマルテンサイト変態進行中に発生し, その因子として硬化組織が考えられ, 水素はこれには関与しないと述べられている。著者らの行なった低合金高張力鋼によるスリット形割れ試験では, とくに割れ感受性の大きい鋼種においてルート割れと同時に止端割れも発生し, 予熱を併用することによりこれらの割れ発生を防止できることを経験している。この結果から低合金高張力鋼においては止端割れはルート割れとどのような機構で発生し, ただ応力集中により発生する個所だけが異なるものと理解している。

T-1 鋼による球形タンクの建造の初期に経験された多層溶接金属の横割れ⁵⁾は, ミクロ割れがつらなったものであり, 拘束力および水素がこの割れ発生に影響をおよぼすことが示されているが, 溶接金属の強度レベルが高い, 換言すれば硬化組織であることも割れ発生の一因であることが, 拘束度や水素量が同程度の軟鋼や60キロ高張力鋼などの溶接金属では横割れが認められないことから明らかである。

溶接金属中のミクロ割れは上述の80キロ高張力鋼溶接金属以外にも, 低水素系以外の溶接棒による軟鋼の1層溶接金属⁷⁾⁻¹²⁾や軟鋼の低水素系多層溶接金属¹³⁾などにも認められることが報告されている。ミクロ割れの発生機構のについては不明な点が多いが, ミクロ割れが発生するには水素の存在が必要条件になっていることは明らかである。

溶接後, 母材原質部に割れが発生することが自硬性合金鋼で認められている¹⁴⁾。この種の割れ発生には溶接残留応力の集中が第1の因子に考えられるが, その因子以外に最近の超高張力鋼にみられるような, 鋼中の微量水素による遅れ割れ的な要素が入っているかどうか明らかなでない。

以上述べた代表的な低温割れについて, 1, 2の不明なものもあるが, そのほとんどのものは水素が関与した割れであり, その本質は鋼の水素劣化であるとみることができる。

高張力鋼初層溶接時のルート割れについて, スリット形拘束割れ試験片を用いて, 試験溶接後, 溶接部がマルテンサイト変態開始温度以下に冷却してから, 試験片を種々の温度に保持した低温槽中に浸漬し, ルート割れ発生時期を調べた¹⁵⁾。その結果, Fig. 3 に示したような直線関係がえられ, この直線の勾配から求められる活性化エネルギーの値 (10,540 cal/gr. atom) は, この温度範

Fig. 3 U開先拘束割れ試験片における t_i/T (潜伏期間/絶対強度) と絶対温度の逆数との関係

囲における α -Fe 中の水素の拡散の活性化エネルギー値とはほぼ等しい。また Flanigan, Kaae によるビード下割れの活性化エネルギーの測定結果¹⁶⁾によると, その値が約 9,100 cal/mol であり, やはり α -Fe 中の水素の拡散の活性化エネルギー値にほぼ一致する。これらの結果から, 少なくともルート割れ, およびビード下割れについては, 割れが発生するには水素の拡散が必要であることが明らかであり, また次節で述べるようにかなりの実験結果においてこの水素の拡散, 集積にある時間 (割れ発生の潜伏期間) が必要であることが示されている。したがって鋼の水素劣化である低温割れも, そのあらわれ方がいわゆる遅れ割れ (Delayed Cracking) または遅れ破壊 (Delayed Failure) の形態をとることに大きな特長があり, ある組織, 拘束力および系全体の水素量の状態で最初に割れを生じなくても, 時間の経過とともに割れを発生するにいたる。

3. 束拘力の影響

今迄の研究結果によれば, ビード下割れ, ルート割れおよび多層溶接時のマクロ割れについては, 割れにおよぼす拘束力の影響は実証されているが, 軟鋼溶接金属中に生ずるミクロ割れについてはその影響を具体的に示した実験結果はない。ここでは前者の3種の割れについて述べる。

3.1 ビード下割れ

Weiss ら²⁾によると, アーマー鋼の3パスビード置き試験, CTS 試験および十字形割れ試験を低水素系溶接棒を用いて行なった結果, 500および300°Cまでの冷却過程は同じであっても, 十字形割れ試験ではビード下割れを生じたが, 他の2種の割れ試験では割れが認められ

なかった。この結果から、Weissらはアーマー鋼のビード下割れには外的拘束が大きな影響をもつと結論している。

ビード下割れについて拘束力の影響をはじめて定量的に明らかにしたのは、小林および滝本の実験¹⁾である。この研究は、わが国において低温割れにおよぼす拘束力の影響を定量的に扱った最初のものとして、またビード下割れが遅れ割れであることを明らかにしたものとして注目すべきものである。

これによると、0°Cに予冷した50キロ高張力鋼板をセルローズ系溶接棒で溶接して1時間後に2時間の連続引張負荷を与えた場合、外的引張応力値が25 kg/mm²以上になるとビード下割れが発生することが示されている。また30 kg/mm²の引張応力値の下では、1時間までの連続負荷ではビード下割れの発生が認められないことや低水素系溶接棒を使用した場合には50 kg/mm²×2 hrsの引張負荷ではやはりビード下割れが認められないことも示されている。

以上の結果から、ビード下割れは水素による遅れ割れであることが明らかであるが、ビード下割れを発生する水素量および拘束力の限界値は、鋼の強さのレベルに応じて変わるので、見掛け上、ビード下割れにおよぼす拘束力の影響がないようにみなされる場合もあるが、実際には組織、水素および拘束力が影響してビード下割れを生ずるものと考えられる。

3.2 ルート割れ

ルート割れは溶接部の冷却過程が同じ場合には、すみ肉溶接より突合せ溶接において顕著であることが高張力鋼について求められている¹⁷⁾ので、ここでは突合せ溶接の場合について述べる。

突合せ溶接継手の拘束係数は渡辺、佐藤の試作した拘束度計¹⁸⁾¹⁹⁾によって測定でき、また拘束係数と拘束力や拘束応力との関係式も求められている。

実験的に、ルート割れにおよぼす拘束力の定量的な影響を調べるために、TRC試験(金材研)²⁰⁾²¹⁾およびRRC試験(阪大)²²⁾が開発された。TRC試験(Tensile Restraint Cracking Test)は溶接終了後、定荷重長時間引張試験を行なう方式であり、遅れ割れ試験用に用いられる。RRC試験(Rigid Restraint Weld Cracking Test)は溶接後、溶接線を中心とする任意の標点距離を冷却中、常に一定に保持する試験方法で、冷却途上に起こる割れおよび遅れ割れ試験用に用いられる。

高張力鋼のTRC試験において、初層溶接終了後、溶接線直角方向に定荷重負荷を与えると、Photo. 1に示したようなルート割れが、Fig. 4に示したように、ある潜伏期間(この場合は4.7 hrs)を経た後に発生し、漸

Fig. 4 TRC試験における定荷重負荷による荷重-時間曲線の例

Photo. 1 (a) TRC試験におけるY開先ルート割れの例
Photo. 1 (b) TRC試験におけるU開先ルート割れの例

次割れが進展してついに破断する。引張応力値を種々変えて、割れ発生の有無を調べると、それ以下の引張応力値ではルート割れが発生しないという、いわゆる限界引張応力値が存在することがわかる。いま、代表的な80キロ高張力鋼（以下、HT 80と記す）である、T-1鋼初層溶接継手につき、引張応力値を変えてルート割れの発生時期および破断時間を求めて図示するとFig. 5に示したようになる。この図からルート割れ発生の限界引張応力値は溶接部の冷却過程（予熱温度）と水素量によ

Fig. 5 T-1鋼溶接部のU開先TRC試験結果

って変化することがわかる。すなわち、予熱を行なわない場合には約 27 kg/mm^2 の値を示すが、 150°C 予熱を併用すると約 66 kg/mm^2 と著しく上昇する。また再乾燥処理が不じゅう分で水素量が 1.1 cc/100 gr から 2.2 cc/100 gr に増加すれば、限界引張応力値は約 27 kg/mm^2 から約 12 kg/mm^2 に低下している。さらに Fig. 5 において、溶接後負荷を与えるまでの経過時間を故意に長くして溶接部からの水素の逃散をはかると、限界引張応力値は漸次上昇し、予熱せずに溶接後 24 hrs 無負荷放置した場合には、その値が 150°C 予熱の場合に匹敵する値を示すことは興味深い。

いっぽう、RRC 試験においては試験方法の関係上、冷却過程が変化した場合や水素量の変化した場合につい

Fig. 6 軟鋼, HT 60 および HT 80 溶接部の RRC 試験における拘束距離と破断時間との関係

ては行なわれていないが、Fig. 6 に示したように、軟鋼の場合を除いては、室温まで冷却する過程に生ずる割れと室温に冷却後、数時間以降に生ずる割れ（遅れ割れ）の 2 種類の割れが認められており、前者は主として溶接部が冷却途上にうける高温歪による劣化に関係すると考えられ、後者は冷却した溶接部の水素による劣化に起因すると考えられている。

上記の両試験結果から、高張力鋼初層溶接時のルート割れが水素による遅れ割れとしてあらわれることが明らかとなったので、各種高張力鋼について、まず溶接部の冷却過程を種々変えた場合の TRC 試験が行なわれた。その結果の数例を Fig. 7 に示したが、7C (HT 70) お

Fig. 7 各鋼種の Y 関先 TRC 試験結果

よび 6G (HT 60) 鋼においても HT 80 の場合とどうよう、溶接部の冷却過程を緩慢にすれば、限界応力値の上昇が認められる。これらの各種 TRC 試験結果を限界応力値と潜伏期間についてまとめたのが Fig. 8 である。図中、斜線を施して示したのは、同一供試材につきスリット形拘束割れ試験を行なった場合に、ルート割れ

Fig. 8 各種鋼材の TRC 試験による限界応力値に及ぼす溶接諸条件の影響

の発生が防止できる予熱温度または溶接速度である。一般に TRC 試験において、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、スリット形拘束割れ試験においてもルート割れが発生しない。

ここで注意する必要があることは、HT 80 のように強さのレベルの高い高張力鋼溶接部の TRC 試験や、RRC 試験において求められる限界応力値や限界拘束距離が、溶接部の比較的低温度（約 300°C 以下）の冷却過程に大きく影響され、この温度域の冷却がはやくなる

と限界応力値の低下が認められることである。これは後に述べるように、主として溶接部からの拡散性水素の逃散に関係するものと考えられる。

ルート割れ発生の限界応力値や、限界拘束距離が溶接部の水素量にも影響されることは前述のとおりであるが、いま溶着金属の化学組成および機械的性質はほとんど同じで、その水素量 (JIS 法) だけが異なる低水素系溶接棒を用いて TRC 試験を行ない、その結果をまとめると Fig. 9 および 10 のようになる。HT 80 溶接部

Fig. 9 HT 80 の TRC 試験による限界応力値と板の初温および水素量との関係

Fig. 10 HT 60 用棒のU開先 TRC 試験による限界応力値と板の初温および水素量との関係

については、Fig. 9 に示したように、水素量が減少するにしたがって限界応力値が急激に上昇するが、予熱温度の上昇にともなう限界応力値の増加割合も水素量に依存している。しかし Fig. 10 に示した HT 60 溶接部の場合には、水素量が 6.1 cc/100 gr 以下の範囲ではい

れも限界応力値が高く、水素量の減少や予熱温度の上昇にともなう限界応力値の上昇も、HT 80 溶接部の場合にくらべてきわめて少ない。また、これらの結果から、ルート割れ防止のための予熱の効果は HT 60 よりも HT 80 に顕著に現われることも理解される。

3.3 多層溶接時のマクロ割れ

高張力鋼多層溶接継手に対して TRC 試験を適用すると、負荷方向に応じて、横割れおよび縦割れの、いわゆるマクロ割れが発生する²³⁾²⁴⁾。いま、HT 100 多層溶接金属に溶接終了後、溶接線方向または溶接線直角方向にある限界荷重以上の長時間定荷重引張負荷を与えると、

Photo. 2 多層溶接継手の TRC 試験において溶接金属に生じた横割れの例

Photo. 3 多層溶接継手の TRC 試験において溶接金属中に生じた縦割れの例

ある潜伏期間を経た後、それぞれ横割れ (Photo. 2) または縦割れ (Photo. 3 および 4) が発生する。これらの割れを顕微鏡観察した結果では、Photo. 5 および 6 に示したように、割れの近傍や、割れを生じた溶接金属の他の部分にマイクロ割れが存在することから、横割れおよび縦割れは、マイクロ割れが成長して互いに連結し、ある程度の大きさのマクロ割れになった後に割れの先端の切欠き効果によりさらに成長したものと考えられる。

ルート割れの場合とどのように、引張応力値と負荷時間を両軸にとって、HT 100 多層溶接継手の TRC 試験結果を図示すると、Fig. 11 および 12 のようになる。こ

Photo. 4 多層溶接継手の TRC 試験において溶接継手のボンドに沿った縦割れの例

Photo. 5 多層溶接継手の TRC 試験において溶接金属の縦割れ近傍にあるマイクロ割れの例

Photo. 6 多層溶接継手の TRC 試験において溶接金属の縦割れ近傍にあるマイクロ割れの例

Fig. 11 HT 100 多層溶接継手の横割れについての TRC 試験結果

Fig. 12 HT 100 多層溶接継手の縦割れについての TRC 試験結果

の場合、引張応力値は溶接残留応力値も考慮して実測した溶接金属上の実在の引張応力値である。Fig. 11 は横割れについての結果であり、Fig. 12 は縦割れについての結果である。これらの図によると、多層溶接時のマクロ割れも遅れ割れであり、割れ発生の限界引張応力値は溶接部の冷却過程が緩慢になると上昇することがわかる。また、後に述べるように、この限界引張応力値は水素量の減少によっても上昇する。

このように、HT 100 多層溶接継手にみられたマクロ割れは HT 80 多層溶接継手にもみられるが²⁴⁾、その限界引張応力値は HT 100 の場合よりもむしろ高くなっており、高張力鋼の強さが減ると水素劣化の程度が軽減されることを示している。Fig. 13 が HT 80 の横割

Fig. 13 HT 80 多層溶接継手の横割れについての TRC 試験結果

れについての TRC 試験結果であるが、水素量が比較的多い (4.5 cc/100 gr) にかかわらず、50°C 予熱で約 68 kg/mm² という継手の降伏点に近い限界応力値を示している。これと同じ HT 80 について、縦割れの限界応力値を求めてみると、Fig. 14 および15に示したように、水素量が比較的多く、(4.5 cc/100 gr) 50°C 予熱の場合には約 42 kg/mm² の値であるが、普通の水素量 (1.9 cc/100 gr) で、100°C の予熱を行なうと、約 65 kg/mm²

Fig. 14 HT 80 多層溶接継手の縦割れについての TRC 試験結果 (水素量の多い場合)

Fig. 15 HT 80 多層溶接継手の縦割れについての TRC 試験結果 (水素量が普通の場合)

mm² の値に上昇する。

引張強さのレベルがさらに低い HT 60 多層溶接継手では以上のようなマクロ割れはほとんど認められず、予熱を行わずに、継手の降伏点をこえる約 58 kg/mm² の拘束応力を与えた場合でも縦割れや横割れを生じない²⁴⁾。

前項に述べた初層溶接時のルート割れと上述の多層溶接時のマクロ割れについて、同じ鋼級で両者に対する感受性を比較したのが Fig. 16~18 である。鋼種の相違

Fig. 16 HT 100 の多層および単層溶接の TRC 試験による限界応力値の比較

Fig. 17 HT 80 の多層および単層溶接の TRC 試験における限界応力値の比較

Fig. 18 HT 60 の多層および単層溶接の TRC 試験における限界応力値の比較

はじやっかんあるにしても、Fig. 16 に示した HT 100 の場合は別として、Fig. 17 に示した HT 80 の場合および Fig. 18 に示した HT 60 の場合は、水素量や予熱温度が同じでも、ルート割れに対する限界応力値が多層溶接時の横割れや縦割れについての限界応力値より低いことから、実用的にはルート割れが防止できる施工条件では、その他のマクロ割れが生ずる恐れはまず考えられないといえる。換言すれば、実際施工に当っては、初層溶接時の予熱温度よりじやっかん低い予熱層間温度で多層継手の溶接施工を行なえばじゅう分であるといえる。ただし HT 100 の場合には、多層溶接の限界応力値が初層のルート割れのそれよりも低く、予熱層間温度をルート割れ防止の場合よりじやっかん高くする必要がある。

4. 水素の影響

4.1 ビード下割れ

ビード下割れにおよぼす水素の支配的な影響については、すでに数外くの研究報告に述べられている。たとえば、Mallett および Rieppel の実験結果²⁵⁾によると、

合金鋼板上にビード溶接した場合, アーク雰囲気中の水素容積 (または) 分圧が10%以下になる, いわゆる低水素雰囲気ではビード下割れをほとんど生じていない. また Berry および Allan²⁶⁾ が CTS 試験とビード置き試験により Ni-Cr-Mo 鋼および低合金高張力鋼を用いて, 割れ (ビード下割れおよび溶接金属割れ), 水素量および冷却速度の3者の定量的な関係を明らかにしているが, これによると, 鋼種および冷却速度により相違するけれどもおおそ水素量が約 4 cc/100 gr 以下になり, 拘束の程度に応じて適当な溶接条件を選定すれば, 割れを生じなかった. Bradstreet の行なった, T-1 鋼の十字形割れ試験結果²⁷⁾でも, 被覆剤中の水分量が0.16%以下 (この場合の溶着金属水素量は約 4 cc/100 gr 以下と推定される) では, ビード下割れを生じていない.

以上の結果からもわかるように, ビード割れ発生に境界となる水素量は, 鋼種, 冷却過程および 3.1 項で述べたように拘束度によって変わるので, ただちに決め難いが, 現在広く使用されている HT 80 程度では, 約 4 cc/100 gr 以下に押えればまずビード下割れの心配はないものと考えられる.

4.2 ルート割れ

HT 60 および HT 80 の低水素系溶接棒の水素量が3段階に変わったものを用いてU開先拘束割れ試験を行なった結果, Fig. 19 および20に示したような結果をえた¹⁵⁾. Fig. 19 に示した HT 60 の場合には, ルート割

Fig. 19 HT 60 の U 開先ルート割れ発生に及ぼす予熱温度と水素量の影響

れ率で判定できるルート割れの発生について, 水素量が 1.0 cc/100 gr から 2.8 cc/100 gr に増加するだけで顕著な影響がみられる. いっぽう, 発生したルート割れの伝播に関しては, 水素量が 2.8~6.1 cc/100 gr の範囲ではその影響があまり変わらず, HT 70 や HT 80 にくらべてルート割れの伝播に対する感受性がきわめて小さいことが求められている.

Fig. 20 に示した HT 80 の場合には, 水素量の影響が予熱温度 (冷却過程) によって大きく左右されていることが明らかであり, 水素の影響を論ずる場合にはまず

Fig. 20 HT 80 の U 開先ルート割れ発生に及ぼす予熱温度と水素量の影響

予熱温度 (冷却過程) を決めてから論ずる必要がある, (さらに厳密には 3.2 節で述べたように拘束応力の影響も考慮して論じることが必要である) この図の結果から, 予熱温度 200°C の場合には, 水素量が 3.3 cc/100 gr までの範囲ではほとんどルート割れが発生せず, 水素の影響は認められない. WES規格などにおいて, 板厚 20 mm の HT 80 溶接施工時の標準的に予熱温度と考えられている 150°C 予熱の場合には, 水素量が 2.0 cc/100 gr 程度からルート割れ発生が顕著になっている. さらに予熱温度が下がると割れが発生しはじめる限界水素量が少なくなっていく. いっぽう, 発生した割れは, 1.4~3.3 cc/100 gr の水素量に関係なくきわめて伝播しやすいが, 予熱温度が高くなるとルート割れ伝播に対する感受性が低くなる傾向が認められている.

以上の議論においては, いずれも水素量の影響を水素試験で定量される水素量で取扱ってきたが, 上述のように, そのような水素量の影響も冷却過程に左右される事実と, 割れに直接影響する水素量は, 割れが発生する直前に溶接部に残っている拡散性水素量で, ルート割れの場合には, その発生危険温度域 (約 90°C 以下) まで冷却したときの拡散性水素量を知る必要があることの2点から, 筆者らは 2, 3 の仮定をおいて, 1 層溶接金属の凝固後の冷却過程における拡散性水素量の変化を推定する方法を提案し, その妥当性を示した²⁸⁾.

これによると, 1 層溶接金属の形状寸法を直径 5 mm の無限円柱と仮定し, 凝固直後からの冷却曲線を細分して, 各温度区間の水素の平均拡散係数を用いて, 溶接金属中の水素量の冷却途上における変化を近似的に計算している. その結果, 上述の U 開先拘束割れ試片などのスリット拘束割れ試片が, ルート割れ発生の危険温度域の上限にほぼ等しい 100°C まで冷却した時に, 凝固時の水素量に応じて, Table 1 に示した拡散性水素が残存するものと推定される. これによると, 予熱を併用することにより格段に少ない水素量になり, とくに 200°C

Table 1 種々の冷却過程で 100°C まで冷却されたスリット形割れ試験片の水素量の推定値

Diffusible Hydrogen in JIS Hydrogen Test Specimen (cc/100 gr)		Diffusible Hydrogen in Cracking Specimen, Cooled to 100°C (Calcu), (cc/100 gr)		
Extracted at 45°C (Measured Value)	Just After Solidification (Calculated)	Preheat Temp. of Spec. is 20°C	Preheat Temp. of Spec. is 100°C	Preheat Temp. of Spec. is 200°C
1.0	2.0	0.86	0.10	0.00
1.5	3.0	1.29	0.15	0.00
2.0	4.0	1.72	0.20	0.00
2.5	5.0	2.15	0.25	0.00
3.0	6.0	2.58	0.30	0.00
3.5	7.0	3.01	0.35	0.00
4.0	8.0	3.44	0.40	0.00
5.0	10.0	4.30	0.50	0.00
6.0	12.0	5.16	0.60	0.00

Note; Welding condition of cracking specimen (20 mm) is 170 A, 24 V, 150 mm/mm.

予熱の場合にはほとんど拡散性水素が残存せず、水素による遅れ割れ、すなわちルート割れを生ずる恐れはないものと判断され、それが前掲の Fig. 20 にも示されている。

以上述べたルート割れにおよぼす水素量の影響は、スリット型拘束割れ試験という、きわめて拘束のきびしい場合についての結果である。3.2 節で述べたように、割れに対する限界水素量はまた作用する拘束力の値によっても変わるので、最終的には水素試験で定められる水素量（実際には割れを発生する瞬間の水素量が問題である）のほかに、冷却過程および拘束力も考慮して検討すべき問題である。

4.3 多層溶接時のマクロ割れ

わが国ではじめて T-1 鋼を用いて球形タンクが製作された時、多層溶接金属にミクロ割れやそれが成長したマクロ割れが発生した。それらの割れを防止するために、溶接棒被覆剤中の水分が 0.10% 以下（この場合の水素試験における水素量はほぼ 2cc/100 gr 以下と推定される）になるようにじゅう分な再乾燥を実施し、板厚 25 mm の場合に 120°C の予熱を併用している⁵⁾⁶⁾。

わが国でも最近 1 部実用化されている HT 100 について、多層溶接継手の TRC 試験を行なったことは、すでに 3.3 節で述べたが、その試験で溶接棒の再乾燥条件を変えて水素量を変化させ、横割れにおよぼす影響を調べている。その結果を Fig. 21 に示した。これによると、200°C 予熱を行なって、65 kg/mm² の拘束応力が作用しているときには、水素量を 0.3 cc/100 gr に押えれば横割れが発生しないが、降伏点より少し高い 90 kg/mm² の拘束応力の下ではその水素量でも横割れを生じている。

以上のようなマクロ割れは、HT 60 では認められず、HT 80, HT 100 とその強さが増すにしたがって割れ発生限界水素量の値が低くなっていく。さらに、ルート割れの場合とどのように、限界水素量の値は冷却過程と

Fig. 21 HT 100 多層溶接継手の TRC 試験における横割れにおよぼす水素量の影響

拘束力によっても変わるので問題は複雑である。ただ、3.3 節で述べたように、HT 60 および HT 80 の多層溶接継手のマクロ割れは、ルート割れが防止できる施工条件では発生しない点と、最近の国産 HT 80 はきわめて割れ感受性が良好で、さきの Fig. 17 の結果から推定されるように、予熱をほとんど併用せず、水素量も 4.5 cc/100 gr 程度の比較的高い値でも、実際の多層継手にはマクロ割れを生ずる恐れがないと考えられる点から、現在市販されている優秀な国産 HT 80 溶接材料を用いて、メーカー側の推奨する溶接棒の使用前再乾燥処理を忠実に実行すれば、まずこの種の割れの生ずる恐れはないものと考えられる。

5. 組織の影響

溶接部のかたさは、古くから割れ感受性を示す目安とされてきたが、強さのレベルが等しい高張力鋼でも、ルート割れが発生しはじめる限界かたさの値と割れ感受性の間にはなんらの順位的な関係は認められない。ただ高張力鋼の強さのレベルが高くなるにしたがって、ルート割れが発生しはじめる硬さの範囲は上昇している。これはルート割れ防止に対して限界となる熱影響部組織の面積割合が、HT 60 ではマルテンサイト組織が 60% 以下

(フェライトおよび中間段階組織が40%以上), HT 70 では75%以下(中間段階組織が25%以上), HT 80 では90%以下(中間段階組織が10%以上)と変化することと対応している。このように, いずれも低炭素の高張力鋼が, その強さのレベルにより割れに対して限界となる組織の面積割合が異なることは, 主として溶接用 CCT 試験における変態開始曲線の移動にもとずくものと考えられる。

溶接部の各種組織自体の水素劣化に対する感受性を求め, 割れにおよぼす組織の影響を基礎的に調査, 研究する試みが行なわれている。これは, 主として, 水素添加した, 各種熱サイクル再現切欠付試片の遅れ破壊特性を調べることによって行なわれている。著者の実験結果²⁹⁾³⁰⁾によると, 低炭素でかつ冷却途中で焼戻されたマルテンサイトであっても, ペーナイトや, その他の組織より水素劣化を受けやすく, またオーステナイト域からの急冷を繰返して生成された2次や3次のマルテンサイトは, 1回の急冷で生じた1次マルテンサイトより水素劣化しやすいことが示されている。

Baker らの初期の研究³¹⁾によると, マルテンサイト組織がやはりもっとも水素劣化しやすいことが示されているが, 彼等の最近の研究³²⁾³³⁾によると, 鋼の水素劣化の感受性は針状組織のタイプに依存し, 低炭素マルテンサイト組織は低炭素のペーナイトとマルテンサイトの混在組織より水素による劣化は軽微であると結論している。

この点については, さらに今後, 検討を続ける必要がある。

6. 低温割れの機構からみたその防止対策

ビード下割れの発生機構については, 溶接部の冷却過程で, 熱影響部がオーステナイト組織である時に固定している水素が, マルテンサイト変態時に過飽和となって各種結晶欠陥に析出した分子状水素の内圧と, 次に述べる変態応力または収縮応力によってビード下割れを生ずると説明されている。

ボンドに沿った熱影響部がマルテンサイト変態で膨張すると, ボンド方向には圧縮応力が作用し, それに応じて熱影響部に存在する結晶欠陥のところではボンドに直角方向に引張応力が作用することが考えられ, その引張応力によってボンドに平行にビード下割れを生ずる。また, 溶接ビード方向または直角方向の収縮によって生ずる引張残留応力によって, ビードに直角方向または平行に熱影響部にビード下割れを生ずることもある。ビードに直角方向の収縮応力は拘束継手の場合に問題である。

小林の実験結果⁴⁾によると, ビード下割れはマルテンサイト変態完了後, かなりの時間経過してから発生して

いる。また著者の再現熱影響部試片の陰極電解水素添加実験において, マルテンサイト組織の場合, 試片表面近くに表面に平行なマイクロ割れが発生することがしばしば経験された。これは著者の考えによると, 試片表面から水素が固溶しはじめるとまず試片表面が膨張しはじめ(鋼に水素添加すると膨張変化があることは実証されている), 内部は膨張をせず表面近くの膨張を拘束して, そこに圧縮応力を発生させ, 変態応力の場合とどのように表面に平行な割れを発生させるものと考えられる。これらの2つの結果から, ビード下割れの発生機構として, かならずしも熱影響部がオーステナイト時に水素を固溶して, マルテンサイト変態時に過飽和の水素を放出するという機構でなくても, マルテンサイト組織になった熱影響部へ, 溶接金属から水素が拡散してビード下割れを生ずると考えることも可能である。実際の割れはこの両者の場合を含むのであろう。

以上のような機構で生ずるビード下割れを防ぐためには, 周知のように低水素系溶接棒を用いるなどの方法で溶接金属中の水素量を低くすることや, 予熱を併用してマルテンサイト組織の出現を軽減し, かつ冷却過程中に溶接部からの水素の放出をはかることが有効である。とくにビード下割れの発生が遅れ割れの特長を明瞭に示す場合には, 後に述べる溶接直後の局部後熱法や, 低温後熱法もその防止に有効であると考えられる。

ルート割れの機構は次のように考えられる。溶接終了後, 時間の経過とともに溶接線方向と溶接線直角方向の収縮にともなう引張応力が溶接部にかかってくるが, 溶接部の組織はマルテンサイトが優先する硬化組織で, 切欠きを形成しているルート部では, 応力集中にもとづく局部的な塑性変形の進行と, 多軸応力度にもとづく破壊までの変形能の低下を生じるものと考えられる。溶接部にはさらに溶接アーク発生中に高温で吸収された拡散性水素が, 溶接部の急冷により過飽和状態となって固溶している。溶接終了後, 時間の経過とともに過飽和の拡散性水素は拡散により大気中および母材に向って逃散していく。その時にルート部はすでに局部的に塑性変形を生じ, かつ多軸応力状態になっているため, 局部的に水素溶解度が増加し, 拡散性水素が集まってきて, その濃度が高くなる。ルート部の水素濃度がある値に達すると, 硬化組織が水素劣化を生じ, 多軸応力状態による変形能の低下と相まって破壊, すなわちルート割れを発生する。そしてルートから発生した割れの先端が新たな切欠きとなり, ふたたび上述のような機構を繰返してルート割れが段階的に伝播していくものと考えられる。

このようなルート割れ発生機構から考えて, 溶接部の組織を水素劣化に対して安全な延性に富む組織にする

か、または溶接後、ルート割れが発生するまでの潜伏時間のうちに防止処理を施すかの 2 つのルート割れ防止対策が考えられる。前者に対する現場的な方法は、均一予熱を行なう以外に溶接直前に開先面近傍を局部予熱し溶接部の冷却をじゅう分緩慢にする方法がある。後者に対する方法として、溶接部の組織が水素劣化に対して危険な硬化組織になっても、割れが発生するまでの潜伏期間において、その組織を焼もどすとともに、溶接部の水素も放出してルート割れの防止をはかる局部後熱法がある。代表的な HT 80 である T-1 鋼の場合にこれらの方法を適用して、その効果が確認されたが、局部後熱を行なうに当っては、溶接後、溶接部のボンドにおける温度が 200°C 以下に冷却しない時期に、最高後熱温度 500°C 以上の、溶接ビード表面からの局部後熱を行なう必要のあることがわかった。

多層溶接継手のマクロ割れは、溶接部に発生したミクロ割れが連なってある程度の大きさのマクロ割れになり、その先端が切欠きとなって、ルート割れの場合と類似の機構で成長するものと考えられる。この割れの現場的な防止対策として、じゅう分な均一予熱を併用する以外に、予熱温度を低くして、かつルート割れ防止の場合とどのような局部後熱法を各層に対して適用する方法が有効であることが確められている。さらにこの割れの防止方法として、溶接完了後、100~200°C の温度で 5~1 hr の水素除去加熱を行なう、いわゆる低温後熱法も有効である。

参 考 文 献

- 1) 小林, 滝本, "ビード割れにおよぼす外力の影響" 溶接学会誌, 29 巻, 9 号, 668-669 (1960)
- 2) S. Weiss, J.N. Ramsey and H. Udin, "Evaluation of Weld Cracking Tests on Armor Steel" Wdg. Jnl. Res. Suppl., Vol. 35, No. 7, 348 S (1956)
- 3) 木原, 鈴木, 稲垣, 松永, 中村, "高張力鋼厚板溶接部のルート割れ試験結果", 溶接学会誌, 33 巻, 3 号, (1964)
- 4) 小林, "低合金鋼母材部に発生する各種溶接割れについて" 溶接学会 昭和 30 年春季聯席会発表
- 5) P. C. Arnold; "Problems associated with the welding of T-1 materials" wdg. Jnl. Res. suppl. Vol. 36, No. 8, 373s-381s (1957)
- 6) 桂, 山崎, 前田, 小倉, "T-1 鋼の溶接性 (第 2 報)" 石川島技報 16 巻, 55 号, 37-44 (1959)
- 7) A. E. Flanigan "An Investigation of the Influence of Hydrogen on the Ductility of Arc Welds in Mild Steel" Wdg. Jnl. Res. Suppl., Vol. 28, No. 5, 216s-225s (1949)
- 8) A. E. Flanigan and M. Kaufman, "Microcracks and the Low-Temperature Cooling Rate Embrittlement of Welds" Wdg. Jnl. Vol. 30, No. 12, 613s-622s (1951)
- 9) A. E. Flanigan and Z. P. Saperstein, "Isothermal studies on the weld-metal microcracking of arc welds in mild steel" wdg. Jnl., Vol. 35, No. 11, 541s-556s (1956)
- 10) E. C. Rollason and R. R. Roberts, "Effect of Cooling Rate and Composition on the Embrittlement of weld Metal" Jnl. Iron & Steel Inst., Vol. 166, No. 10, 105-112, (1950)
- 11) T. E. M. Jones, "Cracking of Low-Alloy Steel weld Metal", Brit. Wdg. Jnl., Vol. 6, No. 7, 315-323 (1959)
- 12) 鈴木, 谷垣, "溶着金属のミクロレに関する研究", 溶接学会誌, 33 巻, 10 号, 508-515 (1964)
- 13) G. M. Evans and N. Christensen, "Micro-fissuring of Multi-Run Mild Steel weld Metal", Brit. Wdg. Jnl., Vol. 10, No. 10, 508-515 (1963)
- 14) 関口, 小林, "強じん鋼の溶接割れについて (第 1 報)" 溶接学会誌 17 巻, 9 号, 313-320
- 15) 稲垣, 鈴木, 中村, "高張力鋼溶接部のルート割れにおよぼす水素の影響と割れ試験繰返数の検討結果" 溶接学会誌, 33 巻, 3 号, 191-202 (1964)
- 16) A. E. Flanigan, J. L. Kaas, "The Temperature-Dependence of Underbead Cracking in an Arc-Welded Low-Alloy Steel" Wdg. Jnl. Res. Suppl., Vol. 43, No. 2, 80s-85s (1964)
- 17) 中村, "高張力鋼溶接部のルート割れの研究" 大阪大学学位論文 (1964)
- 18) 渡辺, 佐藤, "溶接継手の拘束度および拘束応力に関する研究 (第 1 報)" 造船協会論文集, 110 号, 349-358 (1961)
- 19) 渡辺, 佐藤, "溶接割れ試験体の拘束係数と拘束力について" 溶接学会誌, 33 巻, 7 号, 513-523 (1964)
- 20) 鈴木, 稲垣, 中村, "引張拘束割れ試験 (TRC 試験) による高張力鋼溶接部のルート割れにおよぼす拘束外力の影響について" 溶接学会誌, 32 巻, 1 号, 44-55 (1963)
- 21) 稲垣, 中村, 鈴木, "各種高張力溶接の TRC 試験結果と水素の影響について" 金材研報告, 7 巻, 6 号, 485-497 (1964)
- 22) 渡辺, 佐藤, 松井, "溶接継手のルート割れにおよぼす外的拘束の影響" 溶接学会誌 33 巻, 6 号, 446-457 (1964)
- 23) 稲垣, 中村, 中原, 三谷, "大型 (1000 吨) TRC 試験機による多層溶接継手の割れに関する研究", UH 委, 第 1 分科会提出資料 (1964)
- 24) 稲垣, 中村, 明石, 夏目, "広巾溶接継手の遅れ破壊特性の研究" HT 委員会提出資料 (1966)
- 25) M. W. Mallett, R. J. Riepl, "Arc Atmospheres and Underbead Cracking" Wdg. Jnl. Res. Suppl., Vol. 25, No. 11, 748s-759s (1946)
- 26) J. T. Berry and R. C. Allan "A Study of Cracking in Low-Alloy Steel Welded Joints" Wdg. Jnl. Res. Suppl., Vol. 39, No. 3, 105s-116s (1960)
- 27) B. J. Bradstreet, "Application of the Cruciform Test to a Study of Cracking in T-1 Steel Weldments" Wdg. Jnl. Res. Suppl., Vol. 41, No. 2, 62s-69s (1962)
- 28) M. Inagaki, H. Nakamura and H. Suzuki; "Effect of Microstructure on Root Cracking in High Strength Steel Welds and Behavior of Hydrogen" Trans. NRIM, Vol. 6, No. 6, 402-419 (1964)
- 29) 稲垣, 中村, "熱サイクル再現試験片の水素による遅れ破壊試験" UH 委員会第 1 分科会提出資料 (1964)
- 30) 稲垣, 中村, "溶接熱サイクル再現試験片の水素による遅れ破壊試験", 9 N 委員会提出資料 (1965)
- 31) F. Watkinson, R. G. Baker and A. F. Tremlett, "Hydrogen Embrittlement in Relation to the Heat-affected zone Microstructure of Steels" Brit. Wdg. Jnl. Vol. 10, No. 2, 54-62 (1963)
- 32) T. Boniszewski, F. Watkinson, R. G. Baker and H. F. Tremlett, "Hydrogen Embrittlement and Heat-Affected zone Cracking in Low-Carbon Alloy Steels with Acicular Microstructures", Brit. Wdg. Jnl., Vol. 12, No. 1, 14-36, (1965)
- 33) T. Boniszewski and R. G. Baker, "Hydrogen Embrittlement in Low Carbon Nickel and Manganese Steels" Brit. Wdg. Jnl., Vol. 12, No. 7, 349-362 (1965)