2-5

溶接割れについて*

細井 宏一**, 原 則行**

細井 宏一

原 則行

Cracking of Welded Joint*

by HOSOI Koichi** and HARA Noriyuki****

キーワード

溶接割れ, 高温割れ, 低温割れ, 凝固割れ, 炭素当量, 拡散性水素量, 拘束度, 割れ感受性指数

1. はじめに

溶接施工は古くから割れに悩まされてきた。割れとの戦いが溶接技術の歴史であるといっても過言ではない。溶接割れは、鋼構造物の破壊につながる大きな要因となることから、鋼板を溶接する時にもっとも配慮を要する欠陥であるといえる。したがって、鋼板の製造にあたって溶接性を考慮することが最重要課題の一つになっている。

以上のように、割れは溶接部に発生する欠陥のうち最も重篤なものであるため、発生原因並びに防止方法について数多くの研究がなされてきた¹⁾。未解決な部分も多いが、最近では新しい割れ防止理論の研究や技術の開発が進められている²⁾。加えて、至近時では観察技術の進歩によって、従来は不明確であったことも着実に現象が解明されつつある³⁾。

溶接割れと一口にいっても多くの種類があり、分類の仕方も発生時期、位置、方向など、様々である。また、割れは軟鋼、低合金鋼、高張力鋼、ステンレス鋼、耐熱鋼など多種の溶接部に発生する。

その原因は大きくは冶金学的因子と力学的因子に分類できる。冶金的な要因としては、材料の成分、凝固条件、熱影響による母材の延性低下、過飽和水素による脆化、有害不純物の存在が挙げられ、力学的要因としては、加熱および冷却過程において生じる収縮応力などの熱応力、変態応力、継手の拘束度などを指摘することが出来る。

ここでは、溶接部に生じる割れのうち、代表的な高温割れと低温割れに焦点をあてて、その種類、発生原因、および防止対策について概説する。

2. 溶接割れの分類

溶接割れは発生位置、形状によって分類されることが多い。また、溶接部の割れは、表1、図1に示すように、その発生温度により高温割れと低温割れとに大別され、また、発生時期により溶接中に生じる割れ、溶接後に生じる遅れ割れ、後熱処理時に生じるSR割れ、使用中に生じる割れ、などに分類される¹⁾。

その名称に示されるように、凝固温度あるいはそれに近い高温域で発生する割れを高温割れと称する。高温割れは、溶接金属及び熱影響部(HAZ)が高温にある時に発生する割れで、発生温度により固相線温度以上で生じる凝固割れと、固相線温度以下の比較的高温で生じる液化割れ及び延性低下割れとに大別できる⁴⁻⁷⁾。一般に、高温割れは柱状晶や樹脂状晶の境界を含めた結晶粒の粒界で起こることが多い。

一方、低温割れは炭素鋼、高張力鋼、低合金鋼に発生し易く、約300℃以下の温度に冷却された後に発生する割れをいい、その発生箇所、発生形態、及び形状などにより、多種に分類される⁸⁾。低温割れは、歪み集中部への水素の拡散・濃化を伴い、特殊な環境においては溶接終了後数十時間を経て発生する場合もある。

表1 溶接割れの種類

分類	名称	発生位置
高温割れ	凝固割れ	溶接金属
	延性低下割れ	溶接金属
	液化割れ	溶接金属、熱影響部
低温割れ	ビード下割れ	熱影響部
	ルート割れ	熱影響部、溶接金属
	止端割れ(トウ割れ)	熱影響部
	横割れ	溶接金属
	ラメラテア	熱影響部、板厚中央部

*原稿受付 平成21年7月2日

**正 員 (株)神戸製鋼所 Member, KOBE STEEL,LTD.

図1 主な割れの形態

図2 高温割れに関する低延性域の図解

3. 高温割れ

高温割れは、溶接金属あるいは溶接熱影響部 (HAZ) が高温で延性の乏しい状態の時、結晶粒界が収縮応力に耐えきれず分離開口したものである。一般に延性の低い温度域としては図2に示すように、凝固脆性温度範囲と再結晶温度範囲が考えられる⁹⁾。これらの温度範囲で発生する割れは、さらに図3のように分類される。

一般構造用鋼 (炭素鋼, 高張力鋼など), オーステナイト系ステンレス鋼, Ni 基合金, Al 合金などの溶接時における高温割れは、主として凝固脆性温度範囲で起きる偏析割れである⁹⁾。

一般に、図4に示すように、凝固中における固液共存領域の温度範囲は、凝固脆性温度領域 (BTR) と呼ばれ延性が極めて低い。この高温延性曲線に対し、曲線 (1) では歪み速度が速く、高温延性曲線と交差するため割れが発生すると考えられる¹⁰⁾。したがって、BTR の広さおよび高温延

図3 高温割れの種類

図4 溶接中における凝固割れのメカニズム

図5 溶接高温割れの模式図 (凝固割れ)

性曲線ならびに高温歪み履歴の相互関係により、凝固割れの発生が決まると言える¹¹⁾。

3.1 高温割れの種類と形態

(1) 凝固割れ

図5に凝固割れの発生状況の模式図を示す。凝固の過程で成長してきた柱状晶の境界面に残留する液相あるいは液相膜が凝固完了直前において収縮歪みによって開口する状況を示したものである⁷⁾。したがって、残存する液相の融点や量、固相とのぬれ性などが凝固割れに大きく影響する。一般に高温割れとはこの種の割れを意味することが多い。

この割れは、高溶着・高速溶接が可能なサブマージーク溶接やマグ溶接による溶接部に多く認められる。図6には、大入熱サブマージーク溶接金属のクレータ部に発生

図6 大入熱サブマージアーク溶接金属の凝固割れと破面

図7 溶接高温割れの模式図（液化割れと延性低下割れ）

した凝固割れとその破面状況の例を示す。割れは溶接終端部の回転変形応力によって最終凝固部が開いたもので、この例のように表面からは観察されない場合も多い。

(2) 延性低下割れ

延性低下割れは固相状態の粒界に生じるもので、特定の高温領域（脆化温度域）での延性低下と収縮歪みに起因する割れである。多くの場合、この割れは微細であり、その破面形態は粒界脆性破面を呈する。

(3) 液化割れ

図7に液化割れと延性低下割れの発生状況を模式的に示す。液化割れはHAZ粗粒域の高温に加熱された粒界が、低融点化合物あるいは共晶の生成や、成分偏析などにより、局部的に溶融して、収縮時に開口することで発生する。多層盛り溶接金属では、次層の溶接熱で前の層の溶接金属が高温に加熱されて生じることもある。この割れも多くは

微細なもので、破面形態は粒界とデンドライト会合部の混在した形態を示す。

最近の研究では、高速ビデオカメラを用いて高温レーザー顕微鏡により、溶接凝固現象のその場観察が行われている^{3,11)}。すなわち、割れの発生および割れ発生限界歪みの測定、固液共存領域での応力-歪み曲線の測定を行い、凝固割れ発生を予測し、凝固時のBTRを直接観察して計測する試みがなされている。今後、割れ発生のメカニズムを詳細に解明する手段として興味深い。

3.2 凝固割れの発生原因と防止対策

高温割れの原因となる低融点の液膜は、低融点の共晶あるいは化合物、微量元素の偏析などによって形成される。低融点の液膜形成とともに、不純物元素が凝固脆性温度範囲をどれだけ広げるかも、割れ感受性に大きく影響する。特に、SとPは偏析割れを促進させる有害元素とされている。例えば、Sは988℃でFeとFeSとの低融点の共晶をつくり、Niが添加されているときには645℃でNiとNiSの共晶をつくって凝固点を降下させる。

高張力鋼の溶接でみられる高温割れは凝固割れが殆どであるため、その発生原因と防止対策に触れてみたい。

凝固割れは、その名称のとおり溶接金属の凝固モードに密接に関連した割れであり、次に示すような場合に発生しやすい。

ケース①：高電流・高速溶接による場合

ケース②：溶接金属中に凝固温度幅を拡大する元素が多く含まれる場合

ケース③：凝固初晶がオーステナイト相主体の場合

ケース④：凝固時の引張応力が大きい場合

サブマージアーク溶接やマグ溶接による高速溶接では、溶融池が涙滴形となり、柱状晶が発達しやすく最終凝固部の成分偏析が大きいために凝固割れが発生しやすくなる。そのため、溶接速度を低速度化することにより、溶融池が楕円形となって柱状晶の発達が妨げられる。それと同時に偏析が軽減されるため、凝固割れが防止される⁷⁾。

凝固温度幅の拡大により、凝固の最終段階における液相の存在期間が長くなり、割れ発生の危険性が増大する。少量の添加によって凝固温度幅を大きく拡大する元素としては、S、B、C、P等が知られている。加えて、S、Pは、FeS、Fe₃P等の低融点化合物を作り、より融点を低下させる⁷⁾。したがって、鋼材及び溶接材料のS、Pを極力低減することが凝固割れ防止の有効な対策である。

Fe-C系における包晶領域も含み凝固初晶がオーステナイト相主体の場合、凝固の最終段階における液相中のS、Pの濃度が高くなって粒界に偏析し、割れの危険性を増大させる。これは、フェライトにおけるP、Sの最大溶解度に対して、オーステナイト中での固溶限が大きく下回ることによる⁷⁾。すなわち、液相に存在していたP、Sは、初晶がオーステナイト相の場合にはデルタ相（フェライト）の場合よりも多く液相中に残り、割れ発生の原因となるのである。この問題を実用面から回避するために、実際の溶接施工においては、高C系鋼材（C $\geq$ 約0.15%あるいは溶接金属中のCとして $\geq$ 約0.1%）や含Ni鋼材（Ni $\geq$ 約3%）に

対しては、高電流・高速溶接は行わず、低電流・低速溶接法が採用されている。また、耐割れ性向上のために、溶接材料面からも低P化、低S化への配慮がなされている。なお、凝固様式としてはオーステナイト相とデルタ相（フェライト）の混合が一般的である。

一方、凝固割れに対する応力の影響は極めて大きい。応力としては一般に収縮歪みが考えられるが、大入熱サブマージアーク溶接では終端部の回転変形応力が凝固直前・直後の溶接金属に作用し、前述の凝固割れを生じる。回転変形応力を抑制する仮付け方法やタブ板の工夫等によって凝固割れは著しく軽減される。

4. 低温割れ

低温割れの名前の由来は、溶接部に侵入した水素と残留応力によって引き起こされ、溶接部が約300℃以下（より厳しくは100℃以下）という比較的低い温度域で発生することによる。

低温割れは溶接部の拘束応力やひずみ集中個所に水素が拡散し、硬化組織の水素脆化によって起こるものである。特に、割れ発生起点における残留水素濃度がトリガーになる。したがって、割れ防止のためには100℃付近における溶接部の残留水素濃度の割れ発生限界値を検討する必要がある。

高張力鋼の溶接でよく見られる割れには、表1、及び図1にある初層溶接時のルート割れ、最終層余盛止端部のトウ割れ（止端割れ）、多層溶接金属の横割れ、ラメラテア等がある^{12,13)}。この種の割れは粒界・粒内のいずれにも生じ、破面形態は水素による擬へき開破面を呈している。

4.1 低温割れの要因

低温割れの発生要因としては、炭素当量、拡散性水素量、拘束度・応力集中、溶接入熱量、予熱・パス間温度などが挙げられる。

(1) 炭素当量

低温割れは、水素と引張り残留応力が存在すれば必ず起こるものではなく、鋼材によって割れ易い場合と割れにくい場合があり、そのため各鋼材の割れ感受性を表現するための指標が検討されてきた。これが炭素当量である。鋼材の組成から計算されるもので、一般に各成分の1次式の形で表現され、Cの係数を1とするため炭素当量と呼ばれている¹⁴⁾。また、国内でよく用いられている割れ感受性指数である P_{CM} も炭素当量式と考えることが出来る¹⁵⁾。 P_{CM} とCE (IIW) は、

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

$$CE(IIW) = C + Mn/6 + (Cu + Ni)/15 + (Cr + Mo)/5 \quad (\%)$$

と表されている。その他に日本溶接協会の炭素当量CE(WES)も提唱されている¹⁶⁾。

$$CE(WES) = C + Si/24 + Mn/6 + Ni/40 + Cr/5 + Mo/4 + V/14 \quad (\%)$$

(2) 拡散性水素量

溶接金属中には、溶接直後水素が含まれている。溶接金属は、水素を含むと延性が低下し、その程度は水素量が増えるほど著しくなる。また、水素は原子半径が小さいため、金属中を自由に動き回ることから、これを拡散性水素と呼んでいる。

過剰な拡散性水素は、結晶格子のすき間に集積し、分子状となった水素が圧力を高めて割れを誘発する。必要な水素量が集まるためには時間がかかるため、この水素に起因する割れを遅れ割れ（ビード下割れ、止端割れ、ルート割れ等）とも呼んでいる。ミクロ割れ、銀点などの欠陥も拡散性水素の影響で発生する。

低温割れは水素に起因する割れであるため、初期水素量を抑制することが出来れば割れの危険性は低くなる。溶接部に侵入する水素は溶接材料からだけではなく、大気中の水蒸気や開先内の水分・油分なども水素発生源となるため、溶接時にはこのような影響も考慮する必要がある。溶接部の水素量は溶接金属100gあたりの水素量 (ml/100g) で表される。

(3) 拘束度・応力集中

拘束度とは、溶接部がどれだけ周囲から拘束されているかということを表す指標である。溶接継手のルート間隙を単位長さ縮めるために必要な単位溶接長さ当たりの力は、溶接継手の拘束度 R_f (N/mm・mm) として定義されている。実際の構造物における割れ防止条件は、次の式 P_w 式と溶接低温割れ防止冷却時間との関係により、選択することが推奨されている⁸⁾。

$$P_w = P_{CM} + H/60 + R_f/400000$$

(4) 溶接入熱量、予熱・パス間温度

これらの因子は、溶接部の熱履歴に影響を与えるものと捉えるべきものである。溶接入熱量は溶接単位長さ当たりに加えられる熱エネルギー量であり、HAZの変態挙動にとって重要な $\Delta t_{8/5}$ (800℃→500℃まで冷却される時間) に大きな影響を与える。一方、予熱は前述した水素の拡散に重要な300→100℃の冷却時間に大きな影響を与える。予熱を施し、パス間温度を維持することは、水素の拡散係数が高くなる高温度域に溶接部を長時間滞留させ、水素の放出を促進して遅れ割れを防止する有効な施工法である。

4.2 低温割れの形態

(1) ルート割れ

ルート割れは、ルート（ギャップ）そのものが切欠きとして作用し応力集中を生じて発生するものである。HAZ（熱影響部）および溶接金属の両方に発生し、前者が主に拡散性水素の作用による低温割れである。ルート割れは、大きい場合にはマルテンサイト等の硬化組織からなる鋼材熱影響部あるいはボンド部を伝播し、最終的には溶接金属をせん断破断する形態を呈する。従って、この割れを表面から見ると溶接金属の縦割れのように観察される。

また、鋼材の P_{CM} が小さい場合、熱影響部はほとんど硬化しないので、ルート部に発生した割れは溶接金属内を伝播することもある。

(2) 止端割れ

止端割れは溶接継手部において止端を起点として発生

し、硬化組織からなる鋼材熱影響部あるいはボンド部を伝播する。表面からは、最終層余盛止端部に沿った縦割れとして観察される。

(3) 多層溶接金属の横割れ

この割れは、溶接部表面直下すなわち板厚方向において最も溶接残留応力と水素濃度が高まる位置に多く発生する。溶接線方向にほぼ直交すると共に板厚方向に伸展する形で溶接金属に内在している。大きい場合には、板厚を貫通し、また鋼材にも達する割れとなることもある。

(4) ラメラテア

ラメラテアは十字継手、T 継手、角継手などの板厚方向に引張応力を受ける溶接継手で鋼板表面に平行な割れが発生する現象であり、その発生原因は MnS などの非金属介在物を起点とするものの他、ルート割れが起点となるものなどがある¹⁷⁾。ラメラテアは、一般にテラスウォール形階段状割れと呼ばれるもので、図 1 に示すような形態である。

4.3 各種低温割れの発生原因と防止対策

(1) ルート割れと止端割れ

ルート割れ及び止端割れの発生原因は、水素、硬化（硬化組織）、応力（応力集中を含む）である。従って、次に示すような場合にこの種の割れは発生しやすくなる。

発生原因①：溶接金属の拡散性水素量が多い場合

発生原因②：鋼材の炭素当量あるいは P_{CM} （溶接割れ感受性組成）が大きい場合

発生原因③：溶接時の冷却速度が大きい場合

発生原因④：溶接金属の炭素当量が大きい場合（強度が高い場合）

発生原因⑤：継手の拘束度が大きい場合

継手の拘束度を低減することは困難であり、従って防止対策としては下記が有効である。

防止対策①：溶接金属の拡散性水素量の低減

防止対策②：鋼材の炭素当量あるいは P_{CM} の低減

防止対策③：予熱の採用

防止対策④：溶接金属の強度の適正化

図 8 には、(社)日本鋼構造協会から推奨された実継手の低温割れ防止条件選択基準を示す¹⁸⁾。図に示されるように、割れを防止し得る 100℃ までの限界冷却時間が、鋼材の P_{CM} 、溶接金属の拡散性水素量と継手の拘束度に依存する。100℃ までの冷却時間は予熱温度、予熱方法、溶接入熱、板厚及び外気温度によるが、それらをまとめたのがこの図である。割れに対する各種要因の定量的把握のための総合評価式といえる。

(2) 多層溶接金属の横割れ

多層溶接金属の横割れの発生原因は水素、硬化組織と溶接残留応力であり、次に示すような場合にこの割れは発生しやすくなる。

発生原因①：溶接金属の拡散性水素量が多い場合

発生原因②：溶接時の冷却速度が大きい場合

発生原因③：溶接金属の炭素当量が大きい場合（強度が高い場合）

発生原因④：板厚が大きい場合（積層厚さが大きい場合）

発生原因⑤：層間の時間が短い場合

溶接施工において積層厚さを低減することは困難であり、防止対策としては下記が有効である。

防止対策①：溶接金属の拡散性水素量の低減

防止対策②：予熱の採用

防止対策③：溶接金属の強度の適正化

防止対策④：パス間温度の維持

防止対策⑤：溶接直後熱処理の採用

図 9 に高張力鋼用サブマージアーク溶接金属において、溶接金属の多層溶接割れに及ぼす強度及び拡散性水素量と割れ防止予熱温度の関係を示す。強度が低いほど、及び水素量が少ないほど、割れ防止予熱・パス間温度を軽減できることが明らかである。これらの要因の定量的な影響度は、次式にまとめられる¹⁹⁾。

図 8 P_w 値と割れの発生しない限界冷却時間の関係

図 9 多層溶接金属の強度・水素量と割れ防止予熱温度の関係

表2 耐ラメラテア鋼材の特性 (WES3008-1999 抜粋)

記 号	用 途	S 含 有 量 (%)	厚 さ 方 向 の 絞 り 値 (%)	
			6 個 の 試 験 片 の 平 均 値	個 々 の 試 験 片 の 値
Z15	ラメラテアのお それのある溶接 構造物またはそ の部材	0.010 以下	15 以上	10 以上
Z25	ラメラテアの危 険性が高い溶接 構造物またはそ の部材	0.008 以下	25 以上	15 以上
Z35	ラメラテアの危 険性が高くかつ 安全性が重視さ れる溶接構造物 またはその部材	0.006 以下	35 以上	25 以上

$$T = 1.15 \cdot T_c$$

$$T_c = 5.24 \cdot \sigma_B / 9.81 + 277 \cdot \log[H]DGC - 482$$

ここで、

T：割れ防止予熱パス間温度（℃）

T_c：割れ感受性指数

σ_B：溶接金属の引張強さ（MPa）

[H]_{D-GC}：ガスクロマトグラフ法による溶着金属
の拡散性水素量（ml/100g）

高張力鋼の溶接において、割れ防止の観点からは、溶接金属の強度を許容範囲内で低減することが溶接施工上、好ましいことを示している。水素の放散の面からは、予熱も有効である。さらに、150～250℃程度の直後熱処理がより有効である。

この種の割れは、歪み集中部への水素の拡散・濃化を伴うので、溶接終了後数十時間を経て発生する場合もみられる。溶接部に対する非破壊検査が一般に48時間経過後に実施されているのはこの理由による。このことは、溶接後、脱水素を目的とする直後熱処理を施した場合に、検査までの時間が短縮される理由とも同様である。

(3) ラメラテア

ラメラテアには、鋼材中の圧延によって伸ばされたMnS系介在物の存在と板厚方向の応力が大きく関与し、次いで水素が原因としてあげられる。一般に、次に示すような場合に発生しやすい¹⁷⁾。

発生原因①：圧延鋼材のS含有量が多い場合

発生原因②：鋼材中の圧延によって伸ばされたMnSの存在

発生原因③：溶接積層厚さが大きい場合

発生原因④：溶接金属の強度が高い場合

発生原因⑤：溶接金属の拡散性水素量が多い場合

発生原因⑥：溶接時の冷却速度が大きい場合

防止対策としては下記が有効である。

防止対策①：圧延鋼材のS含有量を低減すること

防止対策②：鋼材中のSを球状化すること

防止対策③：予熱と直後熱処理の採用

防止対策④：溶接金属の拡散性水素量の低減

防止対策⑤：溶接金属の強度の適正化

ラメラテアに関しては、1960年代半ばから1980年にかけて多方面で活発な研究が行われた。(社)日本溶接協会IL委員会において、S含有量、板厚方向(Z方向)の延性を主としてこの問題が検討され、IIW第IX委員会でも積極的な検討が進められた。この検討によって、ラメラテアの要因、圧延鋼材の材質、設計及び施工、拘束度、溶接金属の強度及び拡散性水素量等の影響が明確化された。特に、鋼材の選択と設計・施工面からの対策が重要とされている。前者では圧延鋼材のS含有量が0.010%未満、Z方向の絞り値が15%以上が望ましいことが提唱され、後者においては設計上の配慮に加え低水素系溶接材料、低強度溶接材料による予熱及び直後熱処理併用施工を提唱するに至っている¹⁷⁾。

これらの研究成果を受けて、(社)日本溶接協会ではWES3008-1999²⁰⁾に“耐ラメラテア鋼材の特性”を制定している。その規格内容を表2に示す。S含有量とZ方向の絞り値をラメラテア発生の危険度レベルごとに規定したもので、ラメラテアの危険性の高い継手に対しては鋼材の選定が重要なことを表している。

なお、水素量の低減、予熱・直後熱処理の効果については、前述のルート割れと止端割れ及び横割れの場合と同様である。

5. 終わりに

溶接割れに関し、本報では構造物の溶接施工に係わって発生するものを対象として概説した。割れに関する従来からの知見を、原因と施工面からの防止の観点でまとめた。割れは構造物の信頼性を左右する重大な欠陥であるため、割れの防止は材料開発が進みその品質が改善されてきた現在でも、溶接技術・施工における最も重要な課題であることに変わりはない。

最近の観察技術・測定技術の進歩には目を見張るものがあり、当該分野における適用も著しく発展している。これらの新技術が溶接の分野を超えた組織制御や凝固プロセス全てに共通する永続的課題の解決に寄与し、新規な溶接冶金やプロセスを生み出す原動力となって欲しいと考える。そして、何よりも溶接割れの撲滅に向けた材料開発および施工技術のさらなる進歩と発展を願って止まない。

参考文献

- 1) 例えば, 原則行; 高張力鋼の溶接—割れとその防止対策—, 非破壊検査, 52 (10), pp.547-551 (2003).
- 2) 例えば, 銭谷哲ら; 溶接学会論文集, 23 (1), pp.95-102 (2005).
- 3) 小溝裕一; 溶接凝固・変態過程のその場観察技術, 溶接学会誌, 77 (4), pp.290-295 (2008).
- 4) 成田国郎; 溶接割れとその防止—2. 溶接割れの基礎, 溶接学会誌, 57 (9), pp.15-19 (1988).
- 5) 本間弘之; 溶接割れとその防止—3. 溶接高温割れ, 溶接学会誌, 57 (7), pp.26-31 (1988).
- 6) 小川忠雄; 溶接割れ防止へのアプローチ (1) …高温割れ防止のポイント, 溶接学会誌, 60 (3), pp.24-29 (1991).
- 7) 松田福久; 溶接金属の凝固割れおよび合金元素の効果について, 溶接学会誌, 36 (9), pp.35-47 (1967).
- 8) 溶接学会編; 溶接工学の基礎, pp.100-101 (1982).
- 9) 例えば, 平田弘征ら; インバー合金の溶接金属割れ発生機構に関する検討, 溶接学会論文集, 19 (4), pp.664-672 (2001).
- 10) 篠崎賢二; 溶接高温割れ, 溶接学会誌, 71 (6), pp.43-47 (2002).
- 11) 篠崎賢二ら; 溶接凝固割れ発生の予測, 溶接学会誌, 77 (4), pp.284-289 (2008).
- 12) 荒木孝雄; 溶接割れとその防止—4. 低温割れ, 溶接学会誌, 57 (8), pp.9-13 (1988).
- 13) 松村裕之; 溶接割れ防止へのアプローチ (2) …低温割れ防止のポイント, 溶接学会誌, 60 (3), pp.30-35 (1991).
- 14) 糟谷正; 国内における予熱温度決定方法と今後の課題, 溶接学会誌, 75 (4), pp.238-243 (2006).
- 15) 伊藤慶典ら; 高張力鋼の溶接割れ感受性指示数について, 溶接学会誌, 38 (9), pp.983-991 (1968).
- 16) WES3001-1996; 「溶接構造用高張力鋼板規格」
- 17) 稲垣道夫; 鋼構造物のラメラテアに関する現状と課題, 溶接学会誌, 47 (1), pp.6-17 (1978).
- 18) (社) 日本鋼構造協会; 鋼構造物における溶接割れ防止のための予熱条件の選定について, JSSC, 8 (80), pp.22-50 (1972).
- 19) NAOKI OKUDA, YUTAKA NISHIKAWA, TAKAKIYO AOKI, AKINOBU GOTOU, TOMOYUKI ABE; HYDROGEN INDUCED CRACKING SUSCEPTIBILITY OF WELD METAL, IIW-II-1072-86 (1986).
- 20) (社) 日本溶接協会規格 WES3008-1999, 耐ラメラテア鋼材の特性