The University of Osaka
Institutional Knowledge Archive

Title	アーク溶接金属中の拡散性水素量に影響する溶接材料因子の挙動と影響抑制プロセスに関する研究
Author(s)	迎井, 直樹
Citation	大阪大学, 2020, 博士論文
Version Type	VoR
URL	https://doi.org/10.18910/77493
rights	
Note	

The University of Osaka Institutional Knowledge Archive : OUKA

https://ir.library.osaka-u.ac.jp/

The University of Osaka

博士学位論文

アーク溶接金属中の拡散性水素量に影響する溶接材料因子の挙動と影響抑制プロセスに関する研究

迎井　直樹

2020 年 6 月

大阪大学大学院工学研究科

目次

第１章　緒論 1
1.1　研究の背景 1
1.1.1　産業の効率化と溶接施工管理への影響 1
1.1.2　低温割れの影響因子と軽減対策および課題 2
1.2　低温割れに関する既往の研究 4
1.2.1　母材組成と低温割れ感受性の関係に関する研究 4
1.2.2　低温割れ評価方法に関する研究 6
1.2.3　溶接金属中の水素分布に関する研究 8
1.2.4　拡散性水素量の低減に関する研究 9
1.2.5　その他 10
1.2.5.1　低温割れ試験 10
1.2.5.2　拡散性水素量測定試験 11
1.3　本研究の目的 13
1.4　論文の構成 14

第２章　溶接金属中拡散性水素に及ぼす溶接ワイヤ関連因子の影響 16
2.1　緒言 16
2.2　溶接金属中の拡散性水素量に関する一般的知見 16
2.3　フラックス入りワイヤ溶接金属中の拡散性水素量実情調査 18
2.3.1　実験方法 18
2.3.2　実験結果 19
2.4　拡散性水素に及ぼす溶接ワイヤ関連因子の分類と影響度 21
2.4.1　拡散性水素に及ぼす溶接ワイヤ関連因子の分類 21
2.4.2　供試材と実験方法 21
2.4.2.1　表面潤滑剤の影響確認試験材 21
2.4.2.2　フラックス初期保有水分量の影響確認試験材 22
2.4.2.3　製造後吸収水分の影響確認試験材 23
2.4.2.4　溶接条件および測定条件 24

2.4.3　実験結果　25
2.4.3.1　表面潤滑剤の影響　25
2.4.3.2　フラックス初期保有水分量の影響　25
2.4.3.3　製造後の吸収水分の影響　26
2.4.3.4　結果のまとめ　26
2.4.4　考察　27
2.5　結言　31

第３章　拡散性水素低減プロセスの開発　33
3.1　緒言　33
3.2　溶接中のワイヤ保有水素源の挙動推定　33
3.2.1　溶接中のワイヤ温度分布の推定　33
3.2.1.1　計算手法　34
3.2.1.2　計算結果　36
3.2.2　溶接ワイヤの温度と脱離ガス量の関係　36
3.2.2.1　実験方法　37
3.2.2.2　実験結果　38
3.3　特殊トーチを用いた拡散性水素低減プロセスの考案　38
3.4　結言　41

第４章　拡散性水素低減プロセスの有効性に影響する溶接ワイヤ関連因子　42
4.1　緒言　42
4.2　溶接ワイヤの拡散性水素関連因子に対する低減プロセスの効果　42
4.2.1　供試材と実験方法　42
4.2.1.1　表面潤滑剤に対する効果確認試験材　42
4.2.1.2　フラックス初期保有水分に対する効果確認試験材　42
4.2.1.3　製造後の吸収水分に対する効果確認試験材　43
4.2.1.4　実験方法　43
4.2.2　実験結果　44
4.2.2.1　表面潤滑剤由来水素の低減効果　44

4.2.2.2　フラックスの初期保有水分由来水素の低減効果　44
4.2.2.3　製造後の吸収水分由来水素の低減効果　45
4.2.3　考察　46
4.3　拡散性水素低減プロセスの可能性　49
4.4　結言　50

第５章　拡散性水素低減プロセスの流体解析　51
5.1　緒言　51
5.2　シミュレーションモデル　51
5.2.1　電磁流体モデル　51
5.2.2　ワイヤ中水素源脱離モデル　55
5.3　計算結果および考察　59
5.3.1　標準条件の計算結果　59
5.3.2　シールドガス流量の影響　61
5.3.3　吸引流量の影響　64
5.3.4　吸引ノズル長さの影響　67
5.3.5　結果のまとめおよび考察　70
5.3.6　溶接条件による影響の簡易検定　71
5.4　結言　75

第６章　拡散性水素低減プロセスの実用性に関する検討　77
6.1　緒言　77
6.2　シミュレーションモデル　77
6.3　シミュレーションの妥当性検証実験方法　79
6.3.1　シャドウグラフ法による可視化試験　79
6.3.2　溶接金属の窒素量測定　80
6.4　計算および実験結果　81
6.4.1　計算結果　81
6.4.2　シャドウグラフ観察結果　87
6.4.3　溶接金属の窒素量測定結果　88

6.5　考察 89
6.5.1　計算結果および観察実験結果の考察 89
6.5.2　計算結果と溶接金属窒素量との関係 92
6.6　結言 94

第 7 章　拡散性水素低減プロセスによる低温割れ抑制効果 95
7.1　緒言 95
7.2　FCAW における低温割れ抑制効果 95
7.2.1　実験方法 95
7.2.1.1　供試材 95
7.2.1.2　溶接条件 97
7.2.1.3　割れ確認および判定方法 98
7.2.1.4　拡散性水素量測定試験 98
7.2.2　実験結果 99
7.2.2.1　割れ観察および判定結果 99
7.2.2.2　拡散性水素量測定試験 102
7.2.3　考察 102
7.2.4 小括 104
7.3　高張力厚鋼板の GMAW における低温割れ抑制効果 105
7.3.1　実験方法 105
7.3.1.1　供試材 105
7.3.1.2　溶接条件 106
7.3.1.3　窓形拘束溶接割れ試験 106
7.3.1.4　拡散性水素量測定試験 109
7.3.2　実験結果 110
7.3.2.1　窓形拘束溶接割れ試験 110
7.3.2.2　拡散性水素量測定試験 116
7.3.3　考察 116
7.3.3.1　欠陥種類の確認 116
7.3.3.2　溶接位置と冷却速度の関係 120

7.3.3.3　割れ試験結果の妥当性確認　123
7.3.4　小括　127
7.4　結言　129

第８章　総括　130

謝辞　136

参考文献　138

本論文に関する業績　144

第 1 章　緒論

1.1　研究の背景

1.1.1　産業の高効率化と溶接施工管理への影響

世の中の諸産業において、経済性を向上させる目的で規模を大きくする手法が多くのケースに見られる。例えば、都心に多く建設される高層ビル・マンション群には、居住空間の集積化による移動時間短縮のメリット・インフラ整備コストの低減、さらにはその結果得られる二酸化炭素排出量の低減効果等のメリットがある [1)]。物流においては商船の大型化が進められ、20,000 TEU (Twenty-foot Equivalent Unit)の超大型コンテナ船が建造され長距離航路に適用されている。20,000 TEU 級コンテナ船は一世代前の大型船である 14,000 TEU 級と比較して、1 コンテナ当たりの二酸化炭素排出量を 25～30%削減することができると言われ [2)]、その効果の高さがうかがえる。このような構造物の大型化に伴って、構成部材の強度や剛性を高める必要が生じ、使用される鋼材は厚板化・高張力化が進められている。

先に挙げた都市の高層化の顕著な例として、我が国最大の都市東京がある。東京においては高層化の結果、それによる電波障害によって市民の生活インフラの一つであるテレビ放送が十分に供給できない懸念が出始め、それを低減することを目的に、地上 634 m というさらなる大型構造物、つまり世界最大の電波塔である東京スカイツリー®を建設するに至っている。東京スカイツリー®においては降伏点 400, 500, 630 MPa 級の高張力鋼が最大板厚 100 mm で適用されている [3)]。

一方、エネルギー分野に目を向けてみると、例えば、火力発電設備においては、発電用タービンを回転させる蒸気の温度と圧力を高くすることで発電効率を上昇させる技術が知られている [4,5)]。この技術においては発電規模を大きくする訳ではないが、高温と高圧から設備の破損を防止する為にやはり板厚の増加は避けられない。

上記の通り、建築物や船舶、発電設備に代表される鋼構造物を建造するに当たって、経済性を求めて大規模化・高能率化が進められると、鋼材の厚板化・高張力化が不可避である。鋼構造物の建造には溶接による接合は不可欠な技術であると言えるが、高張力厚鋼板の溶接は高い技術が必要な難しい施工となる。特に懸念が必要なのは、継手性能を大きく低下させる「割れ」の欠陥である。割れ欠陥が溶接継手に内在すると、接合断面積減少により静的強度を低下させるのみならず、応力集中部となる先端部が進展していくことで、疲労による低応力での破壊を招く恐れがあり、極めて危険である。その為、多くの施工基準 [6-9)] におい

ては継手に割れを残すことが基本的には認められておらず、施工条件を管理することで発生を防止するか、発生した場合には補修を行う必要がある。割れは高温割れと低温割れに大きく分類される [10]。高張力厚鋼板の溶接施工においてはどちらの割れも発生の可能性があり注意を要するが、特に低温割れ、いわゆる遅れ割れが問題となるケースが多くある。高温割れは溶接完了時に既に発生している為、しかるべき検査を行うことにより比較的発見が容易であるが、遅れ割れは検査以降に発生する可能性も有り、管理や保証面でも溶接技術者を悩ませる問題となる。

1.1.2　低温割れの影響因子と軽減対策および課題

低温割れを防止する為に、割れの要因について理解する必要がある。一般的にこの要因は大きく３つもしくは４つに分類される。３つに分類する場合には以下のように分類される [11]。

a.溶接部の硬化組織　b.溶接部の拡散性水素　c.引張応力

同様に４つに分類される場合には，以下のように分類される [12]。

①母材の要因（鋼材組成から計算される炭素当量など）

②水素に関する要因（JIS Z 3118 による拡散性水素量など）

③残留応力などの力学的要因（拘束度、応力集中係数など）

④溶接部の熱履歴（入熱および予熱・後熱・パス間温度など）

これらの分類の差は、前者では、割れが発生する瞬間の状態を対象にしており、後者では溶接施工全体を対象に検討されているものと理解でき、どちらも正しいと言える。本研究において低温割れの要因を議論する場合には、後者の４つに分類する方法を採用する。

溶接施工の現場においては、低温割れを防止する為に，各要因に対して緩和対策が講じられる。例えば①の要因を緩和する為に，TMCP（Thermo-Mechanical Control Process）型高張力鋼（TMCP 鋼）が開発され，すでに広く実用化されている [13,14]。TMCP 鋼は制御圧延と加速冷却を組み合わせた製造技術を駆使した鋼板であり、硬化性元素の添加を低減しながら、組織的強化を実現している。それによって焼入れ性が抑制され、低温割れ感受性も低く抑えられている。最近においてもその加速冷却技術は追及されており、鋼材品質の安定化、性能の向上が図られ、TMCP 鋼の適用比率も上昇している [15,16]。

②の要因を緩和する為には溶接材料の選定および保管管理が重視される。溶接金属中の拡散性水素量の低い溶接材料の選択肢を広げる為に、低水素化手法は古くから検討されて

いる。古くは被覆アーク溶接棒において活発に研究され [17-18]。近年ではフラックス入りワイヤにおいても報告例がある [19-21]。

保管管理に関して、被覆アーク溶接棒やサブマージアーク溶接用フラックスにおいては、使用前の乾燥や乾燥後の雰囲気暴露時間が定められている [22]。乾燥等の管理を軽減する為に、溶接材料に気密性の高い包装を施すような例も各種溶接材料において見られる [23]。

③の要因には、例えば拘束度を緩和する為に、溶接順序を構造物の内部から自由端に設定する等の対策が取られる [24]。応力集中を緩和する為には、そのような構造設計を選択したり、継手を応力集中部から避けたりする対策が取られる。

④の熱履歴の影響は少し複雑である。一言で熱履歴と言っても、作用は大きく２つに分けられ、以下の通りである。

④-1 予熱・パス間温度や入熱条件によって溶接部の冷却速度が変化し、その影響で変態挙動や結晶および析出物の成長状態が変化して組織の強度(硬度)が変化する。

④-2 後熱を含む熱管理・入熱条件と水素拡散係数の温度依存性によって、溶接熱サイクルにおける溶接部各位置の到達温度や各温度域での滞在時間が変化することで、溶接部の脆化因子である水素の含有量や分布が変化する。

つまり、④-1 は上記の a.の因子、④-2 は b.の因子となる。いずれにしても、低温割れを防止する為には，予熱や直後熱といった熱管理を適用して施工されることが一般的である。予熱や直後熱の方法は、パネルヒータ等の電熱線式加熱器による方法とバーナのガス燃焼熱を用いて加熱する方法が一般的である。

③の対策には物理的な限界があり、①から②の対策には技術的なハードルがある。その為、鋼材の厚板化、高張力化が進められると④の対策に頼らざるを得ず、予熱・パス間温度、後熱温度を高く設定せざるを得なくなる。しかし、高張力厚鋼板の低温割れを完全に抑制するような高温での熱管理は多大な労力とエネルギーを要する為，経済的とは言えず，溶接施工環境の悪化という安全衛生面の重大な問題も生じる。さらに、労働力不足が深刻な昨今、溶接施工に必要な労働力の確保の為にも職場環境を改善することは強く求められ、このような観点からも高温の熱管理は避けることが望ましい。

そこで、①もしくは②の対策に立ち戻り、その技術的ハードルに挑戦する必要が生じる。

1.2　低温割れに関する既往の研究

高張力厚鋼板における低温割れは古くから注目を集め、多くの研究がなされている。すべてを網羅することは現実的では無い為、研究対象を分類し、抜粋して記す。

1.2.1　母材組成と低温割れ感受性の関係に関する研究

母材組成から低温割れの感受性を理解しようとする指標としては「炭素当量」がある。炭素当量は現在もよく使用される指標であるが、種々の研究グループから多くの式が提唱されている。炭素当量について初めての報告は 1940 年に Dearden と O'Neill によって提案[25]された以下の式(1.1)であると言われている。

$$C_{\mathrm{eq}} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Ni}{15} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + \left(\frac{Cu}{13} + \frac{P}{2}\right) \tag{1.1}$$

（Cu,P はそれぞれ 0.5%、0.05%以上の場合に考慮する）

(1.1)式から、世界中で多くの修正が加えられ、数多くの炭素当量が提案されているが、ここでは、現在も使用される式を挙げてそれぞれの違いと乖離の原因について言及する。

P_{CM} は溶接割れ感受性を示す指標として広く用いられている[26]。これは後述する伊藤、別所によって提案された P_{C}、P_{W} 中の、材料組成に関する項のみを取り出したものである。

$$P_{\mathrm{CM}} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn + Cu + Cr}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \tag{1.2}$$

同様に、CE(JIS)[27]や CE(IIW)[28]も名称に付されている通り、規格にも採用され今日でも広く用いられている。

$$CE(\mathrm{JIS}) = C + \frac{Si}{24} + \frac{Mn}{6} + \frac{Ni}{40} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{V}{14} \tag{1.3}$$

$$CE(\mathrm{IIW}) = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu + Ni}{15} + \frac{Cr + Mo + V}{5} \tag{1.4}$$

式(1.1)~(1.4)を比較すると、まず、ある式では係数の大きい成分が他の式では小さいケース（Mn、Cr、Mo、Ni）や、ある式では対象となっているが、他の式においては対象とならないケース（Si、Cu、B）が見られる。これらの差について糟谷によって解釈が示されている[29]。糟谷の報告では Mn を例に説明されているが、ここでは焼入れ性元素の添加に一般化して M と表記し以下の段落に示す。

C が低く、M が多く添加されている鋼材 a、C が高いが M の添加は少ない鋼材 b に対してさらに同水準の M を添加して鋼材 a'、b'とする場合を考える。この時、溶接熱サイクルにおける HAZ（Heat Affected Zone）硬さに影響のある冷却時間（t8/5）[30-31]を横軸としてこれが変化した時の HAZ の最高硬さ示した図を Fig. 1.1 に示す。マルテンサイト 100%の組織の硬さは C 含有量に非常に強く影響を受ける為、図中左側では a よりも b の硬さが高い。また、焼入れ性元素 M の量はマルテンサイト 100%となる臨界冷却時間に大きく影響し、曲線 a および b は M の添加によって右にシフトする。ここで、一般的な溶接熱サイクルにおいて得られる冷却時間（灰色の帯で示す）を想定すると、鋼材 a においては臨界冷却時間に近い為、a-a'間の硬さの差、つまり M 添加による硬さの変化が小さく、一方鋼材 b においては遠い為、硬さの変化が大きくなる。つまり、C 量によって焼入れ性元素添加量の影響は大きく変化するので、上記の炭素当量を求める式を作成する際の検討に用いられる鋼材の種類によってばらつきが生じる。

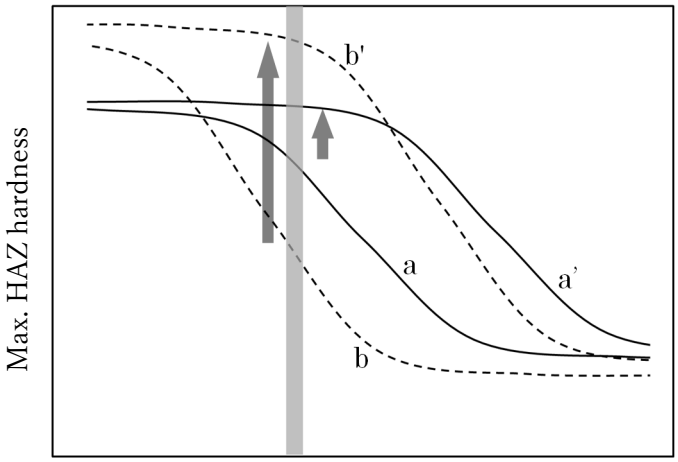


Fig. 1.1 Max. HAZ hardness curve of steels with different C contents

上述したような C 量によって生じるばらつき（実質的には HAZ 硬さのばらつき）を抑制する為に米国溶接協会規格 AWS D1.1[32]では、C 量に従って低温割れ感受性評価に用いる評価式が区別されている。低 C 域（C=0.12%程度が境界）では P_{CM} が用いられ、高 C 域では CE(IIW)を用いるようにする方法が採用されている。

さらに、このような併用を数式にて表現するために、焼入れ性元素の係数を C の関数と

し、式(1.5)、(1.6)のように示すことが Yurioka らにより提案[33]されており、多くの鋼材の低温割れ感受性を評価する目的で使用されている。

$$CEN = C + A(C)\cdot\left(\frac{Si}{24}+\frac{Mn}{6}+\frac{Cu}{15}+\frac{Ni}{20}+\frac{Cr+Mo+Nb+V}{5}+5B\right) \tag{1.5}$$

$$A(C) = 0.75 + 0.25\tanh\{20(C-0.12)\} \tag{1.6}$$

1.2.2　低温割れ評価方法に関する研究

低温割れの要因としては 1.1.2 項に示した通りであり、ある施工条件における低温割れの発生を評価するには、①~④の 4 つの要因を総合的に取り扱う必要がある。1.2.1 に記した低温割れ感受性指標（炭素当量）は①母材の要因について評価ができるように整理されたものである。以下には、①以外の要因も総合的に取り扱い、かつ現在も規格等に適用される主な低温割れ評価方法と比較的新しく提案されている評価方法を挙げる。

最初は英国規格 BS-EN1011[34]による方法である。この手法では①の要因としては *CE*(IIW)を採用している。②水素に関する要因は、拡散性水素量を 5 水準に分類し、その中から選択する。③残留応力などの力学的要因と④溶接部の熱履歴に関しては統合して取扱い、Combined thickness という概念を用いて取り入れている。この概念では、ある継手において熱伝導の方向が溶接線垂直方向にいくつあるかと、その板厚を統合して考慮する。つまり、熱伝導の方向（突合せ継手では 2、T 型すみ肉継手では 3）が大きいと冷却速度が増し（④）、板厚が厚くなると拘束力が上昇する（③）ことを組み合わせて評価することができる。

次に、日本の JSSC 方式を挙げる。この方法は伊藤、別所[35-36]によって提案され、後に日本鋼構造協会（JSSC）で検討[37]されたものである。この方法は式(1.2)に示した P_{CM} に加えて、②水素に関する要因と③力学的要因を考慮している。伊藤らは当初式(1.7)に示されるように③の要因を板厚で表現した。この板厚は y 形溶接割れ試験の値であり、必要な予熱温度 T は式(1.8)によって与えられる。

$$P_{\mathrm{C}} = P_{\mathrm{CM}} + \frac{H}{60} + \frac{t}{600} \tag{1.7}$$

$$T = 1440P_{\mathrm{C}} - 392 \tag{1.8}$$

ただし、H：グリセリン法で得られた拡散性水素量、t：板厚

その後、y 形溶接割れ試験以外に一般化され、以下の P_W が提案された。

$$P_W = P_{CM} + \frac{H}{60} + \frac{K}{40\times10^3} \tag{1.9}$$

ただし、K：拘束度(kgf/mm^2)

伊藤らは必要予熱温度の決定方法として 300℃から 100℃までの臨界冷却時間(⊿t 3/1)をグラフによって規定している。後に JSSC の検討によって溶接終了後から 100℃までの時間($t100$)が採用され、さらに Suzuki により必要最低 $t100$($t100_{cr}$)を得るための式(1.10)が提案されている [38]。この $t100_{cr}$ より長い $t100$ となるよう予熱温度を選択する必要があるが、予熱温度の決定には熱伝導解析が必要となる。

$$t100_{cr} = 10500\left(P_W - 0.276\right)^2 \tag{1.10}$$

Yurioka らは前述の①～④の要因を総合的に考慮することができ、かつ複雑な解析の必要が無い低温割れ評価法を提案している [33]。この方法は多くの y 形溶接割れ試験結果から得られたマスターカーブを用いる。マスターカーブ図には式(1.5)に示す *CEN* に対応する各種板厚での臨界予熱温度が示されている。つまり、①の要因と③の要因が考慮されることになる。*CEN* は拡散性水素量（②の要因）と入熱（④の要因）によって修正される。修正量は図によって示されている。最終的に算出された臨界予熱温度は溶接金属の耐力（③の要因）と溶接方法（補修等の短尺溶接か通常の溶接かどうか、④の要因）によってさらに修正される。こちらの修正量も図によって示されている。Yurioka らの「マスターカーブ法」は複雑な計算を必要としない上に、低温割れの要因を複合的に考慮することができるエンジニアリング用途に非常に有用な手法であると言える。

多層溶接で発生する低温割れは、y 形溶接割れ試験において発生する HAZ での割れと異なり、溶接線と垂直方向に発生する横割れが典型的である。多層溶接の低温割れ発生を評価する手法は Nevasmaa によって提案されている [39]。この手法では Y 開先と U 開先の多層溶接低温割れ試験の結果から臨界水素量を導出する以下の(1.11)～(1.13)の式を提案している。

$$H_{cr} = 250 \times 10^{(-0.00235 R_{p0.2})} \quad (1.11)$$

$$H_{cr} = 280 \times 10^{(-0.00585 HV_{max})} \quad (1.12)$$

$$H_{cr} = 116 \times (0.295 - P_{cm}) \quad (1.13)$$

ただし、H_{cr}：横割れ発生臨界水素量、 $R_{p0.2}$：溶接金属の 0.2%耐力、

HV_{max}：溶接金属の硬さ最大値

以上の式より算出した H_{cr} の最小値と溶接に適用する条件における拡散性水素量を比較し、実際の拡散性水素量が H_{cr} よりも小さければ 100℃の予熱適用下において割れのリスクは低いと評価する。多層溶接においては母材と溶接金属を割れの要因として明確に切り分けることが難しい。式(1.11)、(1.12)においては①、②と④の要因が、式(1.13)においては①と②の要因が取り扱われていると言える。Nevasmaa の手法では多層溶接による厳しい低温割れ性の評価が可能であるが、事前に溶接金属の破壊試験を要する欠点があると言える。

1.2.3 溶接金属中の水素分布に関する研究

多層溶接において低温割れの発生傾向（発生位置、臨界条件等）を議論する際に、溶接金属中の水素濃度分布の理解が重要である為、しばしば研究の対象となっている。

寺崎らは、鏡像法を適用した解析手法によって板厚方向の一次元水素濃度分布推定式を提案している [40]。鋼中における水素拡散のし易さは水素拡散係数によって表現できるが、それは温度によって大きく変化する。そこで、寺崎らの手法においては、熱因子$\Sigma D \Delta t$を適用することで、水素拡散係数の温度依存性を考慮した上で定数として取扱い、解析解を得ている。また、予熱・パス間温度や同一入熱時の肉厚が拡散性水素の最大値に大きく影響することが数値実験から示されている。さらに、寺崎らはこの推定式を用いて、横割れの発生を防ぐ計算アルゴリズムを提案している [41]。このアルゴリズムでは、与えられた限界水素濃度に対して、溶接条件に対応する最大水素濃度を計算し、横割れ発生リスクの低い溶接条件を算出する。

安部らは Cr-Mo-V 厚鋼板の多層溶接部を対象に、有限要素法を用いた二次元非定常水素拡散解析を行っている [42]。このモデルにおいては、熱伝導と水素拡散の連成解析を行っており、さらに二次元解析であることから、開先の影響についても評価が可能であり汎用性が高いと言える。

三上らは弾塑性解析と水素拡散解析の統合解析を行っている [43]。SSRT（Slow Strain Rate

Technique）試験を対象とした解析により低温割れの限界条件を導き、Y 形溶接割れ試験体を対象とした解析と実験によりその妥当性を検討している。解析の対象は 980 MPa 級鋼板の共金系溶接金属であり、伝熱・材料組成の連成解析および熱弾塑性解析によって温度および応力の分布と履歴を求め、その結果を考慮した水素拡散解析を行っている。また、境界条件を、表面の水素濃度が 0ppm とした場合と表面からの水素放出が無いとした場合の両方の解析を行って、正確な境界条件が不明である実現象を捉える工夫が成されている。また、応力勾配による拡散性水素の集積を考慮しており、時間経過に伴ってルート部の拡散性水素濃度が極小値を示した後に上昇し、極大値を示す興味深い挙動が示されている。

1.2.4　拡散性水素量の低減に関する研究

1.1.2 においても既に触れているが、溶接材料の低水素化は古くから検討されている。被覆アーク溶接（SMAW）における低水素化手法として、被覆剤中の水分量（含水鉱物等）を低下させる原料選定、処理技術や、ガス発生剤（水素非含有）を被覆剤に含有させる設計技術が確立されている [17-18]。また、「低水素系」溶接棒という被覆剤の区分が規格に設けられている [44]。低水素系溶接棒は、被覆剤に炭酸カルシウムやフッ化カルシウムを多く含んでおり、アーク発生時にフラックスから炭酸ガスやフッ素ガスが発生することでアーク中の水素分圧を低下させ、それによって溶融池に溶解する水素量が減少し、結果的に溶接金属中の拡散性水素量を低く抑えることができる。

ガスシールドアーク溶接法はソリッドワイヤを用いる場合（特にこの場合を GMAW と称す）とフラックス入りワイヤを用いる場合（フラックスコアードアーク溶接法、FCAW と称す）がある。GMAW は拡散性水素量の低い溶接法であることが一般的に知られている [45]。

FCAW においても被覆アーク溶接棒と類似した研究報告があり [19]、フラックスへのフッ化物添加によってアーク中の水素分圧を低下させる手法の有効性が示されており、特にフッ化カリウムの添加が有効と報告されている。また、溶接金属中の介在物によって拡散性水素の捕捉を行う手法が提案されており [20]、イットリウムをフラックスに添加することでイットリウム酸化物や酸硫化物が水素の拡散を抑制する効果が示されている。アーク領域に存在する水素の絶対量を低減させることを目的に、フラックス入りワイヤ低水分化の検討についても報告がある。製造工程内でワイヤ焼鈍を行う生産技術が研究されており、その結果、溶接金属中の拡散性水素量は 0.5 mL/100g のレベルにまで低減されたとする報告例がある [21]。

ガスシールドアーク溶接プロセスからのアプローチとして、Fiore らは特殊なシールドガスを用いる手法を提案している [46]。シールドガス中に CF_4 を混合することにより溶接金属中の拡散性水素量が低減するとされている。しかし，分解ガスの安全性の懸念や，アークの安定性が阻害される問題, さらに CF_4 が温室効果ガスであることから使用が制限される等, 残念ながら普及するには課題が多い。

1.2.5　その他

1.2.5.1　低温割れ試験

実際の溶接施工において、低温割れのリスクを確認し、さらには低温割れを回避する為の条件選定を行うことを目的に種々の低温割れ試験方法が開発されている。これまでにも試験方法の名称は各所で挙げているが、ここでは今日も広く利用される低温割れ試験について述べる。

(1) y 形溶接割れ試験 [47]

V 形開先と X 形開先の加工が施された鋼板を両側に配し、突合せることによって y 形の開先を設け、1 層 1 パスの溶接施工を行い、48 時間以上経過後に溶接部の割れ発生状況を確認する試験である。試験板中央の試験用開先を除く両端部に対して、完全溶込溶接を施した後に試験溶接を行うことで、拘束度の高い実施工の条件を再現する。特に母材熱影響部で発生する低温割れの評価に有効であるとされる [48]。歴史的には旧日本国鉄の鉄道技術研究所にて考案された「鉄研式割れ試験 [49]」を発展させたものである。

(2)U 型溶接割れ試験 [50]

鋼板の中央に、両端にドリル穴を施した U 型開先を設け、y 形溶接割れ試験と同様に溶接施工、割れ発生状況の確認を行う試験である。ただし、1.2.2 で述べた Nevasmaa が臨界水素量式を導出するのに用いた U 開先の多層溶接低温割れ試験とは異なる。

本試験も y 形溶接割れ試験と同様に、自拘束によるスリット開先を対象とした試験であるが、こちらは溶接材料の溶接割れ試験として適しているとされる [48]。また、本試験は北米リーハイ大学で開発されたリーハイ型拘束割れ試験 [51]を改良したものである。

(3)窓形拘束溶接割れ試験

極厚板に設けられた窓形開口部に、任意の開先形状の試験板を配して周囲を拘束溶接し、実施工条件に準じた溶接施工を行った後に割れ発生状況の確認を行う試験である。実施工に近い拘束度、施工条件（積層方法を含む）を適用することができる試験であり、さらに多層溶接における典型的な低温割れである、横割れの発生有無評価を行うことができる。実施工条件に合わせて多種多用な開先形状や溶接条件を適用して使用されており、2020 年現在、統一された公的試験規格が存在しない。本試験は 80 kgf 級鋼の高張力鋼球形タンク製作時に発生した横割れの研究を目的に開発された[52-54]のが始まりとされる。

1.2.5.2　拡散性水素量測定試験

これまでにも述べてきたように、拡散性水素は低温割れの主要因の一つであるので、その含有量の測定法も種々検討されている。ここでは規格化されているものを中心に測定法とその比較について述べる

(1)グリセリン法

グリセリン法は溶接試験片から放出される水素をグリセリン液中で捕集し、捕集された容積を測定し、それを 0℃、1 atm（標準状態）における溶着金属 100 g 当たりの体積に換算することで拡散性水素量を得る方法である。グリセリン法は 1948 年に AWS 規格に導入され[55]、日本でも 1975 年に規格化[56]されて使用されていたが、測定誤差やばらつきの大きさが当初から指摘されており[57]現在では JIS（日本産業規格）をはじめ多くの規格から姿を消している。

(2)水銀法

水銀法はグリセリン法と同様、捕集液を放出される水素で置換し、置換量の計測と換算によって放出量を測定する方法であり、その名の通り捕集液として水銀を用いる。グリセリン法においては水素のグリセリンへの溶解が無視できず、さらにはグリセリンの純度、それに伴う粘度の変化等も測定結果に影響することが問題となった[55]。一方、水素は水銀に対してほとんど溶解しないので水素量の測定法として精度に優れた手法と考えられている。一方、人体および環境への影響が大きいことが知られ、今日では使用[58]や排出[59]に厳しい制限が設けられている。日本では水銀の悪影響から本測定法は採用されていないが、ISO（国

際標準化機構）[60]や諸外国の規格においては採用されている。水銀法においては、以下の式(1.14)によって拡散性水素量がもとめられる。この時、測定器具として Y 字管が使用される。この管の片端に放出された水素が浮上捕集されるようにし、もう片端に満たされた水銀高さは圧力の補正に用いられる

$$H_{\mathrm{Mercury}} = (V_{\mathrm{F}} - V_{\mathrm{I}})\left(\frac{273}{273+T}\right)\left(\frac{B-H}{760}\right)\left(\frac{100}{W_{\mathrm{F}} - W_{\mathrm{I}}}\right) \tag{1.14}$$

ただし、H_{Mercury}：測定された拡散性水素量の標準状態換算値(mL/100g)、

V_{I}：計測初期状態の気体容積、V_{F}：計測終了時の気体容積、

T：測定温度(℃)、B：気圧計の読み(mm)、

H：計測終了時における Y 字管両端の水銀高さの差、$W_{\mathrm{F}} - W_{\mathrm{I}}$：溶着金属質量

水銀法は捕集量の計測値の日間差が無くなるまで、最大 21 日間の捕集時間を要する非常に時間のかかる手法であることが前述の悪影響に加えて欠点であると言える。捕集時間を短くする為には加温が有効な手段と言えるが、捕集液の水銀が蒸発し健康被害の可能性が生じる為、45℃程度での実施が上限であり、捕集時間短縮の有効な手段にはなっていない。

(3)ガスクロマトグラフ法

ガスクロマトグラフ法は捕集液を用いるのでは無く、専用の密閉捕集容器内で水素を捕集し、その後、専用の計測器に接続して捕集水素の定量を行う方法である。以下に JIS Z 3118(2007)に規定[61]される、本研究における測定で適用した方法を具体的に示す。

まず、試験板と始終端のエンドタブを準備し、それに溶接を行う。溶接の完了後、試験板は氷水で急冷し、エンドタブを除去後に低温のドライアイス飽和アルコール溶液中で保管する。低温保管によって水素放出が抑制されていた試験板は、専用の密閉捕集容器に挿入される。この時、捕集容器内をアルゴンで置換し、大気のコンタミネーションを防止する。その後、45℃の恒温槽で 72 時間保持し水素を放出させ容器内に捕集する。規定時間の経過後、捕集容器を測定装置に接続し、アルゴンをキャリアガスとして装置に送られる。装置では水素をカラムによって分離後に、検出器で得られた水素のピークから標準状態での水素体積定量値を得る。得られた値を以下の式(1.15)によって溶着金属の質量当たりの水素量として換算する。

$$H_{\mathrm{GC}} = \frac{V_{\mathrm{GC}} \times 100}{W_{\mathrm{F}} - W_{\mathrm{I}}} \tag{1.15}$$

ただし、H_{GC}：測定された拡散性水素量の標準状態換算値(mL/100g)、

V_{GC}：ガスクロマトグラフによって定量した標準状態での水素体積

JIS Z 3118 のガスクロマトグラフ法で得られた測定値は水銀法で得られた値とよい一致を示すと報告[62]されている。一方、他のいくつかの報告[55,63,64]から得られる以下の式を統合することにより、JIS Z 3118 の値は水銀法で得られる値の 0.7 倍に相当するとも読み取ることができる。

$$H_{\mathrm{GC(150°C)}} = 1.05 H_{\mathrm{Mercury}} \tag{1.16}$$

$$H_{\mathrm{GC(400°C)}} = 1.14 H_{\mathrm{GC(45°C)}} \tag{1.17}$$

$$H_{\mathrm{GC(400°C)}} = 0.76 H_{\mathrm{GC(150°C)}} \tag{1.18}$$

ガスクロマトグラフ法は水銀法と比較すると短時間での測定が可能であるが、本手法においても捕集に 3 日間を要する。検査の迅速化には強い要望があり、高温に保持し水素の捕集時間を短縮する高温抽出法が検討されている。ISO 規格では 2012 年度版にて 400℃で保持し、最短保持時間 21 分とする迅速測定法が規定され、JIS にも追加を予定して検討が進められている[65]。

1.3　本研究の目的

以上に述べた通り、産業の高能率化要求と鋼材の厚板化・高張力化は切り離すことができない。それによって溶接施工時の低温割れ感受性は増大しており、溶接施工管理の難度は上昇の一途である。

低温割れの影響因子は解明・分類されているが、物理的な限界、技術的なハードルがあり、取れる対策として予熱・パス間温度および後熱温度が高く設定されていく。これは施工環境の悪化を招き、安全衛生面の重大な問題を招く。

このような背景から低温割れに関する研究は様々な角度から行われ、各影響因子を統合的に考慮し、割れ感受性を評価する方法が考案され、施工条件決定の助けとなっている。しかし、材料や板厚が構造物の設計要件として決定している等の制約の下、制御できるのは溶

接金属の拡散性水素量と温度管理となる。ここで、拡散性水素量の低い溶接材料・溶接施工法の選択肢が広ければ、温度管理を軽減するソリューションとなり得る為、強く望まれるが、近年目立った実用的な低水素化技術は見られず、技術的な停滞感が否めない。

そこで、本研究では高能率な溶接施工法として現在広く用いられている GMAW、FCAW を対象に、溶接材料の設計や生産技術とは異なったアプローチにより、溶接金属の拡散性水素量を低減させる新しい溶接プロセスの開発と実用化を目的として、溶接金属中の拡散性水素量を増加させる溶接ワイヤに関わる要因の挙動に着目し、検討を行った。

1.4　論文の構成

本論文は第 1 章から第 8 章により構成されている。Fig.1.2 に本論文のフローチャートを示す。

第 1 章は緒論であり、本研究の背景を述べ、関連研究の整理を行い、研究の目的を述べている。

第 2 章では、低温割れの主要因として重要な溶接金属中の拡散性水素量に着目し、高能率溶接法として多用される GMAW、FCAW を対象として、溶接金属中の拡散性水素量に影響する溶接材料関連要因を分類し、重要度を評価する。

第 3 章では、ワイヤ温度分布の推定とワイヤ中水素源脱離挙動の分析から、溶接金属中の拡散性水素量を低減させる、新しい溶接プロセスの原理および装置構成を検討し、試作機の開発を行う。

第 4 章では、分類された溶接金属中拡散性水素のワイヤ関連因子毎に開発プロセスの効果を示し、有効性の大小についてメカニズムから考察する。

第 5 章では、開発プロセスにおける溶接金属中拡散性水素量低減のメカニズムへの理解を深める為、シミュレーションモデルによる可視化を行う。条件を変化させたモデル計算と実験結果との比較により、モデルの妥当性を検証し、溶接ワイヤが保有する水素源の溶接金属に至る輸送経路を明らかにする。

第 6 章では、開発プロセスを実用化する際の懸念事項として、耐風性を評価する。評価には開発したシミュレーションモデルを適用し、実験観察と測定から評価手法の妥当性を示した上で、さらに開発した溶接装置設計の妥当性を示す。

第 7 章では、複数の低温割れ評価試験を行い、開発プロセスによる低温割れ抑制効果を評価する。また、従来の低温割れ評価研究結果との比較を行うことで、試験の妥当性について

も評価を行う。

第８章においては、本研究で得られた結果について総括し、開発プロセスの今後の展望について触れる。

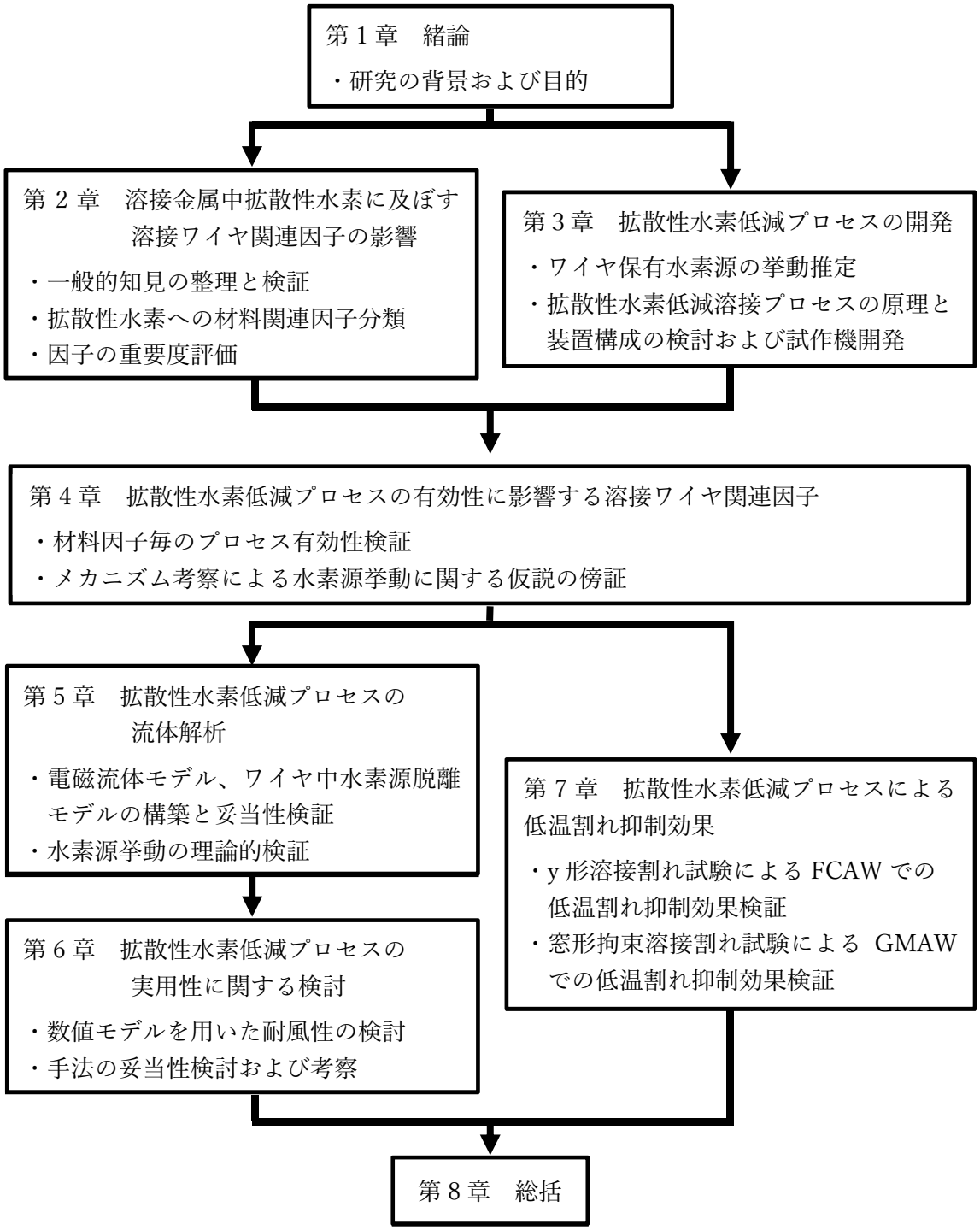


Fig. 1.2 Flow-chart of this study

第 2 章　溶接金属中拡散性水素に及ぼす溶接ワイヤ関連因子の影響

2.1　緒言

本研究では、溶接ワイヤを用いる溶接法である GMAW（ガスメタルアーク溶接）、FCAW（フラックスコアードアーク溶接）を対象に、従来から検討されている溶接材料の設計や生産技術とは異なったアプローチにより、溶接金属中の拡散性水素量を低減させる新しい溶接プロセスの開発と実用化を目的とした。

GMAW、FCAW における拡散性水素量増加の要因として、結露、錆、油汚れ等の母材側に由来する水素源と、シールドガスに含まれる水分等、シールド不良により混入する大気中の水分、および溶接材料に関わる水素源が考えられる。溶接施工を行う場合、母材側の要因は脱脂洗浄等によって比較的容易に除くことができる。シールドガス中の水分についても品質の良い溶接用シールドガスの入手は容易である。シールド性の確保は屋外での溶接においては難しい場合があるが、風速の強い場所での溶接は禁忌とされており、そのような場所では、SMAW（被覆アーク溶接）やセルフシールド FCAW を適用することが常識とされているので本章では議論の対象としない。一方、溶接材料に関して溶接施工者側が取れる対策は、カタログ情報やメーカーから代表的な試験結果を入手することによって選別することのみである。また、溶接材料中の要因（何が溶接金属中の拡散性水素量に影響するのか）は被覆アーク溶接棒においては研究例がある [17,18]が、GMAW、FCAW に対しては大きく普及した現在においても研究例が見られない。

本章ではまず、溶接金属中の拡散性水素量に関する一般的知見を整理し、一部の知見について実情調査を行った結果を示す。一般的知見にも誤りがあり、拡散性水素量を増加させる溶接材料に関わる要因を検討する必要がある。また、GMAW、FCAW に使用される溶接ワイヤに関わる、上記要因について理解を深め、その影響度の大小について実験的評価から得られた結果についても述べる。

2.2　溶接金属中の拡散性水素量に関する一般的知見

水や一般的な有機物は、その構造中に水素原子を含む。溶接材料に含まれる水分は、高温のアークプラズマ内に供給されると原子状態に解離すると考えられており [66]、その他の有機物についても同様であると考えられる。水や有機物から解離した水素原子はアーク直下の溶滴や溶融池に接触すると溶融金属中に溶け込み [67]、一部が拡散性水素となる。

電弧棒を用いて行う SMAW においては、第 1 章でも述べた通り、拡散性水素量の低い溶接金属が得られる「低水素系」溶接棒という被覆剤の区分が規格に設けられている [44]。低水素系溶接棒は、フラックスに炭酸カルシウムやフッ化カルシウムが多く含まれる。このようなフラックス成分系ではアーク発生時にフラックスから発生する炭酸ガスやフッ素ガスによってアーク中の水素分圧が下げられることで、溶融池に溶け込む水素原子が減少し [17]、結果的に溶接金属中の拡散性水素量が低く抑えられることが一般的に知られている。

ソリッドワイヤやフラックス入りワイヤを用いて行う GMAW、FCAW における溶接金属中の拡散性水素量は、電流値やチップ-母材間距離等の溶接条件によって変化することが知られている。Fig. 2.1、2.2 は拡散性水素量の測定例である。Fig. 2.1 はチップ-母材間距離を一定とし、溶接電流を変化させて拡散性水素量を測定した例であり、一方 Fig. 2.2 は溶接電流を一定として、チップ-母材間距離を変化させて拡散性水素量を測定した例である。溶接電流は小さい程、溶接金属中の拡散性水素量は低下する。また、チップ-母材間距離が長くなる程、拡散性水素量は低下する。一方、Fydrych らは FCAW を対象とした Plackett-Burman 法（実験計画法）による検討によりアーク電圧が拡散性水素量に大きな影響を及ぼす因子と報告している [68]。

また、溶接材料の構造によっても変化し、拡散性水素量は一般的にソリッドワイヤでは低い値を示す一方、フラックス入りワイヤではソリッドワイヤと比較して高い値となり、特にシーム有りのフラックス入りワイヤでは開封後の時間経過と共にシームを通して大気から吸湿することになり、シームレスフラックス入りワイヤと比較して拡散性水素量が高くなると考えられている [45,69]。 しかし、この経験的な法則は、統計的にあるいはその機構を学術的に明らかにされたことはなかった。

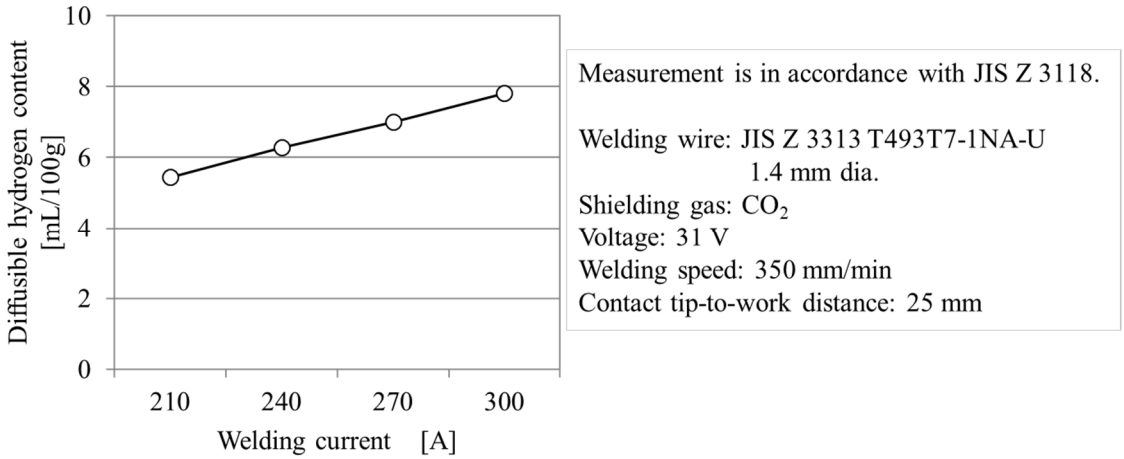


Fig. 2.1 Relationship between welding current and diffusible hydrogen content

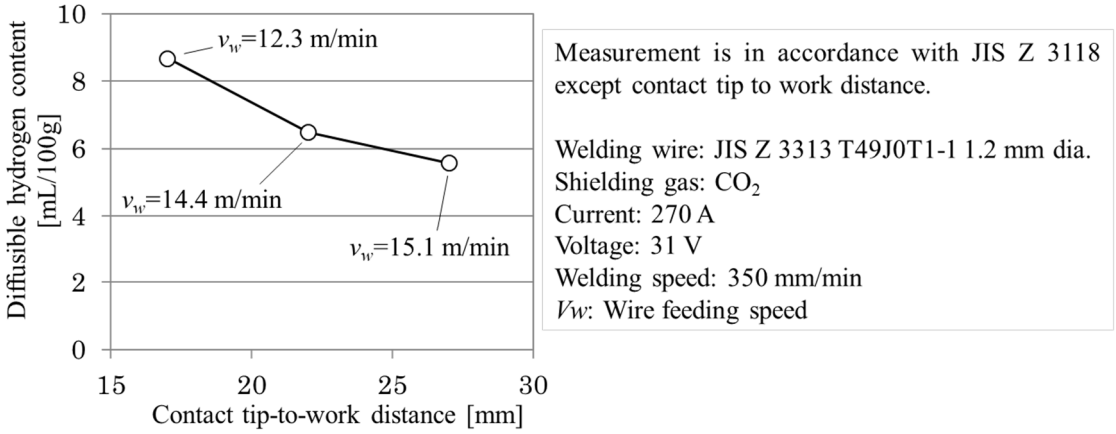


Fig. 2.2 Relationship between contact tip-to-work distance and diffusible hydrogen content

2.3　フラックス入りワイヤ溶接金属中の拡散性水素量実情調査

2.3.1　実験方法

フラックス入りワイヤの構造の違い（シーム有無）が溶接金属中の拡散性水素量へ及ぼす影響を確認するために、国内外に流通するフラックス入りワイヤ(Table 2.1)について拡散性水素量の調査を実施した。対象とするワイヤはシーム有および無のそれぞれのサンプル数が同等となるように選定した。また、製造者によるばらつきを考慮して、10 社 14 種のワイヤを供試材にした。ワイヤ径は全て 1.2 mm とした。

測定は JIS Z 3118 (2007)に従ってガスクロマトグラフ法を用いて行った。測定の試行数は 3 回でその平均値を結果値とした。試料作製時の溶接条件を Table 2.2 に示す。また、各溶接ワイヤは開封直後に溶接に供した。

Table 2.1 Flux cored wires (FCWs) investigated in this study

Wire	Seam type	Flux type	Strength class [MPa (ksi)]	Shielding gas	Manufacturer	Wire diameter [mm]
A	Seamless	Metal	830 (120)	Ar-20%CO_2	a	1.2
B			760 (110)		b	
C		Rutile				
D					c	
E			620 (90)		a	
F			550 (80)		d	
G			490 (70)	CO_2	e	
H	Seamed	Rutile	780	Ar-20%CO_2	h	
I			550 (80)	CO_2	i	
J			550		h	
K			490			
L					j	
M					k	
N					l	

Table 2.2 Welding conditions

Welding current [A]	Arc voltage	Polarity	Welding speed [mm/min]	Contact tip-to-work distance [mm]	Shielding gas	
					Composition	Flow rate [L/min]
270	Appropriate	DCEP	350	25	Recommended	25

2.3.2　実験結果

各供試材から得られた溶接金属中の拡散性水素量測定結果を Fig. 2.3 に示す。シームレスフラックス入りワイヤの拡散性水素量は 1.3~8.0 mL/100g の範囲となり、シーム有りフラックス入りワイヤでは 2.0~9.0 mL/100g の範囲となった。つまり、シームの有無と溶接金属中の拡散性水素量の間には明確な関連性が見られなかった。ただし、最低値を記録したのはシームレスフラックス入りワイヤであった。このワイヤはメタル系フラックス入りワイヤであり、金属酸化物を主体とする鉱物を含むスラグ系フラックス入りワイヤと比較して、メタル系フラックスにおいて低水素化し易いと考えられる。

Fig. 2.3 に示した結果を、横軸に溶接金属の強度クラス、縦軸に溶接金属中の拡散性水素

量としてプロットした結果を Fig. 2.4 に示す。溶接金属の強度が高い程、溶接金属中の拡散性水素量は低下する傾向が見られた。SMAW での溶接棒設計と同様にフラックス入りワイヤにおいても溶接金属の強度設計に応じてフラックスの組成や処理が選定されることにより、拡散性水素量が変化あるいは制御されていると推察される。

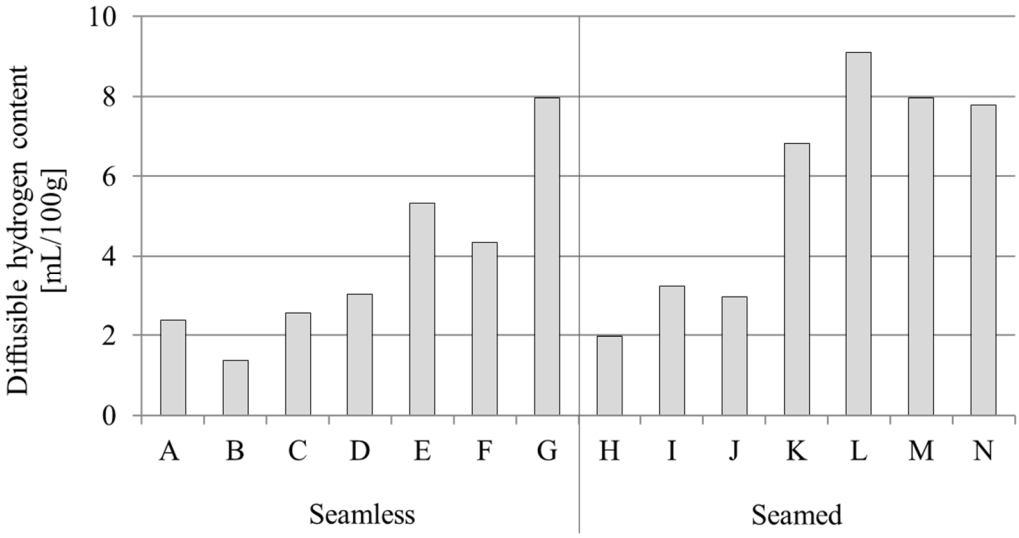


Fig. 2.3 Diffusible hydrogen contents for seamless and seamed FCWs listed in Table 2.1

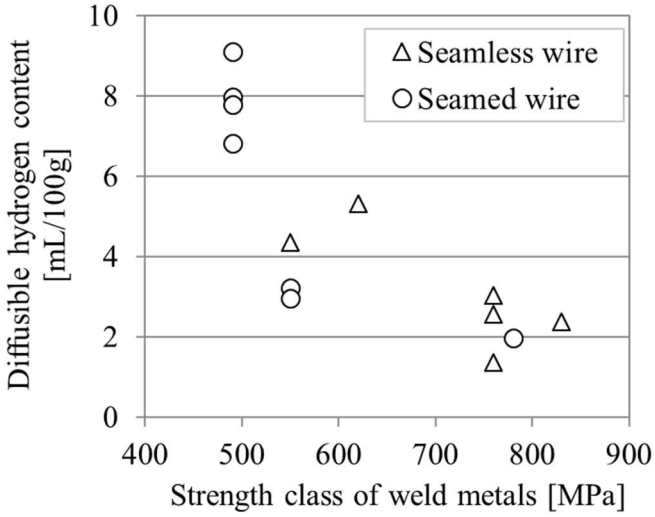


Fig. 2.4 Relationship between weld-metal strength class and diffusible hydrogen content for FCWs investigated

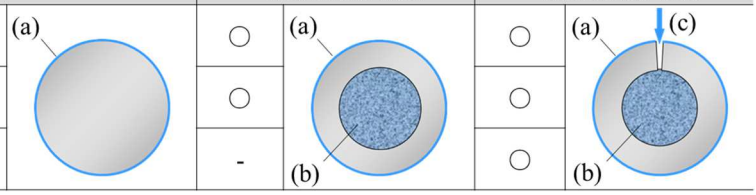
2.4　拡散性水素に及ぼす溶接ワイヤ関連因子の分類と影響度

2.4.1　拡散性水素に及ぼす溶接ワイヤ関連因子の分類

溶接金属が形成されるプロセスにおいて、溶滴や溶融池に溶解する水素の発生源として、母材に付着した水素源（表面の結露水、油汚れや塗装等の有機物、錆への付着水)、シールドガス中の水素源（露点、ガス経路のオイル等による汚染)、シールド不良により混入する大気の水分、および溶接ワイヤに含まれる水素源が考えられる。

さらに溶接ワイヤに含まれる拡散性水素源について分類すると、Table 2.3 のようになり、(a)表面潤滑剤、(b)フラックスの初期保有水分、(c)製造後の吸収水分（通常は大気から自然に吸収される水分)、の 3 種に大きく分けられる。また、ワイヤ構造毎に(a)~(c)の変動要因数は異なると考えられる。その他にフラックスに不純物として含まれる有機物やワイヤ表面に発生する錆に吸着する水分が水素源として考えられる。しかし、有機物の不純物は通常のワイヤ製造管理下では微量であると考えられ、また錆に吸着する水分は異常要因であるため、ここでは取り扱わないこととした。

Table 2.3 Welding-wire-related supply sources of the diffusible hydrogen in GMAW and FCAW

Factors of hydrogen source	Solid wire		Seamless flux cored wire		Seamed flux cored wire	
(a) Surface lubricant	○		○		○	
(b) Initial moisture of flux	-		○		○	
(c) Moisture absorbed after production	-		-		○	

Note ○: Applicable, -: Negligible

2.4.2　供試材と実験方法

2.4.2.1　表面潤滑剤の影響確認試験材

溶接ワイヤには通常、送給性の確保や表面の錆発生防止等の目的で、表面潤滑剤が塗布される。潤滑剤は多くの場合有機物である為、分子構造に水素を有する。

拡散性水素量に及ぼす因子(a)表面潤滑剤の影響を独立に確認することを目的に、潤滑剤付着量を変化させたソリッドワイヤを試作した。ソリッドワイヤはフラックスを保有しないので、当然ながら因子(b)(c)の影響が無視できる。

試験に用いるソリッドワイヤの表面潤滑剤付着量は、ワイヤを一度アルカリ脱脂した後、

塗布条件を様々に変化させて潤滑油を塗布することで水準を変化させた。製作したワイヤの一覧を Table 2.4 に示す。なお、表中に示す、「Oil amount on surface(表面油量)」の測定は、以下のように行った。

① ワイヤを一定量サンプリングする。
② 質量を計測し w_1 とする。
③ アセトンで脱脂後、乾燥する。
④ 再度質量を計測し w_2 とする。
⑤ 式(2.1)により表面油量を求める。

$$A_{sl} = \frac{w_1 - w_2}{w_1} \tag{2.1}$$

ただし、 A_{sl} :表面油量

Table 2.4 Solid wires investigated on testing the effect of surface lubricant

Sample No.	Oil amount on surface [ppm]	Applicable standard	Wire diameter [mm]
a1	0	JIS Z 3312 YGW11 (AWS A5.18 ER70S-G)	1.2
a2	60		
a3	110		
a4	540		

2.4.2.2　フラックス初期保有水分量の影響確認試験材

フラックス入りワイヤに含有されるフラックスは、表面積の大きい粉体である為、大気中の水分の吸着が避けられず、完全に除去することは不可能である。その為、溶接ワイヤを製造する際、いくらかの水分を保有したフラックスがワイヤ内部に供給され、その水分が拡散性水素源となる。

拡散性水素量に及ぼす因子(b)フラックスの初期保有水分の影響を独立で確認することを目的に、以下に示すフラックス入りワイヤの試作を行った。原料組成は一定であるが、前処理を変えることで保有水分量の異なるフラックスを試作し、さらにこのフラックスを用いてシームレスおよびシーム有りフラックス入りワイヤを試作した。ここで、前処理とは原料

の焼成有無や焼成条件、湿式粉砕や乾式粉砕といった粉砕方法などである。また、同一のフラックスを内包し、構造を変化させたワイヤを用いて比較評価することで、ワイヤ構造による影響を確認することができる。シーム有りフラックス入りワイヤの断面形状としてはワイヤ外皮両端の重なりや内部への折り込み状態の観点で様々な形状が知られている[70]が今回試作したワイヤは Table 2.3(Seamed flux cored wire)に模式的に示すような、ワイヤ外皮両端の重なりが無いもしくはわずかな状態とした。フラックスを封入したワイヤは伸線加工を行って ϕ1.2 mm に仕上げた。伸線加工後の焼鈍処理は行わなかった。

表面潤滑剤量は低水準に管理して試作を行った(Sample No. a2~a3 の範囲)ので、因子(a)の影響は無視できると考えられ(2.4.3.1 参照)、かつシームレスフラックス入りワイヤでは因子(c)の影響が無視できると考えられる。シーム有りフラックス入りワイヤにおいても製造後、低湿度雰囲気で保管を行い、因子(c)の影響が少ないように注意した。製作したワイヤの一覧を Table 2.5 に示す。表中の「Moisture content of flux」は Karl Fischer 滴定法（キャリアガス:Ar、 抽出温度:750 ℃）で測定したフラックスの水分量測定結果である。

Table 2.5 FCWs investigated on the effect of initial moisture of flux

Sample No.	Seam type	Moisture content of flux [ppm]	Applicable standard	Wire diameter [mm]
b1	Seamless	350	JIS Z 3313 T49J0T1-1 (AWS A5.20 E71T-1C)	1.2
b2		1210		
b3	Seamed	350		
b4		1210		

2.4.2.3　製造後吸収水分の影響確認試験材

シーム有りのフラックス入りワイヤでは、開封後の時間経過と共にシームを通して大気中の水分を吸収することが考えられる。

拡散性水素量に及ぼす因子(c)製造後の吸収水分の影響を独立で確認することを目的に、以下に示すシーム有りフラックス入りワイヤの試作を行った。まず、80℃の恒温炉で 3 hr 乾燥後、30℃×80%RH の恒温恒湿槽で保持時間を変化させて吸湿させた。本試験材群においても、表面潤滑剤量は低水準に管理して試作を行った(Sample No. a2~a3 の範囲)ので、因子(a)は無視できると考えられ、連続したワイヤを分割した後に乾燥・吸湿を行った為、因子(b)の影響についても十分小さいと考えられる。なお、シームレスフラックス入りワイ

ヤは吸湿しないと考えられるので実験を省略した。また、本実験には該当規格の異なる 3 種のフラックス入りワイヤを適用した。3 種のワイヤはフラックス組成の設計指針が異なる。ワイヤの断面形状はいずれも 2.4.2.2 と同一とした。サンプルワイヤの一覧を Table 2.6 に示す。

Table 2.6 Seamed FCWs investigated on the effect of moisture absorbed after production

Sample No.	Applicable standard	Strength class [MPa]	Moisture absorption time [hr]	Wire diameter [mm]
c1-1	JIS Z 3313 T49J0T1-1	490	0	1.2
c1-2			24	
c1-3			288	
c2-1	JIS Z 3313 T556T1-1	550	0	
c2-2			24	
c2-3			72	
c2-4			232	
c3-1	AWS A5.29 E81T1-K2C	550	0	
c3-2			24	
c3-3			72	
c3-4			232	

2.4.2.4　溶接条件および測定条件

Table 2.4～2.6 に示す試作したワイヤをそれぞれ、拡散性水素量測定試験に供した。測定条件はチップ-母材間距離を除き JIS Z 3118 (2007)に従ってガスクロマトグラフ法を用いて行った。厳密に JIS Z 3118 に従う場合には、ソリッドワイヤを適用する場合のチップ-母材間距離は 20 mm にすべきであるが、フラックス入りワイヤの試験と整合性を持たせる為、本試験では 25 mm とした。試料作製時の溶接条件を Table 2.7 に示す。

Table 2.7 Welding conditions

Welding current [A]	Arc voltage	Welding speed [mm/min]	Contact tip-to-work distance [mm]	Shielding gas	
				Composition	Flow rate [L/min]
300 (Solid) 270 (FCW)	Appropriate	350	25	CO_2	25

2.4.3　実験結果

2.4.3.1　表面潤滑剤の影響

Table 2.4 に示した試作ソリッドワイヤでの溶接金属中拡散性水素量の測定結果を Fig. 2.5 に示す。

表面油量が 110ppm 以下の範囲(a1～a3)では拡散性水素量に有意差は現れなかった。一方、ワイヤ表面に細かな潤滑油の液滴が目視で確認でき、実用範囲の上限程度と考えられる表面油量 540ppm のワイヤ(a4)では、低油量の結果と比較して、約 3 mL/100g 増加した。

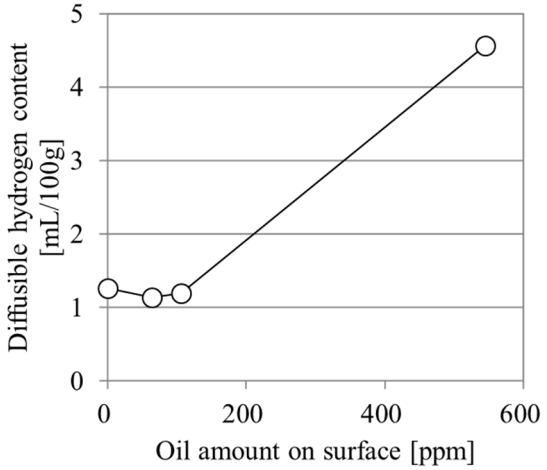


Fig. 2.5 Effects of oil amount on surface on diffusible hydrogen for solid wires

2.4.3.2　フラックス初期保有水分量の影響

Table 2.5 に示した試作フラックス入りワイヤでの溶接金属中拡散性水素量の測定結果を Fig. 2.6 に示す。

シームレスフラックス入りワイヤ(b1, 2 で比較すると、フラックス初期水分量に起因する増加量は約 6 mL/100g と大きな差となった。一方、シーム有りフラックス入りワイヤ(b3, 4)で比較すると、増加量は約半分の 3 mL/100g となった一方、フラックス初期水分量の低い b3 ではシームレスワイヤの結果(b1)よりも高水素量となり、逆に高水分量の b4 ではシームレスワイヤの結果(b2)よりも低水素量となる結果となった。

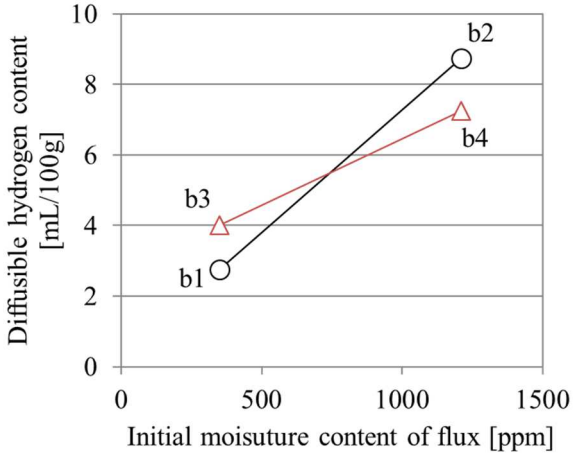


Fig. 2.6 Effects of initial moisture content of flux on diffusible hydrogen for seamless/seamed FCWs

2.4.3.3　製造後の吸収水分の影響

Table 2.6 に示したサンプルワイヤでの溶接金属中拡散性水素の測定結果を Fig. 2.7 に示す。

フラックス組成の違いによって吸湿性が異なり、拡散性水素量の溶接前吸湿時間に伴う変動挙動は大きく異なった。吸湿性の低いフラックス組成のワイヤ（T556T1-1(c2)，E81T1-K2C(c3)）では短時間の吸湿で拡散性水素量が約 1 mL/100g 増加した後は、吸湿時間が増加しても拡散性水素量の増加はほとんど見られなかった。一方、吸湿性の高いフラックス組成（T49J0T1-1(c1)）のワイヤでは、吸湿時間に伴って拡散性水素量が増加し、約 300 hr の吸湿によって約 4 mL/100g の増加が見られた。

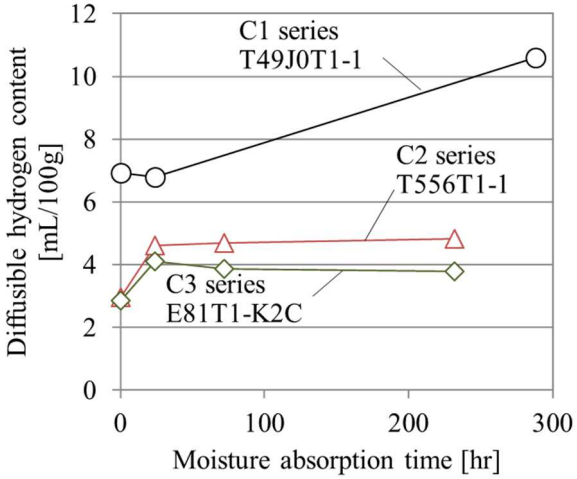


Fig. 2.7 Relationship between moisture absorption time and diffusible hydrogen content for seamed FCWs

2.4.3.4　結果のまとめ

以上に示した結果から、溶接金属中の拡散性水素量を増加させるガスシールドアーク溶接用ワイヤに関する因子を、影響度が高い順に並べると以下となる。

① 因子(b)フラックス初期水分量（フラックス設計）
② 因子(c)シームに伴う製造後の吸収水分（溶接ワイヤの保管管理）
③ 因子(a)表面潤滑剤量

ただし、因子(b)、(c)について、フラックスの管理や設計によって本実験範囲より大きく変動する可能性がある。因子(b)については、より低品位（水分量が高い）な原料を使用すれば容易に最大値が大きくなると考えられる。因子(c)についても、より高温、高湿度の環境に暴露すれば、最大値が大きくなると考えられ、表面に錆が発生するおそれも大きくなる。

つまり、今回の実験範囲では、実用化されている溶接ワイヤや使用時の管理における最大変動幅を得られていない可能性は否定できないが、十分参考にできる結果であると考えられる。

2.4.4　考察

2.4.3.2 に示したように、ワイヤ構造によってフラックス初期水分量が溶接金属中の拡散性水素量に及ぼす影響度が変化するメカニズムについて以下に考察する。

低水分フラックスを用いて試作した、シーム無し：b1 と有り：b3 フラックス入りワイヤから得られる溶接金属中の拡散性水素量の差異は、シーム有りフラックス入りワイヤがワイヤ製造工程中や製造後に、シーム部からの水分の吸収を不可避的に起こし、保有水分量が上昇した為、シーム有りフラックス入りワイヤのほうが高値になったものと考えられる（ただし、低湿度雰囲気での保管を行っている）。

一方、保有水分量が多いシーム無し：b2 と有り：b4 フラックス入りワイヤ間の差異は溶接中のワイヤ加熱とそれに伴う水分の放出が支配的になることが原因と推測される。詳しくは以下に示す水分の挙動が推定できる。溶接中のワイヤ内部の水分挙動を模式図にして Fig. 2.8 に示す。コンタクトチップ-母材間のワイヤは溶接電流によるジュール熱とアーク熱によって加熱される。100 ℃以上に加熱されたワイヤからは保有する吸着水分が蒸発すると考えられ、それ以上の温度では結晶水の脱離や有機物の分解放出も考えられる。シーム有りフラックス入りワイヤの場合はこれらの水素源ガスがシーム部からワイヤ外、つまりシールドガス中に排出されると考えられる。一方、シームレスフラックス入りワイヤの場合には水素源ガスの放出口が無く、ワイヤ先端のアーク発生部までワイヤ中に保持され続け、高濃度の水素源ガスがプラズマに接触し、溶滴や溶融池に溶け込む水素原子量が多くなると考えられる。

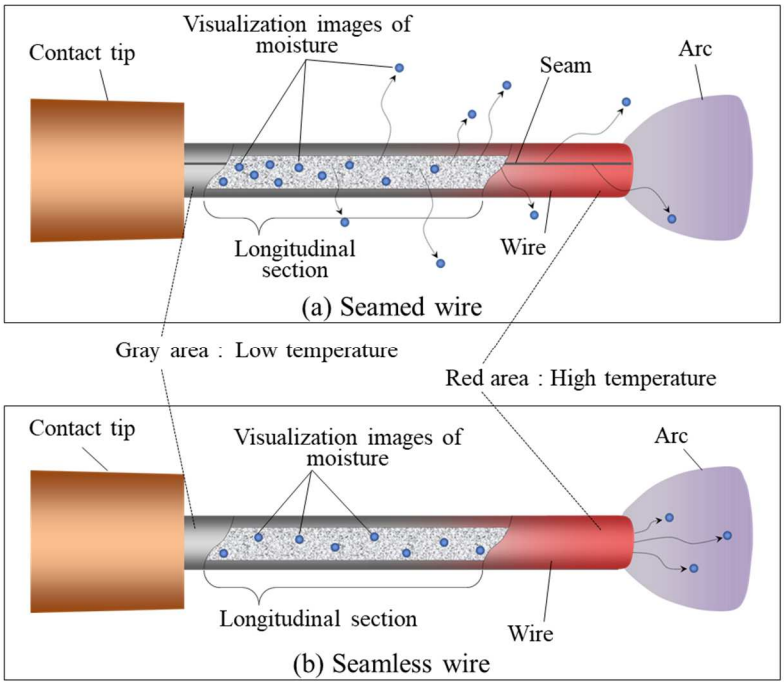


Fig. 2.8 Schematic illustrations of the distribution of moisture in wires during welding

ここで、溶接ワイヤが十分高温に加熱されていることを確認する為、溶接中のワイヤ温度分布の推定を行った。コンタクトチップ出口を原点とする一次元座標系における、ワイヤ温度分布は 1 次元熱伝導方程式の解析解として式(2.2)で与えられる [71]。この式では、ワイヤ先端の温度を融点とし、ワイヤ先端からの熱伝導と溶接電流によるワイヤ自身の抵抗発熱を考慮しており、熱拡散率、密度、比熱および電気抵抗率は、解析解を得る為に一定としている。

$$T_{(x)} = (T_{\mathrm{m}} - T_0 - \frac{E_x}{v_{\mathrm{W}}}\frac{J^2 R_0}{c\rho}) \times \frac{\exp(v_{\mathrm{W}} x / k) - 1}{\exp(v_{\mathrm{W}} E_x / k) - 1} + \frac{J^2 R_0}{c\rho}\frac{x}{v_{\mathrm{W}}} + T_0 \qquad (2.2)$$

ただし、$T_{(x)}$：ワイヤ温度[℃]、x：チップ先端からのワイヤ軸方向距離[m]、T_{m}：ワイヤ溶融温度[℃]、E_x：ワイヤ突出部の長さ[mm]、v_{w}：ワイヤの送給速度[m/s]、J：ワイヤ突出部の電流密度、R_0：電気抵抗率[Ωm]、c：比熱[J/kgK]、ρ：密度[kg/m³]、k：熱拡散率[m²/s]〔$k = K / c\rho$ 、K：熱伝導率[W/mK]〕

式(2.2)をフラックス入りワイヤを対象とした計算に適した形式に書き換えたものが、式(2.3)である。

$$T_{(x)} = (T_{\mathrm{m}} - T_0 - \frac{E_x}{v_{\mathrm{W}}}\frac{I^2 r_0}{cm}) \times \frac{\exp(v_{\mathrm{W}} x / k) - 1}{\exp(v_{\mathrm{W}} E_x / k) - 1} + \frac{I^2 r_0}{cm}\frac{x}{v_{\mathrm{W}}} + T_0 \tag{2.3}$$

ただし、I ：溶接電流[A]、r_0：単位長さ当たりのワイヤ電気抵抗[Ω/m]、

m ：ワイヤの単位長さ当たりの質量[g/m]、

フラックス入りワイヤは断面が２層構造であり、各層単体では電気抵抗率や密度は異なる。しかし、簡易的にワイヤ長手方向の一次元系で計算を行う場合においては、実測によって単位長さ当たりのワイヤ物性値を測定、代入することにより、単一構造体とみなした解を得ることができる。なお、電気抵抗率に代わって単位長さ当たりのワイヤ電気抵抗を、密度に代わってワイヤ単位長さ当たりの質量を適用している。Fig. 2.9 は JIS Z 3313 T49J0T1-1 に適合する ϕ1.2 mm のワイヤについてチップ-母材間距離 25 mm、アーク長 3 mm を想定し、チップから 22 mm の位置がワイヤ先端とした場合の計算例を示す。ワイヤ送給速度は実験値に合わせ 10.3 m/min、15.1 m/min の 2 水準とした。各々における電流値は 210 A、270 A であった。単位長さ当たりのワイヤ電気抵抗は 500℃における実測値を、比熱と熱伝導率には 400～600℃における低炭素鋼及び純鉄の文献値 [72]を用いた。どちらの計算結果もワイヤ先端部までは一定の傾きであり、先端部で急峻に温度上昇する計算結果となっている。ワイヤ先端部までの温度上昇はワイヤ自身の抵抗発熱が支配的であることを表し、一方、先端部の急峻な温度上昇はアークからの熱伝導が加算されることを表している。どちらの場合にもアーク(図中の 22～25 mm)から 10 mm 程度離れた十分遠い位置において 500℃程度に加熱されることが推定される。つまり、溶接中のワイヤはアーク熱によって溶融する以前に十分高温に加熱されることがわかった。この温度は、吸着水分の蒸発だけでなく、結晶水の脱離や有機物の分解放出も生じると考えられ、シーム有りフラックス入りワイヤの場合はアークに触れる以前にこれらの水素源ガスがシーム部からワイヤ外に排出される。

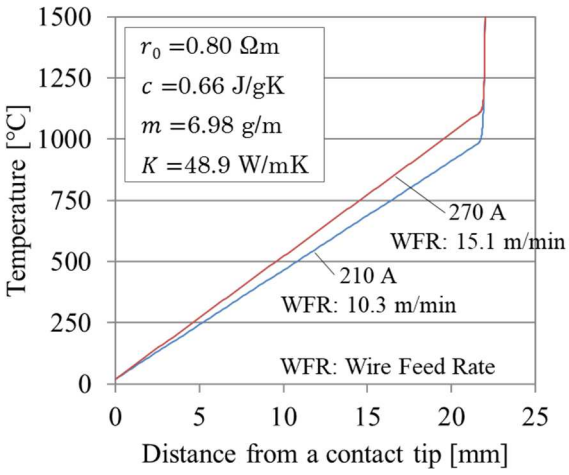
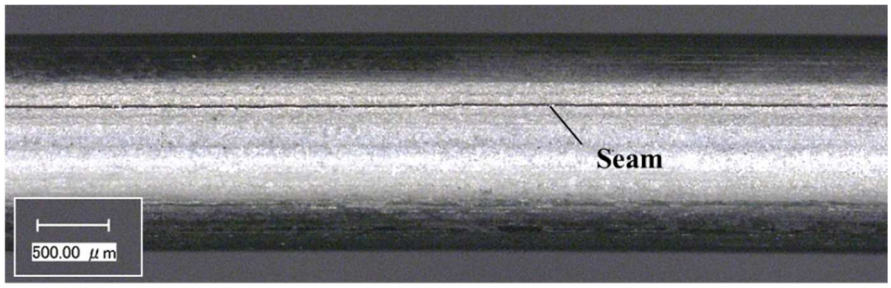
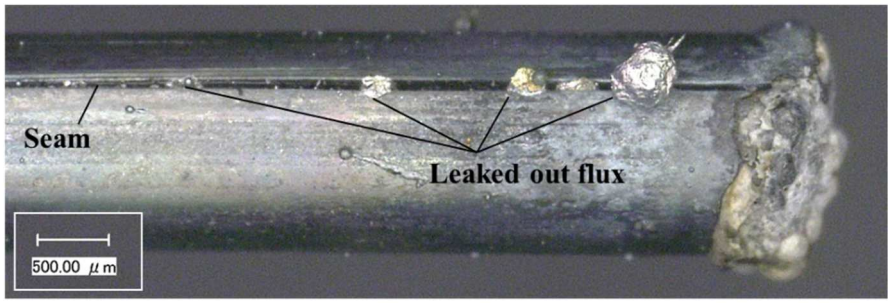


Fig. 2.9 Calculation results of temperature distribution on welding wire

溶接時にシーム部から水分が蒸発、排出される様子を直接観察することは困難であるが、Fig. 2.10 に示すように、通常時には外観上確認できないフラックスが、溶接後にシーム部から露出する様子が確認できる場合がある。観察したワイヤは AWS A5.20 E71T-14 に適合する ϕ 1.6 mm のワイヤである。また、Fig. 2.11 は同一ワイヤを対象に溶接時のワイヤ突出し部の高速度撮影を行った結果である。アークから遠方の画像上部では外観上確認できないフラックス由来の液滴がアーク発生部に近づくにつれてシーム部から浸み出し、液滴が成長していく様子が確認できる。図中の矢印は時間経過に伴って移動する同一の液滴を指している。この現象から温度上昇に伴ってワイヤ内部圧力の上昇が起きていることは間違い無く、この温度域ではガスとして存在する水分は容易にワイヤ外に排出されると考えるのが妥当である。



(a) Before welding



(b) Wire tip after welding

Fig. 2.10 Comparison of wire surface with seam between before and after welding

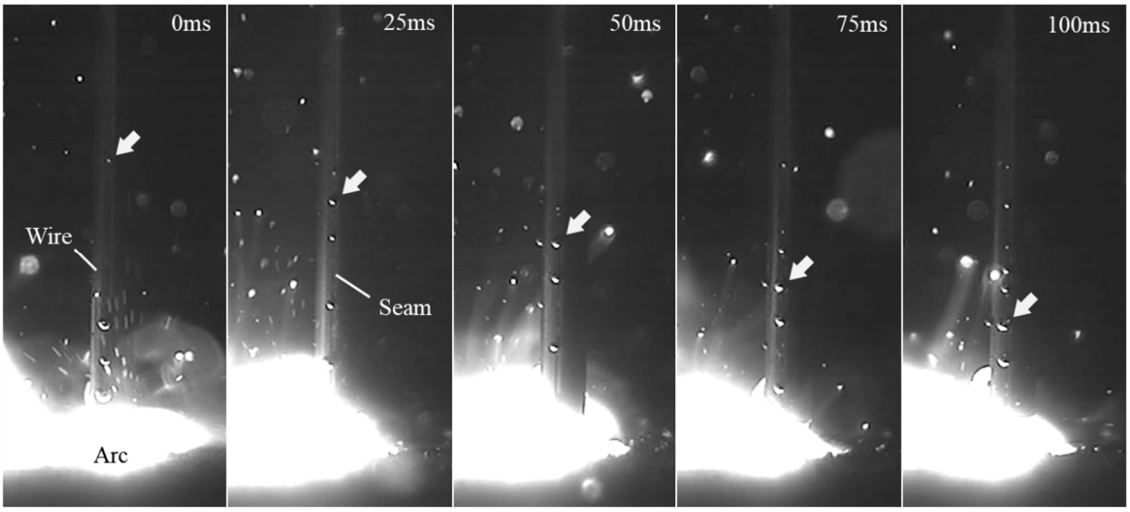


Fig. 2.11 Series of high-speed-video images of the designated wire extension part of FCAW

2.5　結言

本章では GMAW、FCAW における溶接金属の拡散性水素量に対する一般的知見の整理、検証を行った。さらに溶接金属中の拡散性水素量に関わる溶接ワイヤ由来の因子について分類し、単一因子での影響度調査を行うことで以下の結果を得た。

①市販のフラックス入りワイヤ（複数社製造）を用いた拡散性水素量調査の結果、シーム有りフラックス入りワイヤは、シームレスフラックス入りワイヤと比較して溶接金属中の拡散性水素量が多くなる、という一般的な知見と一致しなかった。すなわち、ワイヤ構造と溶接金属中の拡散性水素量の間には明確な関連性が見られなかった。

②市販フラックス入りワイヤの強度クラスと溶接金属中の拡散性水素量は良く相関し、溶接金属の強度が高い程、拡散性水素量は低下する傾向があった。これは溶接金属の強度設計に応じてフラックスの組成や処理が選定されることにより、拡散性水素量が抑制されているためと考えられる。

③溶接金属中の拡散性水素量を増加させる溶接ワイヤに関わる因子を分類し、その影響度調査を行った。最も重要な因子はフラックスの初期保有水分、すなわちフラックス設計、次いで製造後の吸収水分、すなわちワイヤ構造の選択とワイヤ保管管理であった。表面潤滑剤の影響は検討因子の中では最も小さかった。

④シームレスおよびシーム有りという構造の異なるワイヤの比較実験により、ワイヤが保有する水素源が溶融池に至る輸送経路での水素源分布の仮説が得られた。すなわち、シー

ム有りフラックス入りワイヤの場合にはシームを通して内部の水素源がワイヤ外に排出、分散され、その一部がアークプラズマ領域に輸送されるに至る。一方、シームレスワイヤの場合にはワイヤ先端部までワイヤ中に保持され続け、アーク領域に直接導入される。この仮説について、ワイヤ温度分布の推定と溶接中のワイヤ突出し部表面観察によって妥当であることを示した。

第 3 章　拡散性水素低減プロセスの開発

3.1　緒言

第 2 章において、溶接金属中の拡散性水素量を増加させる溶接ワイヤに関わる要因について調査し、その影響度を比較する中で、ワイヤが保有する水素源が溶滴および溶融池に至る輸送経路の仮説が得られた。すなわち、ワイヤは溶接電流によるジュール発熱およびアーク熱によってコンタクトチップ-アーク間で加熱される。この時、十分高温に加熱されると、熱エネルギーによってワイヤから水素源が排出される。シーム有りフラックス入りワイヤの場合にはシームを通して内部の水素源がワイヤ外に排出、分散され、その一部が高温のアーク領域に輸送される。一方、シームレスワイヤの場合にはワイヤ先端部まで保持され続け、アーク領域に直接導入される。アーク領域に入った水素源は高温の為解離し、溶滴や溶融池に接触、浸入することによって一部が拡散性水素となる。ワイヤ内部に保有する水素源が多量の場合には、シームレス構造のほうがアーク領域中の水素量が増加することになり、溶接金属中の拡散性水素量も増加する。

この仮説が正しいとすれば、ワイヤから脱離した水素源を多く含むワイヤ近傍のガスを、何らかの方法でアークプラズマ中へ輸送されるのを遮断すれば、溶滴、溶融池に接触する水素原子数を低減し、溶接金属中の拡散性水素量を低減できると考えた。

本章においては、この仮説を検証する為の装置作成を目的とし、特に FCAW（フラックスコアードアーク溶接）を対象に、水分やその他の水素源の挙動を検討する。さらに、その結果を元に試みた、溶接金属の拡散性水素量を低減する溶接プロセスの開発について述べる。

3.2　溶接中のワイヤ保有水素源の挙動推定

有効な溶接装置の設計を目的に、溶接中のワイヤ温度分布の推定と水素源がワイヤから脱離する挙動の分析を行った。ワイヤ温度分布推定は第 2 章でも行ったが、本節では異なった手法での推定結果について示す。

3.2.1　溶接中のワイヤ温度分布の推定

仮説の検証を行う為に、溶接中のワイヤで起こる温度上昇をできる限り正確に捉える必要があると考えた。しかし、ワイヤ温度の直接観察は以下の原因により難しい。

① 非接触温度計測法はアークの強い放射光が発生する環境下では正確な測定が困難

② 常温から鋼の融点までの広い測定範囲を有する非接触温度計測法が見当たらない

そこで、計算による推定を実施することになる。2.4.4 においても同様の推定を行ったが、1 次元熱伝導方程式の解析解からの推定であった。解析解では熱拡散率、密度、比熱および電気抵抗率を一定として計算を行う必要があった。しかし、これらの物性値の中で、比熱と電気抵抗は温度によって特に大きく変化する為、それを考慮した計算を行うことが好ましいと考えた。

3.2.1.1 計算手法

2.4.4 における検討結果より、アーク発生部からの熱伝導によるワイヤ温度上昇はワイヤ長手方向の極めて限定的な範囲に留まるので、熱伝導による効果は無視し、さらに以下のような単純化したモデルとして計算を行うことにした。

(a)熱伝達やアークの輻射熱等を考慮せず、ワイヤがジュール発熱によってのみ加熱されると仮定した。(b)考慮するジュール発熱は、①コンタクトチップ - ワイヤ間の接触抵抗発熱と②溶接ワイヤ自身での抵抗発熱とした。(c)コンタクトチップからの給電はチップ先端からのみであり、①の接触抵抗発熱については、発熱量の 50%がワイヤへの入熱となるとした。清水ら [73]によると、銅めっきなしソリッドワイヤではコンタクトチップ内部での分流によるワイヤ温度上昇への影響は小さいことが報告されている。今回計算対象としたフラックス入りワイヤは銅めっきなしである。本報告中の計算において、接触抵抗発熱量の 50%がワイヤへの入熱と仮定されており、当研究の計算にも用いた。

以上のモデルから、コンタクトチップ先端を原点とすると、チップ-アーク間の温度分布は式(3.1)のように表される。右辺第 2 項が①の、第 3 項が②による温度上昇を示す。

$$T(x) = T(0) + \frac{0.5R_{\mathrm{c}}(I)I^2}{mv_{\mathrm{w}}c(T(0))} + \int_0^x \frac{R_{\mathrm{w}}(T)I^2}{mv_{\mathrm{w}}c(T)}dx \tag{3.1}$$

ただし、T ：ワイヤ温度[℃]、x ：チップ先端からのワイヤ軸方向距離[m]、

I ：溶接電流[A]、R_{c} ：銅めっきなしワイヤの接触電気抵抗[Ω]、

m ：ワイヤの単位長さ当たりの質量[g/m]、v_{w} ：ワイヤの送給速度[m/s]、

c ：鉄の比熱 [72][J/gK]、R_{w} ：単位長さ当たりのワイヤ電気抵抗[Ω/m]

計算に使用する物性値の内、ワイヤの電気抵抗 は以下の方法で計測した結果を適用した。JIS Z 3313 T49J0T1-1 に適合する ϕ1.2 mm のフラックス入りワイヤを定電流電源に接続し、30 A の直流電流を流すことで加熱した。この時、互いに 500 mm 離れたワイヤ上の位置に接続されたプローブ間の電位差とプローブ間中央における温度の時間変化を赤外線放射温度計により計測した。定電流電源を用いているが、電流についても同時に計測した。得られた電流・電圧測定値からオームの法則により電気抵抗を求め、その瞬間のワイヤ中央部の温度と関連付けた。また、ワイヤ温度測定に使用した温度計は 400℃から 900℃までの温度域で校正された放射温度計であったので、測定開始時のデータを室温である 20℃、溶断時のデータをワイヤ外皮材である鋼のおおよその融点 1500℃として採用し、変曲点と見られた 680℃を境にそれぞれ多項式近似を行って式(3.2)のように定式化した。

$$\begin{aligned} R_{\mathrm{w}} &= 1.3\times10^{-1} + 3.8\times10^{-4}T + 2.3\times10^{-6}T^2 - 8.3\times10^{-10}T^3 \qquad (T < 680) \\ R_{\mathrm{w}} &= 1.8\times10^{-1} + 1.9\times10^{-3}T - 6.2\times10^{-7}T^2 \qquad (T \geq 680) \end{aligned} \tag{3.2}$$

ワイヤ電気抵抗の温度依存性を、測定値と近似曲線を併せて Fig. 3.1 に示す。

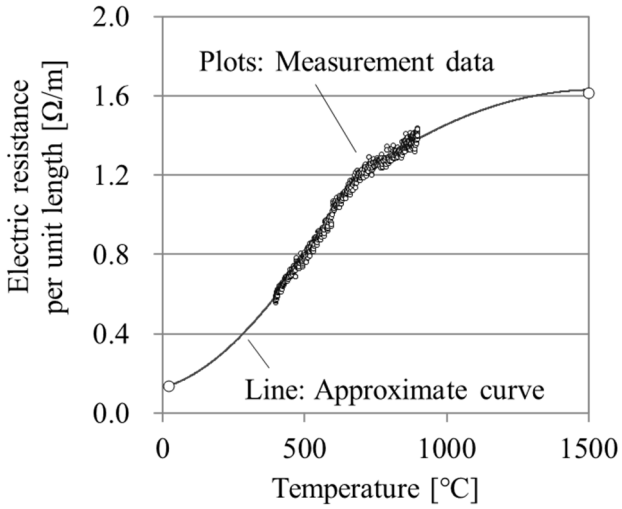


Fig. 3.1 Temperature dependance of electric resistance per unit length for the flux cored wire

また、銅めっきなしワイヤの接触電気抵抗には清水らによる実験式[73]、式(3.3)を用いた。

$$R_{\mathrm{c}} = 1.2\times10^{-2} - 6.0\times10^{-5}I + 1.0\times10^{-7}I^2 \tag{3.3}$$

3.2.1.2　計算結果

式(3.1)に、各物性値および溶接条件を適用し、 Δx =0.1 mm として温度分布推定を行った。結果を Fig. 3.2 に示す。計算はチップ - 母材間距離 25 mm とした場合を想定しており、電流およびワイヤ送給速度は電気抵抗測定を実施したワイヤと同一のものでの実験値を適用し 210 A - 10.3 m/min、270 A - 15.1 m/min の 2 水準とした。ワイヤ重量は実測結果を代入し、6.98 g/m とした。電流によって若干の差異はあるが、どちらの場合も溶接ワイヤはコンタクトチップから約 11 mm の位置で 500℃に達し、アーク直前の 20 mm 前後では 1000℃にまで達する計算結果となった。

今回の計算結果を温度特性を考慮していない 2.4.4 に示した計算結果と重ねて Fig. 3.3 に示す。両者は非常に良く一致することがわかる。2.4.4 では接触電気抵抗を考慮していないので、距離 0 の温度に差が見られる一方、各物性値の選択において、分布の中間的な温度（400～600℃）の値としたことで、結果的に到達温度が近しくなっている。

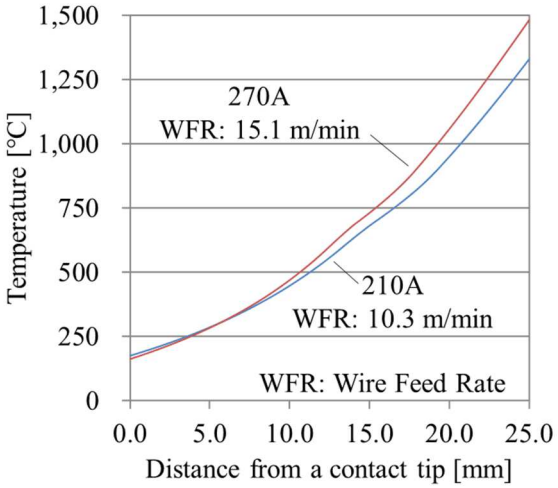


Fig. 3.2 Temperature distribution in the flux cored wire during welding calculated based on the eq. (3.1)

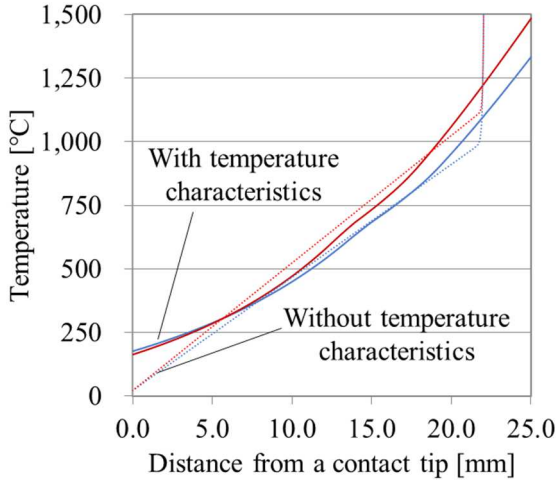


Fig. 3.3 Comparison of temperature distribution in the flux cored wire during welding calculated in 3.2.1.2 and 2.4.4

3.2.2　溶接ワイヤの温度と脱離ガス量の関係

コンタクトチップ-母材間のワイヤが加熱された場合のワイヤ保有水素源脱離挙動の温度特性を確認することを目的に、フラックス入りワイヤを対象とした昇温脱離ガス分析

(Thermal Desorption Spectroscopy : TDS)を行った。TDS では試料を真空容器内で加熱、昇温し、昇温中に各温度で試料から脱離するガスを分析する。脱離ガスは加速電子の衝突によりイオン化され、質量電荷比(m/z)毎に分離同定される。分析結果はイオン電流として得られ、その大小が対象とした分子の脱離量と相関する。

3.2.2.1　実験方法

今回、フラックス入りワイヤに対して TDS を行い、水(H_2O: 分子量 18)の脱離温度特性を計測した。分析中の試料ステージ温度の昇温速度を 10℃/min とし、室温から装置の上限温度である 800℃まで連続的に測定を行った。昇温速度が十分遅いので、試料温度も同等と見なせると考えた。有機物や油分の脱離についても計測確認を行うとより正しい挙動を把握できるが、分解ガスの分子量が不明であること、TDS の分析結果であるイオン電流は組成が異なる物質間の絶対比較が困難であることから、今回の分析では水のみに着目することとした。

供試材の一覧を Table 3.1 に示す。いずれも JIS Z 3313 T49J0T1-1 に相当する ϕ1.2 mm のシーム有り構造の試作ワイヤを 3 種選定した (2 章で使用した同一記号のワイヤとは異なる)。シーム有りフラックス入りワイヤの断面形状はワイヤ外皮両端の重なりや内部への折り込み状態の観点で様々な形状が知られている [70]が今回試作したワイヤは Table 2.3(Seamed flux cored wire)に模式的に示したような、ワイヤ外皮両端の重なりが無いもしくはわずかな状態とした。また、TDS に供した試料の重量は 1.00 g(約 140 mm)に調整し、連続したワイヤとした。

Table 3.1 Samples for TDS

Sample No.	Wire	Applicable standard	Wire diameter [mm]
A	Flux cored wire A	JIS Z 3313 T49J0T1-1 (AWS A5.20 E71T-1C)	1.2
B	Flux cored wire B		
C	Flux cored wire C		

3.2.2.2　実験結果

TDS の測定結果を Fig. 3.4 に示す。いずれのサンプルにおいても、主なピークは 100℃付近に現れ、その後温度上昇に伴って脱離量は低下していく。最終的に 500℃以下の温度域で水の脱離はほぼ完了していることがわかる。つまり、コンタクトチップ-アーク間のワイヤの内、ワイヤ温度が 500℃以上になる範囲のワイヤ周囲ガスを溶滴、アークおよび溶融池から遮断すれば溶接金属中の拡散性水素量を有効に低減できると考えられる。ただし、溶接中と昇温脱離ガス分析(TDS)のワイヤ昇温速度は大きく異なるので、注意を要する。

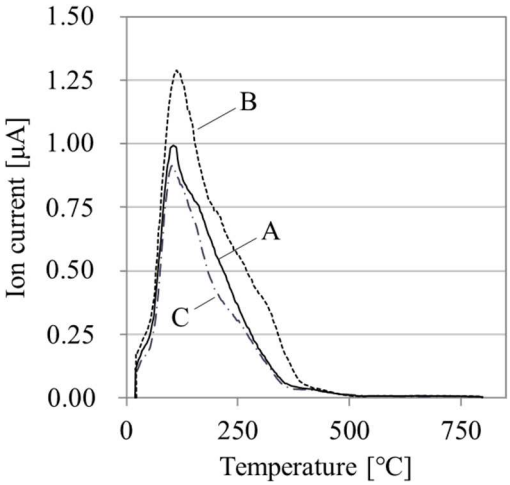


Fig. 3.4 Analysis results of TDS (H_2O)

3.3　特殊トーチを用いた拡散性水素低減プロセスの考案

以上の検討から、溶接ワイヤが保有する水素源の溶接金属中拡散性水素量への影響を低減する為の、プロセスの要件を整理すると以下のようになる。

① ワイヤ高温部の周囲ガスがアーク、溶滴、溶融池へ移行するのを遮断する。

② 遮断すべき高温部は約 500℃以下の温度範囲のみで十分と考えられる。

③ ワイヤはコンタクトチップから約 11 mm の位置で 500℃程度に加熱されるのでこの範囲のガスの移行を遮断する。

上記のアイデアを具体化し、Fig. 3.5～3.7 に示す特殊なトーチを試作した。トーチの内部構造の模式図を Fig. 3.5 に示す。このトーチはコンタクトチップとシールドガスノズルの間に設けた吸引ノズルからシールドガスの一部を吸引する 2 重ノズル式トーチシステムである。シールドガスと吸引ガスの経路はそれぞれ独立して備えられている。トーチ先端部の形

状を Fig. 3.6 に示す。ワイヤ周囲に配置する吸引ノズルの長さは水素源を含むガスの遮断の観点では長いほうが好ましいと考えられるが、半自動溶接の場合の視認性が低下する、スパッタが多く付着しノズル閉塞を起こす、アークの輻射熱によって容易に吸引ノズルが損傷する等の弊害が想定される。そこで、ワイヤ温度が十分に上昇するコンタクトチップから 11 mm の範囲を、余裕代を持って包み込むように、チップ先端-吸引ノズル先端の距離を 12 mm の設計とした。試作したトーチシステムの外観を Fig. 3.7 に示す。図中の Suction power drive unit は圧縮空気を駆動力として、エジェクタにより負圧を発生させることで吸引力を得るものである。エジェクタから流量計を介してトーチ部の吸引ノズルに接続されることにより吸引流量の管理が行える。また、吸引ガスには溶接ヒュームが不可避的に含まれる為、流量計の保護を目的にヒュームフィルタもこのユニット内に含まれている。このシステムを使用することによって、ガスシールドアーク溶接中に溶接ワイヤ近傍のガスを吸引しながら施工を行うことができる。

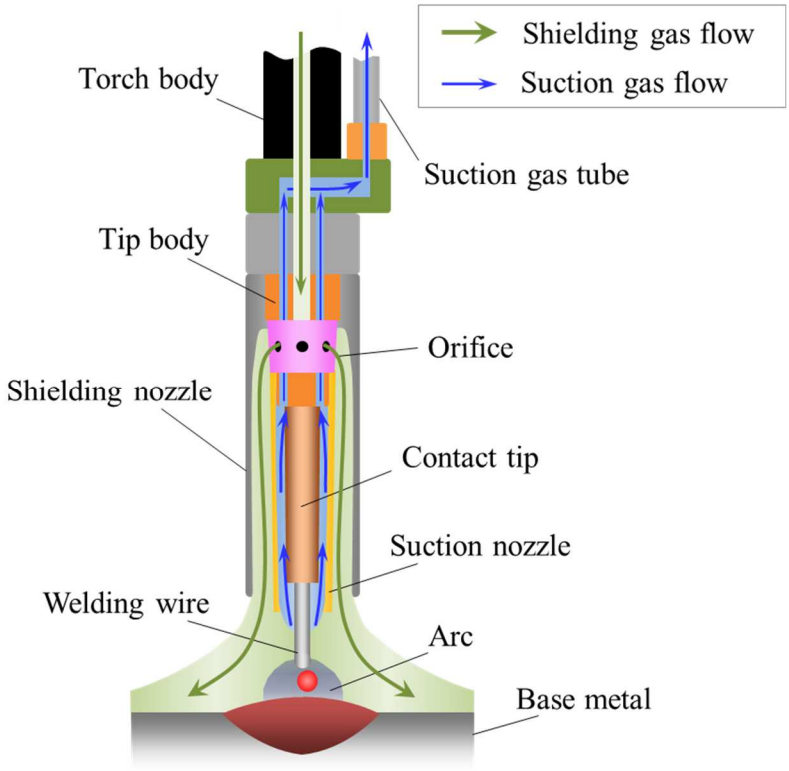


Fig. 3.5 Schematic illustration of the developed welding torch

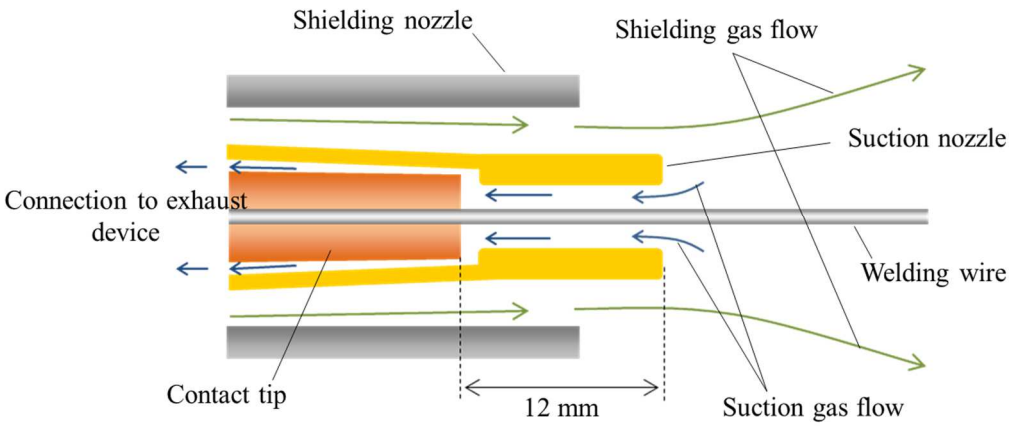


Fig. 3.6 Schematic illustration of developed welding torch structure and dimension (Longitudinal section)

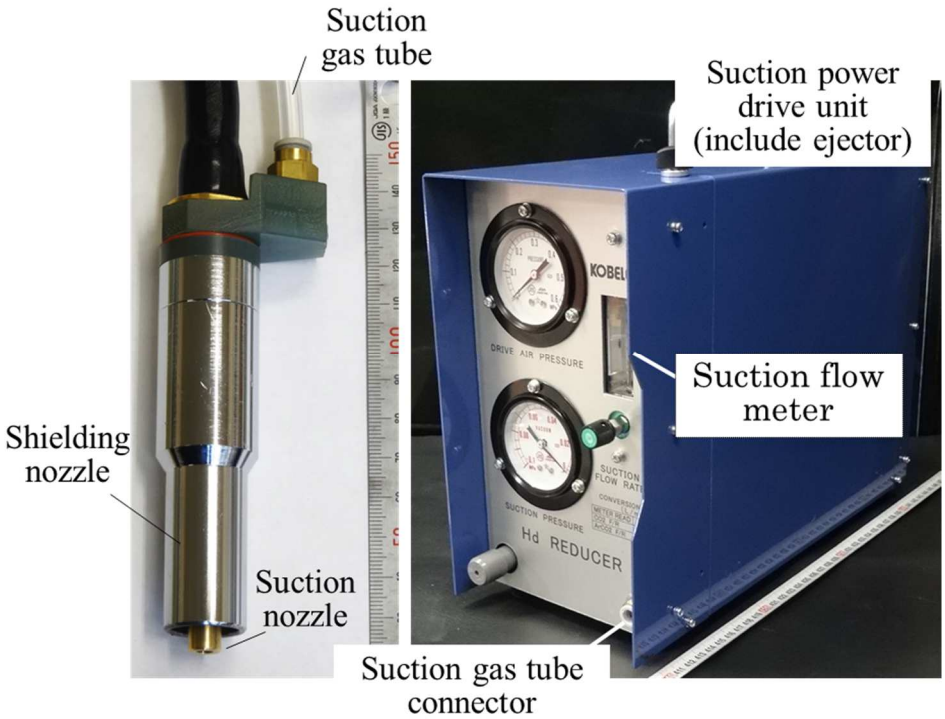


Fig. 3.7 Appearance of a prototype of welding torch system

3.5　結言

本章では、第 2 章で得られた溶接ワイヤが保有する水素源がワイヤジュール熱により脱離し、溶融池に至る輸送経路の仮説から、特に FCAW を対象として水素源の挙動を検討し、溶接金属中の拡散性水素量を低減する溶接プロセスの開発を行った。以下に結果をまとめる。

①溶接中のワイヤ温度分布を精度よく推定する為、物性値の温度変化を考慮したモデルによって計算を行った。計算結果から、コンタクトチップ-母材間距離 25 mm の FCAW においては、チップから約 11 mm の位置では 500℃に、アーク直前では 1000℃に温度が上昇することが分かった。

②昇温脱離ガス分析によって、フラックス入りワイヤからの水分脱離挙動を分析した。シーム有りフラックス入りワイヤ中の水分は 100℃での脱離が最も多く、500℃以下の温度域で脱離が完了する。

③ワイヤから放出された水素源がアーク、溶滴、溶融池へ移行するのを遮断するために、ワイヤ周囲に配置された吸引ノズルからワイヤ近傍のガスを吸引しながら施工を行う特殊トーチを用いた拡散性水素低減プロセスを開発した。

④計算と分析の結果から、吸引ノズルの長さ（コンタクトチップ先端-吸引ノズル先端距離）を 12 mm の設計とした。ただし、溶接中と昇温脱離ガス分析(TDS)のワイヤ昇温速度は大きく異なるので、実験検証を要する。

⑤試作したシステムは検証実験でのパラメータ調整を簡便にする為、流量計を備え吸引ガスの流量管理が行える。流量計をヒュームによる汚染から保護するための機構も備え、長時間の施工に耐えうる設計とした。

第 4 章　拡散性水素低減プロセスの有効性に影響する溶接ワイヤ関連因子

4.1　緒言

第 2 章で得られた仮説に加えて第 3 章ではワイヤ温度分布推定と実験的確認によって得られた知見を基に、シーム有りフラックス入りワイヤが保有する水素源の溶接金属への移を遮断する溶接プロセスのコンセプトの立案と装置の試作を行った。ただし、本プロセスに用いる特殊トーチの設計には実験検証を要する部分がある。

本章では拡散性水素量の増加原因となる溶接ワイヤに関わる各因子に対して、開発した拡散性水素低減プロセスの効果を検証した結果について述べ、結果を考察する。

4.2　溶接ワイヤの拡散性水素関連因子に対する低減プロセスの効果

第 2 章で述べた通り、溶接ワイヤに含まれる水素源は、(a)表面潤滑剤、(b)フラックスの初期保有水分、(c)製造後の吸収水分、の 3 種に大きく分けられる。この因子それぞれに対する拡散性水素低減プロセスの有効性を確認する為に以下の実験を行った。

4.2.1　供試材と実験方法

4.2.1.1　表面潤滑剤に対する効果確認試験材

溶接ワイヤには通常、送給性の確保や表面の錆発生防止等の目的で、表面潤滑剤が塗布される。潤滑剤には多くの場合油系の液体潤滑剤が使用される。これは有機物であり、分子構造として水素が多く含まれるので拡散性水素源となる。

拡散性水素量に及ぼす因子(a)表面潤滑剤に対しての特殊トーチの効果を独立に確認することを目的に、2.4.2.1 に示した潤滑剤付着量を変化させた試作ソリッドワイヤを使用した。詳細については Table 2.4 に示している。

4.2.1.2　フラックス初期保有水分に対する効果確認試験材

拡散性水素量に及ぼす因子(b)フラックスの初期保有水分に対しての効果を独立で確認することを目的に、2.4.2.2 に示したフラックス入りワイヤを使用した。原料組成は一定であるが、前処理を変えることで保有水分量の異なるフラックスを試作し、さらにこのフラックスを用いてシームレスおよびシーム有りフラックス入りワイヤを試作している。詳細については Table 2.5 に示している。

4.2.1.3　製造後の吸収水分に対する効果確認試験材

拡散性水素量に及ぼす因子(c)製造後の吸収水分に対しての効果を独立で確認することを目的に、2.4.2.3 に示したシーム有りフラックス入りワイヤを使用した。80℃の恒温炉で 3 hr 乾燥後、30℃×80%RH の恒温恒湿槽で保持時間を変化させて吸湿水分量を変化させた試作ワイヤを作製した。本実験には該当規格の異なる 3 種のフラックス入りワイヤを適用した。3 種のワイヤの差異はフラックス組成の設計である。詳細については Table 2.6 に示している。

4.2.1.4　実験方法

試作したワイヤに対し開発トーチを適用し、拡散性水素量測定試験に供した。吸引ガスの流量については、予備試験により 3 L/min 以上の流量で十分効果が得られ、10 L/min 以上の流量ではシールド性に悪影響があることを確認した為、本試験においては 5 L/min とした。測定条件はチップ-母材間距離を除き JIS Z 3118 (2007)に従ってガスクロマトグラフ法を用いて行った。厳密に JIS Z 3118 に従う場合には、ソリッドワイヤでのチップ-母材間距離は 20 mm にすべきであるが、フラックス入りワイヤの試験と整合性を持たせる為、本試験では 25 mm とした。試料作製時の溶接条件を Table 4.1 に示す。

Table 4.1 Welding conditions

Welding current [A]	Arc voltage	Welding speed [mm/min]	Contact tip-to-work distance [mm]
300 (Solid) 270 (FCW)	Appropriate	350	25
Shielding gas		Suction gas flow rate [L/min]	
Composition	Flow rate [L/min]		
CO_2	25	5	

4.2.2　実験結果

4.2.2.1　表面潤滑剤由来水素の低減効果

Table 2.4 に示すワイヤから得られた溶接金属中の拡散性水素量測定結果を、2.4.3.1 に示した従来溶接プロセスでの結果と併せて Fig. 4.1 に示す。

従来プロセスにおいては、表面油量が少ないワイヤでは拡散性水素量が 1.1～1.3 mL/100g でほぼ一定であるが、実用範囲上限の表面油量のワイヤでは 4.6 mL/100g と大きく上昇する結果となった。これに対して開発トーチを適用した場合にはいずれのワイヤにおいても 0.7～1.0 mL/100g と少ない値で安定した。表面油量が 110 ppm 以下の範囲（Table 2 a1～a3）では開発トーチを適用したプロットが右下がりになっているが、測定誤差によるものと考えられ、ほぼ同一の拡散性水素量と考えている。

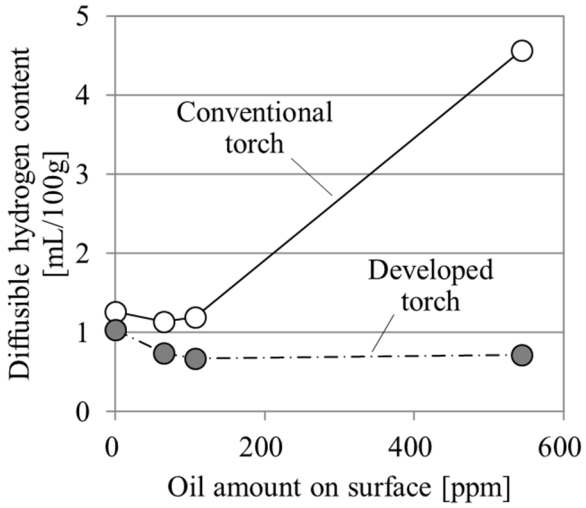


Fig. 4.1 Effect of the developed welding process on diffusible hydrogen content with respect to surface lubricant

4.2.2.2　フラックスの初期保有水分由来水素の低減効果

Table 2.5 に示すワイヤから得られた溶接金属中の拡散性水素量測定結果を、2.4.3.2 に示した従来溶接プロセスでの結果と併せて Fig. 4.2 に示す。

シームレスフラックス入りワイヤに対して従来溶接トーチ(○)と開発トーチ(●)を適用した結果を比較すると、開発プロセスによる低減効果が 0.5～1.2 mL/100g と小さい結果であった。

一方、シーム有りフラックス入りワイヤでは、開発プロセス(▲)による低減効果が 2.9～3.7 mL/100g と大きな値を示した。

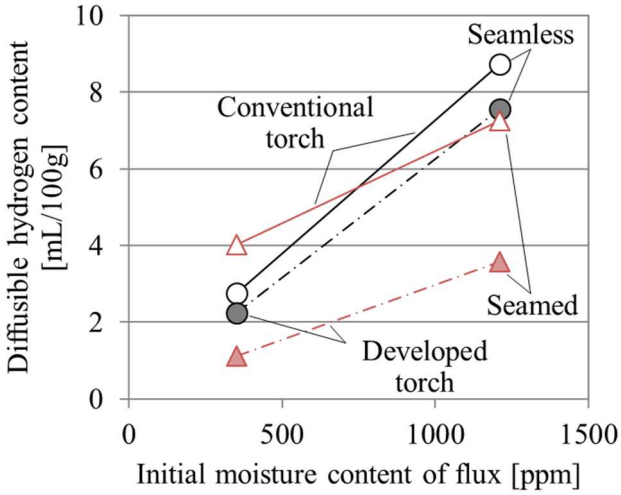


Fig. 4.2 Effect of the developed welding process on diffusible hydrogen content with respect to initial moisture of flux

4.2.2.3　製造後の吸収水分由来水素の低減効果

Table 2.6 に示すワイヤから得られた溶接金属中の拡散性水素量測定結果を、2.4.3.3 に示した従来溶接プロセスでの結果と併せて Fig. 4.3 に示す。

従来溶接プロセスにおいて、C1 シリーズでは吸湿時間の経過とともに拡散性水素量が増加していく傾向が見られ、C2、C3 シリーズでは短時間の吸湿で拡散性水素量が増加し、その後は約 4 mL/100g と一定の値を示した。開発トーチを適用した結果では、どのシリーズでも吸湿時間の経過とともに拡散性水素量が増加する傾向は見られず、吸湿時間が増加してもほぼ一定の拡散性水素量を示した。その拡散性水素量は C1 シリーズで約 3 mL/100g、C2、C3 シリーズで約 1 mL/100g と、従来溶接プロセスと同様に C2、C3 シリーズで低くなった。ただし、C1 シリーズにおいて、吸湿時間: 0（ゼロ）での拡散性水素量が高く、吸湿後のワイヤのほうが、拡散性水素量が低い値が測定されている。しかし、C2 と C3 シリーズの推移は安定しており、なんらかの異常が発生したものと考えられる。

製造後の吸収水分は容易に脱離する付着水が多いと考えられ、開発トーチを用いた拡散性水素低減プロセスが非常に有効に作用すると考えられる。

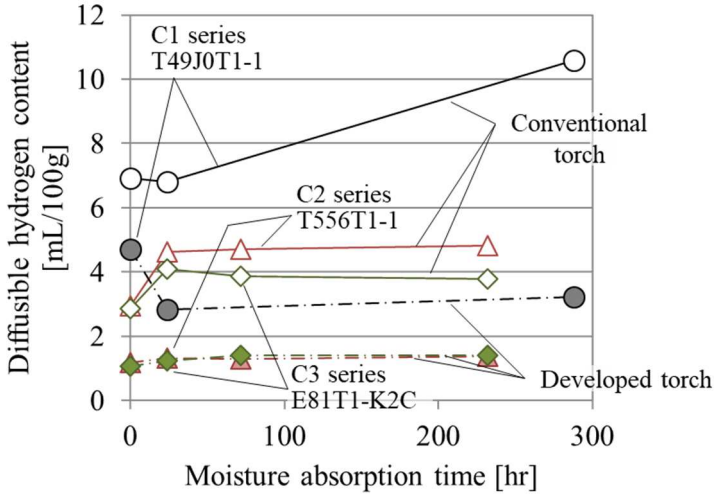


Fig. 4.3 Effect of the developed welding process on diffusible hydrogen content with respect to moisture absorbed after production

4.2.3　考察

4.2.2.2 に示した拡散性水素の低減挙動に対するシーム有無の影響のメカニズムを確認することを目的に 3.2.2.1 でも実施した昇温脱離ガス分析(TDS)をさらに行った。

供試材として、3.2.2.1 で供試したシーム有りフラックス入りワイヤ A に加えてシームレスフラックス入りワイヤ D の 2 種類を供した。シーム有りフラックス入りワイヤ A は Table 3.1 に示したものと同一であり、シームレスワイヤ D も JIS Z 3313 T49J0T1-1 に相当する ϕ 1.2 mm の試作ワイヤである。Karl Fischer 滴定法(キャリアガス:Ar、 抽出温度:750℃)で測定したワイヤ保有水分量はワイヤ A : 373ppm、ワイヤ D : 48ppm であった。

サンプルは 3.2.2.1 と同様に 1.00 g に調整した。今回はさらに、ワイヤシームの影響を評価すべく、外乱となるワイヤ両端をシームレスワイヤ、シーム有りワイヤ共に TIG 溶接で密封したものを併せて供した。両端の TIG 溶接は、ワイヤ端から 10 mm が露出するように溝付き銅板で挟み、露出部を TIG アークに挿入することで行った。サンプルの一覧を Table 4.2 に、結果を Fig. 4.4 に示す。

Table 4.2 TDS samples to confirm the effect of wire seam

Sample No.	Wire	Wire end sealing
A1	Seamed flux cored wire A	Not applied
A2		Applied
D1	Seamless flux cored wire B	Not applied
D2		Applied

サンプル A1 および D1 の結果を比較すると、保有水分量の差異によって値に違いが見られるが、主なピークは同じ温度域に現れることがわかる。室温付近の低温域でもサンプル A1 において水が検出されるのは、TDS が真空容器内（10^{-4}~10^{-5} Pa）での分析であるので、沸点以下の温度においても脱離が起こる為である。また、容易に脱離する付着水量の差が低温域での検出量の差につながると考えられる。サンプル A1 と A2 の比較では、A2 が予備処理として TIG 溶接によって両端各 10 mm を溶融されていることに起因して、ピーク高さが低下していると考えられる。一方、D1 と D2 を比較すると、D2 では D1 で現れたピークが消失している。これは、両端がシール溶接された密閉構造のシームレスワイヤの場合、フラックスが保有する水分は本試験の上限温度である 800℃という高温においてもワイヤ外に脱離せず保有し続けていることを示す。この結果はすなわち、シームレスワイヤが内部に水分およびその他の水素源を保有していると、溶接中のジュール発熱の影響を受けてもワイヤ外に排出されないことを示唆している。

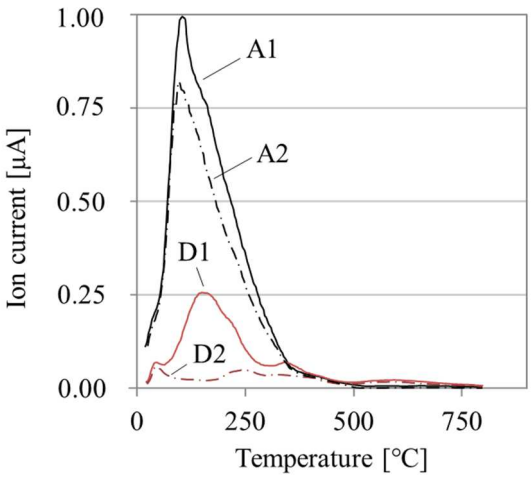


Fig. 4.4 Analysis results of TDS (H_2O)

つまり、開発トーチを用いた拡散性水素低減プロセスでのシーム有無による挙動差は、以下のように理解できる。コンタクトチップ-母材間でワイヤがジュール加熱された際に、シームレスフラックス入りワイヤでは密閉構造である為に内部に含有する水素源を放出することができず、ノズルによるガス吸引が有効に作用しない(Fig.4.5(d))。一方、シーム有りフラックス入りワイヤにおいては水素源がシームを通して容易にワイヤ外部に脱離し、さらにノズルを用いた吸引によってアーク、溶滴、溶融池に到達せずに排出されることで、アークプラズマ中の水素分圧が低下し、結果的に溶接金属中の拡散性水素量を大きく低減できる。上記の挙動差を模式的に Fig. 4.5 に示す。

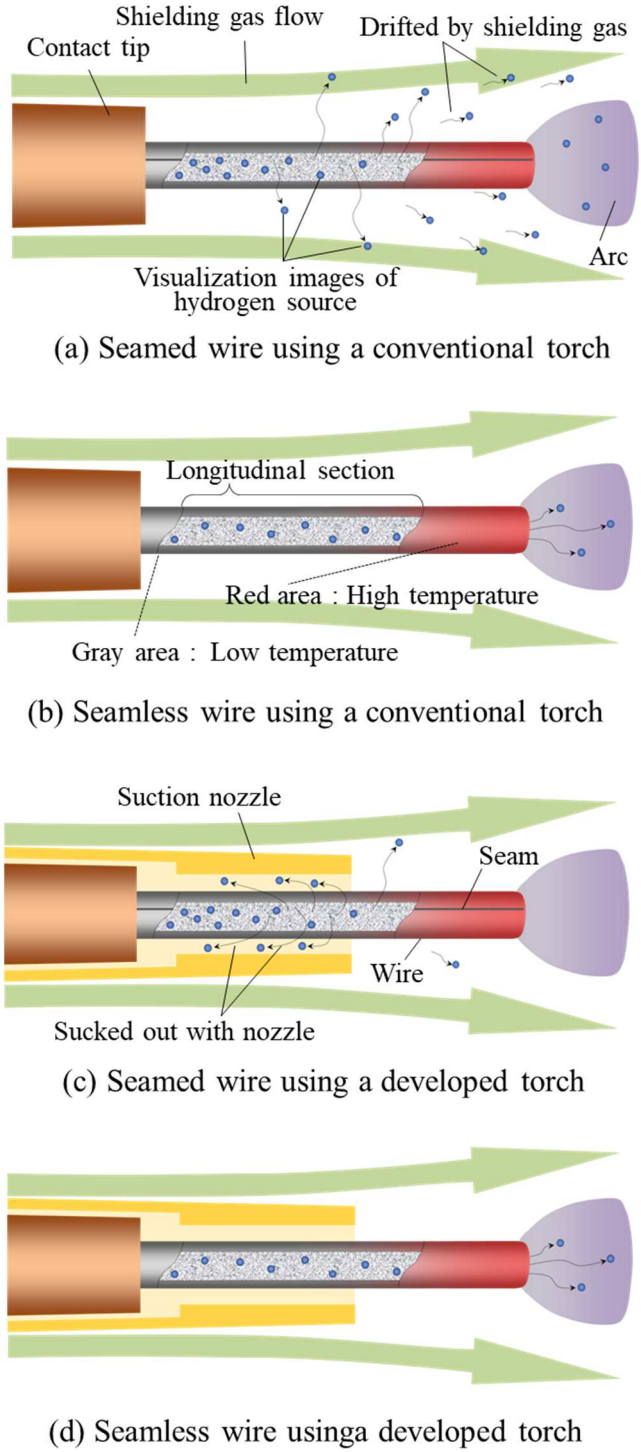


Fig. 4.5 Schematic illustrations of the distribution of moisture in FCWs during welding

4.3　拡散性水素低減溶接プロセスの可能性

溶接ワイヤ近傍のガスを吸引する特殊な開発トーチを用いて、溶接金属中の拡散性水素量を低減する溶接プロセスの有効性を、拡散性水素量増加原因となる溶接ワイヤ関連各因子に対して示した。因子(a)表面潤滑剤と因子(c)製造後の吸収水分については開発トーチを用いたプロセスが非常に有効に作用し、両因子による変動の影響を極小化することができた。因子(b)フラックスの初期保有水分に対しては、シームレスフラックス入りワイヤの場合には十分な効果が得られなかった。シーム有りフラックス入りワイヤの場合には影響を完全に抑制するには至らなかった。これは設計時に懸念された溶接中と昇温脱離ガス分析における昇温速度の差異によるものと考えられるが、それでもなお拡散性水素量の低減効果は大きく、有効であったと言える。

以上の結果を Table 4.3 にまとめる。この結果から、第 2 章での実験および観察から得られた、ワイヤが保有する水素源が溶融池に至る輸送経路についての仮説が傍証された。さらに、溶接中のワイヤ温度分布の推定と、水素源の脱離挙動分析から得た知見を反映した特殊トーチの設計が妥当であったことがわかる。

Table 4.3 Summary of the effect of developed welding process on reduction of diffusible hydrogen in weld metals

Factors of hydrogen source	Solid wire	Seamless flux cored wire	Seamed flux cored wire
(a) Surface lubricant	Huge decrease	Huge decrease	Huge decrease
(b) Initial moisture of flux	-	Slight decrease	Decrease
(c) Absorbed moisture after production	-	-	Huge decrease

以上のように各種溶接ワイヤに拡散性水素低減プロセスを適用して溶接を行うことで、溶接材料に起因する拡散性水素源の影響を効果的に低減することができる知見を得た。一般的に溶接ワイヤに由来する溶接金属中の拡散性水素量は、溶接材料メーカーに依存せざるを得ないが、本プロセスを適用することで拡散性水素量の管理を使用者側が支配的に制御することができる可能性があり、その適用範囲拡大が期待できる。フラックス入りワイヤ

においては、シーム有りフラックス入りワイヤが特に好適であると言えるが、保有水素源を少なく管理されたシームレスフラックス入りワイヤにおいても、表面潤滑剤の影響を無害化することができる為、有効である。従来から低水素溶接法として一般的なソリッドワイヤに対しても同様に、より一層の低水素化が可能であることが示され、高張力鋼、極厚板へのガスメタルアーク溶接（GMAW）の適用拡大、予熱温度低下による経済性、労働環境の改善に有効であると考えられる。

4.4　結言

本章では、第 3 章で開発した拡散性水素低減プロセスの効果検証を拡散性水素増加原因となる溶接ワイヤに関わる各因子に対して行った。得られた結果を以下にまとめる。

①拡散性水素低減プロセスは表面潤滑剤由来の拡散性水素量増加を極小化できることがわかった。

②同プロセスはフラックス初期保有水分由来の拡散性水素源に対して、ワイヤ構造によって異なる結果を示した。つまり、シームレスフラックス入りワイヤに対しては有効ではなく、シーム有りフラックス入りワイヤに対しては大きな効果を示した。

③同プロセスはシーム有りフラックス入りワイヤの弱点と考えられている製造後の吸収水分由来の拡散性水素量増加を極小化できることがわかった。

④拡散性水素低減プロセスが有効に作用したことにより、コンタクトチップ-アーク発生点間の昇温に伴い、ワイヤが保有する水素源がワイヤ外へ排出され、シールドガスによって輸送され、アーク、溶滴、溶融池に到達する輸送経路がある、という仮説が傍証された。

⑤特に、シーム有りフラックス入りワイヤやソリッドワイヤの適用範囲拡大および経済性、労働環境改善に本プロセスが有効である。

第 5 章　拡散性水素低減プロセスの流体解析

5.1　緒言

第 3 章において、溶接金属中の拡散性水素量を低減することができる拡散性水素低減プロセスの開発を行った。第 2 章で分類を行った拡散性水素量増加原因となる溶接ワイヤ関連の各因子に対する、拡散性水素低減プロセスの有効性を第 4 章において実験的に確認した。その結果、特にシーム有りフラックス入りワイヤやソリッドワイヤの適用範囲拡大に有効であることを示した。また、ワイヤが保有する水素源がワイヤ外へ排出され、シールドガスによって輸送され、アーク、溶滴、溶融池に到達するという輸送経路についての仮説が正しいことを実験的に示した。本章では、上記の水素源の輸送経路について数値モデルを構築し、仮説の更なる裏付けを試みた結果について述べる。

5.2　シミュレーションモデル

拡散性水素低減プロセスに用いる、特殊トーチを使用した炭酸ガス（CO_2）溶接を想定した 3 次元モデルを構築した。このモデルでは FCAW（フラックスコアードアーク溶接）を対象にし、ワイヤが保有する水素源として、フラックスに含まれる水分（H_2O）を仮定した。アーク溶接の分野では 5.2.1 に示すようなアークの挙動をシミュレーションする電磁熱流体モデルが従来から用いられている [74,75]が、本研究においてはさらに、5.2.2 に示すワイヤからの簡易な水分脱離モデルを構築し、電磁流体モデルと連成させることで検討を行った。

5.2.1　電磁熱流体モデル

本研究においては、ワイヤが保有する水素源の輸送経路の検証を主眼としている。この目的に対する溶接速度の影響は考え難いので、簡単の為に静止溶接を仮定した。また、溶滴および溶接金属の影響も小さいと考え、考慮を行っていない。計算領域として Fig. 5.1 に示すように幅 X：40 mm× 奥行 Y：20 mm× 高さ Z：56.5 mm の 3 次元領域を定義した。計算負荷軽減のため、面対称を仮定し、Fig. 5.1 に示す片側のみを扱うこととした。計算は ANSYS Fluent 18.1 を用いて行った。

各部の寸法として、シールドガスノズル内径を 16 mm、ワイヤ径を 1.2 mm、コンタクトチップ - 母材間距離を 25 mm とし、アーク長を 4 mm とした。吸引ノズル内径を 4 mm、その長さ（本章では、コンタクトチップ先端から吸引ノズル先端までのワイヤ軸方向距離と定義、Fig. 3.6 参照）12.0 mm を標準とし、比較として 4.5 および 14.5 mm をモデル化した。シールドガスノズルのワイヤ軸方向長さは、コンタクトチップ先端から 7 mm 長くした。つまり、吸引ノズル先端から 5 mm 短くなる。

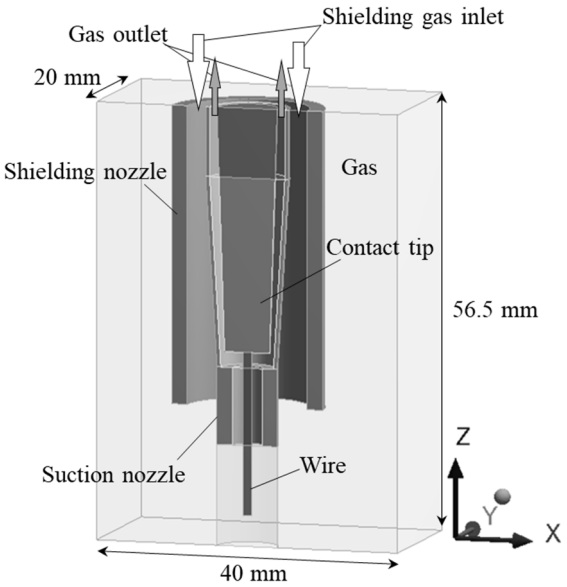


Fig. 5.1 Simulation region

計算領域の上部境界に接する領域の定義は、モデル中心から外側に向かって以下の順とした。

①コンタクトチップ領域、②ガス排出口、③吸引ノズル領域、④シールドガス導入口、⑤シールドガスノズル領域、⑥ガス領域

対称面を除く計算領域の側部境界に接する領域はすべてガスとした。下部境界は母材表面を示し、その内部は考慮していない。

計算に適用する溶接条件を Table 5.1 に示す。この条件を標準とし、パラメータを変化させて計算を行った。

Table 5.1 Standard welding condition in simulation

Polarity	Current [A]	Contact tip-to-work distance [mm]	Shielding gas flow rate [L/min]	Suction gas flow rate [L/min]
DCEP	280	25	25	5

本モデルでは定常状態を仮定した以下の支配方程式を解くことにより、領域内の温度、流体の流れ、CO_2 および窒素（N_2）濃度分布を求める。また、非圧縮ニュートン流体を仮定している。

質量保存則：

$$\nabla \cdot \left(\rho \vec{u}\right) = S_{\mathrm{H_2O}} \tag{5.1}$$

運動量保存則：

$$\nabla \cdot \left(\rho \vec{u}\vec{u}\right) = -\nabla p + \nabla \cdot \vec{\vec{\tau}} + \rho \vec{g} + \vec{j} \times \vec{B} \tag{5.2}$$

エネルギー保存則：

$$\nabla \cdot \left(\rho h \vec{u}\right) = \nabla \cdot \left(k \nabla T\right) + \vec{j} \cdot \vec{E} - R_{\mathrm{loss}} \tag{5.3}$$

CO_2 の質量保存則

$$\nabla \cdot \left(\rho Y_{\mathrm{CO_2}} \vec{u}\right) = \nabla \cdot \left(\rho D_{\mathrm{CO_2}} \nabla Y_{\mathrm{CO_2}}\right) \tag{5.4}$$

H_2O の質量保存則

$$\nabla \cdot \left(\rho Y_{\mathrm{H_2O}} \vec{u}\right) = \nabla \cdot \left(\rho D_{\mathrm{H_2O}} \nabla Y_{\mathrm{H_2O}}\right) + S_{\mathrm{H_2O}} \tag{5.5}$$

電流保存則

$$\nabla \cdot \sigma \nabla \Phi = 0 \tag{5.6}$$

オームの法則

$$\vec{j} = -\sigma \nabla \Phi = \sigma \vec{E} \tag{5.7}$$

ベクトルポテンシャル

$$\nabla^2 \vec{A} = -\mu_0 \vec{j} \tag{5.8}$$

磁場

$$\vec{B} = \nabla \times \vec{A} \tag{5.9}$$

ただし、ρ：質量密度、$\vec{u}$：速度、$S_{\mathrm{H_2O}}$：ワイヤからの水分蒸発による質量生成項、
p：圧力、$\vec{\vec{\tau}}$：粘性応力テンソル、$\vec{g}$：重力、$\vec{j}$：電流密度、$\vec{B}$：磁場、h：エンタルピー、
k：熱伝導率、T：温度、$\vec{E}$：電場、R_{loss}：アーク放射損失、
$Y_{\mathrm{CO_2}}$：CO_2 の質量分率、$D_{\mathrm{CO_2}}$：CO_2 の N_2 中での拡散係数、$Y_{\mathrm{H_2O}}$：H_2O の質量分率、
$D_{\mathrm{H_2O}}$：H_2O の CO_2 中での拡散係数、σ：電気伝導率、Φ：電位、
$\vec{A}$：ベクトルポテンシャル、μ_0：真空の透磁率である。

対称面を除く計算領域の側部境界および、シールドガスノズルより外側のガス領域と接触する上部境界はゲージ圧を 0 とした。ガス排出口とシールドガス導入口に所定の質量流量を設定した。ガスが計算領域外に流出する場合、CO_2 と H_2O の濃度勾配は 0 とし、逆に

ガスが流入する場合の CO_2 と H_2O の質量分率は 0 とした。シールドガス導入口では CO_2 の質量分率を 1 、H_2O の質量分率は 0 とした。

計算領域の外部境界の温度を全て 300 K とし、簡単のためコンタクトチップ内部と吸引ノズル、シールドガスノズル内部を 300 K で一定とした。ワイヤ自身の温度をコンタクトチップ直下で 300 K、ワイヤ先端で 1800 K とし、その間は線形に温度変化するものとした。固体-流体間における熱輸送は、熱伝導として与え、固体表面近傍の流体の冷却が行われるようにした。熱伝導率は両領域の値の調和平均とした。電流は計算領域上部境界のコンタクトチップ領域より流入し、電位を 0 とした計算領域下部境界へと流出する。ベクトルポテンシャルは計算領域側部境界で 0 とし、上部および下部境界で勾配を 0 とした。境界条件を Table 5.2 に示す。

Table 5.2 Boundary conditions

Boundary		Velocity	Mass fraction of CO_2	Mass fraction of H_2O	Energy	Electric potential	Vector potential
Top of calculation region	Shielding gas inlet	$\vec{u}=\vec{u}_{shield}$	$Y_{CO2}=1$	$Y_{H2O}=0$	300 K	$\partial\Phi/\partial n=0$	$\partial A_i/\partial n=0$
	Gas outlet	$\vec{u}=\vec{u}_{suction}$	$\partial Y_{CO2}/\partial n=0$	$\partial Y_{H2O}/\partial n=0$	300 K	$\partial\Phi/\partial n=0$	$\partial A_i/\partial n=0$
	Nozzles	–	–	–	300 K	$\partial\Phi/\partial n=0$	$\partial A_i/\partial n=0$
	Contact tip	–	–	–	300 K	$-\sigma\partial\Phi/\partial n=j_{given}$	$\partial A_i/\partial n=0$
	Gas	$P=0$	$Y_{CO2}=0$ (inflow) $Y_{CO2}/\partial n=0$ (outflow)	$Y_{H2O}=0$ (inflow) $Y_{H2O}/\partial n=0$ (outflow)	300 K	$\partial\Phi/\partial n=0$	$\partial A_i/\partial n=0$
Side of calculation region	Gas	$P=0$	$Y_{CO2}=0$ (inflow) $Y_{CO2}/\partial n=0$ (outflow)	$Y_{H2O}=0$ (inflow) $Y_{H2O}/\partial n=0$ (outflow)	300 K	$\partial\Phi/\partial n=0$	Ai=0
Bottom of calculation region	Base metal	$\vec{u}=0$	$\partial Y_{CO2}/\partial n=0$	$\partial Y_{H2O}/\partial n=0$	300 K	$\Phi=0$	$\partial A_i/\partial n=0$
Solid-fluid		–	–	–	Coupled by thermal conduction	–	–

計算領域内のガス領域には空気を模擬したN_2を充填した状態を初期状態として計算を行った。

アークは局所熱平衡近似[76)]が成立するものと仮定し、温度及びCO_2モル分率の関数として計算されたCO_2およびN_2の物性値[77-79)]を用いた。分子の解離を考慮しなければならない高温域ではCO_2へのN_2の混合率は非常に低いと考えられる。その為、CO_2-N_2混合ガスの物性値は高温域で考えられるNOxやCNxの生成を考慮せず、各物性値にモル分率による重み付けを行って適用した。CO_2の拡散係数も高温域は同様に取り扱い、粘性近似式[80)]により与えた。

後述するように、H_2Oの最大モル分率は10^{-3}%以下であるので、混合ガスの熱力学特性および輸送特性に及ぼすH_2Oの影響は無視できると考えた。一方、H_2OのCO_2中の拡散係数については粘性近似式を適用した。

溶融金属から発生する金属蒸気については簡単の為に考慮していない。

5.2.2 ワイヤ中水素源脱離モデル

フラックス入りワイヤのフラックスに含まれる水は大きく吸着水と結晶水[81)]に分けられる。フラックスは多くの金属や鉱物の混合物であり、様々な形態で結晶水が含まれる為、その蒸発過程は非常に複雑で、正確にモデル化することは難しい。そこで、式(5.10)に示されるアレニウス型の関数で温度に対する単位体積当たりの水分蒸発速度R_{eva}を定義した。式(5.1)、(5.5)中の生成項である$S_{\mathrm{H_2O}}$は、チップを基準としたある距離（温度に相当）におけるR_{eva}の体積積分とワイヤ表面の蒸発による質量流束の面積積分が一致するようにして、ワイヤ周囲のセルに均等に与えた。

$$R_{\mathrm{eva}} = A\exp(-\frac{E_{\mathrm{a}}}{RT_{\mathrm{w}}})\times Y_{\mathrm{H_2O-W}}\times M_{\mathrm{wire}} \tag{5.10}$$

ただし、A：定数、E_{a}：活性化エネルギー（100℃の蒸発エンタルピー:40.7 kJ/mol)、
R：気体定数、T_{w}：ワイヤ温度、$Y_{\mathrm{H_2O-W}}$：ワイヤ中水分量（質量分率)、
M_{wire}：ワイヤの密度である。定数Aの値の決定方法は後述する。

ワイヤ内の H_2O に関する質量保存則を式(5.11)に示す。

$$\nabla \cdot \left(\rho Y_{\mathrm{H_2O-W}} \overrightarrow{u_{\mathrm{wire}}} \right) = \nabla \cdot \left(\rho D_{\mathrm{H_2O-W}} \nabla Y_{\mathrm{H_2O-W}} \right) - S_{\mathrm{H_2O-W}} \tag{5.11}$$

ただし、$\overrightarrow{u_{\mathrm{wire}}}$：ワイヤ送給速度である。$D_{\mathrm{H_2O-W}}$ はワイヤ内部のセルからワイヤ表面に H_2O を輸送する為に必要な拡散係数であり、$S_{\mathrm{H_2O-W}}$ は R_{eva} から算出されるワイヤ中水分の脱離量である。これはワイヤ表面のセルにのみ与えられる。

ワイヤ中の H_2O 含有量にはコンタクトチップの下部でフラックス入りワイヤの代表的な値である 400ppm を与えた。ワイヤは送給速度：15.0 m/min で母材方向に送られ、先端に近づくにつれて蒸発によって徐々に減少する。

定数 A を決定する為に、吸引ノズル長さを変化させて拡散性水素量を測定する試験を実施した。測定は JIS Z 3118 (2007)に従ってガスクロマトグラフ法を用いて行った。測定は 3 回以上実施して、その平均値をプロットし、データ区間をエラーバーとして示し、さらに測定回数をそれぞれ付記することとした。本章中、後述の試験結果についても同様である。

Fig. 5.2 に吸引ノズル長さと溶接金属中の拡散性水素量の関係を示す。4.5, 7.0, 9.5, 12.0 mm の吸引ノズル長さを適用した結果を従来トーチを用いた場合と比較して示した。吸引ノズル長さが長くなると、拡散性水素量は減少する傾向を示した。吸引ノズル長さ 12.0 mm での拡散性水素量は 4.5 mm での約 65%に減少することがわかった。

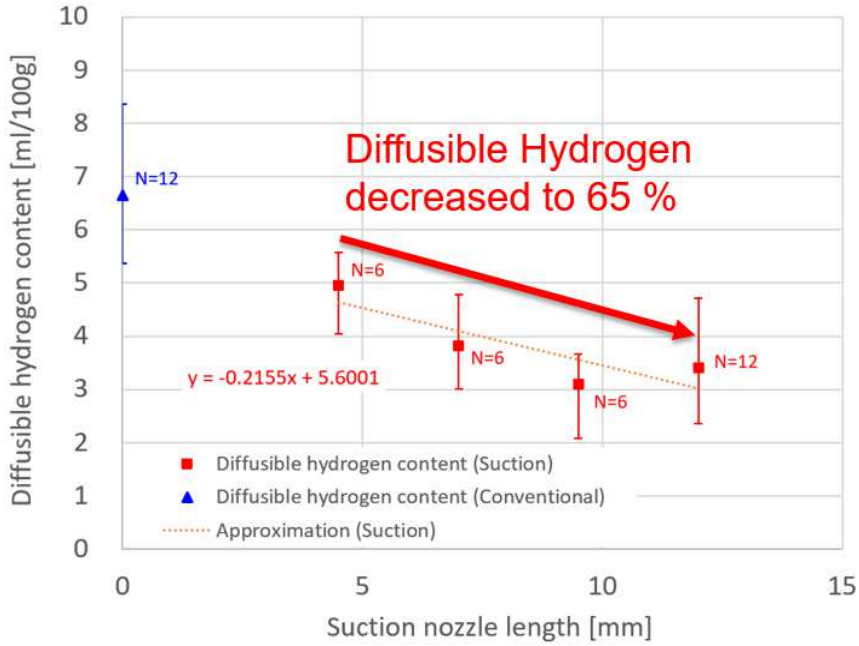


Fig. 5.2 Diffusible hydrogen contents measured as a function of suction-nozzle length, together with the result using a conventional process

Fig. 5.3 に $A = 10000$ とした場合のシミュレーション結果を示す。ここでは、母材表面近傍(Z=0.1 mm)H_2O モル分率の X 軸方向変化を、吸引ノズル長さ 4.5 mm と 12.0 mm の場合の比較として示している。

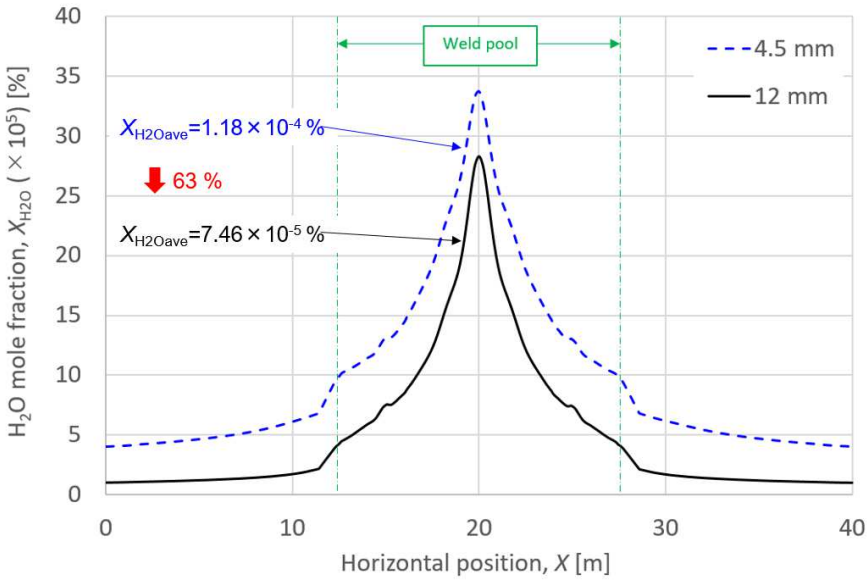


Fig. 5.3 H_2O mole fraction at Z=0.1 mm varied with horizontal position along X-axis direction in the suction-nozzle length of 4.5 and 12 mm

計算に用いた溶接条件において、実験で観察された溶融池の幅は約 15 mm であった。溶融池表面上の H_2O モル分率が溶融池に吸収される水素量、つまり拡散性水素量に影響すると考え、ワイヤ直下の直径 15 mm の範囲の平均値を X_{H_2Oave} として定義し、拡散性水素量と相関すると仮定した。上記 2 種類の吸引ノズル長さの比較から、吸引ノズル長さを 4.5 mm から 12.0 mm に変更した場合、X_{H_2Oave} は 63%に低下することになり、実験で得られた 65%の拡散性水素量減少と概ね一致した。したがって、本モデルによる計算では $A = 10000$ を適用することにした。

次に、Fig. 5.4 にワイヤ中の H_2O 含有量、ワイヤ温度、H_2O 蒸発速度の Z 軸方向分布を示す。上述したように、ワイヤ温度はコンタクトチップからワイヤ先端に向かって直線的に上昇するとしている。この分布は第 2 章、第 3 章に示した温度分布と詳細は異なるが、線形的な上昇傾向は一致する。いずれの分布を仮定しても、適切な定数 A を選択することによって実験結果を再現できると考える。蒸発速度はワイヤ温度と共に上昇していき、H_2O 含有量は蒸発により徐々に減少していく。蒸発速度はコンタクトチップ先端から 14.8 mm の位置でピークを示し、その後は減少していく様子が示された。ワイヤ内部から表面への水分の輸送と蒸発速度を考慮した計算を行うことで、ワイヤ送給速度および昇温速度が速い溶接中においては、吸引ノズル先端よりも母材側に蒸発速度のピークがあることが示唆された。ワイヤ先端では H_2O 含有量は 40ppm、つまり初期保有水分量の 1/10 にまで減少する結果となった。

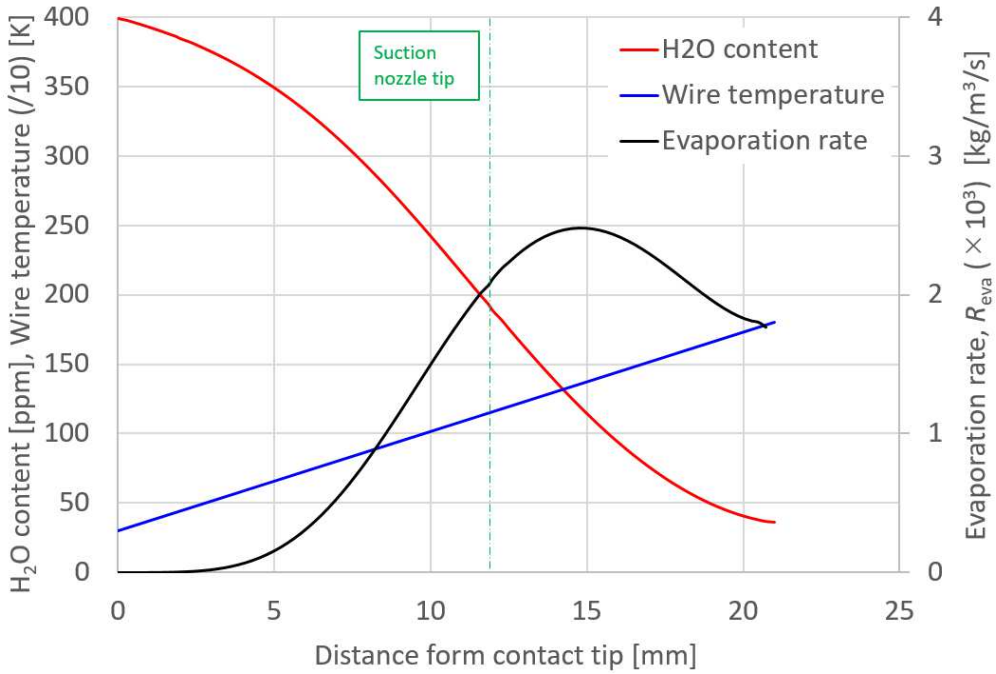


Fig. 5.4 Axial distribution of H_2O content in wire, wire temperature and H_2O evaporation rate

5.3　計算結果および考察

前項で述べたシミュレーションモデルを用い、パラメータを変化させて行った計算結果を、同様に条件を変化させた場合における溶接金属中の拡散性水素量測定試験結果と併せて示し考察する。

5.3.1　標準条件の計算結果

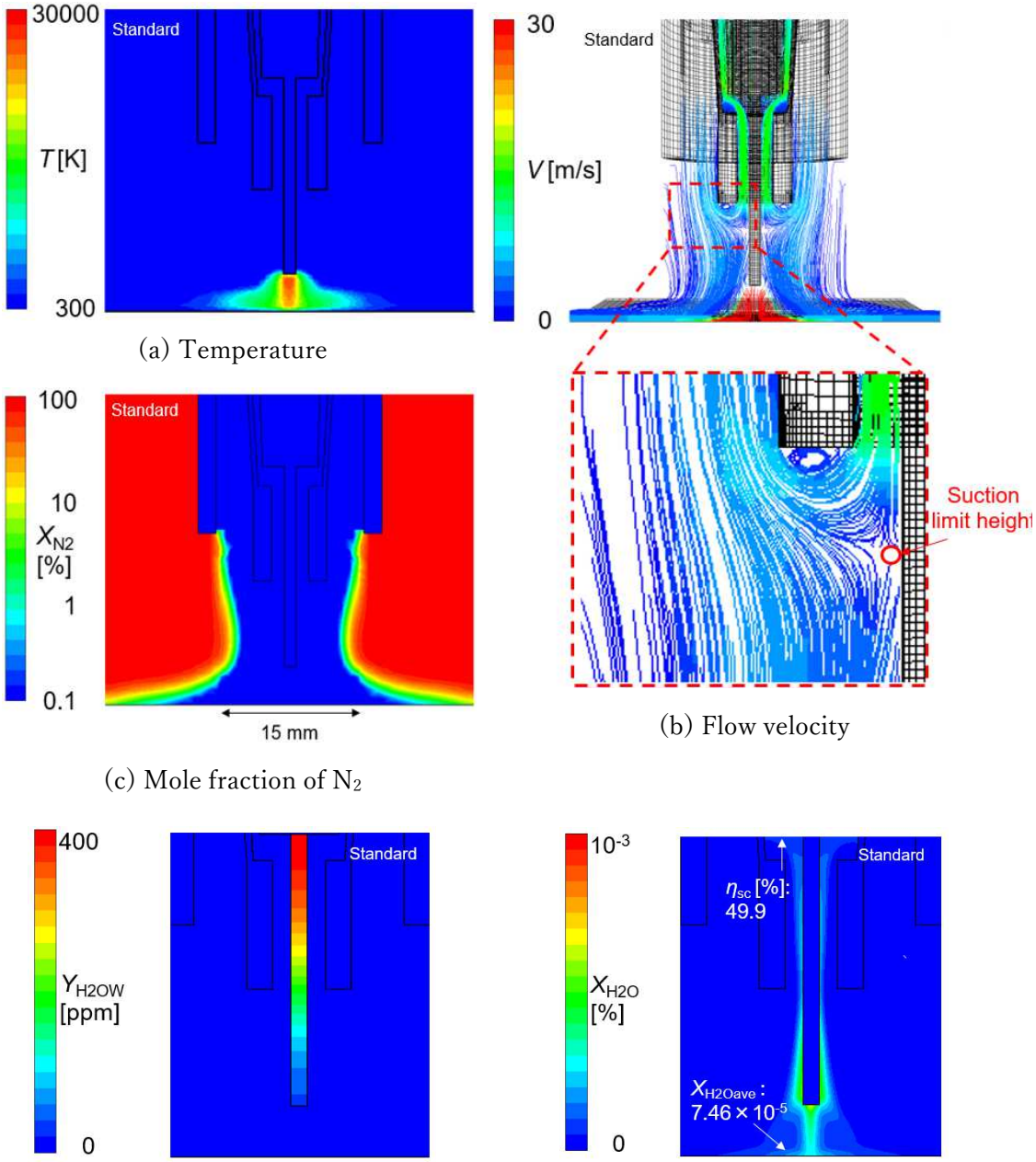
Fig. 5.5 に Table 5.1 に示した標準条件における対称面上の温度、流速、窒素のモル分率の分布を示す。Fig. 5.5(a)に示すように、高い電流密度がもたらすジュール発熱によって、アーク温度はワイヤ先端直下で最高約 30000 K に達した。炭酸ガスシールドによる高い熱的ピンチ効果 [82]による影響と、本モデルにおいては金属蒸気の影響を考慮していないことにより、これほどの高温になる結果を得たと考える。なお、金属蒸気の影響を考慮した場合、電流経路が拡大することによってアーク温度が低くなることが知られている [83,84]。

Fig. 5.5(b)はトーチと母材を示す格子にガスの流線を重ねて描いた図である。色調によって流速を表している。温度と同様に、高い電流密度によって大きなローレンツ力が生じ、ワイヤ先端直下において流速が高くなっている。その最大値は約 200 m/s であるが、今回の

シミュレーションの目的からは、吸引ノズル先端近傍のガス流速が特に重要である為、スケールの最大値は 30 m/s としている。シールドガスはシールドガスノズルから放出されるが、その一部がワイヤのある中央部に引き込まれ、吸引ノズルから約 3 mm の位置で上下に分岐する。上向きに分岐するガスは吸引ノズルから排出され、それ以外は母材に向かって流れていく様子が見て取れる。この流れの分岐位置を「吸引限界高さ(Suction limit height)」と定義し、コンタクトチップからの距離で示すことにした。

Fig. 5.5(c)は N_2 モル分率の分布を示し、青く示されるガス領域が CO_2 モル分率の高いシールド性の良好な領域を示す。この領域はシールドガスノズル先端から母材に近づくにつれてわずかに直径が小さくなっていく様子が計算された。一方、約 15 mm となる溶融池の幅は N_2 の混入がほとんどない高純度のシールドガスに覆われていることがわかった。さらに、アーク溶接中の溶融池への窒素溶解は特に高温のアークプラズマによって分子が解離される領域で支配的に起こるとされ [85,86]、解離が起こる温度は約 4000 K 以上である [86]。本モデルでの計算では 4000 K 以上となる範囲は直径 12 mm であるので、この観点からも吸引ノズルの動作がシールド性に及ぼす影響は非常に小さいと考えられる。外乱となる横風に対するシールド性に関しては第 6 章において詳述する。

Fig. 5.5(d)はワイヤ中の H_2O 含有率の分布を示しており、(e)はガス領域中のモル分率を示す。η_{SC} は吸引効率を示しており、全 H_2O 発生量中の吸引量である。H_2O 発生量はワイヤ表面の蒸発流束を面積分した値であり、吸引量は吸引ノズルからの流出流束を面積分した値である。本計算では、ワイヤから蒸発した H_2O のほぼ半分が標準条件において吸引ノズルによって系外に排出される結果となった。



(a) Temperature

(b) Flow velocity

(c) Mole fraction of N_2

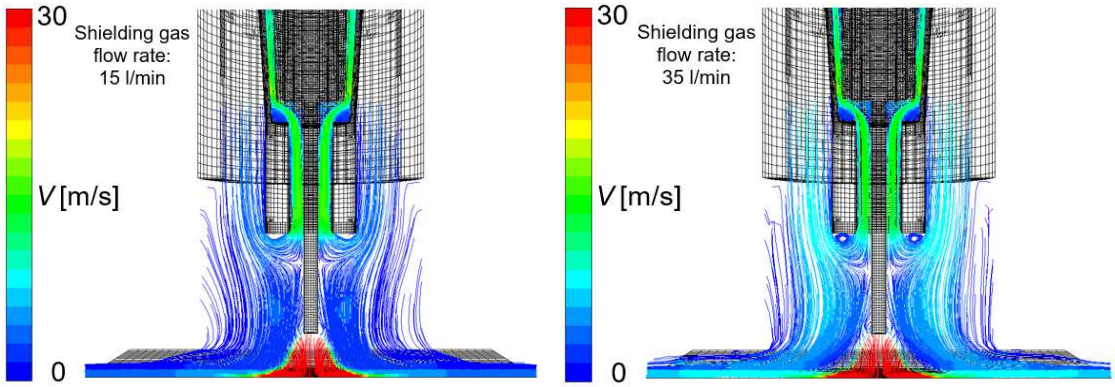
(d) H_2O concentration in the wire

(e) Mole fraction of H_2O in the gas

Fig. 5.5 Calculation results in the standard conditions

5.3.2　シールドガス流量の影響

シールドガス流量の影響を確認する為、他のパラメータを標準条件として、シールドガス流量を 15 L/min および 35 L/min としてシミュレーションを行った。Fig. 5.5(b)(25 L/min)と同様に、2 つの流量でのガスの流線と流束を Fig. 5.6 に示す。同一口径のノズルからガスが放出されるので、流速が明確に変化するが、流線には目立った変化は見られなかった。



(a) 15 L/min　　(b) 35 L/min

Fig. 5.6 The effect of the shielding gas flow rate on gas flowline and velocity

一方、Fig. 5.7 はワイヤ表面から 0.1 mm 離れた位置の、ガス流速の Z 方向成分分布をシールドガス流量毎に示している。正の値が上方向、負の値が下方向の流速を示す。速度の符号変化が起こる位置が吸引限界高さに対応しており、シールドガス流量の増加につれてわずかに値が大きくなり、コンタクトチップから遠ざかる方向に変化した。

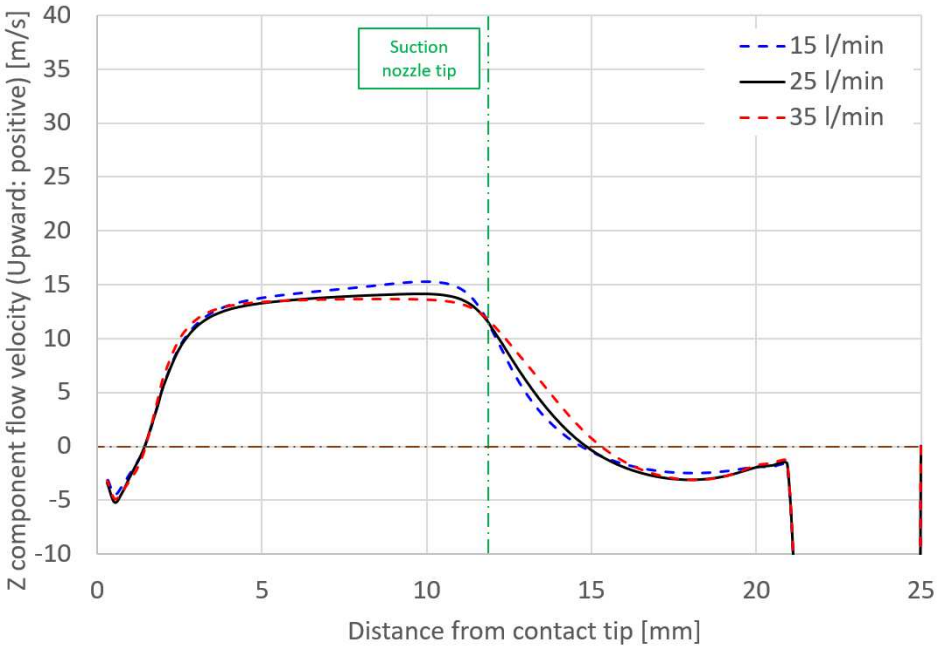
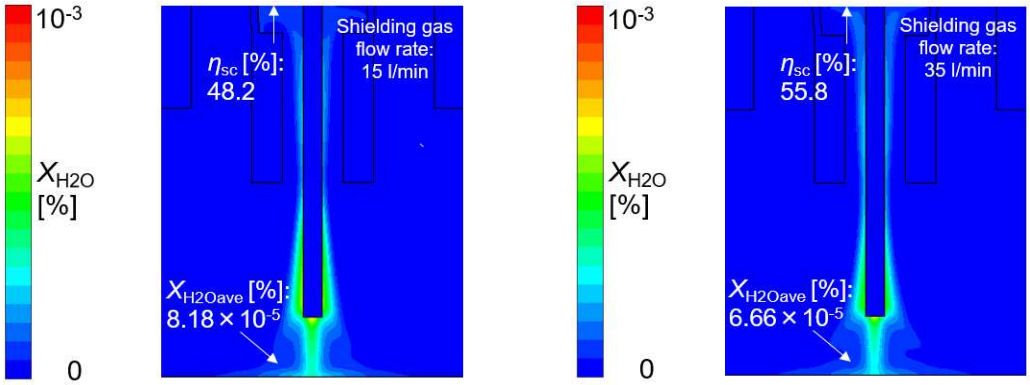


Fig. 5.7 Z component of flow velocity 0.1 mm away from wire surface as a function of distance from the contact tip in the three shielding gas flow rates

Fig. 5.8 はシールドガス流量 15 と 35 L/min の場合の H_2O のガス領域中のモル分率であり、シールドガス流量 25 L/min の Fig 5.5(e)との比較になる。

図中に示すように吸引効率 η_{SC} はシールドガス流量 15 L/min の場合は 48.2%であり、35 L/min の場合は 55.8%となった。これは吸引限界高さと相関する結果である。また、当然ながら、η_{SC} が高くなると X_{H_2Oave} は低下する結果となった。以上の結果から、本プロセスによる溶接金属中の拡散性水素量低減効果の評価を吸引限界高さに基づいて行うことが可能ではないかと考えられる。



(a) 15 L/min　　(b) 35 L/min

Fig. 5.8 The effect of the shielding gas flow rate on distribution of the H_2O mole fraction

Fig. 5.9 にシールドガス流量と、X_{H_2Oave} および溶接金属中の拡散性水素量測定値の関係を示す。測定においてもシールドガス流量の増加につれて拡散性水素量が減少していく傾向があり、シミュレーションにおける X_{H_2Oave} の傾向と一致する結果となった。

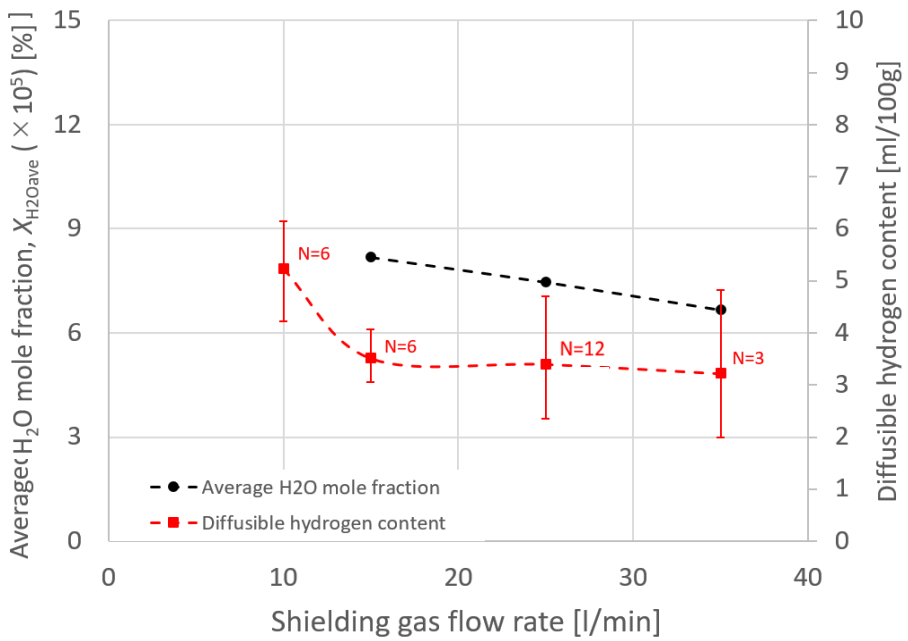
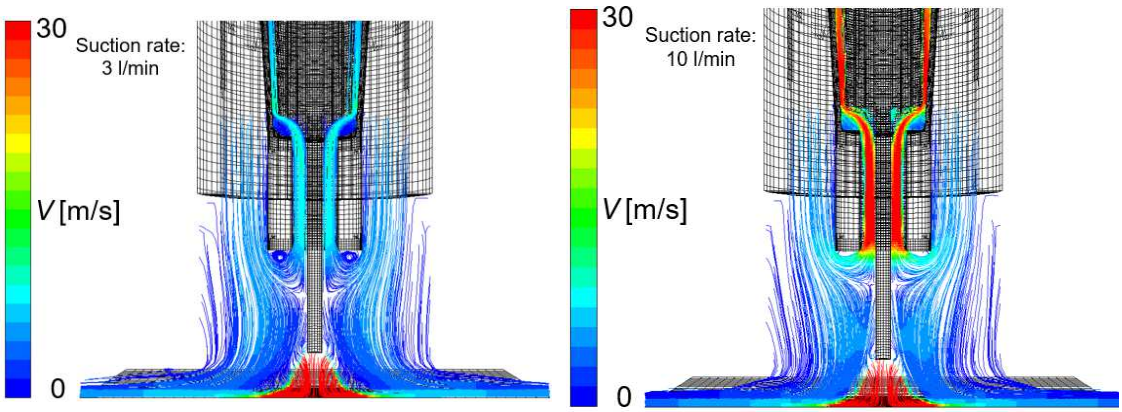


Fig. 5.9 The average H_2O mole fraction and measured diffusible hydrogen content as a function of the shielding gas flow rate

5.3.3　吸引流量の影響

次に、吸引流量の影響を確認する為、標準条件（5 L/min）に対して吸引流量を 3 L/min と 10 L/min としてシミュレーションを実施した。吸引流量 0 L/min の場合は計算が収束せず実施できなかった。

Fig. 5.10 に、各条件でのガスの流線と流速の計算結果を示す。同一口径の吸引ノズルに対して流量が上昇するので、ノズル先端近傍と内部の流速上昇が明確に見てとれる。



(a) 3 L/min　　(b) 10 L/min

Fig. 5.10 The effect of the suction gas flow rate on gas flow velocity

Fig. 5.11 はワイヤ近傍におけるガス流速 Z 方向成分の分布を示す。吸引限界高さは吸引流量 10 L/min の場合は 5 L/min の場合と明確な違いが見られなかったが、3 L/min とした時には目立って距離が長くなった。

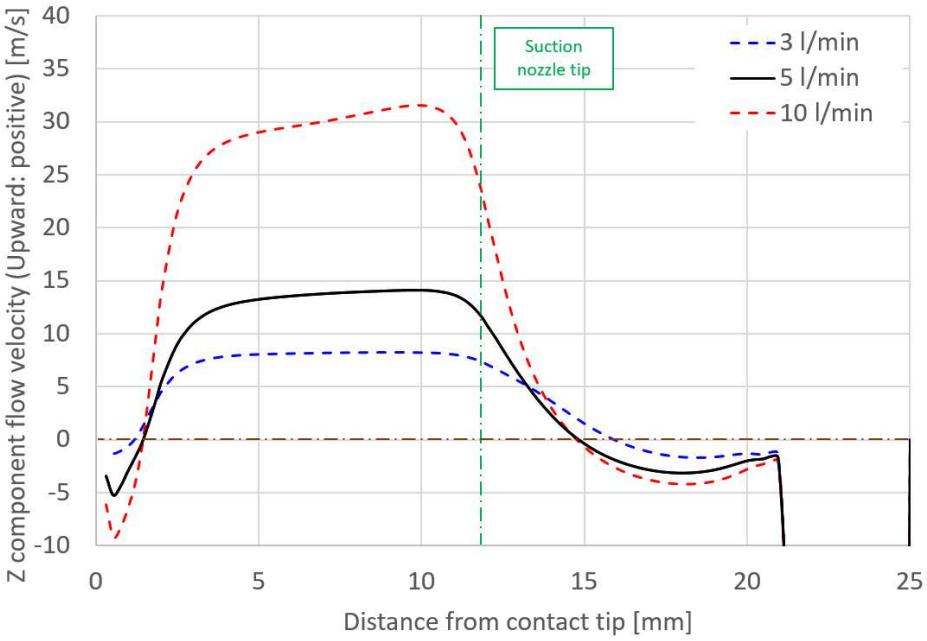
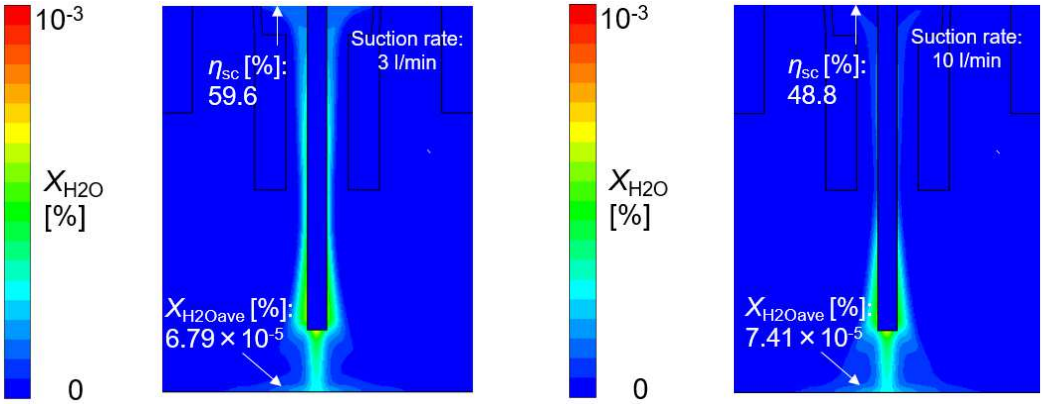


Fig. 5.11 Z component of flow velocity 0.1 mm away from wire surface as a function of distance from the contact tip in the three suction gas flow rates

ガス領域中の H_2O モル分率の吸引流量依存性を Fig. 5.12 に示す。吸引効率 η_{SC} は、吸引限界高さの低い吸引流量 3 L/min の場合に大きく上昇し、X_{H_2Oave} は低下する結果となった。吸引限界高さが標準条件と比較してほとんど変化が無い吸引流量 10 L/min の場合には、η_{SC} と X_{H_2Oave} も同様に大きな変化が見られなかった。式(5.5)に示すように H_2O の輸送は移流と拡散によって行われる。この時、拡散が有効であれば、吸引ノズル先端近傍のガス流速の増加が η_{SC} の増加に有効であると考えられるが、そのような傾向は見られなかった。つまり、H_2O の輸送過程は移流によって支配されることを示している。



(a) 3 L/min　　(b) 10 L/min

Fig. 5.12 The effect of the suction gas flow rate on distribution of the H_2O mole fraction

Fig. 5.13 は吸引流量と、X_{H_2Oave} および溶接金属中の拡散性水素量測定値の関係である。測定値は吸引流量 3 L/min で極小値を取り、吸引流量が大きくなると変化が見られなくなった。変化の傾向は X_{H_2Oave} とよい一致を示した。

本モデルではワイヤ中の水分蒸発挙動をアレニウス型の関数 式(5.10)で表し、さらに X_{H_2Oave} が溶接金属中の拡散性水素量と相関するという仮定を置いている。しかし、Fig. 5.9 に見られた傾向と併せて、本プロセス中の水素源挙動をこの仮定を置くことで概ね捉えられていると評価できる。つまり、溶接ワイヤが保有する水素源の輸送経路に関する仮説がさらに裏付けられたと言える。

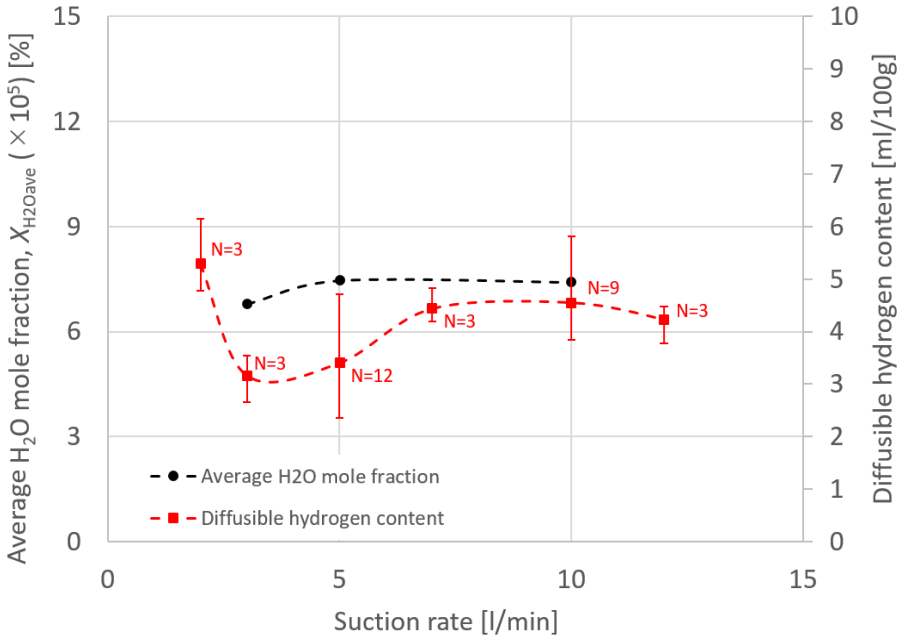
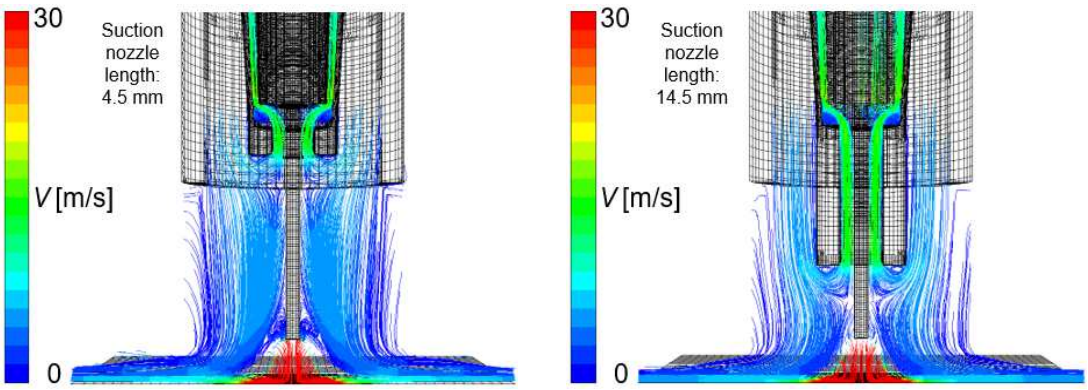


Fig. 5.13 The average H_2O mole fraction and measured diffusible hydrogen content as a function of the suction gas flow rate

5.3.4　吸引ノズル長さの影響

最後に、吸引ノズル長さの影響確認を行った。標準条件（12 mm）に対して吸引ノズル長さを 4.5 mm および 14.5 mm としてシミュレーションを実施した。

これまでと同様に、各吸引ノズル長さでのガスの流線と流速を Fig. 5.14 に示す。吸引ノズル長さの変化に伴ってガス領域の形状が変化するので、流線の形状も大きく変化した。



(a) 4.5 mm　　(b) 14.5 mm

Fig. 5.14 The effect of suction nozzle length on gas flowline and velocity

各吸引ノズル長さでのワイヤ近傍におけるガス流速の Z 方向成分の分布を Fig. 5.15 に示す。ノズル長さの変化に伴って吸引限界高さは大きく変化したが、吸引ノズル先端位置と吸引限界高さの相対距離（$D_{\text{N-LH}}$ と記す）はいずれの条件においても約 3 mm で一定であり、吸引ノズル長さの影響は小さかった。

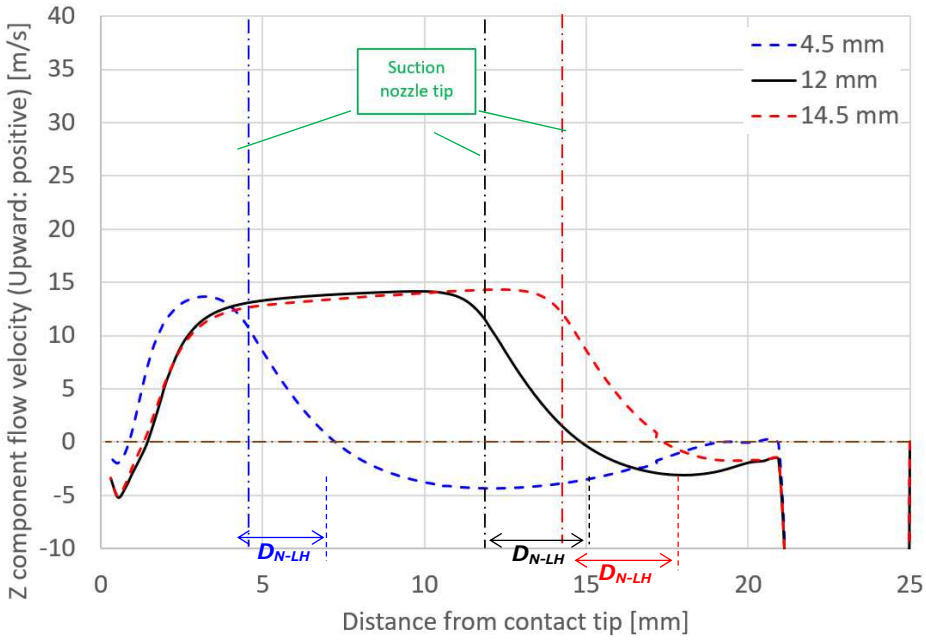
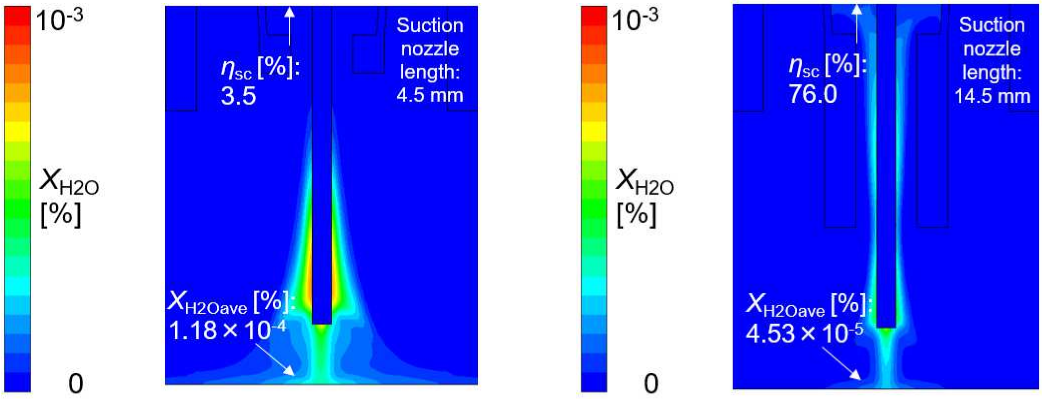


Fig. 5.15 Z component of flow velocity 0.1 mm away from wire surface as a function of distance from the contact tip in the three suction nozzle lengths

Fig. 5.16 にガス領域中の H_2O モル分率の分布を示す。吸引ノズル長さが 4.5 mm の場合に吸引効率 η_{SC} はわずか 3.5%と低くなり、一方吸引ノズル長さが 14.5 mm の場合に 76.0%に増加し、この時 $X_{\text{H}_2\text{Oave}}$ は大きく減少した。吸引ノズル長さ 4.5 mm の場合は η_{SC} が非常に低く、ほぼ通常溶接法の計算結果と等しい。ガスシールドアーク溶接において、ワイヤが保有する水素源は多くがチップ-アーク間でワイヤから排出され、シールドガスによって高温のプラズマ領域に輸送されるとした仮説が可視化されている。また、シールドガス中に放出されてからアークに至るまでの挙動が確認できる。すなわち、拡散よりも移流の影響が強く、放出された水素源の多くがアーク近傍に輸送され、プラズマ気流によってアーク内部に引き込まれてしまう。



(a) 4.5 mm　　(b) 14.5 mm

Fig. 5.16 The effect of the suction nozzle length on distribution of the H_2O mole fraction

Fig. 5.17 は吸引ノズル長さと、X_{H_2Oave} および拡散性水素量の測定値の関係である。測定値は Fig. 5.2 に示したものと同様である。吸引ノズル長さ 4.5 mm と 12.0 mm それぞれの条件における X_{H_2Oave} と測定値の関係は、5.2.2 に示したように、一致するよう式(5.10)の定数 A を調整している。吸引ノズル長さが 14.5 mm やそれ以上の長さとする条件は、実際の溶接において、ノズル先端へのスパッタの過剰な付着やアークの輻射熱による損耗を考えると、実施が難しいが、溶接金属中の拡散性水素量低減に非常に有効であることがわかった。

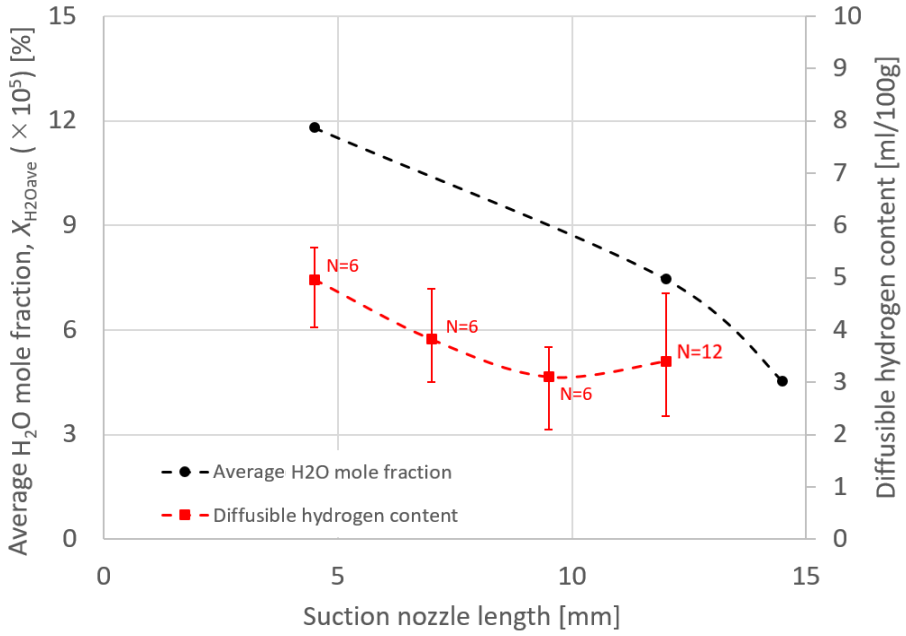


Fig. 5.17 The average H_2O mole fraction and measured diffusible hydrogen content as a function of the suction nozzle length

5.3.5　結果のまとめおよび考察

Table 5.3 にシミュレーションによって得られた結果をまとめる。ここで、新たな項目として吸引効率指数を加えた。Fig. 5.4 における、ワイヤ中の H_2O 蒸発速度がピークを示す位置、つまりコンタクトチップ先端から 14.8 mm と、吸引限界高さとの差を吸引効率指数と定義している。

吸引ノズル先端から吸引限界高さの距離（$D_{N\text{-}LH}$）は多くの条件で 2.8 mm 程度であるが、シールドガス流量を 35 L/min とした場合と、吸引ガス流量を 3 L/min とした場合に大きく距離を延ばす結果となっている。これは、吸引ノズル先端近傍のシールドガスと吸引ガスの流速および流量の相対値がこの距離を決定する為と考えられる。より具体的には、シールドガスの下向き流速が低く、運動量が低い場合には、比較的弱い吸引の流れによっても容易にシールドガスの流れを変化させてしまい、吸引ノズル先端から吸引限界高さの距離が小さくなる。逆にシールドガスの下向きの流速が高い場合に、この距離が大きくなると理解できる。流線と流速を示した図(Fig. 5.5(b), 5.6, 5.10, 5.14)を総合的に考慮すると、今回の条件範囲においては、シールドガスノズル出口近傍の流速と吸引ノズル入口近傍の流速が近い条件が有効であると理解できる。

Table 5.3 Summary of simulation results

Parameter		Suction limit height [mm]	$D_{N\text{-}LH}$ [mm]	Suction efficiency index [mm]	η_{SC} [%]	X_{H_2Oave} [%]
Shielding gas flow rate [L/min]	15	14.7	2.7	-0.1	48.2	8.18×10^{-5}
	25(STD)	14.8	2.8	0.0	49.9	7.46×10^{-5}
	35	15.3	3.3	0.5	55.8	6.66×10^{-5}
Suction gas flow rate [L/min]	3	15.9	3.9	1.1	59.6	6.79×10^{-5}
	5(STD)	Showed above				
	10	14.8	2.8	0.0	48.8	7.41×10^{-5}
Suction nozzle length [mm]	4.5	7.2	2.7	-7.6	3.5	1.18×10^{-4}
	12.0(STD)	Showed above				
	14.5	17.4	2.9	2.6	76.0	4.53×10^{-5}

次に、Fig. 5.18 に吸引効率指数と η_{SC} および X_{H_2Oave} の関係を示す。図には破線で最小 2 乗法による 2 次近似曲線を示している。吸引効率指数と η_{SC} および X_{H_2Oave} はよく相関しており、吸引効率指数によってプロセスの有効性を簡単に評価することができると言える。

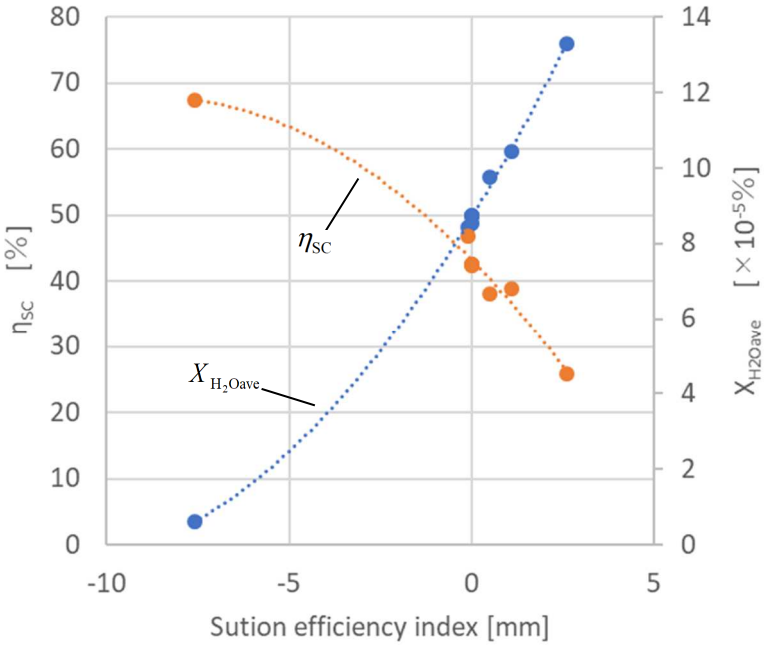


Fig. 5.18 Relationship between Suction efficiency index and η_{SC} or X_{H_2Oave}

5.3.6 溶接条件による影響の簡易検定

Fig. 5.19~21 に示すのはそれぞれ、電流値、吸引ノズル径、開先角度を変化させた場合のワイヤ近傍におけるガス流速の Z 方向成分の分布である。これらの計算では 5.2.2 に述べたワイヤ中水素源脱離モデルは適用せず、電磁流体モデルによる計算のみを行っている。水素源の脱離は考慮していない為、式(5.1)の生成項は 0 であり、式(5.5)の計算も行っていない。電流値は標準の 280 A に対して、200 A と 360 A、吸引ノズル径は標準の 4 mm に対して、3 mm と 6 mm、開先角度は 60°、90°、120° とし、ルートギャップ 6 mm を想定して計算を実施した。

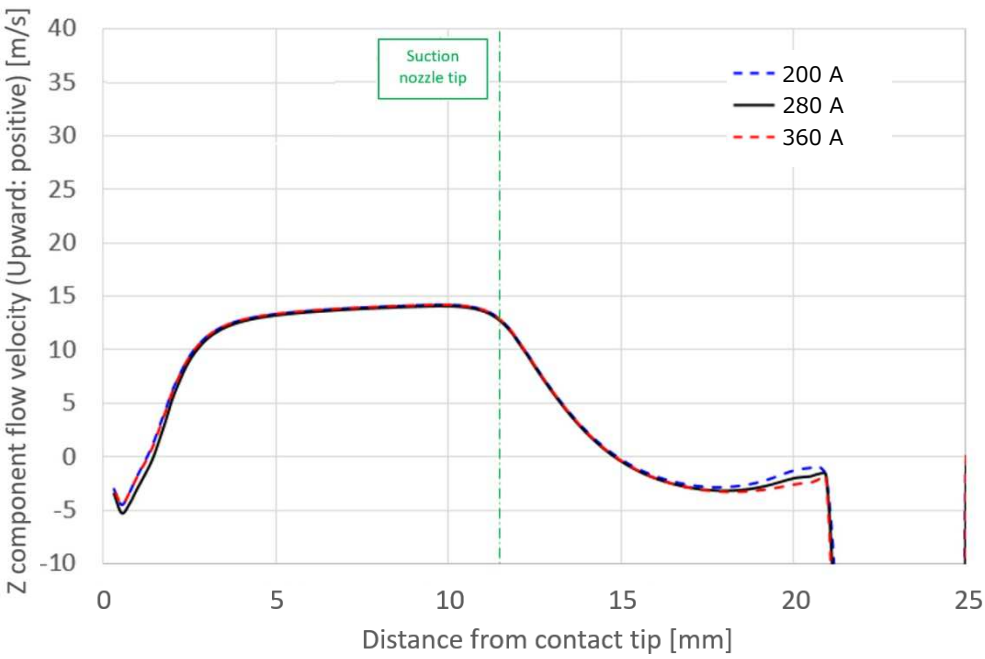


Fig. 5.19 Z component of flow velocity 0.1 mm away from wire surface as a function of distance from the contact tip in the three welding current

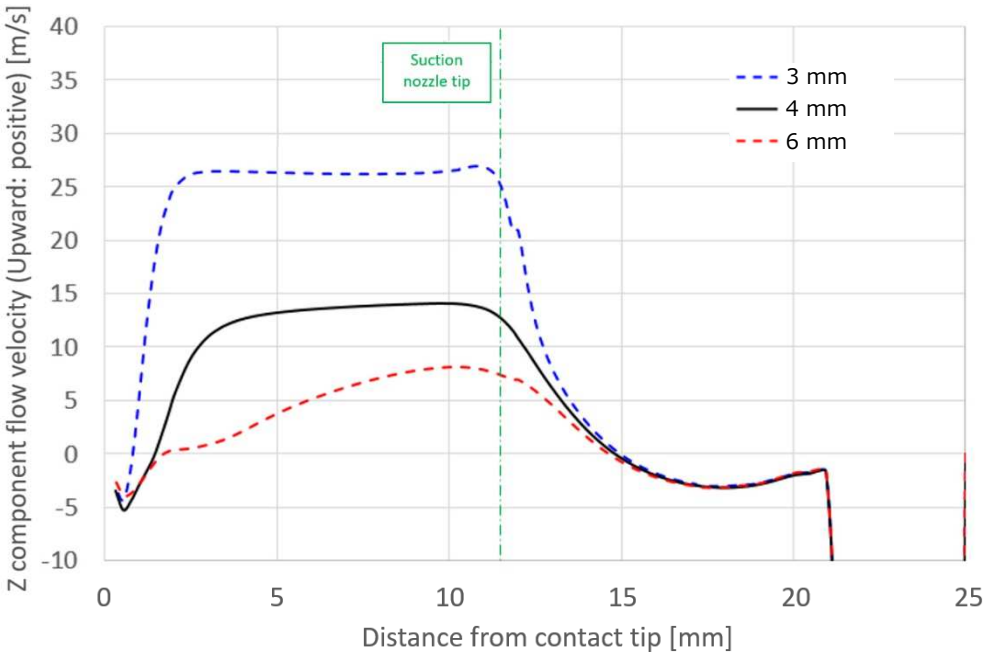


Fig. 5.20 Z component of flow velocity 0.1 mm away from wire surface as a function of distance from the contact tip in the three inner diameters of a suction nozzle

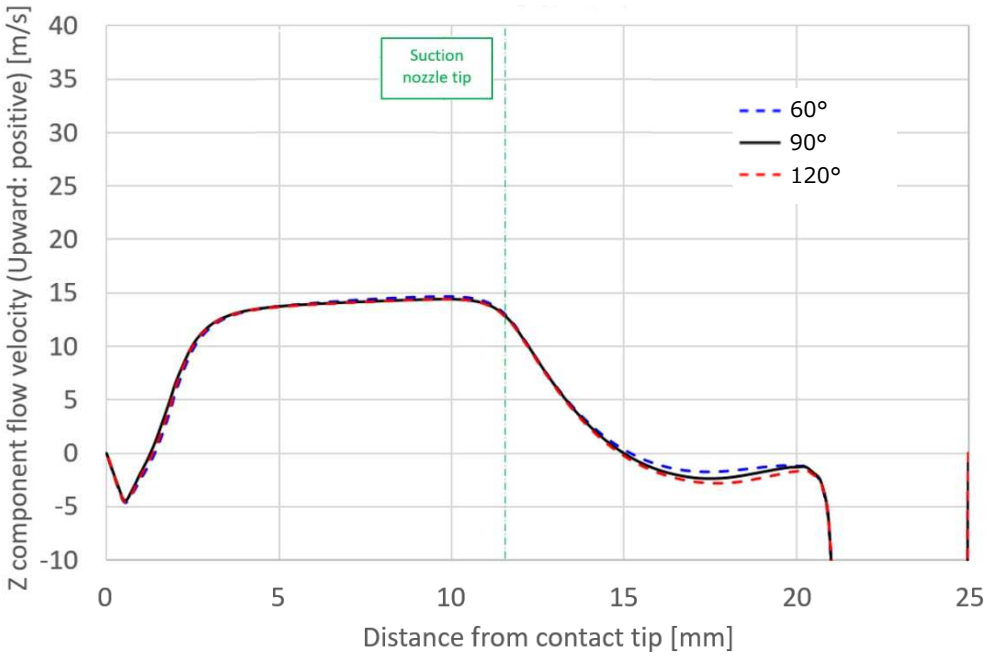


Fig. 5.21 Z component of flow velocity 0.1 mm away from wire surface as a function of distance from the contact tip in the three groove angles

Fig. 5.19 に示す溶接電流の影響は、ワイヤ近傍の Z 方向の流れに対して小さいことがわかる。ただし、電流の増加に伴ってローレンツ力が大きくなる為、スケールの範囲外であるが、アーク柱部の下向き流速は高くなっており、それによってアーク上部の流速がわずかに変化する。

Fig. 5.20 に示すように、吸引ノズル内径が変化すると、ノズル内部の流速が大きく変化する。その流速変化によって吸引限界高さがわずかに変化する。流速が上昇する小内径条件のほうが、吸引限界高さが上昇している。これは、5.3.3 に示した吸引流量を単純増減した場合の傾向と逆になっている。このことから、吸引ノズル先端近傍のシールドガスと吸引ガスのバランスが吸引限界高さを決定するが、因子は流速のみでは無く、流量（体積）も重要な因子であると理解できる。

Fig. 5.21 に示すのは開先角度の影響である。平板への溶接を想定する場合、シールドガスはアーク領域に発生する強いプラズマ気流によってスムースに径方向に拡がっていく。一方、狭い開先があるとその流れが阻害されることになる。その影響がワイヤ近傍にも表れるため、開先角度が狭くなると下向きの流速が低下傾向になると考えられる。

Table 5.4 に各条件での吸引効率指数を示す。溶接電流が指数に全く影響を与えないことがわかる。すなわち、拡散性水素低減プロセスは適用する電流域によらず有効であることを示唆している。吸引ノズル内径を小さくすると吸引効率指数が高くなり、有効性が向上すると考えられる。しかし、ノズル内径を過剰に小径化すると、スパッタの付着等により閉塞の恐れが大きくなるので、適切な径を保つ必要があると言える。開先は狭くなる程、吸引効率指数が上昇する傾向があるので、平板を想定した条件によってプロセスを最適化することで開先を対象とした場合にも有効であると考えられる。

Table 5.4 Summary of suction efficiency index varied with process conditions

Parameter		Suction limit height [mm]	$D_{N\text{-}LH}$ [mm]	Suction efficiency index [mm]
Welding current [A]	200	14.8	2.8	0.0
	280(STD)	14.8	2.8	0.0
	360	14.8	2.8	0.0
inner diameter of suction nozzle [mm]	3	15.0	3.0	0.2
	4(STD)	14.8	2.8	0.0
	6	14.7	2.7	-0.1
Groove angle [deg.]	60	15.2	3.2	0.4
	90	15.0	3.0	0.2
	120	14.9	2.9	0.1
	Flat(STD)	14.8	2.8	0.0

5.4　結言

本章では、拡散性水素低減プロセスにおける、ワイヤが保有する水素源の輸送経路について、仮説を基に構築した数値モデルを適用したシミュレーションを行った。構築したモデルは従来から用いられている電磁流体モデルによるアーク挙動解析と、ワイヤ中水素源脱離モデルとを組み合わせたものである。モデル構築時の検討およびモデルを用いて行った数値実験と溶接および測定による実験の比較検討により、得られた結果を以下にまとめる。

①ワイヤ中水素源脱離モデルにおいて、水分蒸発速度をアレニウス型の関数で与えた。この時、吸引ノズル長さを変化させた単一因子試験結果とシミュレーション結果における溶融池上の H_2O モル分率：X_{H_2Oave} とが比例関係となるように調整することでモデル計算に必要な定数を得た。

②モデルを用いた計算の結果、シールドガスノズルから放出されたシールドガスは、吸引ノズル先端から下方に位置するワイヤ近傍において、母材側に流れる下向きの流れと、吸引ノズルに流入する上向きの流れに分岐することがわかった。ここではこの流れの分岐位置を「吸引限界高さ」と定義した。

③シールドガス流量、吸引流量、吸引ノズル長さを変化させた計算を行った。標準条件はそれぞれ 25 L/min、5 L/min、12 mmであり、これに対して、シールドガス流量を 35 L/min に上昇させた場合、吸引流量を 3 L/min に低下させた場合、吸引ノズル長さを 14.5 mm に伸ばした場合に吸引限界高さが大きくなった。その時、吸引ノズルでの水素源吸引効率：η_{SC} は向上し、X_{H_2Oave} は低下することがわかった。

④③に示す 3 つのパラメータを変化させた計算結果と溶接金属中の拡散性水素量測定試験結果は傾向が一致しており、仮定を置いた本モデルにおいて、本プロセス中の水素源挙動を概ね捉えられていると考えられる。

⑤ワイヤが保有する水素源がチップ-アーク間でワイヤから排出され、シールドガスによってアークプラズマ領域に輸送される過程を可視化することができた。モデルを用いた数値実験と実際の拡散性水素量測定値との傾向も踏まえて理解をすると、前述の水素源挙動に関する仮説が正しかったと言える。

⑥吸引限界高さとワイヤ中の H_2O 蒸発速度のピーク位置の差で定義される吸引効率指数は η_{SC} および X_{H_2Oave} とよい相関を持つことがわかった。この指数を用いることでワイヤ中水素源脱離モデル計算を省略しても拡散性水素低減プロセスの有効性を簡単に評価する

ことができる。

⑦吸引効率指数を用いた簡易検定を、溶接電流、吸引ノズル内径、開先角度を変化させて行った。その結果、吸引ノズル内径を小さくした場合に吸引効率指数が向上した。開先角度は狭いほど吸引効率指数が向上することがわかった。溶接電流の影響はほとんどなかった。

⑧吸引効率指数を向上させるには吸引ノズル長さを延長することが簡便であるが、部品寿命を考慮すると難しい。そのため、運転条件のみで高い効率を得ることが重要であり、それには、吸引ノズル先端近傍のシールドガスと吸引ガスの流速と流量をバランスさせる必要がある。

また、現在の技術では実現が難しいが、将来、電源制御等の技術進歩によってチップ-母材間距離をより長くした状態での安定した溶接が実現できれば、本プロセスにおける吸引ノズル長さも延長が可能となり、溶接金属のさらなる低水素化を図ることができると期待される。

第 6 章　拡散性水素低減プロセスの実用性に関する検討

6.1　緒言

第 5 章ではワイヤが保有する水素源がワイヤ外へ排出され、シールドガスによって輸送され、アーク、溶滴、溶融池に至るという輸送経路についての理論的検証を目的に、数値計算によるシミュレーションを行った。それによって実験結果とよく一致する結果が得られ、仮説の正当性を確認することができた。さらに、プロセスの効率向上に重要な因子を抽出した。本章では拡散性水素低減プロセスの実用性を検証することを目的に、第 5 章で開発したシミュレーションモデルを用いて、耐風性の評価を行った結果について述べる。

6.2　シミュレーションモデル

シミュレーションモデルは 5.2 に示したものと計算領域や支配方程式を同様にした。ただし、耐風性を議論する上で、ワイヤが保有する水素源の挙動への影響は無視できると考え、考慮をしなかった。また、対象とするトーチ構造は拡散性水素低減プロセスに用いられる標準的構造（水素低減トーチ）と、吸引ノズルを持たない一般的な構造 2 種類の比較とした。一般的構造のトーチは、チップ先端 - シールドガスノズル先端のワイヤ軸方向距離が水素低減トーチと等しいもの（長ノズル従来トーチ）と、チップ先端とシールドガスノズル先端の位置が等しいもの（短ノズル従来トーチ）を扱った。

各部の寸法は Fig. 6.1 に示す通りとした。いずれの場合もシールドガスノズルの内径は 16 mm とした。ワイヤ径を 1.2 mm、チップ - 母材間距離を 25 mm とし、アーク長は 4 mm とした。

計算領域の上部境界に接する領域の定義は、5.2 と同様に水素低減トーチの場合にはモデル中心から外側に向かって以下の順とした。

①コンタクトチップ領域、②ガス排出口、③吸引ノズル領域、④シールドガス導入口、⑤シールドガスノズル領域、⑥ガス領域

なお、従来トーチの場合には②および③部は定義せず、対象面を除く計算領域の側部境界に接する領域はすべてガス領域とした。下部境界は母材表面を示し、その内部は考慮していない。

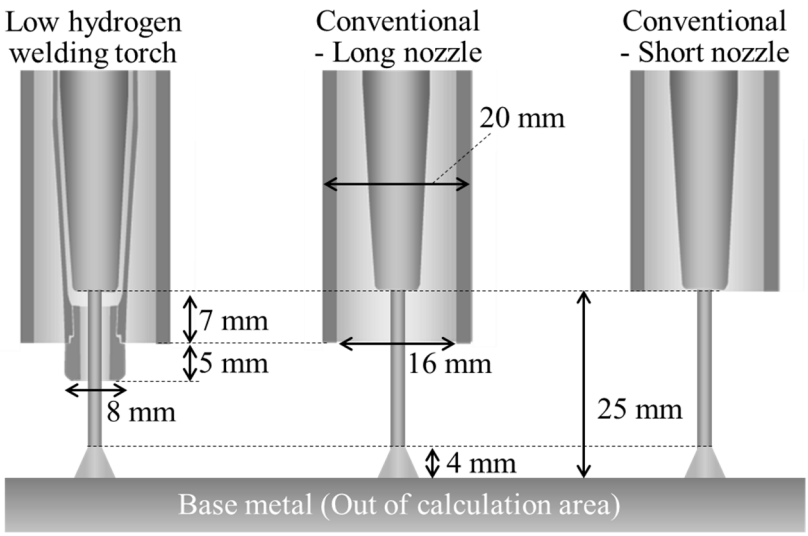


Fig. 6.1 Dimensions of each model

耐風性の評価を行う為、ワイヤ軸方向と垂直方向の風（横風）を想定して境界条件として与えることとした。横風は、側部境界の X=40 の面（Fig. 5.1 参照）から X 軸方向に沿って大気を想定した窒素ガスが一定の質量流量で流入するとした。その他の境界条件、物性値等は 5.2 と同様に与えた。モデルによるガス流れ場の計算結果が妥当であることを確認するため、次項に示すシャドウグラフ法による観察を行った。シャドウグラフ観察においてはアークを発生させずに行ったので、モデルによる計算もアークを考慮しない場合も実施し、その場合は電位をすべて 0 とした。

以上のモデルを用いて計算を行い、計算が収束する定常状態におけるガス領域の炭酸ガスモル分率に基づいてシールド性の評価を行う。

計算に用いた溶接条件および横風の条件を Table 6.1 に示す。吸引ガスの流量は、従来トーチの場合は 0、水素低減トーチの場合は 5 L/min とした。

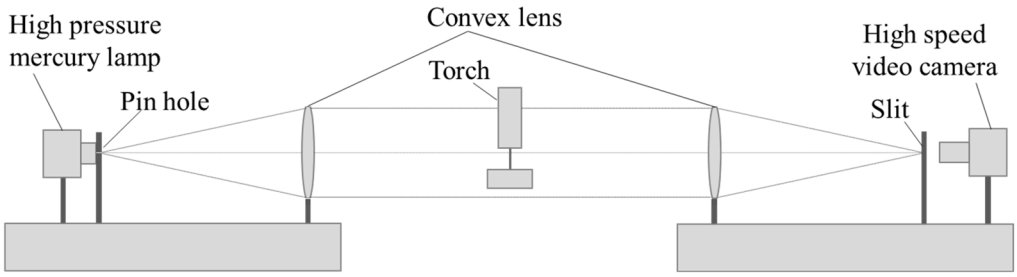
Table 6.1 Welding conditions and wind velocity

Current [A]	Shielding gas flow rate [L/min]	Suction gas flow rate [L/min]	Wire feeding rate [m/min]	Lateral wind velocity [m/s]
0, 280	15, 25, 35	0, 5	0, 15	0, 0.5, 1.0, 1.5

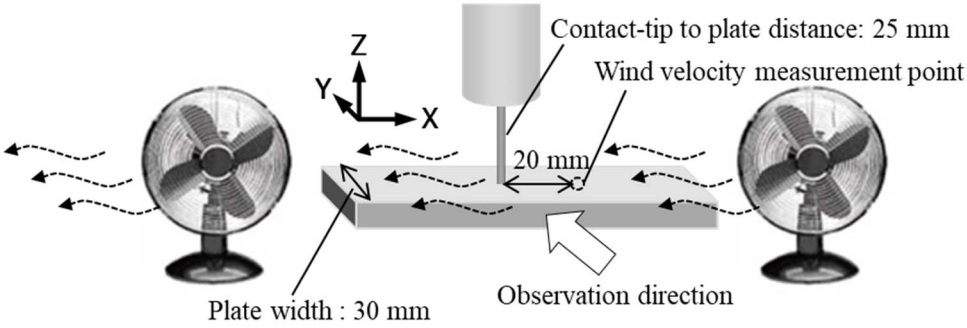
6.3　シミュレーションの妥当性検証実験方法

6.3.1　シャドウグラフ法による可視化試験

シャドウグラフ法によるガス流の観察を行ってシミュレーション結果との比較を行った。Fig. 6.2 に観察装置と送風部の配置を示す。



(a) Observation device



(b) Configuration of observation object and wind generators

Fig. 6.2 Schematic illustrations of observation system

Fig. 6.2(a)は観察装置の概略図であり、高圧水銀ランプ、ピンホール(ϕ0.50 mm)、1 組の凸レンズ、スリット、および高速度ビデオカメラから成る。この装置は、通常はシュリーレン法での流れ可視化に用いるものであるが、集光部のスリットで主光束を透過させてシャドウグラフ撮影を行った。今回の観察対象は空気(標準状態密度: 1.29 g/m^3)と炭酸ガス(同: 1.98 g/m^3)であり密度差が大きくコントラストが得られ易いことと、流速が速い流れを高時間分解能で観察する為に十分な光量を確保する必要があるので、主光束を観察するシャドウグラフが適切と考えた。Fig. 6.2(b)は観察対象のトーチ等と送風装置の配置図である。トーチの左には計算領域の軸方向を示した。図中のトーチ、観察方向と横風の方向はそれぞれ直交するように配置しており、横風方向が X 軸に、観察方向が Y 軸に、トーチが Z 軸に

それぞれ平行に配置されている。観察方向とは、観察用の平行光の進行方向である。今回の観察では観察方向のガス密度変化を積分して像を得ることになるので、シールドガスがこの方向に広がると、得られる像全体に“もや”が掛かったようになる。そこで、溶接の母材を想定した板は観察方向の長さを短くして、トーチ高さ近傍にガスが滞留するのを防止した。今回の実験では板の幅を 30 mm とした。風速は 2 台の風発生装置（扇風機）の回転数を変化させることで調整した。風速の測定はシミュレーションモデルにおいて風速を与えた位置と同様にする為、ワイヤ中心から 20 mm 風上の母材表面に熱式風速計を置いて測定した。風速計は ϕ 6 mm のカバー中央に白金線の測定素子が配置されているものであるので、母材から上方に 3 mm の位置を測定したことになる。

観察は水素低減トーチを対象に、シールドガス流量と横風の風速を変化させて行った。溶接中の気流の可視化は技術的に難しいので、アークの発生が無い状態での観察とした。高速度ビデオカメラのフレームレートは 1000 fps、露光時間 1 ms とし、得られるコントラストをスリットでの主光束端部と散乱光の遮断量によって調整した結果、観察時のスリット幅は 0.35 mm であった。

6.3.2　溶接金属の窒素量測定

シミュレーションによって溶融池近傍の窒素分率分布が得られるので、比較データとして溶接金属の窒素量測定を行った。測定用溶接金属の作成はシミュレーションと同様の条件で作成した。溶接材料として JIS Z 3313 T 49J 0 T1-1 C A-U のフラックス入りワイヤを使用し、アーク電圧は 32 V とした。母材は SM490A の平板を用い、母材を台車に乗せて移動させた。溶接速度を 350 mm/min とした。水素低減トーチおよび長ノズル従来トーチを対象とし、横風は溶接線の中央にトーチを配した状態でシャドウグラフ観察と同様に管理して溶接を行った。母材の混入無く、安定して分析サンプルを得る為、2 層 3 パスの肉盛溶接を行った。ビード表面を研削後、表面近傍から 3 mmt x 5 mmw x 30 mml の板状サンプルを採取し、分析に供した。

6.4　計算および実験結果

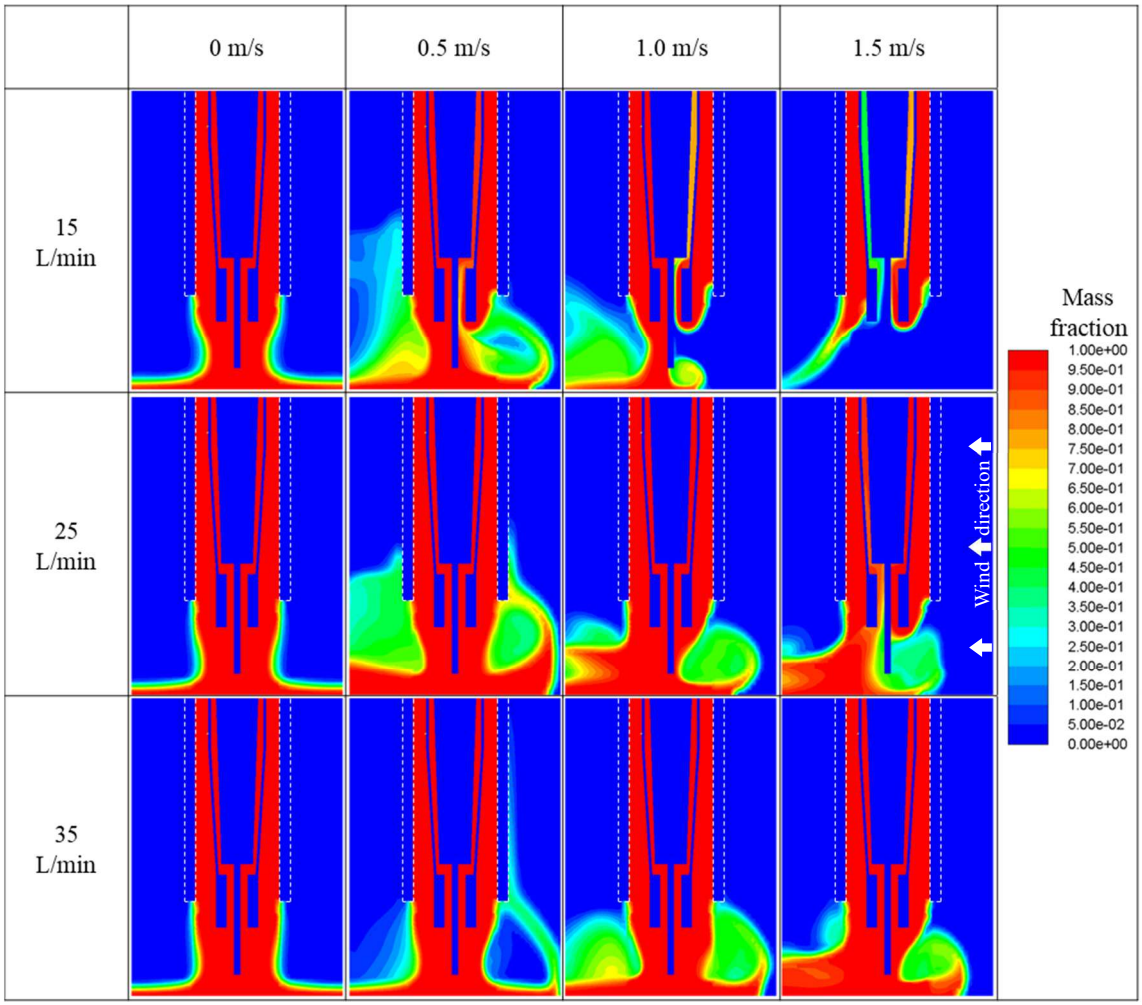
6.4.1　計算結果

Fig. 6.3 に Y=0 位置の X-Z 断面における CO_2 の質量分率分布の計算結果を示す。図の各列先頭に記す数値は横風の風速であり、各行左の数値はシールドガスの流量である。これらの数値は以後同様にして示す。図中の破線はシールドガスノズルを示している。(a)は水素低減トーチのアークを考慮しない計算の結果である。横風の風速が 0 m/s の条件では、シールドガス流量によらずワイヤ先端は高い CO_2 分率を示す赤色で囲まれており、シールド性が良好な計算結果が得られた。ただし、ガス吸引の影響により、シールドガス流量が少なくなるほど高 CO_2 分率の領域にくびれが見られる。横風の風速が速くなっていくと、シールドガスの流れに乱れが生じる。シールドガス流量が少ない 15 L/min の条件では、横風の風速が遅い 0.5 m/s の条件でも吸引ノズル内部の CO_2 分率低下が確認される。CO_2 分率の低下は N_2 分率の上昇を示し、吸引ガスに大気を模した N_2 が混入することを示している。風速 1.5 m/s の条件においては速い風にシールドガスが流され、ワイヤ先端部にほとんど CO_2 が残留しない計算結果となった。シールドガス流量が多くなるにつれて流速が速く、運動量が高くなるので、速い横風の条件においてもシールドガスが流され難くなる。シールドガス流量が 35 L/min の条件においては横風の風速が 1.5 m/s の場合においてもワイヤ先端近傍は概ね高い CO_2 分率となっている。

(b)は水素低減トーチを対象とし、アークを考慮した場合の計算結果である。(a)のアークを考慮しない場合と比較すると、横風の風速が 0 m/s の条件では、ほとんど結果に差が生じなかった。横風を与えた計算においては、ワイヤから遠方、母材近傍の領域において、炭酸ガスの層厚さが薄くなった。一方、ワイヤ先端近傍のアーク領域への大気混入有無という観点では、傾向が一致しており、アークの影響は限定的であった。

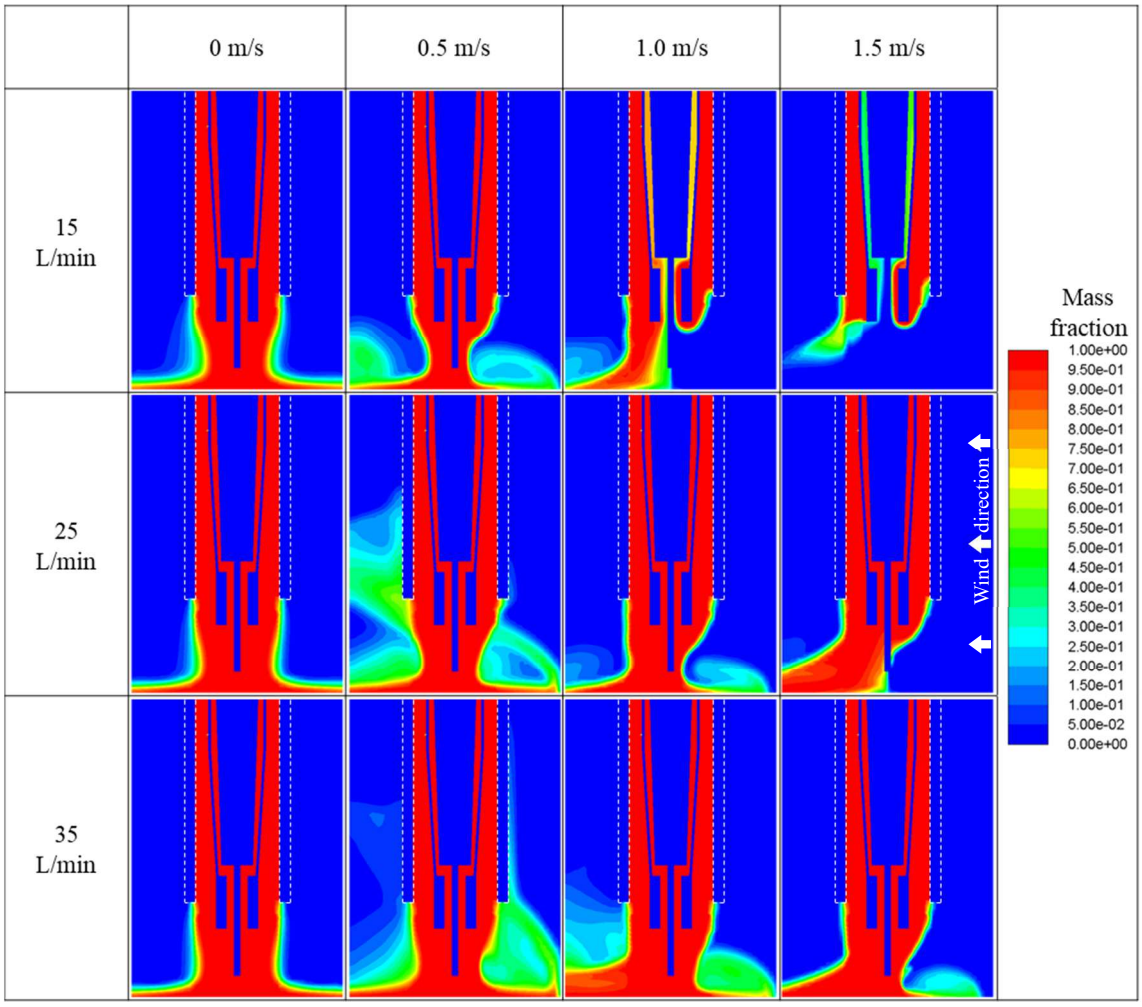
(c)および(d)は従来トーチを対象とし、アークを考慮したものである。(b)のシールドガス流量 25 L/min の結果と(c)の長ノズル従来トーチの結果を比較すると、ワイヤ先端近傍のアーク領域への大気混入有無という観点では目立った差が見られなかった。同様に(d)の短ノズル従来トーチの結果を比較すると、横風の風速が 1.0 m/s の場合に明らかにアーク領域に大気を模した N_2 が混入する計算結果となった。

以上のように、アークの考慮有無やトーチ構造、シールドガス流量および横風の風速によってシールドガスの流れが変化する様子をシミュレーションすることができた。

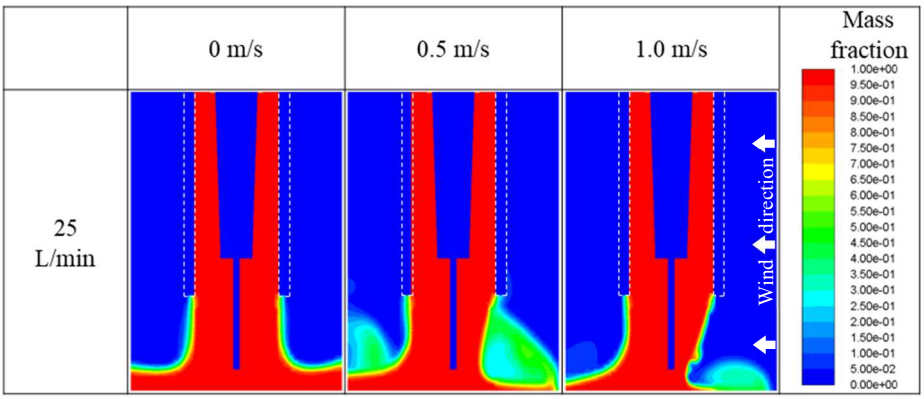


(a) Low hydrogen welding torch, No consideration of arc

Fig. 6.3 2D images of CO_2 mass fraction distribution (Y=0, X-Z cross section)

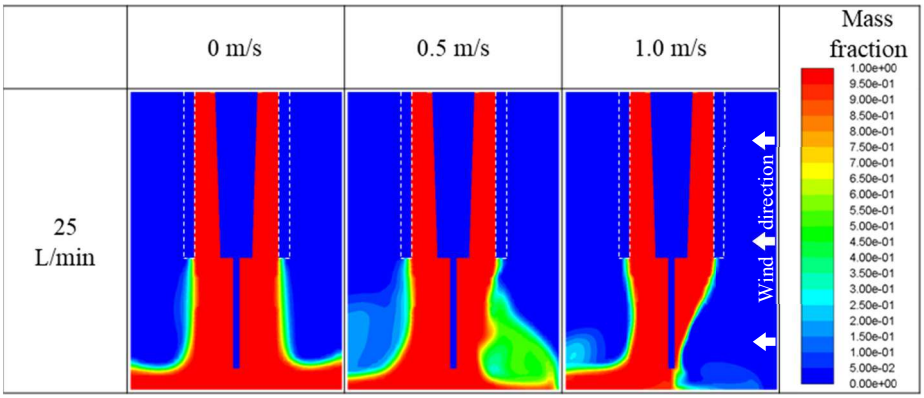


(b) Low hydrogen welding torch, With arc discharge



(c) Conventional torch - long shield nozzle, With arc discharge

Fig. 6.3 Continued



(d) Conventional torch - short shield nozzle, With arc discharge

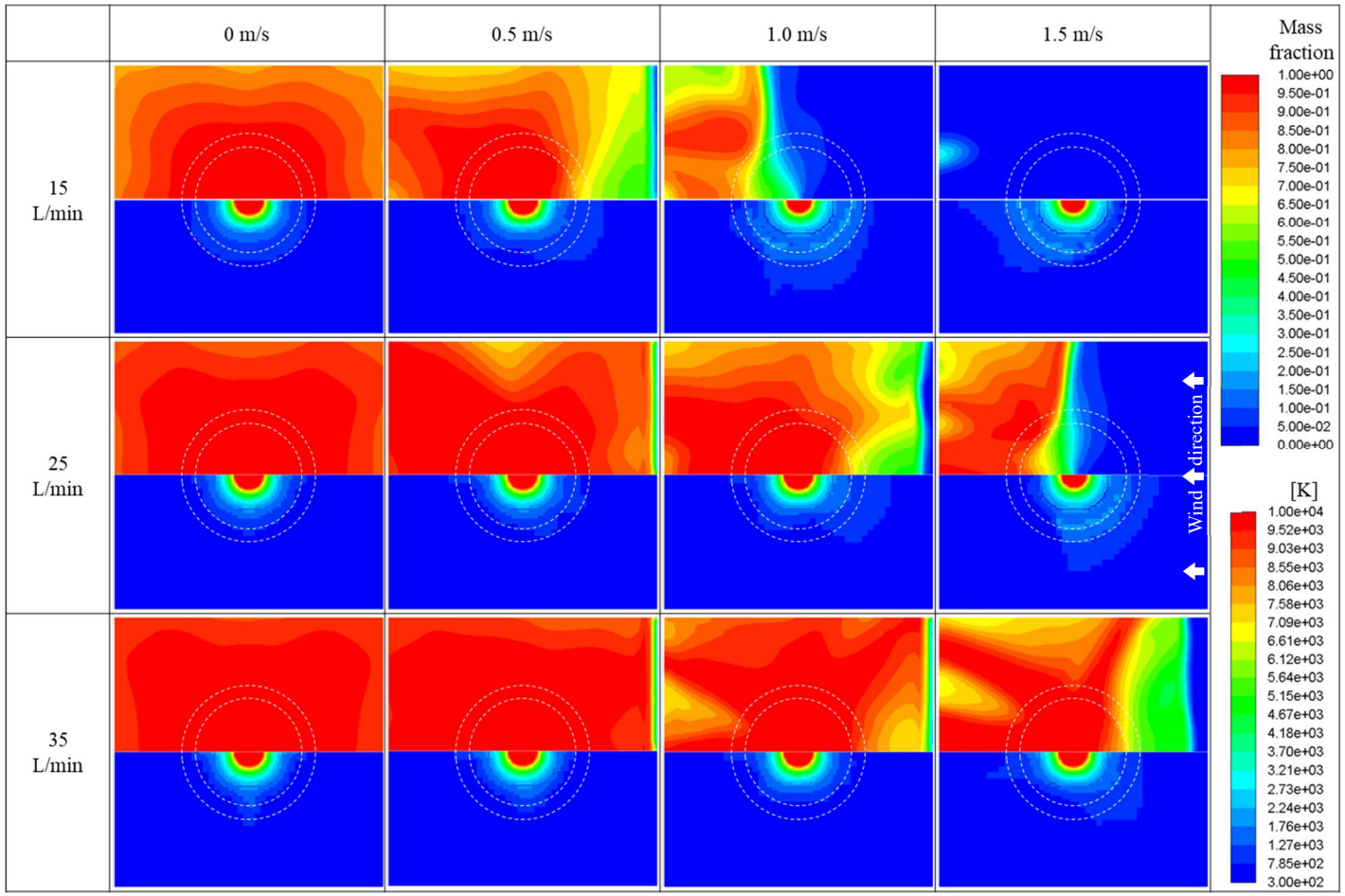
Fig. 6.3 Continued

Fig. 6.4 に母材上 0.1 mm の *X*-*Y* 平面における CO_2 分率（上図）と温度（下図）の分布を示す。図中の破線はシールドガスノズルを垂直方向に投影した位置を示している。この図によって溶融池直上のプラズマ領域の CO_2 分率を確認することができる。(a)は水素低減トーチを対象とした結果である。シールドガス流量 15 L/min では横風の風速 1.0 m/min 以上の条件で、シールドガス流量 25 L/min では風速 1.5 m/min の条件で高温のアーク領域における CO_2 分率低下が著しく、N_2 の混入が確認された。

(b)は長ノズル従来トーチを対象とした結果である。Fig. 6.3 にて確認したのと同様、(a)のシールドガス流量 25 L/min の結果と比較すると、アーク領域への大気浸入有無という観点では目立った差が見られなかった。

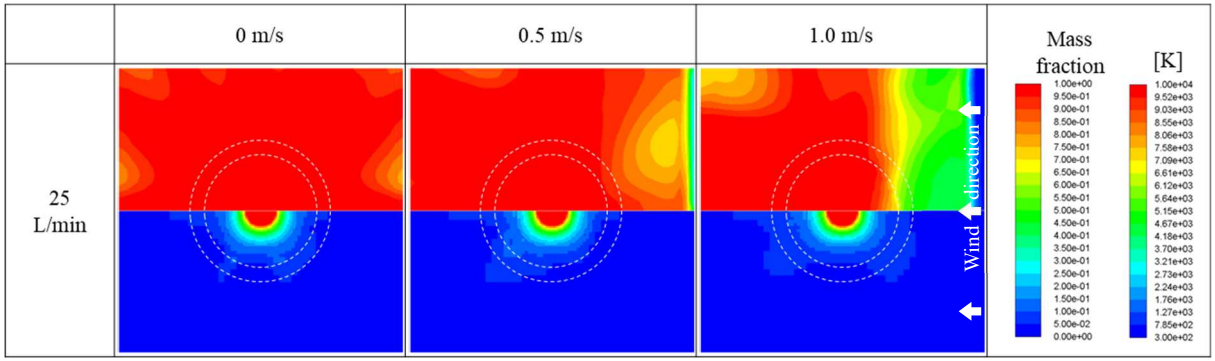
(c)は短ノズル従来トーチを対象とした結果である。横風の風速 1.0 m/s の条件において高温のアーク領域に明らかに N_2 が混入する結果となっている。

以上のように母材直上の *X*-*Y* 平面における CO_2 分率と温度の分布から溶接雰囲気のシールド性を可視化できる。また、高温のアーク領域に N_2 が混入する条件においては、プラズマが冷却され、ピンチされる（温度分布における赤色の領域が狭くなる）ことが確認できる。

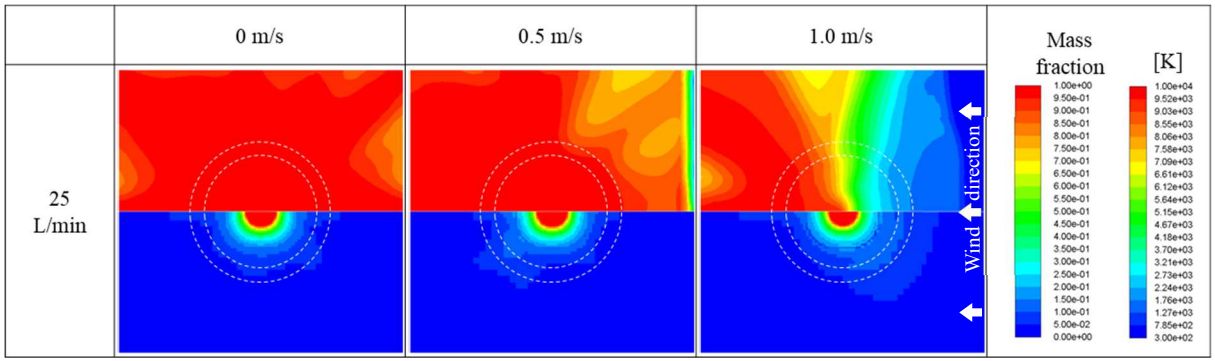


(a) Low hydrogen welding torch

Fig. 6.4 2D images of CO_2 mass fraction (upper) and temperature (lower) distribution (Z=0.1, X-Y cross section)



(b) Conventional torch - long shield nozzle



(c) Conventional torch - short shield nozzle

Fig. 6.4 Continued

6.4.2　シャドウグラフ観察結果

Fig. 6.5 にシャドウグラフ観察結果を示す。観察は動画で行ったが、結果としては最もシールドが乱れたと判断した瞬間の静止画を示している。横風の風速が 0 m/s の条件では、シールドガス流量によらずガスの流れは母材に向かって直進しており、シールド性は良好であると判断できる。ただし、アークを発生させない観察条件での結果である。また、ガス吸引の影響により、シールドガス流量が低い 15 L/min の条件ではシールドガス流れに明瞭にくびれが観察され、25 L/min の条件でもわずかにくびれが見られた。横風の風速が速くなっていくと、Fig. 6.3 に示した計算結果と同様にシールドガスの流れが乱される。シールドガス流量が少ない 15 L/min の条件では横風の風速が 1.0 m/s 以上の条件において、シールドガス流量 25 L/min の条件では横風の風速が 1.5 m/min の条件において、シールドガス流からワイヤ先端が露出してしまった。シールドガス流量 35 L/min の条件では、横風の風速が 1.5 m/min の条件においてもワイヤ先端はシールドガス流に包まれている様子であった。ただし、風上側に渦の発生が見られた。

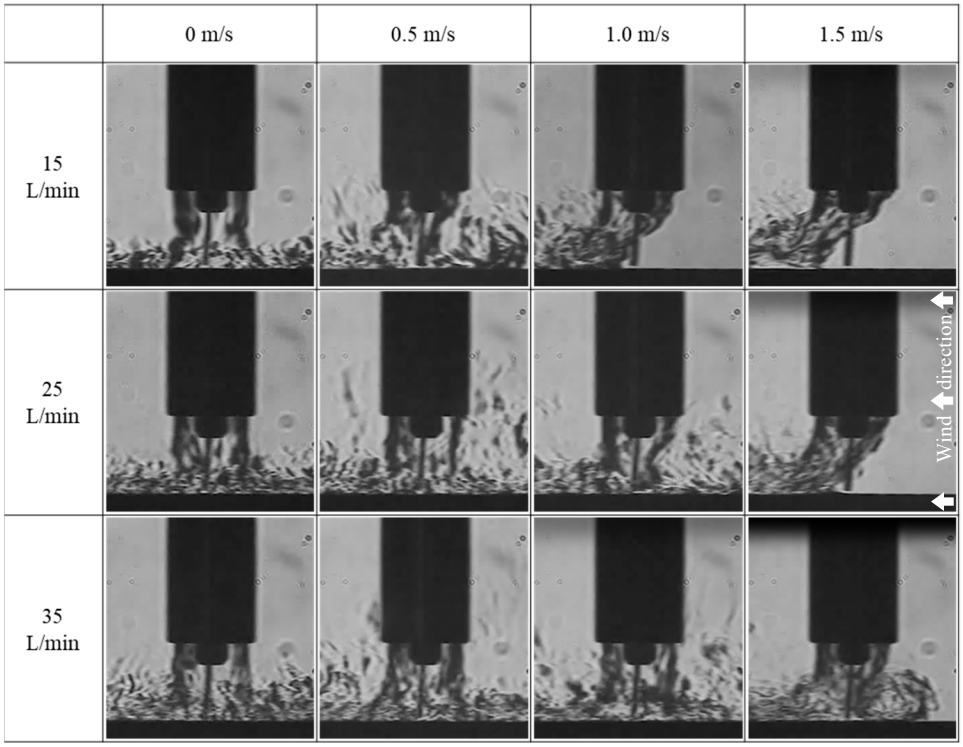


Fig. 6.5 Shadowgraph observation results (Low hydrogen welding torch, No consideration of arc)

以上のように、シールドガス流量および横風の風速の変化によってシールドガスの流れも変化する様子を可視化することができた。Fig. 6.3 と異なり、炭酸ガス層中に細かな密度変化があるように観察されるが、これは対象面の情報のみを描いたシミュレーション結果と異なって、観察方向に積分された情報であることと、実際にはシミュレーションでは表現しきれない細かな乱れが生じている為である。

6.4.3　溶接金属の窒素量測定結果

Table 6.2 に窒素量の測定結果を示す。シールド状態が十分であると考えられる条件と、逆にシールド状態が劣悪であることが明らかな条件では実験を省略した。さらに、シールドガス流量 15 L/min、横風の風速 1.0 m/s と 25 L/min、1.5 m/s の条件ではビードにピットが多発した為、測定に値しないと判断した。健全な溶接金属では窒素量は 40ppm 程度であり、シールド状態が劣化すると、急峻に窒素量が増加する。さらに劣化すると多数のピット発生に至ることが確認された。

Table 6.2 Nitrogen content of weld metal (ppm)

(a) Low hydrogen welding torch

	0 m/s	0.5 m/s	1.0 m/s	1.5 m/s
15 L/min	36	85	Many surface pores	-
25 L/min	36	39	170	Many surface pores
35 L/min	-	-	44	250

(b) Conventional torch long shield nozzle

	0 m/s	0.5 m/s	1.0 m/s
25 L/min	34	36	52

6.5　考察

6.5.1　計算結果および実験結果の考察

Fig. 6.3(a)と Fig. 6.5 を比較すると、同一条件におけるシミュレーション結果とシャドウグラフ法による観察結果の傾向がよく一致していることがわかる。前述した通り、横風が無く、シールドガス流量が少ない条件においてはシールドガスノズルから直線状にガスが流れ、吸引ノズル下方でわずかにくびれを生じて母材に至る。弱い横風（0.5 m/s）の条件においては、風上側でシールドガス流と横風が衝突し、上方に巻き上げられている。強い横風（1.0, 1.5 m/s）があり、シールドガス流量が少ない条件においては、シールドガスのトーチ軸方向の流れを横風が完全に失わせ、大気（窒素）がワイヤ領域にまで達している。このような結果から、本シミュレーションモデルがシールド性の定性的な評価に妥当であると考えた。

また、Fig. 6.3(a)と(b)との比較により、シールド性へのアークの影響を確認した。電流密度の高いアークの発生によって、ワイヤ直下においては計算上、最大約 200 m/s の非常に速いプラズマ気流が発生する。プラズマ気流は溶融池表面を放射状に拡がるので、その影響によって、母材表面に速い流れが起こり、横風との衝突によるシールドガスの巻き上げが起こり難くなる。そのため、アークを考慮した場合には、ワイヤから遠方、母材近傍の領域において、炭酸ガスの層厚さが薄くなると考えられる。一方、ワイヤ先端近傍のアーク領域への大気浸入有無という観点では、傾向が一致しており、アークの影響は限定的であった。Fig. 6.3(a)と Fig.6.5 との傾向一致も含めると、実験的にはアーク発生の無いシャドウグラフ法の観察であっても、溶接中のシールド性の評価には十分有用であると考えられる。

さらに、Fig. 6.3(b)と(c)および(d)の比較により、トーチ構造および水素低減トーチでの吸引ガスがシールド性に与える影響がわかる。短ノズル従来トーチでは横風の影響が大きく、1.0 m/s の横風によってアーク発生領域への大気混入が明確であるが、長ノズル従来トーチと水素低減トーチではアーク領域のシールド状態は目立った差が無いことがわかった。シールドガスの一部を吸引しながら溶接を行う水素低減トーチにおいて、シールド性の劣化が小さい要因は、①シールドガスノズル先端での断面積減少による流速の上昇、②吸引ノズルの突出し部による水平方向ガス流動の拘束、であると推察される。

吸引ノズルの突出し部による影響を詳細に確認する為、吸引ノズルの長さを±5 mm（標準 12 mm に対して 7, 17 mm）変更したモデルを作成し、追加計算を実施した。横風の風速は 1.0 m/s の 1 水準とした。結果を Fig. 6.6 と Fig. 6.7 に示す。

前述の吸引ノズル長さ 12 mm の結果と比較すると、吸引ノズル長さが長くなるほど、ワイヤ先端近傍の炭酸ガス分率が低下し、シールド性が劣化傾向であることがわかる。吸引ノズルがある Z 方向位置においては、ノズル突出し部での水平方向ガス流動の拘束効果があるように見られるが、吸引ノズル長さが長くなると、先端での窒素巻き込み量が多くなる。シールドガスノズルの出口以降、シールドガスは母材に向かって流れていくが、その過程で拡散によってシールドガス流の外周部の炭酸ガス質量分率が低下していき、粘性の影響により流速も低下傾向となる。つまり、長く突き出された吸引ノズルでガスを吸引すると、低濃度の炭酸ガスを中心にあるワイヤやアーク近傍に引き込み易くなることで、N_2 の混入量が増加する結果になると考えられる。

次に、Fig. 6.4 と Fig. 6.7 に示す水平面の分布について考察する。横風の風速が強い条件（例：シールドガス流量 35 L/min、風速 1.5 m/s）においては、風の方向と垂直方向に CO_2 の高濃度帯が形成している。これは、シールドガスノズルから噴出する CO_2 流が風によって押される際にトーチの軸中心近傍では流速が速く、圧力が高くなっているので、圧力の低い方向、つまり横風と垂直方向に拡がることが原因と考えられる。また、同条件においては風下側に島状の CO_2 低濃度域が形成するが、これは、風上方向へ向かう気流と風が衝突することによって生じる渦の影響と考えられる。計算領域の中央には渦状流れを阻害するトーチが存在する為、トーチの影になる下流では CO_2 高濃度域が形成し、その側部に渦によって N_2 が輸送され島状の CO_2 低濃度域が生じる。

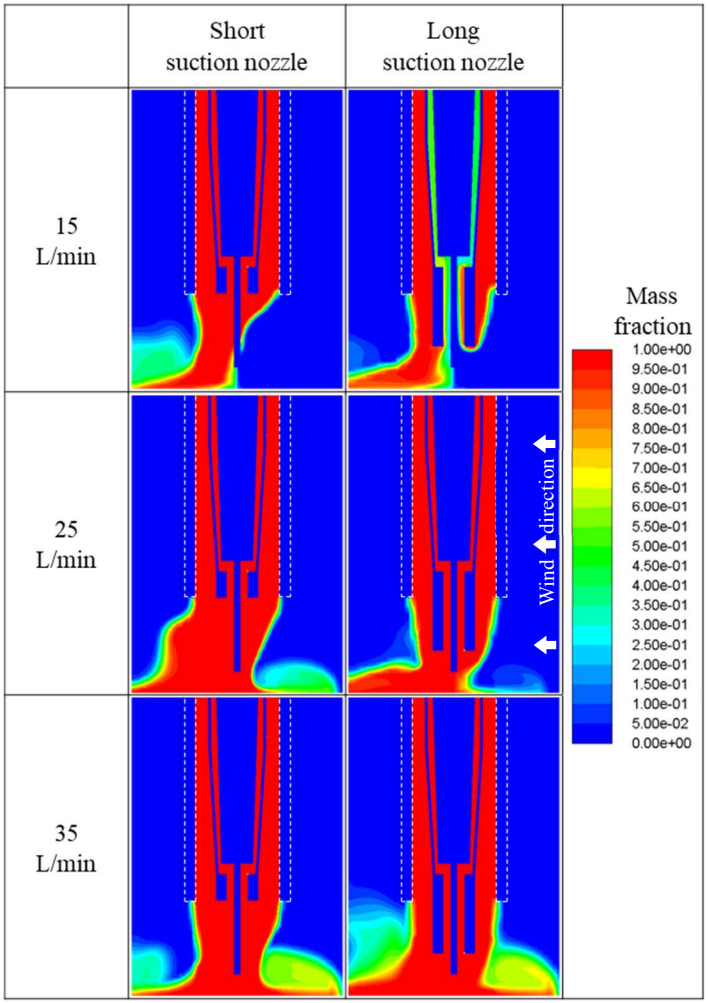


Fig. 6.6 2D images of CO_2 mass fraction distribution (Changed suction nozzle length, Lateral wind: 1.0 m/s, Y=0, X-Z cross section)

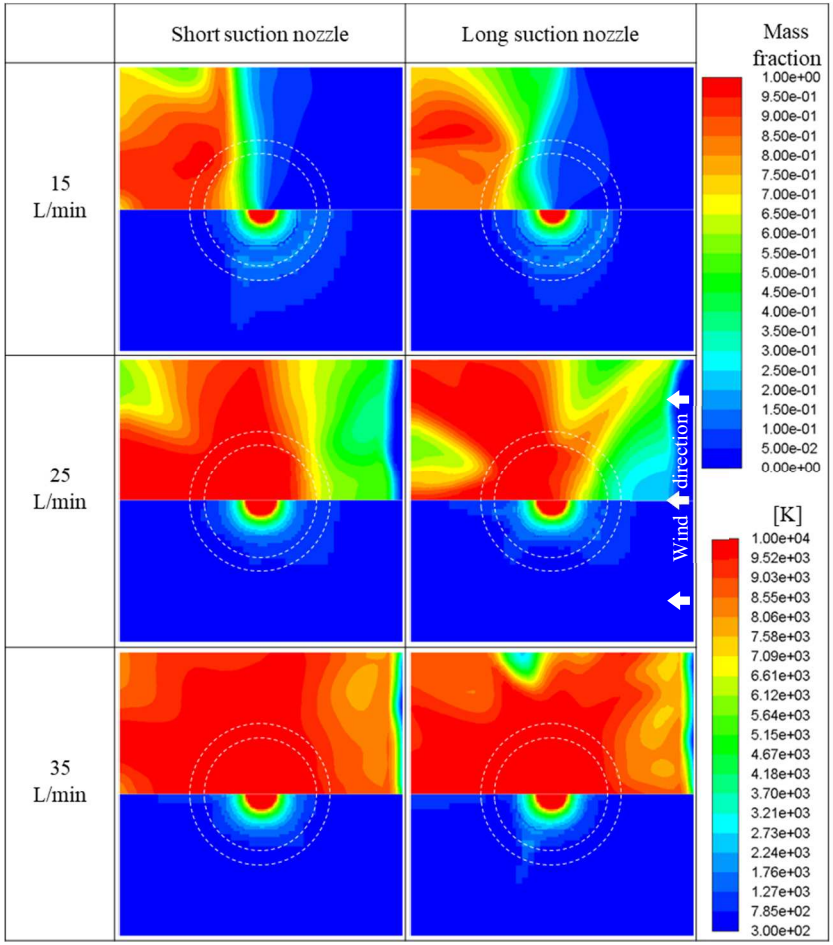


Fig. 6.7 2D images of CO_2 mass fraction and temperature distribution (Changed suction nozzle length, Lateral wind: 1.0 m/s, Z=0.1, X-Y cross section)

6.5.2　計算結果と溶接金属窒素量との関係

Fig. 6.4 と Fig. 6.7 に示した計算結果と、溶接金属の窒素量との関係を得るべく、式(6.1)により母材表面近傍の窒素原子流束を概算した。

$$\Phi_{\mathrm{N}} = \iint_{\mathrm{Diss.}} \frac{\rho(1-Y_{\mathrm{CO_2}})}{m\left({}^{14}\mathrm{N}\right)} v_{\mathrm{th}}\, dxdy \qquad \left(T_{(\mathrm{Diss.})} \geq 4000\right) \tag{6.1}$$

$$v_{\mathrm{th}} = \sqrt{\frac{8k_{\mathrm{B}}T}{\pi m\left({}^{14}\mathrm{N}\right)}} \tag{6.2}$$

ただし、Φ_{N}：窒素原子流束、$m\left({}^{14}\mathrm{N}\right)$：窒素原子質量、$v_{\mathrm{th}}$：平均熱運動速度、$k_{\mathrm{B}}$：ボルツマン定数である。

溶接中の窒素分子は 4000 K 程度から解離が生じ、10000 K 付近でほぼ全ての窒素が原子もしくはイオンに解離することが報告されている [85)]。Fig. 6.4 に示した温度分布から、アーク領域における温度勾配は非常に急峻であり、窒素解離の遷移温度域はそれ以上の温度域と比較して十分狭い為、簡単の為に 4000 K 以上の範囲で全ての分子が原子に解離すると仮定した。さらに、5.2.1 で述べた通り、高温域での NOx や CNx の生成の影響は考慮していない。また、熱運動の方向はランダムであるが、溶融池に衝突する窒素原子数の相対値としては平均熱運動速度を用いても大きな問題は無いと考えた。概算の結果を Table 6.3 に示す。吸引ノズル長さを変更した追加計算についても併せて示している。

Table 6.3 Nitrogen flux above weld pools (Approximate value, x10^{22} atoms/s)

(a) Low hydrogen welding torch

	0 m/s	0.5 m/s	1.0 m/s	1.5 m/s
15 L/min	0.00	0.04	7.02	8.95
25 L/min	0.00	0.00	0.07	6.50
35 L/min	0.00	0.00	0.00	0.03

Table 6.3 Continued

(b) Conventional torch (Shielding gas flow rate: 25 L/min)

	0 m/s	0.5 m/s	1.0 m/s
Long shield nozzle	0.00	0.00	0.01
Short shield nozzle	0.00	0.00	2.82

(c) Low hydrogen welding torch (Lateral wind: 1.0 m/s)

	Short suction nozzle	Long suction nozzle
15 L/min	6.83	7.21
25 L/min	0.01	0.66
35 L/min	0.00	0.00

Table 6.2 と Table 6.3 を比較すると、シールド性が良好な条件範囲、遷移域、多数のピットが発生する不良域という区分と、窒素原子流束の桁がよく一致する傾向と言える。つまり、窒素原子流束の概算値から、シールド性の影響による不健全な溶接金属状態を予測できることがわかった。

次に、Table 6.3(a)と(b)により、水素低減トーチと従来トーチのシールド性を数値的に比較可能である。シールドノズル長さが同一の水素低減トーチと長ノズル従来トーチの比較において、前者ではシールドガスの 20%に相当するガスを吸引しているにも関わらず、溶接金属の健全性にほとんど影響を及ぼさないことが、ここからも理解できる。また、短ノズル従来トーチよりもむしろシールド性が良好であると言える。

吸引ノズルは実際の溶接において、アークに近接した位置にあり、吸引ノズル長さを長くする設計を採用するとスパッタや輻射熱による悪影響を強く受けることになる。さらに、Table 6.3(c)によると吸引ノズルが長過ぎるとシールド性が劣化することがわかった。以上より、標準長さの吸引ノズル設計がシールド性の観点でも妥当であると考える。

6.6　結言

本章では拡散性水素低減プロセスの信頼性評価を行うことを目的に、横風に対するシールドガス流れを数値シミュレーションによって可視化し、シャドウグラフ法による観察や溶接金属の窒素量測定結果と比較し、結果に対する考察を行った。得られた結果を以下にまとめる。

①アークを考慮せずに実施したシミュレーションの結果とシャドウグラフ法による観察結果は傾向がよく一致し、計算モデルが妥当であることが確認された。

②シミュレーションにおける、アークの考慮有無によって、ワイヤ先端近傍の流れ場は大きく変化するが、アーク領域への大気浸入有無の観点では、影響は限定的であることがわかった。つまり、アーク発生の無いシャドウグラフ法の観察であっても溶接中のシールド性評価に十分有用であると考えられる。

③計算結果から、溶融池近傍の窒素原子流束を概算し、同条件の窒素量測定結果との比較を行った。結果の傾向はよく一致し、本モデルを用いた計算によって不健全な溶接金属状態の発生を判定可能であると考えられる。

④吸引ノズル長さを変化させた計算により、ノズルが長くなるほど、シールド性が劣化する傾向であることがわかった。これは炭酸ガスの拡散と、粘性による流速の低下によるものと考えられる。標準長さの吸引ノズル設計は、第 4 章に示したように、拡散性水素量低減の観点でも非常に有効であり、さらにシールド性の観点においても妥当であることが示された。

⑤一般的構造の溶接トーチと比較して、拡散性水素低減プロセスに用いる特殊構造トーチのシールド性は同等の性能を有し、同様の取り扱いが可能であることがわかった。

第 7 章　拡散性水素低減プロセスによる低温割れ抑制効果

7.1　緒言

本研究で開発を行った拡散性水素低減プロセスについて、第 4 章において溶接金属中の拡散性水素量を増加させる溶接ワイヤ由来の各因子に対して効果を検証した。このプロセスは表面潤滑剤と製造後の吸収水分由来の拡散性水素源の影響を極小化することができた。一方、フラックス初期水分由来の拡散性水素源の影響に対しては、ワイヤ構造によって挙動が異なり、シーム有りフラックス入りワイヤの場合は大きな効果を示すが、シームレスフラックス入りワイヤにおいては有効性が見られなかった。つまり拡散性水素低減プロセスは、特にシーム有りフラックス入りワイヤを用いた FCAW（フラックスコアードアーク溶接）とソリッドワイヤを用いた GMAW（ガスメタルアーク溶接）において溶接金属中の拡散性水素量を低減する目的に非常に有効なプロセスであることが示されている。

溶接金属中の拡散性水素量低減技術に対しては、低温割れの抑制効果が期待されるが、実際の溶接施工においてはその抑制効果が示されなければ、予熱温度の管理緩和等の具体的なメリットを享受することは難しい。そこで、本章においては、本プロセスによって得られる溶接金属中の拡散性水素量低減効果がもたらす、低温割れの抑制効果を明らかにすべく、複数の割れ試験を行った結果について述べる。

7.2　FCAW における低温割れ抑制効果

本節では第 4 章において拡散性水素低減プロセスに好適であることが示されたシーム有りフラックス入りワイヤを対象に、規格化された低温割れ試験である y 形溶接割れ試験を用いて本プロセスによる低温割れ抑制効果の検証を行った。

7.2.1　実験方法

7.2.1.1　供試材

試験に用いた母材および溶接材料を Table 7.1 に示す。溶接構造物に広く用いられる 490 MPa 級高張力厚鋼板に造船や橋梁等の製造に広く用いられるスラグ系フラックス入りワイヤを適用し、試験を実施した。

Table 7.1 Testing materials

	Tensile strength class [MPa]	Thickness / Dia. [mm]	Applicable standard	Remark
Base metal	490	50	JIS G 3106 SM490A	-
Welding material	490	1.2	JIS Z 3313 T 49J 0 T1-1 C A-U	Seamed type

フラックス入りワイヤでの溶接施工はスパッタの発生量が少ない、ビード形状や外観が美麗である等の良好な作業性から適用範囲が広がっているが、ソリッドワイヤと比較して溶接金属中の拡散性水素量が高いことが知られており、厚板高張力鋼の分野においてはこれが制約となる。この問題に拡散性水素低減プロセスを適用することで、その効果によって制約が緩和され、フラックス入りワイヤの適用範囲がさらに広がることが期待される。前述の通り、そのプロセスの効果を最大限発揮できるワイヤ構造として、シーム有りタイプのワイヤを適用した。

試験板は JIS Z 3158 (2016) に従って Fig. 7.1 に示すような形状とした。ルート間隔は 1.5 mm を目標にして拘束溶接を行った。拘束溶接には 490 MPa 級鋼用ソリッドワイヤを用い、角変形が生じないように X 開先を適宜反転しながら施工を実施した。後述する試験条件の各予熱温度と溶接プロセスに対応する、拘束溶接後試験板のルート間隔は Table 7.2 に示す通りであった。

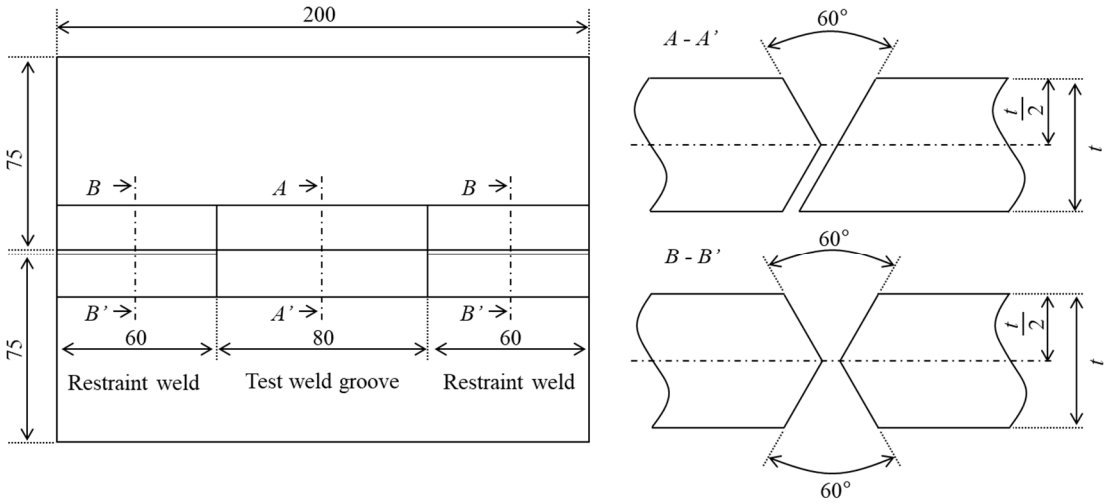


Fig. 7.1 Schematic illustration of test plate

Table 7.2 Actual dimensions of root gap on test plates

Preheat temperature [°C]	Root gap [mm]	
	Conventional process	Low hydrogen process
75	1.7	1.7
50	1.5	1.6
25	1.6	1.6
0	1.5	1.6

7.2.1.2　溶接条件

試験溶接条件を Table 7.3 に示す。入熱は 1.7 kJ/mm としているが、これは後述の必要予熱温度の議論を簡略化する為に各パラメータを調整している。表中の吸引ガス流量は拡散性水素低減プロセス特有の条件である。本プロセスを適用する際は、2 重ノズルの内側のノズルから少量のガスを吸引しながら溶接を実施する。試験溶接は母材表面部で開始・終了する立体的運棒法を適用した為、拘束溶接状態が微妙に異なる試験板に適宜対応できるよう半自動溶接で行った。半自動溶接を採用した為、コンタクトチップ-母材間距離と溶接速度および入熱は厳密に管理することはできておらず、目標値を示している。ただし、チップ-母材間距離に関しては、条件調整時との溶接電流値の差を、溶接速度に関しては、溶接に要する時間をそれぞれ確認し、大きな乖離が無いことを確認している。これらによって入熱についても大きな乖離は発生していないと考えられる。予熱温度 0℃の試験では、雰囲気温度を制御可能な室内で試験板を冷却し、そのままその室内で試験溶接を実施した。この時室温は試験板温度と同一の 0℃とした。溶接後はいずれの試験温度においても割れの確認を行うまで常温で保管した。

Table 7.3 Test-welding condition for y-groove cracking test

Process	Welding current [A]	Arc voltage [V]	Welding speed [mm/min]	Heat input [kJ/mm]
Both process	270	32	300	1.7
Process	Contact-tip to work distance [mm]	Welding position	Welding method	Target preheat and interpass temperature [°C]
Both process	25	Flat	Semiautomatic welding	75, 50, 25, 0
Process	Shielding gas		Suction gas flow rate [L/min]	
	Type	Flow rate [L/min]		
Conventional	CO_2	25	-	
Low hydrogen			5	

7.2.1.3　割れ確認および判定方法

試験溶接完了後、48 時間以上経過するのを待った後にビード表面に発生する割れを浸透探傷により観察した。浸透探傷を実施後、各試験体から 5 断面のマクロ試験片を採取した。試験片の観察により①溶込みの健全性、②断面割れ率、③ルート割れ率を算出した。

①～③は JIS Z 3158 (2016)に従い、以下のように判断を行った。①は開先の頂点が溶融している場合を健全とした。②は各断面を対象に、計測した最小肉厚に対する割れの垂直方向長さを百分率で表し平均値を求めた。③は 5 断面中の割れ発生数を百分率で表した。

7.2.1.4　拡散性水素量測定試験

溶接に用いたものと同一のワイヤを用いて溶接金属中の拡散性水素量測定試験を実施した。この試験での溶接条件は JIS Z 3118 (2007)に従い、溶接速度を 350 mm/min とした。拡散性水素量測定試験では、6 軸ロボットを用いた自動溶接を適用し、コンタクトチップ-母材間距離や溶接速度を細かく管理した。その他の条件は Table 7.3 と同様にした。

7.2.2　実験結果

7.2.2.1　割れ観察および判定結果

Fig. 7.2 に浸透探傷後の試験板外観を示す。従来溶接法を適用した試験体には予熱温度25℃と 0℃の場合に表面割れが確認された。拡散性水素低減プロセスを適用した試験体にはいずれも表面割れは見られなかった。

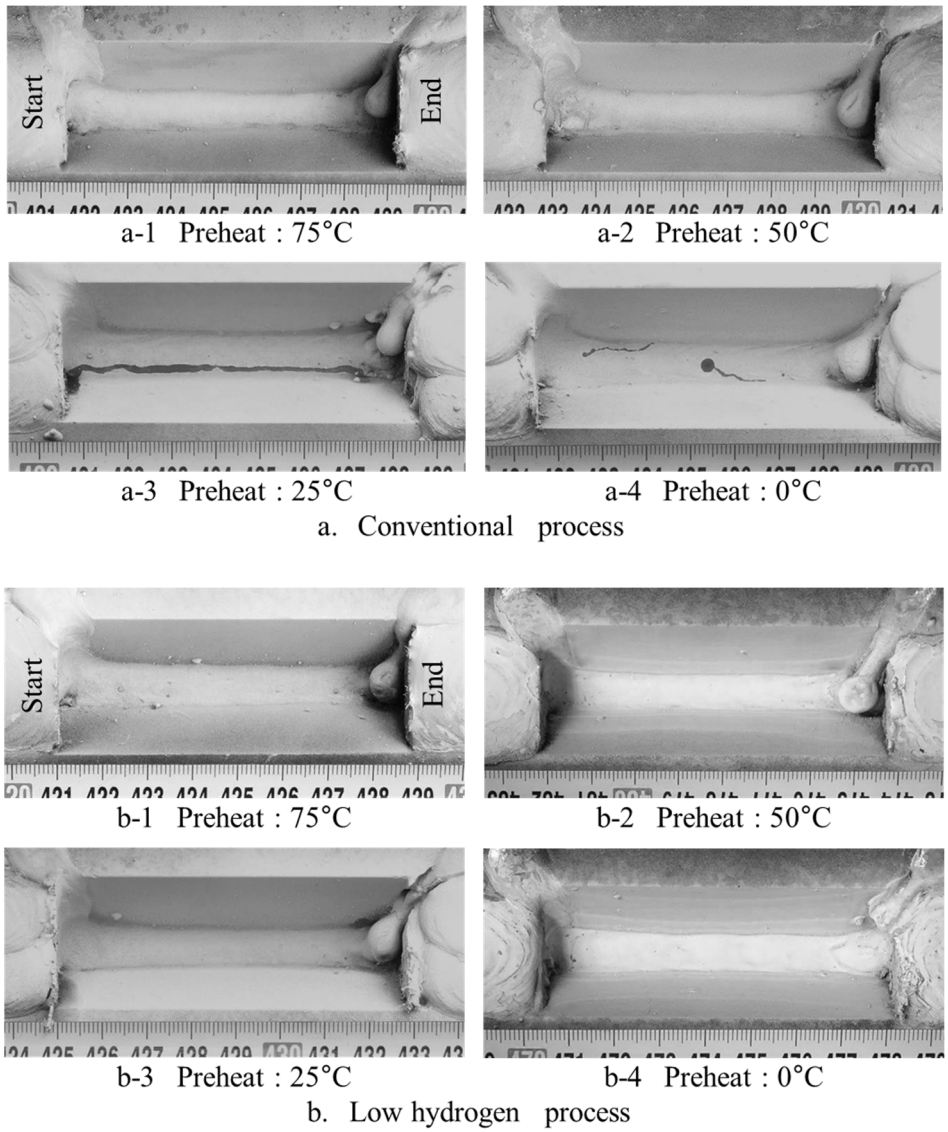


Fig. 7.2 Appearance of test-welding beads under penetrant inspection

Fig. 7.3 に断面マクロの観察結果を示す。従来溶接法のスタート部において 1 断面のみ（a-2 最左図）開先頂点の未溶融があり、溶込みが不健全であったが、その他の断面では適切な溶込みが得られていた。よって十分評価に値する試験条件であると判断した。Fig. 7.4 に断面マクロから計測した断面割れ率とルート割れ率を示す。従来溶接法における断面割れ率およびルート割れ率は 25℃以下で急激に上昇していたが、拡散性水素低減プロセスを適用したものでは、予熱温度 0℃においても、いかなる割れも見られず、低温割れの抑制効果が確認できた。また本実験条件の場合、50℃以上の予熱温度低減効果が得られる結果となった。

従来溶接法において、予熱温度 25℃の条件よりもさらに低い 0℃の条件において割れ率が低くなっているが、これは Fig. 7.3 a-3(25℃)と a-4(0℃)を比較すると、わずかに a-4 の肉厚が厚くなっていること、さらに、a-4 中の割れの発生していない断面（エンド部から 2 枚目）において特に溶込みが深く肉厚が厚くなっている為、局部的に応力が緩和された結果であり、運棒のバラつきによるものと考えられる。

発生した割れはいずれもルート部溶融境界からわずかに HAZ（Heat Affected Zone）側を起点としていた。一部（Fig. 7.3 a-4 左から 2 枚目、3 枚目）では発生した割れが直ちに溶接金属部を伝播するケースも見られたが、多くは HAZ に沿って表面近傍まで伝播し、その後に溶接金属部に抜けていたことから、HAZ の硬化が割れ発生に大きく影響しているものと考えられる。

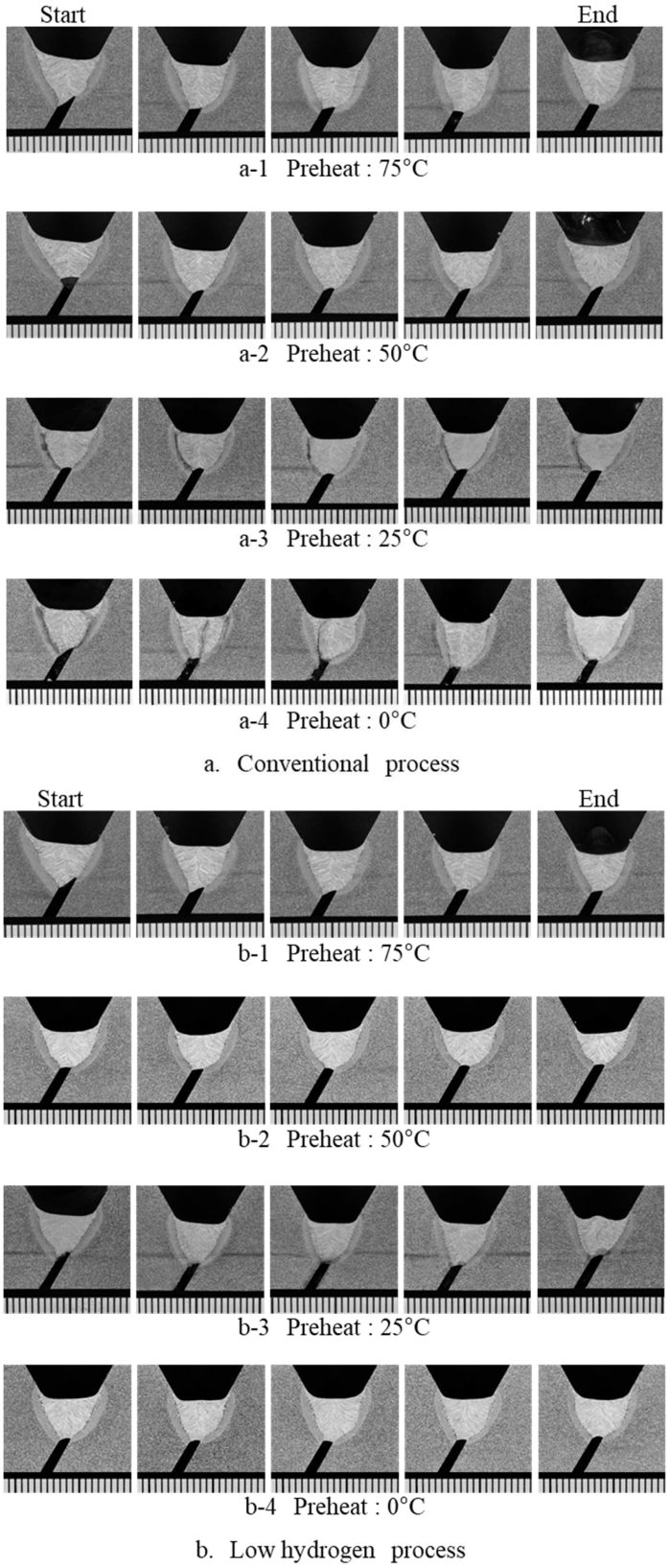


Fig. 7.3 Observation results of bead cross sections

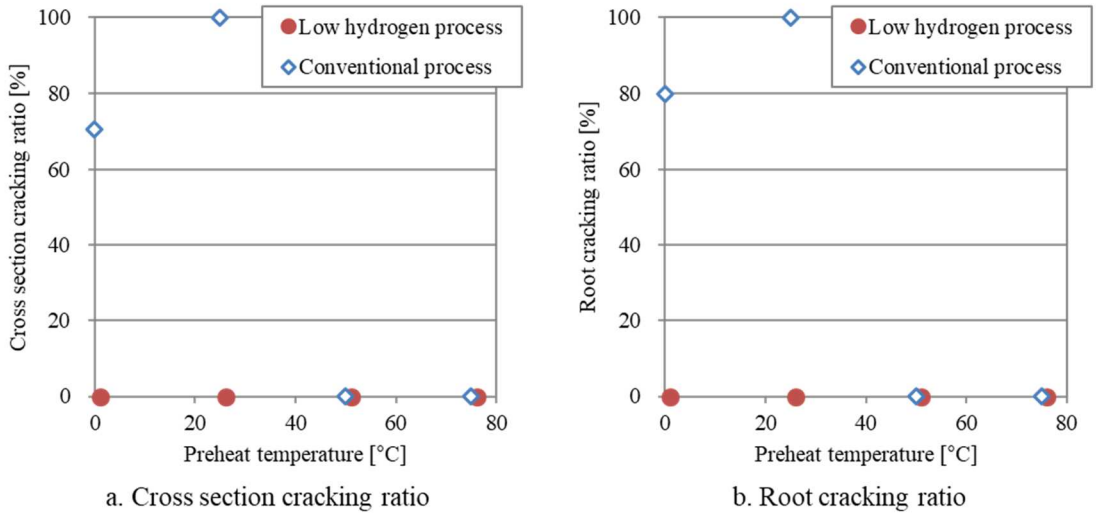


Fig. 7.4 Comparison of cracking ratio between conventional and low hydrogen process

7.2.2.2　拡散性水素量測定試験

従来溶接法および拡散性水素低減プロセスをそれぞれ適用した際の、溶接金属中の拡散性水素量測定結果を Table 7.4 に示す。従来溶接法では平均値で 6.8 mL/100g という結果であり、これは一般的に知られている FCAW の拡散性水素量の範囲であった [45)]。一方、拡散性水素低減プロセスを用いた場合の拡散性水素量は平均値で 2.4 mL/100g であった。本プロセスによって溶接金属中の拡散性水素量を 35%程度に低減させる効果が確認できた。

Table 7.4 Diffusible hydrogen content measurement results

Process	Diffusible hydrogen content [mL/100g]			
Conventional	7.1	7.1	6.0	Avg.6.8
Low hydrogen	2.4	2.6	2.4	Avg.2.4

7.2.3　考察

今回の試験結果の妥当性を確認する為、ルート割れの抑制指標として Yurioka らによって提案されているマスターカーブ法 [33)] を適用し必要予熱温度を算出し、結果を比較した。マスターカーブ法は式(7.1)に示すように母材の炭素当量 *CEN* を溶接金属中の拡散性水素量

（H_D）と入熱（H.I.）によって補正（corr.）し、種々のｙ形溶接割れ試験結果から作成された臨界予熱温度のマスターカーブに当てはめて必要な予熱温度を算出する方法である。

$$CEN = C + A(C)\cdot\left(\frac{Si}{24}+\frac{Mn}{6}+\frac{Cu}{15}+\frac{Ni}{20}+\frac{Cr+Mo+Nb+V}{5}+5B\right) \tag{7.1}$$

$$A(C) = 0.75 + 0.25\tanh\left\{\ 20(C-0.12)\ \right\} \tag{7.2}$$

$$CEN_{\mathrm{corr.}} = CEN + \Delta CEN_{(H_D)} + \Delta CEN_{\mathrm{H.I.}} \tag{7.3}$$

今回の試験で用いた母材の化学成分を Table 7.5 に示す。また、マスターカーブ法によって算出された必要予熱温度を、算出過程の値と併せて Table 7.6 に示す。溶接金属中の拡散性水素量と入熱による補正量は Yurioka らの示す図 [33]から求めた。なお、拡散性水素量による補正量は後の Fig. 7.17 に拡張した図を示す。7.2.1.2 で触れたように、今回の試験の入熱は議論を簡略化する為に調整しており、*CEN* の入熱による補正量は 0 である。

従来溶接法と拡散性水素低減プロセスでの、算出された必要予熱温度はそれぞれ 140℃以上および 65℃以上であり、その差は 75℃であった。これはプロセスの違いによって生じる、拡散性水素量の差から得られる低温割れの抑制効果であると考えられる。今回、拡散性水素低減プロセスによって 50℃以上の予熱温度低減効果が実験的に確認できており、結果として妥当であると考える。

Table 7.5 Chemical composition of test plate (mass %)

C	Si	Mn	Cu	Ni	Cr	Mo	Nb	V	B
0.16	0.33	1.32	0.01	0.01	0.02	<0.01	<0.01	0.04	0.0006

Table 7.6 Required preheating temperature calculated with Master Curve method

Process	*CEN*	Diffusible hydrogen content [mL/100g]	$\Delta CEN_{(H_D)}$	$\Delta CEN_{\mathrm{H.I.}}$	$CEN_{\mathrm{corr.}}$	Required preheating temperature [°C]
Conventional	0.388	6.8	0.025	0	0.413	≧140
Low hydrogen		2.4	-0.070		0.318	≧65

一方、予熱温度の絶対値を比較すると、従来溶接法でのマスターカーブ法による必要予熱温度と、実施した試験での割れ停止温度 50℃とは乖離があった。拡散性水素低減プロセスでの必要予熱温度も、予熱温度 0℃で割れが発生しなかった実験結果とは乖離が見られた。このような乖離が見られた原因としては以下のようなことが考えられる。

Yurioka らのマスターカーブ法は①SMAW（被覆アーク溶接）のデータを中心として作成されているため、入熱と溶着量のバランスが FCAW とは大きく異なり、FCAW のほうが高溶着量であること [87]、同様に、②ルートギャップが 2 mm の条件で実施された試験結果を基に作成されているのに対して、本試験では 1.5 mm であったことが考えられる。①および②のどちらの要因も、マスターカーブ法の根拠となった試験に対して、本研究で実施した試験ではのど厚が厚くなる方向に働くので、ルート部に働く応力つまり低温割れの駆動力が低減し、低温割れ回避に必要な予熱温度が低くなる。

7.2.4　小括

拡散性水素低減プロセスによる低温割れ抑制効果を y 形溶接割れ試験を適用して検証した。溶接材料には造船・橋梁等の製造に広く用いられ、溶接金属中の拡散性水素量がソリッドワイヤと比較して高値であるフラックス入りワイヤを用いた。

75℃～0℃で予熱温度を 4 水準変化させて試験を行った結果、従来溶接法では 25℃以下の試験体で割れが発生した。一方、拡散性水素低減プロセスにおいては、0℃の試験体においても割れの発生は見られなかった。

従来溶接法と比較して、本プロセスを用いた場合における予熱温度の低減効果は 50℃以上であった。

シーム有りフラックス入りワイヤに対して本プロセスを適用し、溶接金属中の拡散性水素量の測定を行った。本試験においては拡散性水素量を約 35%に低減させる効果が得られた。

既往の低温割れ管理手法を適用し、本試験で実施した割れ試験の妥当性を検証した。必要な予熱温度の絶対値には乖離が見られたが、プロセスによる拡散性水素低減量に対する予熱温度低減効果の相対値は妥当な値であることが確認された。

7.3　高張力厚鋼板の GMAW における低温割れ抑制効果

拡散性水素低減プロセスはシーム有りフラックス入りワイヤに好適であることは 7.2 に示した通りであるが、ソリッドワイヤを対象にしても、表面潤滑剤由来水素源の影響を極小化することができる。ソリッドワイヤを用いた GMAW は低水素溶接法として一般的に知られるが、大型構造物を建造する為に必須な高張力、極厚鋼板の溶接施工においては、ソリッドワイヤを使用するだけでは低温割れの発生を完全に防止することができず、予熱、パス間温度、後熱等の熱管理に頼る現状がある。そこで、拡散性水素低減プロセスと組み合わせることで、更なる低水素プロセスとして低温割れの抑制に期待ができる。

厚板の溶接施工では 7.2 に示したような単パスでの施工は現実的では無く、多層溶接となる。多層溶接においては単パス溶接において発生する HAZ での割れとは異なる割れが発生することが知られており [10)]、その評価を行う場合にはやはり多層溶接試験によるべきである。多層溶接継手での低温割れ評価方法はいくつか知られている [52,88)]が、ここでは実際の溶接継手形状を再現して実施可能な窓形拘束溶接割れ試験を採用した。

本節では、高張力、極厚鋼板を対象とし、ソリッドワイヤを用いた GMAW 施工における低温割れの抑制効果を明らかにする為、予熱、パス間温度を厳しく管理した窓形拘束溶接割れ試験を、温度水準を変化させて実施した結果について述べる。

7.3.1　実験方法

7.3.1.1　供試材

高張力厚鋼板の溶接施工では、母材の組成的要因と力学的要因とにより低温割れが発生し易く、溶接施工管理の難度が非常に高い。今回行った実験においては、引張強さ 780 MPa 級の TMCP（Thermo-Mechanical Control Process）型高張力厚鋼板を対象とした。溶接材料は 780 MPa 級鋼板用のソリッドワイヤを用いた。Table 7.7 に供試材の詳細を示す。

Table 7.7 Testing materials

	Tensile strength class [MPa]	Thickness / Dia. [mm]	Remarks
Base metal	780	85	TMCP type
Welding material	780	1.2	JIS Z 3312 G78 A 2 U C N4M4T (Solid wire)

7.3.1.2　溶接条件

溶接条件を Table 7.8 に示す。溶接は下向き姿勢で行ったが、条件としては下向き溶接での一般的な中～大入熱条件　では無く、低温割れの発生し易い低入熱条件を選択した。具体的には、一般的施工条件の中で最も入熱が低くなる横向き姿勢での施工条件と同等にした。入熱を一定にし、考察を簡便にする為、移動台車を用いた自動溶接を採用した。ここで、従来法と拡散性水素低減プロセスにおけるアーク電圧と溶接速度が異なる。これは、後で実施した拡散性水素低減プロセスの試験体において、溶接作業性の観点からアーク電圧を上昇させたが、比較が可能になるように入熱を同一にすべく、溶接速度を調整した結果である。吸引ガス流量は拡散性水素低減プロセス固有の溶接条件である。今回の実験では 25 L/min のシールドガス流量に対して 5 L/min を吸引、排出しながら溶接を行った。

Table 7.8 Welding conditions

Process	Welding current [A]	Arc voltage [V]	Welding speed [mm/min]	Heat input [kJ/mm]
Conventional	260	28	400	1.09
Low hydrogen		30	430	
Process	**Contact-tip to work distance [mm]**	**Welding position**	**Welding method**	**Target preheat and interpass temperature [°C]**
Conventional	25	Flat	Automatic welding	50
Low hydrogen				50, 25, 0
Process	**Shielding gas**		**Suction gas flow rate [L/min]**	
	Type	**Flow rate [L/min]**		
Conventional	CO_2	25	-	
Low hydrogen			5	

7.3.1.3　窓形拘束溶接割れ試験

Table 7.9 に窓形拘束溶接割れ試験における、試験板の形状と拘束条件を示す。また、Fig. 7.5 に拘束板と試験板の配置図を、Fig.7.6 に試験板の拘束状態を示す。

板厚 100 mm の拘束用鋼板には中心部に貫通穴（窓）があり、この窓に沿って試験板の開先を配置し、試験板の外周部に拘束溶接を行った。拘束用の溶接は脚長 60-65 mm のすみ肉溶接とした。拘束完了後に、中央の開先を対象に試験溶接施工を実施した。

試験は Table 7.8 に示した通り、従来法および拡散性水素低減プロセスの両方で予熱、パス間温度 50℃の条件を実施した。拡散性水素低減プロセスの対象としてさらに、25、0℃の条件でも試験を行った。25、0℃の試験では、母材の冷却を促進する為、雰囲気温度を制御可能な室内で試験を実施した。雰囲気温度は目標の予熱、パス間温度より 10℃程度低く設定した。予熱は開先周辺に対して広くかつ目標予熱温度よりも十分高く行い、その後の冷却過程で適切な温度となったタイミングに溶接開始するようにした。予熱、パス間温度は母材表面の溶接線中央部、開先端部から約 10 mm の位置で管理を行った。溶接施工が日を跨ぐ場合には、目標パス間温度 50℃においてはパネルヒーターを用いて、25℃と 0℃においては実験室温を目標温度に一致させることで温度を維持した。

Table 7.9 Test plate configuration and restraint condition

Test plate size	85 mmt x (250+250) mmw x 500 mml
Groove configuration	30° V groove , Root gap: 5 mm , With backing metal (490 MPa class steel: 12 mmt)
Restraint condition	Plate thickness: 100 mmt, Leg length of restraint weld: 60-65 mm

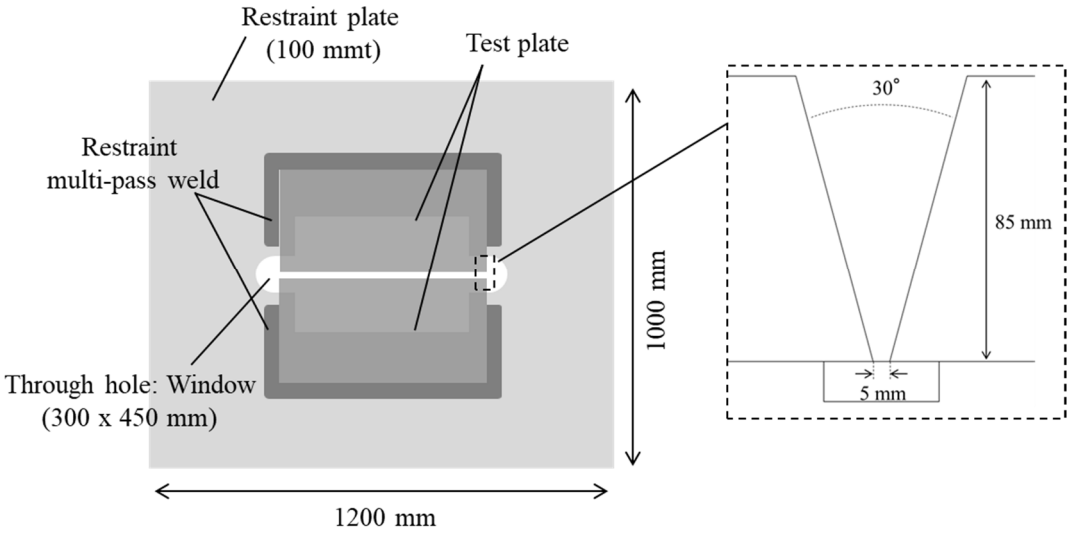


Fig. 7.5 Schematic illustration of layout of both restraint and test plate

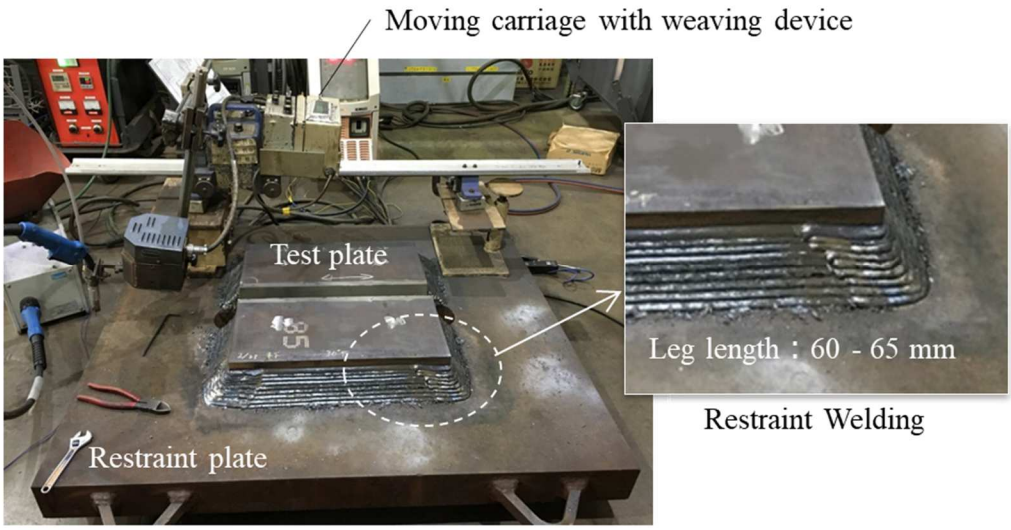


Fig. 7.6 Appearance of test plate after restraint welding

溶接の完了した試験体は拘束を行ったままの状態で 48 時間以上経過するのを待った後に、①最終層ビード外観の目視確認、②表面磁粉探傷試験、③余盛研削後の超音波探傷試験を行った。その後、拘束溶接をガウジングによってはつり取って、④表面切削後の磁粉探傷試験を実施した。以上の試験により、低温割れの発生確認を行った。③余盛研削後の超音波探傷試験は、余盛をグラインダで研削した後に、一探触子斜角法で長手方向のジグザグ走査および溶接線上走査を行って、溶接線方向、溶接線垂直方向のキズを探傷した。探傷感度は JIS Z 3060 (2015)[89]に規定される感度から 6dB 上昇させ、微小なキズをも検出するようにした。④の表面切削後の磁粉探傷試験は、余盛り研削後、および母材表面から 2, 4, 6, 8, 10, 11, 12, 13, 14, 15 mm をフライス盤で切削した表面に対して探傷を行った。

また、拡散性水素低減プロセスを適用した試験体を対象として、溶接線の始端部および終端部より 30 mm の位置から⑤断面マクロ試験片を採取し、観察を行った。断面マクロ試験片の採取は③の超音波探傷試験後に行ったので、④の磁粉探傷試験は溶接線の両端部を除いた位置を対象に行っている。溶接始端部の断面マクロ試験片はさらに⑤´ビッカース硬さ試験に供した。硬さ試験は開先中央部を、開先の奥側を基準として、母材表面に向かって 1 mm 間隔で荷重 5 kgf として実施した。Fig. 7.7 に実施した試験の項目と手順をまとめて示す。

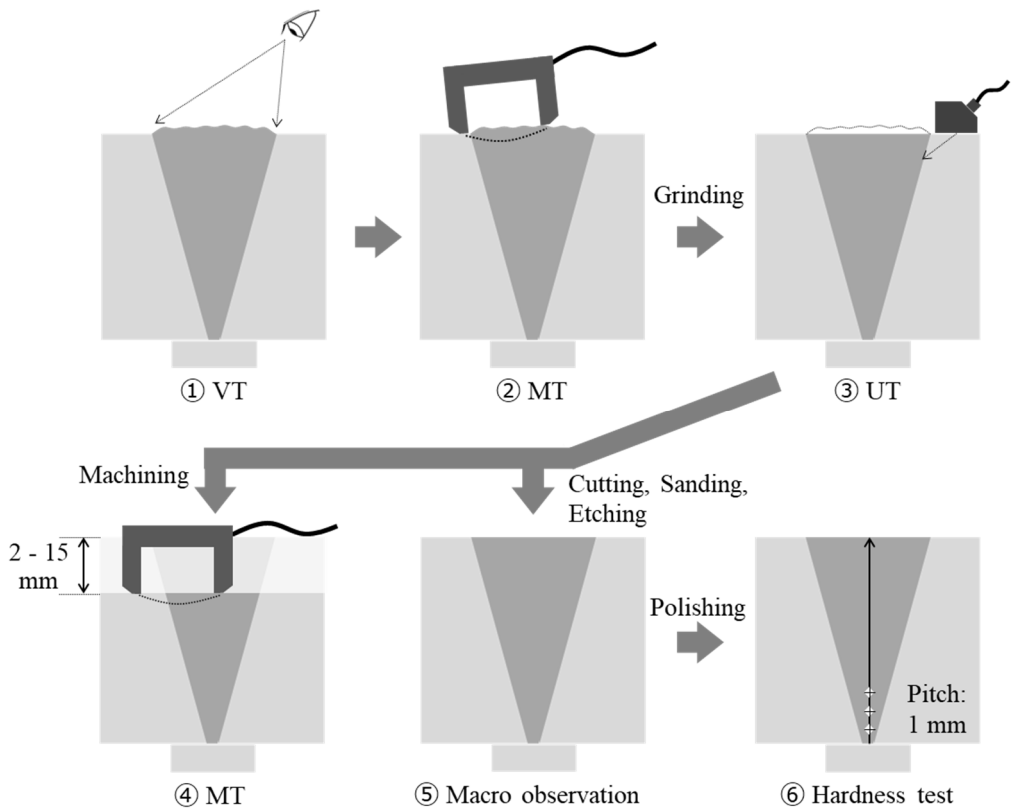


Fig. 7.7 Test items and procedure

7.3.1.4　拡散性水素量測定試験

窓形拘束溶接割れ試験完了後の残ワイヤを用いて溶接金属中の拡散性水素量測定試験を実施した。拡散性水素量測定時の溶接条件は Table 7.8 と同様にした。ただし、溶接速度は JIS Z 3118　(2007)に規定される 350 mm/min とした。水素量の測定はガスクロマトグラフ法を適用した。

7.3.2　実験結果

7.3.2.1　窓形拘束溶接割れ試験

（1）溶接結果

各試験体作製の結果、予熱、パス間温度管理の実績および積層数と溶接パス数は Table 7.10 に示す通りとなった。予熱、パス間温度は非常に厳しく管理し、特に目標温度が 25℃と 0℃の試験においては、±1℃の実績値である。溶接は移動台車を用いた自動溶接で実施したが、①狙い位置の調整を手動で行ったこと、②各パスの溶接条件を一定にした上で、融合不良等の欠陥発生を抑制する為に、パス間のグラインダ手入れを手動で行ったこと、従来溶接法と拡散性水素低減プロセスでは溶接速度が異なったことから、積層およびパス数に違いが生じた。

Table 7.10 Results of welding

Process	Preheat and interpass temperature [℃]		Number of layers	Number of passes
	Target	Result		
Conventional	50	50-55	22	89
Low hydrogen	50	50-54	25	97
	25	24-26	24	94
	0	0-1	23	93

（2）探傷試験結果

溶接後のビード外観を Fig. 7.8 に示す。従来溶接法の予熱、パス間温度 50℃の試験体においては、ビード表面に肉眼で割れが観察されたが、拡散性水素低減プロセスにおいては、いずれの予熱、パス間温度の場合にも表面割れは見られなかった。

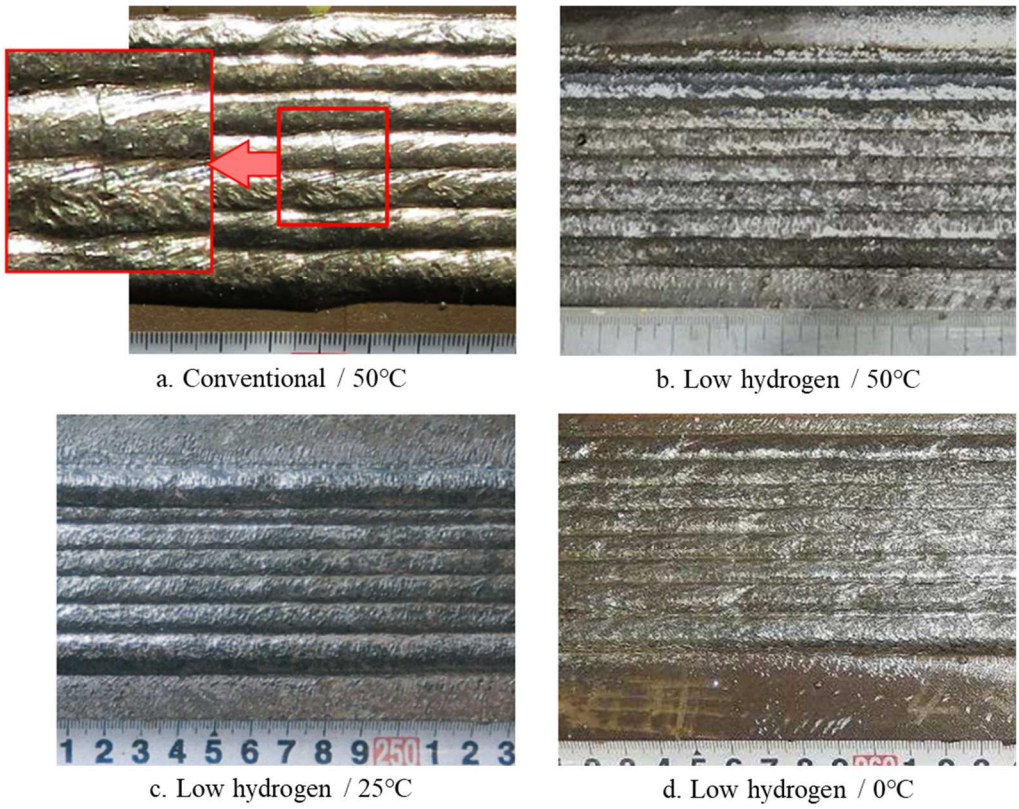


Fig. 7.8 Appearance of weld bead surface of last layer

(Process / Preheat and interpass temp.)

次に、最終層のビード表面を対象に行った磁粉探傷試験の結果を Table 7.11 に示す。従来溶接法においては 7 箇所のキズが見られた。拡散性水素低減プロセスにおいては、予熱、パス間温度 50、25℃の条件ではキズが見られなかった。0℃の条件においては溶接終端部付近に 1 箇所のキズが見られた。

Table 7.11 Results of MT on bead surface of last layer

Process	Preheat and interpass temperature [°C]	Results
Conventional	50	7 defects, Widely distributed on weld beads
Low hydrogen	50	No defect
	25	No defect
	0	1 defect, Near the weld end

余盛研削後の超音波探傷試験結果を Fig. 7.9 に示す。図中の太い線が検出された割れを示しており、キズの発生深さ d (mm)を割れの表示線に添えて示している。従来溶接法において、磁粉探傷で検出された 7 箇所に加えてもう 1 箇所のキズが検出された。検出されたキズはどれも溶接線と垂直に進展する方向に発生しており、かつ表層から近い位置にあることがわかった。これらの特徴は多層溶接に発生する典型的な溶接金属の横割れ [10]であり、低温割れであると判断した。拡散性水素低減プロセスを適用した条件での予熱、パス間温度 50、25℃の試験体では長手方向のキズが見られ、0℃の試験体においては多数のキズが検出された。この条件で検出されたキズはいずれも低温割れの特徴と同様に横方向のものであったが、発生位置は典型的な発生位置と異なり、開先の深い位置であった。超音波探傷試験結果をまとめて Table 7.12 に示す。

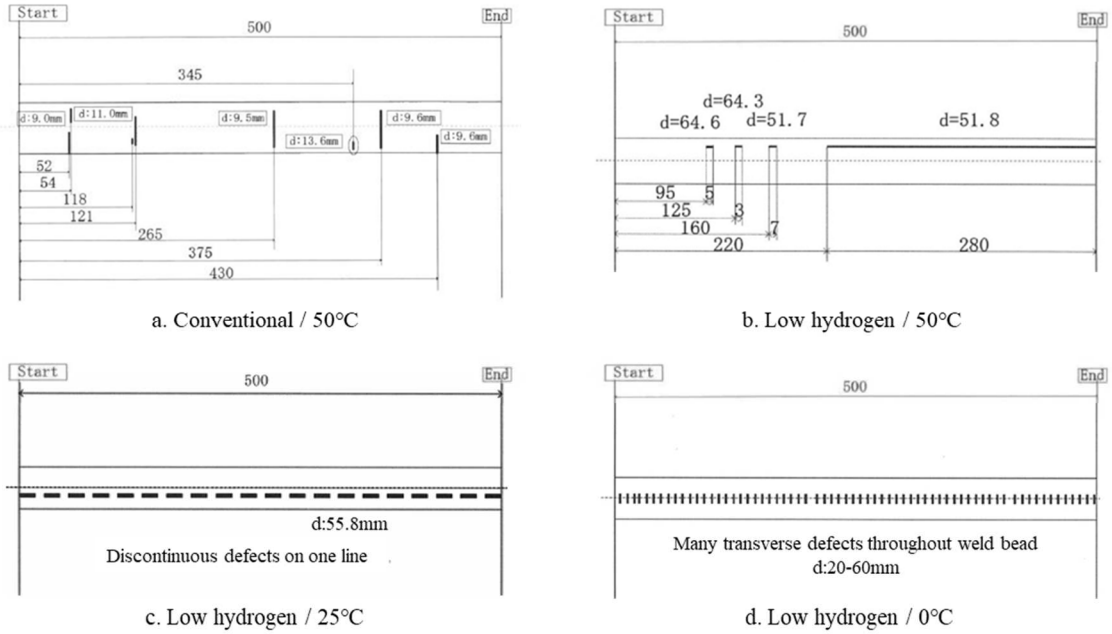


Fig. 7.9 Location of defects detected by UT

(d: Depth of defect, Process / Preheat and interpass temp.)

Table 7.12 Summary of the result of UT

Process	Preheat and interpass temperature [℃]	Results	Types of defects
Conventional	50	8 defects	Transverse defects (Cold cracks)
Low hydrogen	50	4 defects	Longitudinal defects
	25	Discontinuous defects on one line	Longitudinal defects
	0	Many defects throughout weld bead	Transverse defects

次に表面切削後の磁粉探傷試験結果について記す。この試験は超音波探傷試験において横方向のキズが発生しなかった、拡散性水素低減プロセスを適用した予熱、パス間温度 50、25℃の試験体のみを対象に実施した。

いずれの試験体においても、余盛り研削後、および母材表面から 2, 4, 6, 8, 10, 11, 12, 13, 14, 15 mm 研削したいずれの表面においても割れは見られなかった。

（3）断面観察および硬さ試験結果

超音波探傷後の試験体両端から採取した断面マクロを Fig. 7.10 に示す。予熱、パス間温度の変化によって溶込み形状に差異は見られなかった。50、25℃の条件において超音波探傷試験で長手方向のキズが検出された位置付近に欠陥が見られた。その他にも 0℃の条件も含めて、ビードの際にいくつか微小な欠陥が見られた。

溶接始端部の断面マクロを対象に実施した硬さ試験結果を Fig. 7.11 に示す。横軸は積層高さを示しており、ルート部を原点として示している。Fig. 7.11-a では連続した測定値を実線で結んで示している。積層高さの近い位置間で硬さが大きくバラつくが、これは原質部、再熱部といったミクロ組織の違いから発生するものと考えられる。平均的にビッカース硬さ 330~350 程度の非常に硬い組織となっていた。これは、入熱とパス間温度の両方が低い条件であった為に、冷却速度が速くなり、硬い組織が多く現れた為であると考える。Fig. 7.11-b では各条件において、最小二乗法による近似直線を示している。硬さは積層高さが高くなるにつれて低下する傾向があり、予熱、パス間温度が低下すると上昇する傾向がある。

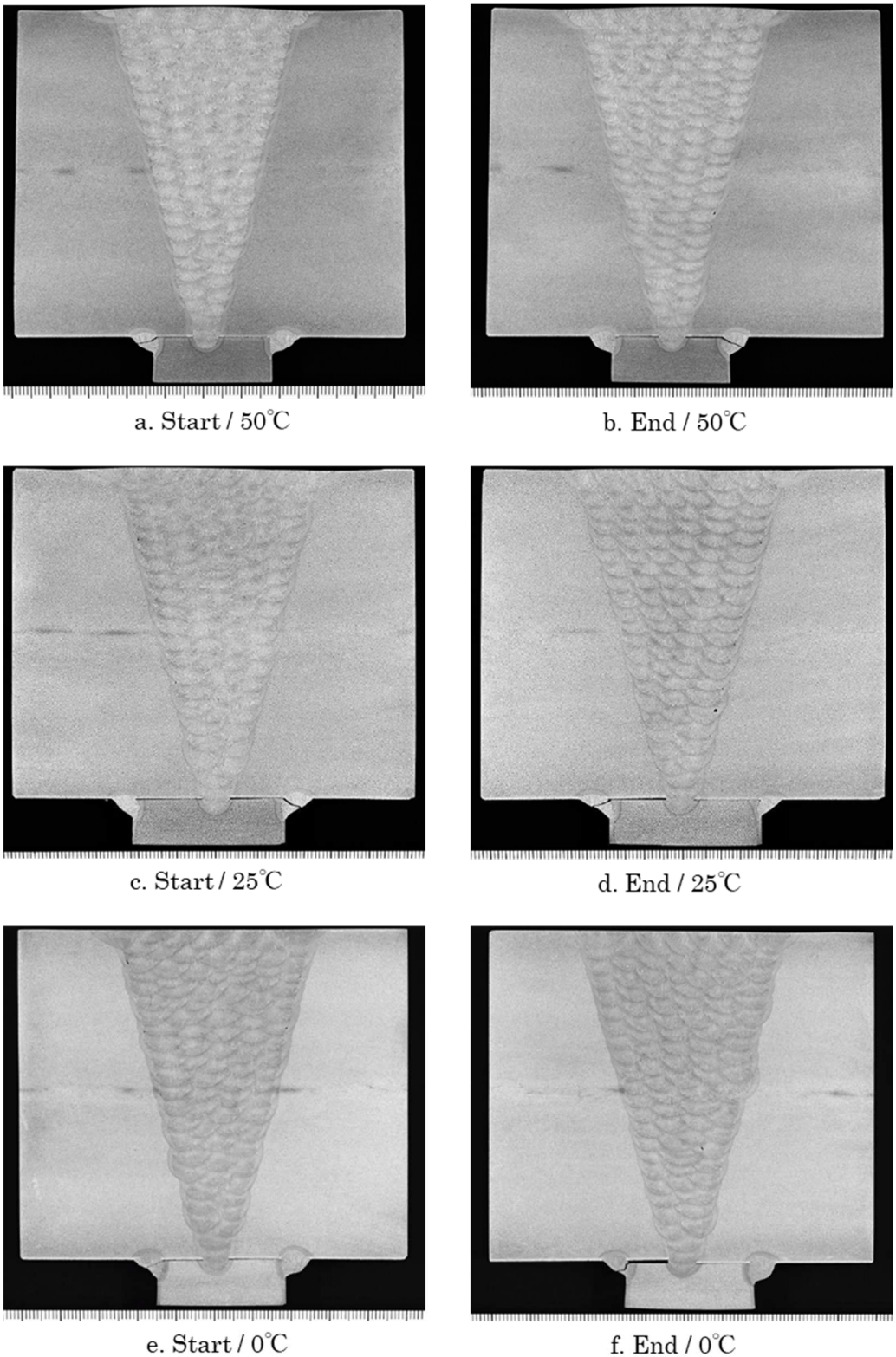
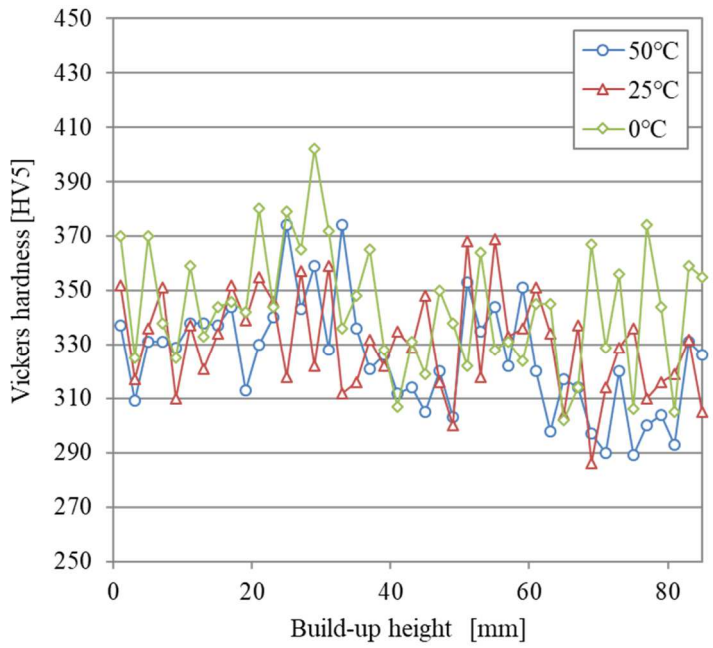
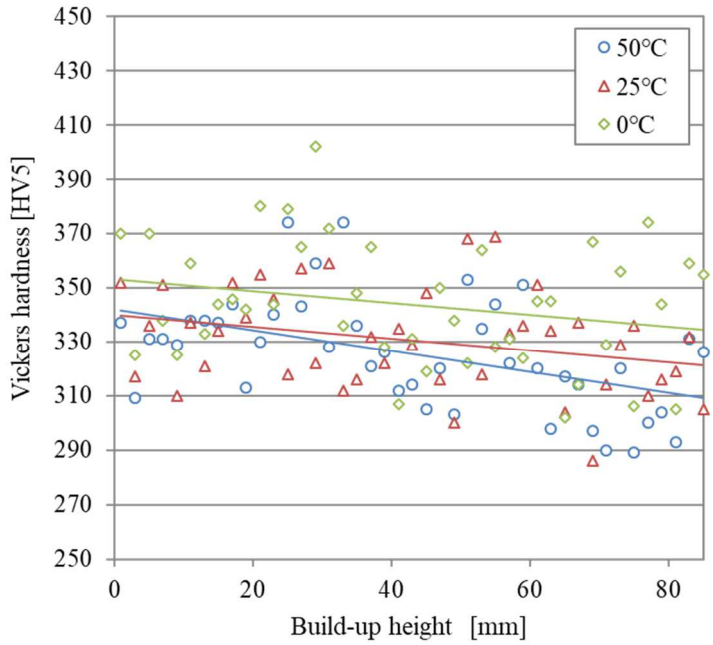


Fig. 7.10 Cross sections of both start and end positions

(Sampling position / Preheat and interpass temp.)



a. Continuous measured value



b. Linear approximation

Fig. 7.11 Vickers hardness test results

7.3.2.2　拡散性水素量測定試験

従来溶接法と拡散性水素低減プロセスにおける、溶接金属中の拡散性水素量測定結果を Table 7.13 に示す。従来溶接法では平均値で 1.3 mL/100g という結果であった。拡散性水素量が低いことが一般的に知られるソリッドワイヤでの GMAW であり、既知の [45]拡散性水素量の範囲内であった。一方、拡散性水素低減プロセスを用いた場合は平均値で 0.4 mL/100g であった。低水素溶接法として知られるソリッドワイヤの GMAW の結果と比較しても十分明確な差異が確認された。

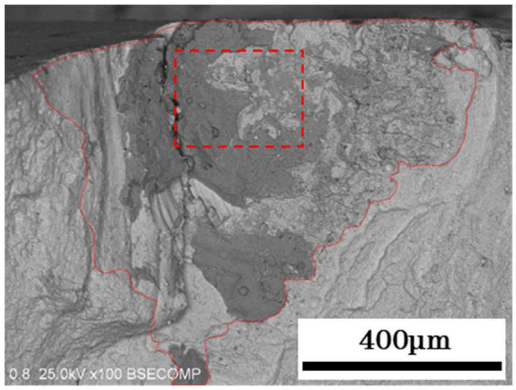
Table 7.13 Diffusible hydrogen content measurement results

Process	Diffusible hydrogen content [mL/100g]			
Conventional	1.1	1.3	1.4	Avg.1.3
Low hydrogen	0.5	0.5	0.4	Avg.0.4

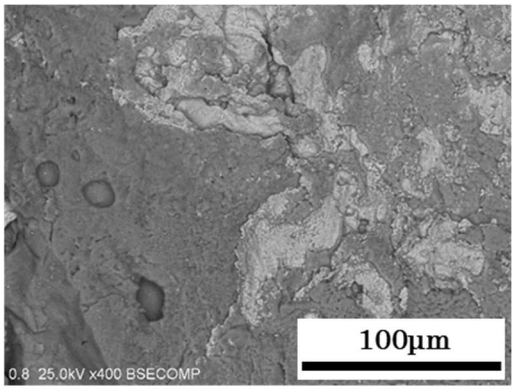
7.3.3　考察

7.3.3.1　欠陥種類の確認

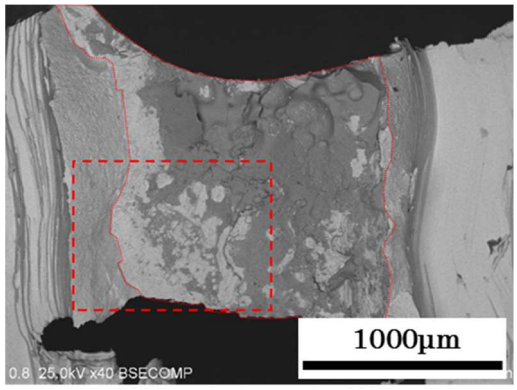
拡散性水素低減プロセスを適用した、予熱、パス間温度 50、25℃の試験体において見られた長手方向の欠陥と、0℃の条件において開先奥に見られた横方向の欠陥について、強制的に開放し、内面を走査型電子顕微鏡（SEM）によって観察した。前者の欠陥観察結果を Fig. 7.12 に、後者の観察結果を Fig. 7.13 に示す。



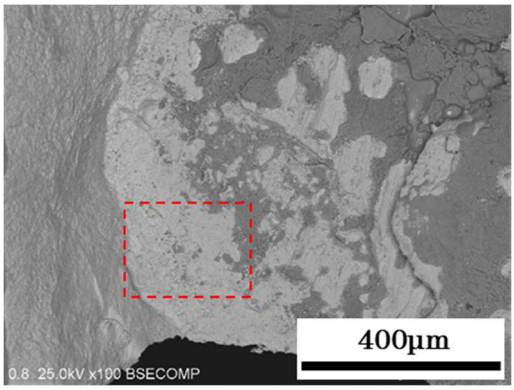
a. Preheat and interpass temp: 50℃
(Whole image)



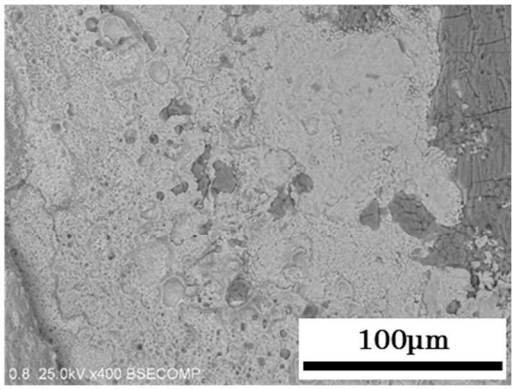
b. Preheat and interpass temp: 50℃
(Local image)



c. Preheat and interpass temp: 25℃
(Whole image)

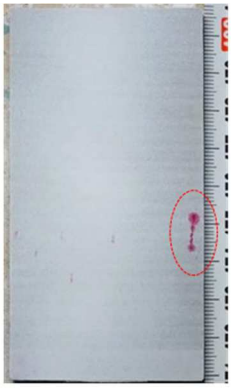


d. Preheat and interpass temp: 25℃
(Local image 1)

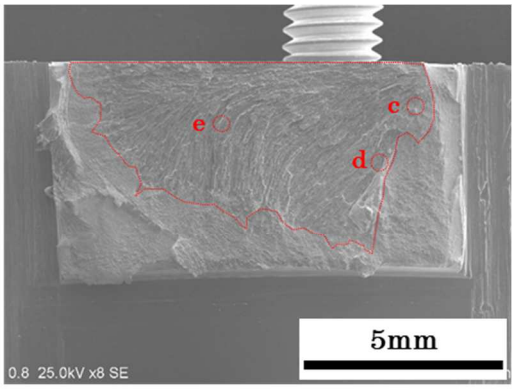


e. Preheat and interpass temp: 25℃
(Local image 2)

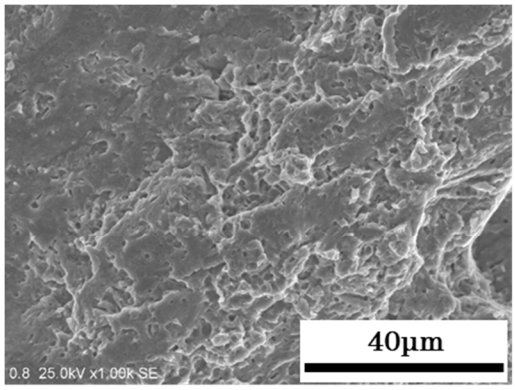
Fig. 7.12 Compositional images in BSE mode of longitudinal defects



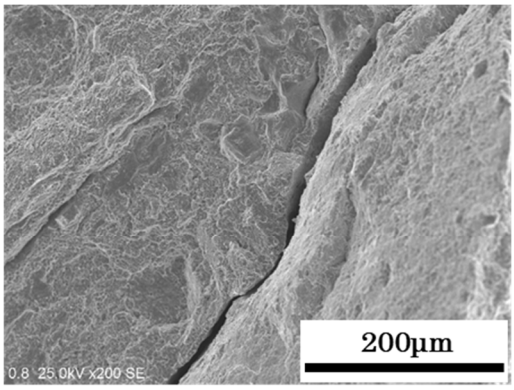
a. PT result of longitudinal section of welding metal on groove center



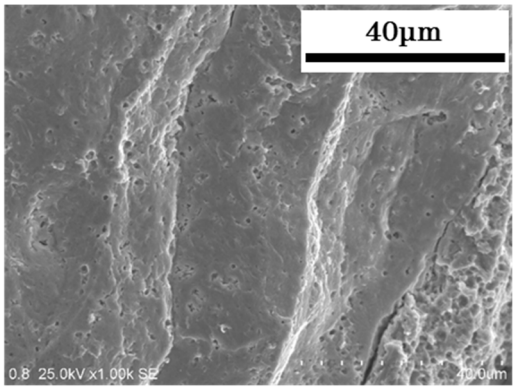
b. SEM image of the whole defect



c. SEM image of the vicinity of the crack starting-point



d. SEM image of the crack-propagated area (1)



e. SEM image of the crack-propagated area (2)

Fig. 7.13 Observation results of transverse defect occurred in the condition of 0℃ preheat and interpass temperature

Fig. 7.12-a, b は予熱、パス間温度 50℃の条件のものであり、c~e は 25℃のものである。同一試験体を対象にした各写真はそれぞれ撮影倍率が異なる。図中のいびつな破線は欠陥解放時の強制破面との境界を示すものであり、内側が観察対象の欠陥である。矩形で示したのは、高倍率の局所像の視野を示している。いずれも反射電子組成像（Back-Scattered Electron composition image）を示しており、黒く表示される皮膜と白っぽく表示される金属素地が露出する部分が確認された。観察結果より発生した欠陥は割れでは無く、融合不良であったと判断できる。今回行った溶接は 7.3.1.2 で触れた通り、移動台車を用いた自動溶接であり、かつ一定の低入熱条件に限定して施工を行った為、融合不良欠陥の出やすい条件であったことが影響していると考える。

多層溶接における典型的な低温割れである、横割れの駆動力は溶接線方向の残留応力であると考えられる [90]。開先内部に溶接線と同一方向に発生した融合不良による、この方向の残留応力分布への影響は比較的小さく、少なくとも緩和されることは無い。その為、残留応力の観点では、低温割れ発生の無い試験体の融合不良欠陥は低温割れ発生を評価する試験として問題にはならないと言える。

次に、拡散性水素の分布状態への影響についても以下のように考えた。溶接部を拡散移動する水素が表面に到達すると、大気中に脱離・放出されると考えられる [43]ので、欠陥部においても同様に作用し、周辺の拡散性水素濃度が低下する可能性があるのではないかと考えた。しかし、溶接終了時の拡散性水素濃度分布は母材表面から 10～30 mm 程度の位置において最大値を示すことが知られており [42,90,91]、今回発生した深さ 50 mm 以上の位置での欠陥の影響は、割れ発生有無に対して限定的であると考えた。

実験データとしては、融合不良欠陥が無い試験体作成が好ましくはあるが、上記観点により本試験体は有効であったと考える。

Fig. 7.13-a は溶接金属の長手方向断面マクロに浸透探傷試験を行った外観写真である。超音波探傷試験で検出された通り、開先の奥側においていくつか割れが見られた。見られた割れの一つを強制開放した全体像が Fig. 7.13-b であり、Fig. 7.13-c~e は高倍率での観察結果である。Fig. 7.13-b には、欠陥の右上部から左上と下方向に向かって末広がりなシェブロンパターンが観察された。酸化皮膜等は見られず、この欠陥は割れであることがわかった。Fig. 7.13-c は割れ起点近傍の観察結果であり、ここでは粒界破面部と、ディンプルと擬へき開の混合破面部が観察された。Fig. 7.13-d と e は割れ進展部の観察結果である。これらには共通して粒界の二次クラックが観察された。Fig. 7.13-e には滑らかな粒界破面が見られ

た。表面にはミクロボイドが多数見られ、塑性変形の跡と考えられるヘアラインも観察された。これらの特徴は高張力鋼における水素起因の低温割れに見られるものである[92]ことから、予熱、パス間温度 0℃の条件で発生した割れもやはり低温割れであると言え、本試験は低温割れの発生を確認する試験として有効であったと考える。

ここで、Table 7.14 に実施した試験結果をまとめる。従来溶接法では溶接金属の拡散性水素量は 1.3 mL/100g であり、予熱、パス間温度が 50℃の条件で低温割れが発生した。拡散性水素低減プロセスでは拡散性水素量は 0.4 mL/100g であり、50 および 25℃の条件では低温割れの発生は無く、0℃の条件において低温割れが見られた。つまり拡散性水素低減プロセスによる溶接金属中の拡散性水素量低減によって低温割れの抑制効果が明確に確認できた。また、予熱温度の低減効果は 50℃以上であると言える。

Table 7.14 Summary of test results in this test

Process	Diffusible hydrogen content [mL/100g]	Preheat and interpass temperature [℃]	Results	Remarks
Conventional	1.3	50	**Cold cracks occurred**	Typical weld metal transverse cracks in multi-layer welding
Low hydrogen	0.4	50	No cracks	Several lack of fusions
		25	No cracks	Discontinuous lack of fusions on one line
		0	**Cold cracks occurred**	Many transverse cracks were on the lower position of the groove. They were confirmed as cold cracks by SEM observation.

7.3.3.2　溶接位置と冷却速度の関係

7.3.2.1（3）で示した硬さ試験の結果、硬さは積層高さと予熱、パス間温度の影響を受けていることが示唆された。そこで、各積層高さと予熱、パス間温度を想定した熱伝導数値解析を行い、冷却速度の比較を行った。

（1）解析条件

解析には溶接熱解析ソフトウェアである、Quick Welder を用いた。積層条件は 3 水準とし、ルート部、板厚中央、表層のそれぞれ開先中央部を溶接することを想定した 3 次元モデルを構築した。熱物性値は文献値を使用[93,94]し、溶接条件は Table 7.8 の拡散性水素低減プ

ロセスの場合と同一とした。適用した物性値を温度特性として Fig. 7.14 に、解析条件を Table 7.15 に示す。

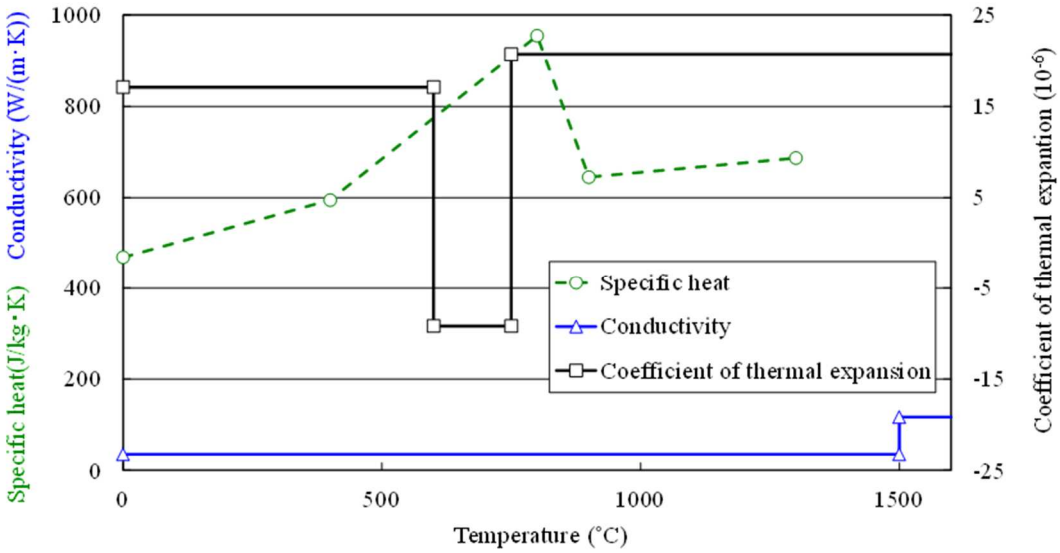
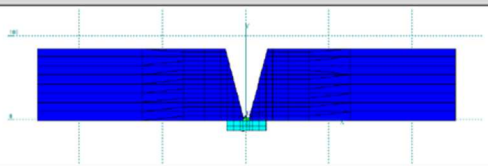
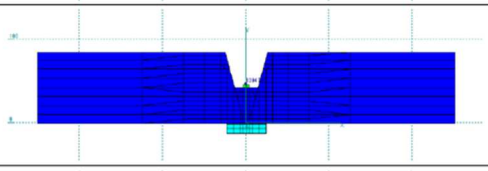
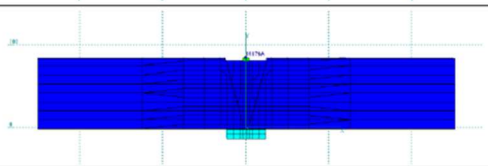


Fig. 7.14 Thermophysical properties used for simulation

Table 7.15 Calculation condition

Model	2D model Image	Mesh number	Preheat and interpass temperature [°C]	Other conditions
Root		21200	50, 25, 0	260 A – 30 V – 43cm/min Thermal efficiency: 80%
Center		24600		
Face		29600		

（2）解析結果

溶接終了時の計算結果の例（温度分布）を Fig. 7.15 に示す。実際の溶接温度履歴との一致確認は行っていないが、適当な溶接履歴計算を行うことができており、絶対値の議論はできないが、相対比較は可能であると考える。

計算結果から、溶接熱影響部の最高硬度決定の重要因子とされる 540℃における冷却速度[95]の比較を行った。冷却速度の取得位置は溶接線中央、溶接金属の表面とした。結果を Fig. 7.16 に示す。

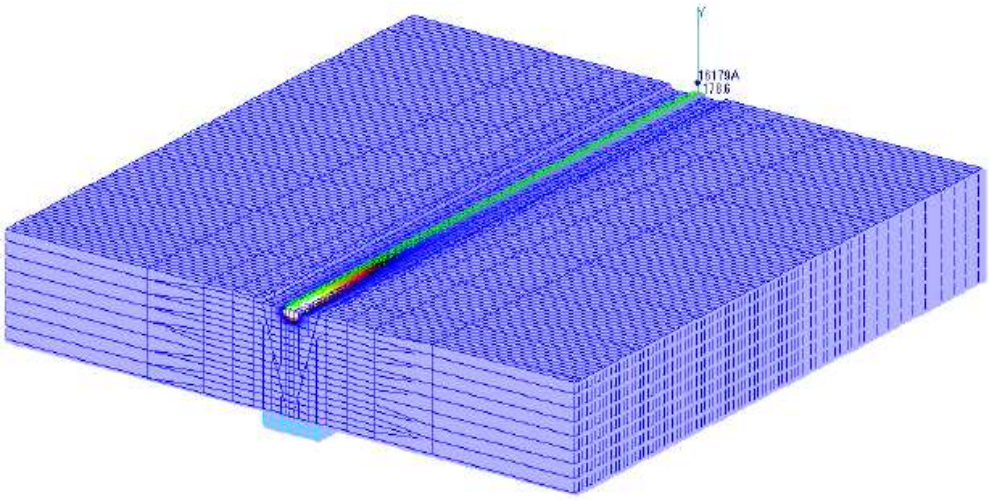


Fig. 7.15　Example of calculation result

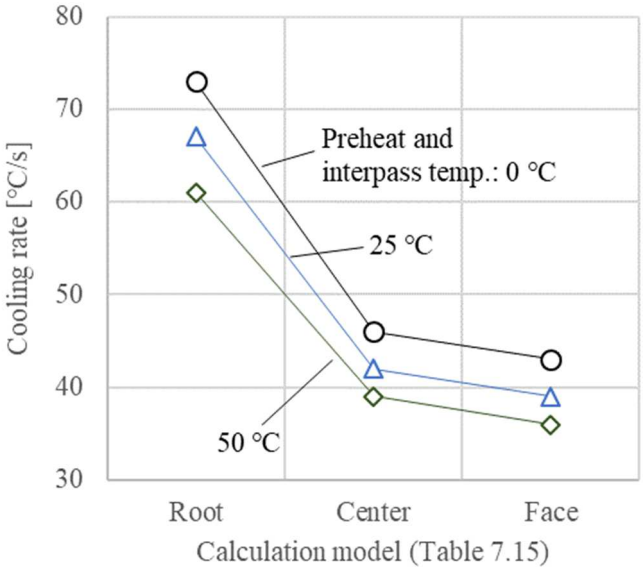


Fig. 7.16　Relation between Cooling rate and calculation conditions

解析の結果、冷却速度には、予熱温度の差異以上に積層位置が大きく影響することがわかった。つまり、Fig. 7.11 に示した硬さ分布に見られた、積層高さと硬さに関する負の相関は今回の試験条件下においては十分に起こり得る結果であると言える。しかし、冷却速度の因子のみを考慮すると、予熱、パス間温度が 0℃の表層近辺と 50℃のルート位置を比較した場合、後者の硬さが高くなるはずであるが、そのようにはなっていない。これは母材が TMCP 型高張力鋼であり、溶接ままで強度を発揮させる材料と比較して合金の添加量が少ないことが要因と考えられる。つまり、ルート近傍は狭い開先内を溶接する為、母材の希釈率が大きくなり溶接金属の合金量が減少する影響で、冷却速度によって考えられる程硬さが上昇しないものと考えられる。具体的な化学成分分布については本研究においては言及しない。

開先の深い位置において硬さが高くなる傾向は予熱、パス間温度が 0℃の条件において低温割れが発生した位置とよく整合する。7.3.3.1 でも触れた通り、多層溶接において拡散性水素濃度は最終層表面から 10～30 mm 程度下層の位置で最大値を示し [42,90,91]、その位置において割れが発生し易いとされているが、拡散性水素低減プロセスとソリッドワイヤを組み合わせた今回のような極低水素溶接法を用いた場合、水素濃度差は板厚方向で大きくならず、硬さによって割れ発生位置が支配されることを示唆していると言える。

7.3.3.3　割れ試験結果の妥当性確認

今回の試験結果の妥当性を確認する為、低温割れ抑制指標の既往研究結果との整合性確認を行った。

（1）ルート割れ抑制指標との比較

7.2 と同様に、ルート割れの抑制指標として Yurioka らによって提案されているマスターカーブ法 [33] を適用し、本研究で行った窓形拘束溶接割れ試験条件における必要予熱温度を算出した。

マスターカーブ法での溶接金属中の拡散性水素量による CEN の補正量（$\Delta CEN_{(H_D)}$）は、1~100 mL/100g の範囲で拡散性水素量の常用対数を横軸として、縦軸に定義されている。拡散性水素低減プロセスを用いた場合の溶接金属中の拡散性水素量は平均値で 0.4 mL/100g である為、このままでは定義された範囲を外れ、$\Delta CEN_{(H_D)}$ が求められない。Yurioka らによる $\Delta CEN_{(H_D)}$ の定義は拡散性水素量が 5 mL/100g を基準: 0 として、それよ

り高い範囲では正の数、低い範囲では負の数とされている。また、5 mL/100g より高い範囲では対数の横軸に対して曲線が描かれているが、それ以下の範囲では直線が描かれている。そこで今回の試験に適用できるよう、より低水素の範囲にこの直線を外挿し、定義を拡張することで拡散性水素低減プロセスでの $\Delta CEN_{(H_D)}$ を得た。拡張した図を Fig. 7.17 に示す。

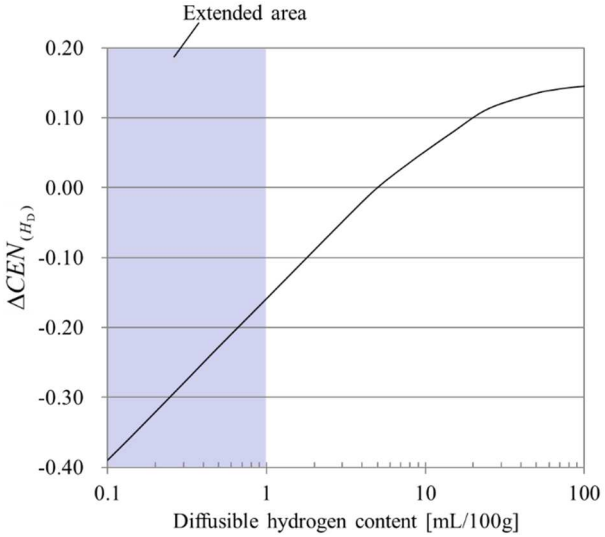


Fig. 7.17 Extended *CEN* correction according to diffusible hydrogen in weld metal

拡張したマスターカーブ法によって算出された必要予熱温度を、算出過程の値と併せて Table 7.16 に示す。

Table 7.16 Required preheating temperature calculated with extended Master Curve method

Process	*CEN*	Diffusible hydrogen content [mL/100g]	$\Delta CEN_{(H_D)}$	$\Delta CEN_{H.I.}$	$CEN_{corr.}$	Required preheating temperature [°C]
Conventional	0.48	1.3	-0.14	0.01	0.35	≧120
Low hydrogen		0.4	-0.24		0.25	≧31

マスターカーブ法によって算出された必要予熱温度は従来溶接法では 120℃以上、拡散性水素低減プロセスでは 31℃以上であった。上述の窓形拘束溶接試験結果と比較すると、本プロセスを適用し、予熱、パス間温度 25℃とした場合には必要予熱温度未満にも関わらず、割れは発生しない結果となっているが、概ね整合する結果であった。

（2）多層溶接の横割れ抑制指標との比較

次に、多層溶接の横割れ抑制指標として Nevasmaa によって提案されている手法[39]を適用し、本研究で行った窓形拘束溶接割れ試験条件での横割れ発生臨界水素量との比較を行った。Nevasmaa の手法は第 1 章でも触れた通り、式(7.4)、(7.5)および(7.6)を用いてそれぞれ溶接金属の強度、硬さ、化学組成の観点から臨界水素量を算出し、各算出結果の最低値を実際の溶接金属中の拡散性水素量と比較し、臨界水素量以下であれば、100℃程度の予熱、パス間温度を適用することにより、割れ発生を回避できると判断するものである。

なお、Nevasmaa の研究における拡散性水素量測定には 1.2.5.2 で述べた水銀法が用いられているので本研究で用いたガスクロマトグラフ法との測定法による定量値の違いが考えられる。

$$H_{\mathrm{cr}} = 250 \times 10^{(-0.00235\, R_{\mathrm{p0.2}})} \tag{7.4}$$

$$H_{\mathrm{cr}} = 280 \times 10^{(-0.00585\, HV_{\mathrm{max}})} \tag{7.5}$$

$$H_{\mathrm{cr}} = 116 \times (0.295 - P_{\mathrm{cm}}) \tag{7.6}$$

ただし、H_{cr}：横割れ発生臨界水素量、 $R_{\mathrm{p0.2}}$：溶接金属の 0.2%耐力、

HV_{max}：溶接金属の硬さ最大値

この手法は種々の材料を用いた割れ試験結果から得た実験式を用いるもので、式の導出に適用された条件範囲から適用範囲が規定されている。適用範囲は溶接金属の機械的特性や化学組成、溶接条件および拡散性水素量について規定されている。Nevasmaa の手法の適用範囲と本研究の試験体での値を Table 7.17 に示す。表中の試験値は拡散性水素低減プロセスを適用し、予熱、パス間温度 50℃として作成した試験体から各種試験片を採取し測定を行った結果を代表値として用いている。なお、表中の *CET* は式(7.7)[96]で求められる炭素当量である。

$$CET = C + \frac{Mn + Mo}{10} + \frac{Cr + Cu}{20} + \frac{Ni}{40} \tag{7.7}$$

Table 7.17 に示す通り、本実験での測定値はこの手法の適用範囲を外れる項目が多い。しかし拡張して適用し、横割れ発生臨界水素量を算出したところ 1.2 mL/100g となった。従来溶接法での拡散性水素量は 1.3 mL/100g であり、臨界水素量よりもわずかに高く予熱、パス間温度を 100℃としても割れ発生のリスクがある。拡散性水素低減プロセスでの値は 0.4 mL/100g であり、臨界水素量と比較して十分に低い結果である。

Table 7.17 Applicable range of Nevasmaa's method and practical value in this test

	0.2% Yield strength [MPa]	Max. Vickers hardness value [HV5]	Pcm [%]	*CET* : Eq.(7.7) [%]
Applicable range of Nevasmaa's method	550-890	210-370	0.13-0.30	0.18-0.42
Practical value in this research	989	374	0.28	0.36
	Heat input [kJ/mm]	Diffusible hydrogen content [mL/100g]	Preheat temperature [°C]	
Applicable range of Nevasmaa's method	1.3-5.0	2.0-19.0	80-300	
Practical value in this research	1.09	1.3 / 0.4	50 / 25 / 0	

Fig. 7.18 に本実験で実施した試験と既往の低温割れ抑制指標からの計算結果をまとめて比較を行う。この図では横軸を拡散性水素量の常用対数とし、縦軸を予熱、パス間温度とした。図の左側（低水素側）、および上側（高予熱、パス間温度側）が低温割れに対する安全側の条件となる。破線は Yurioka らのマスターカーブ法より得られたルート割れの臨界線であり、四角の点が Nevasmaa の手法から得られた予熱、パス間温度 100℃における多層溶接横割れの臨界水素量を示している。これらは近接していることがわかる。また、丸い点が本研究による試験結果を示している。試験結果はいずれも既往の低温割れ抑制指標と整合性が良く、妥当な結果であったと理解できる。

なお、Nevasmaa の手法の適用に際して、拡散性水素量測定法の違いについて言及した。1.2.5.2 に示したようにガスクロマトグラフ法と水銀法の測定値間の差については、同等とする考え方の他に、いくつかの報告 [55,63,64] を総合的に捉えると、0.7 倍の比例関係があり、

ガスクロマトグラフ法の測定値が低くなるとも読み取ることができる。後者の見方で Fig. 7.18 を見ると、Nevasmaa の手法から得られた四角の点はさらにマスターカーブ法による臨界線に近接することになり、より整合性が取れる結果となる。

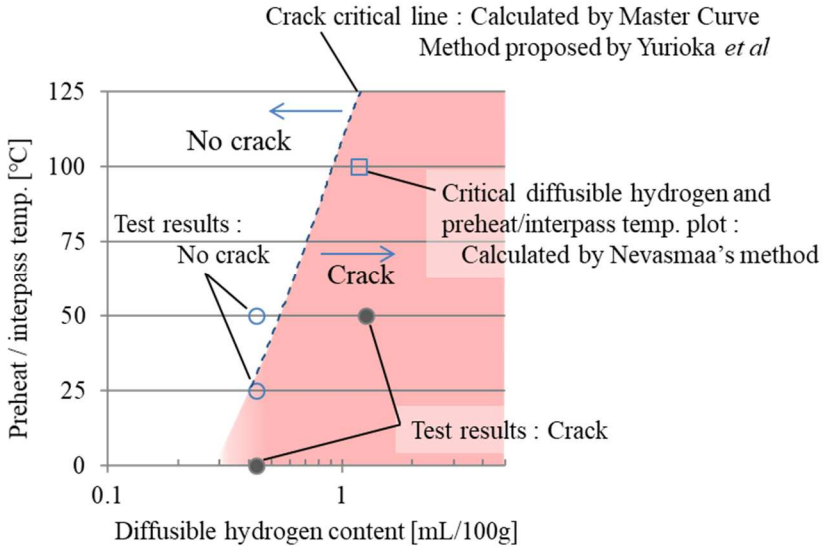


Fig. 7.18 Comparison of present test results and cold crack control indexes

例に挙げた双方の低温割れ抑制指標において、拡散性水素量は対数的に影響すると読み取れる。ソリッドワイヤを用いた本研究においては、拡散性水素低減プロセスによって低減される拡散性水素量の絶対値は 0.9 mL/100g と小さいが、発生する低温割れに対する影響度は大きい結果となったことがここからも理解できる。

7.3.4　小括

高張力厚鋼板の多層溶接における、拡散性水素低減プロセスによる低温割れ抑制効果を窓形拘束溶接割れ試験を適用して検証した。母材には 780 MPa 級の TMCP 鋼を、溶接材料には同強度クラスのソリッドワイヤを適用した。

予熱、パス間温度を 50℃とした比較試験において、従来溶接法では典型的な横割れが発生し、拡散性水素低減プロセスでは割れが発生せず、低温割れの抑制効果が確認できた。

予熱、パス間温度を 25℃、0℃とし、拡散性水素低減プロセスを適用した試験において、25℃の条件では割れが発生せず、0℃の条件では開先の奥側に多くの低温割れが発生した。これにより本プロセスによる予熱温度の低減効果は 50℃以上であることがわかった。

ソリッドワイヤに対して拡散性水素低減プロセスを適用し、拡散性水素量の測定を行った。本試験においては、従来溶接法と比較して 0.9 mL/100g 低減し、0.4 mL/100g の結果となった。

拡散性水素低減プロセスを適用した試験の 50℃および 25℃の条件においては、溶接線方向のキズがいくつか見られた。これらは、SEM による確認の結果、融合不良であることがわかった。長手方向のキズであり、横割れへの影響は小さいと判断した。

硬さ試験と熱伝導解析の結果、ルート近傍と表層近傍では冷却速度が大きく異なり、硬さがルート近傍のほうが高くなることがわかった。予熱、パス間温度が 0℃の条件において、一般的な発生位置と異なる位置での低温割れが見られたが、その原因は拡散性水素低減プロセスによる極低水素量と、本試験での冷却速度と積層位置の関係によるものと考えられる。

既往の低温割れ管理手法の内、ルート割れ抑制指標と多層溶接の横割れ抑制指標との比較を行い、よく一致する試験結果であることが確認できた。これにより、この試験結果は妥当であったと言える。

ソリッドワイヤに対する溶接金属中の拡散性水素量低減効果は、絶対値としては小さいが、拡散性水素量の低温割れへの影響は対数的であるので、わずかな変化で大きな効果を得ることができ、非常に有効であった。

7.4　結言

本章では拡散性水素低減プロセスによる、低温割れ抑制の具体的な効果を明らかにする為に、熱管理水準を変化させて、FCAW を適用した y 形溶接割れ試験と高張力厚鋼板に GMAW を適用した窓形拘束溶接割れ試験を実施し、結果に対する考察を行った。得られた結果を以下にまとめる。

①FCAW での y 形溶接割れ試験において、拡散性水素低減プロセスにより 50℃以上の予熱温度の低減効果が見られた。

②高張力厚鋼板に GMAW を適用した窓形拘束溶接割れ試験においても、拡散性水素低減プロセスにより 50℃以上の予熱、パス間温度の低減効果が見られた。

③上記の予熱温度低減効果は、既往の低温割れ管理手法との比較を行った結果、拡散性水素量の低減量から、得られる妥当な結果であることが確認できた。

④窓形拘束溶接割れ試験での考察から、厚鋼板におけるルート近傍と表層近傍での冷却速度差および拡散性水素低減プロセスのような極低水素プロセスによって、低温割れの発生位置が、一般的な発生位置と異なって開先の深い位置で起こる可能性が示唆された。

⑤拡散性水素低減プロセスは、溶接金属中の拡散性水素量が低減されるだけではなく、実施工における低温割れ発生を抑制することができる優れた溶接技術であることが示された。

第８章　総括

大型構造物の製造において、高能率化の要求により構造材の厚板化や高張力化は日々進んでおり、それによって溶接施工における低温割れの懸念は高まり、溶接施工管理の難度は上昇の一途をたどっている。施工の段階において、低温割れを制御する因子は溶接金属の拡散性水素量と予熱、パス間温度、後熱といった熱管理に限られる。施工時の管理温度を上昇させる対策は作業環境が悪化し、場合によっては安全衛生上の重大な懸念点となる。

以上のような背景から、溶接金属の拡散性水素量低減手法がこれまで広く検討されている。一方、本研究ではこれまで詳細に検討されてこなかった、溶接材料由来の拡散性水素源とその輸送経路を検討し、その経路を遮断するというこれまでに無いアプローチにより溶接金属中の拡散性水素量を低減する新しい溶接プロセスの開発と実用化を目的に検討を行った。本研究にて得られた主な結果を以下に述べる。

第１章は緒論であり、本研究の背景を述べ、低温割れに関する主要な既往研究について概説し、本研究の目的について述べた。

第２章では、GMAW および FCAW における、溶接金属の拡散性水素量に対する一般的知見の整理と検証を行った。また、溶接金属中の拡散性水素を増加させる溶接ワイヤに関わる要因について分類と単一因子での影響度調査を行った。得られた結果を以下に示す。

①複数社のフラックス入りワイヤを用いた拡散性水素量調査の結果、シーム有りフラックス入りワイヤはシームレスフラックス入りワイヤと比較して溶接金属中の拡散性水素量が高くなる、という一般的な知見と一致せず、ワイヤ構造と溶接金属中の拡散性水素量の間に明確な関連性が見られなかった。

②製造者によらず、フラックス入りワイヤの強度クラスと溶接金属中の拡散性水素量は良く相関し、溶接金属の強度が高い程、拡散性水素量は低下する傾向があった。この結果から、溶接金属の強度設計に応じてフラックスが設計され、拡散性水素量が制御されていると考えられる。

③溶接金属中の拡散性水素を増加させる溶接ワイヤに関わる要因を分類し、その影響度調査を行った。最も重要な因子はフラックスの初期保有水分、すなわちフラックス設計であった。次いで製造後の吸収水分、すなわちワイヤ構造の選択とワイヤ保管管理であ

った。表面潤滑剤の影響は検討範囲では最も小さかった。

④シームレスおよびシーム有りという構造の異なるワイヤの比較実験により、ワイヤが保有する水素源が溶融池に至る輸送経路の仮説を得た。すなわち、ワイヤ保有水素源は多くがチップ-アーク間でワイヤから排出、分散され、シールドガスによって輸送されアークプラズマ領域に至ると、プラズマの高温によって解離し、溶融金属に溶解する。シーム有りフラックス入りワイヤの場合にはシームを通して内部に保有する水素源が放出されるが、シームレスワイヤの場合にはワイヤ先端部まで保持され続け、アーク領域に直接導入される。

第 3 章では、溶接ワイヤが保有する水素源の輸送経路の仮説を検証することを目的に、水素源の挙動を検討し、溶接金属の拡散性水素量低減が期待できる溶接プロセスの開発を行った。検討結果と開発の概要を以下に示す。

①電気抵抗と比熱の温度変化を考慮した簡易モデルにより溶接中のワイヤ温度分布の計算を行った。その結果、コンタクトチップ-母材間距離 25 mm の FCAW においては、チップから約 11 mm の位置では 500℃に、アーク直前では 1000℃にまで温度が上昇することが分かった。

②フラックス入りワイヤを対象に昇温脱離ガス分析を行い、水分脱離挙動を確認した。シーム有りフラックス入りワイヤ中の水分は 100℃をピークとして脱離し、500℃以下の温度域で脱離が完了する。

③ワイヤから排出された水素源が溶滴、アーク、溶融池へ移行することを遮断するために、ワイヤ周囲に配置された吸引ノズルからワイヤ近傍のガスを吸引排出しながら施工を行う、特殊トーチを用いた拡散性水素低減プロセスを開発した。

④上記の計算と分析の結果から、吸引ノズルの長さ（コンタクトチップ先端-吸引ノズル先端距離）を 12 mm の設計とした。

⑤試作した装置システムはエジェクタを用いて吸引力を得るものであり、検証実験でのパラメータ調整を簡便にする為、流量計を備え吸引ガスの流量管理が行える。流量計をヒュームによる汚染から保護するための機構も備え、長時間の施工に耐えうる設計とした。

第 4 章では、開発した拡散性水素低減プロセスの効果検証を、拡散性水素量増加原因となる溶接ワイヤに関わる各因子に対して行った。得られた結果を以下に示す。

①拡散性水素低減プロセスは表面潤滑剤由来の拡散性水素源に非常に有効であり、影響を極小化できることがわかった。

②同プロセスはフラックス初期保有水分由来の拡散性水素源に対して、ワイヤ構造によって異なる結果を示した。つまり、シームレスフラックス入りワイヤに対しては有効ではなく、シーム有りフラックス入りワイヤに対しては大きな効果を示した。

③同プロセスはシーム有りフラックス入りワイヤの弱点と考えられている、製造後の吸収水分由来の拡散性水素源に非常に有効であり、影響を極小化できることがわかった。

④拡散性水素低減プロセスが有効に作用したことにより、コンタクトチップ-アーク発生点間の昇温に伴い、ワイヤが保有する水素源がワイヤ外へ排出され、シールドガスによって輸送され、溶滴および溶融池に到達する輸送経路がある、という仮説が傍証された。

⑤特に、シーム有りフラックス入りワイヤやソリッドワイヤの適用範囲拡大および経済性、労働環境改善に本プロセスが有効と考えられる。

第 5 章では、アーク挙動をシミュレーションする電磁流体モデルとワイヤからの水素源脱離モデルを構築し、連成させることで、拡散性水素低減プロセスにおける水素源の挙動シミュレーションを行った。モデル構築時の検討およびモデルを用いて実施した数値実験と実際の測定試験の比較検討により得られた結果を以下に示す。

①ワイヤ中水素源脱離モデルにおいて、水分蒸発速度をアレニウス型の関数で与えた。この時、吸引ノズル長さを変化させた単一因子試験結果とシミュレーション結果における溶融池上の H_2O モル分率：X_{H_2Oave} とが比例関係となるように調整することでモデル計算に必要な定数を得た。

②電磁流体モデルを用いた計算の結果、シールドガスから排出されたシールドガスは、吸引ノズル先端からやや下方に位置するワイヤ近傍において、母材側に流れる下向きの流れと、吸引ノズルに流入する上向きの流れに分岐することがわかった。この流れの分岐位置のコンタクトチップ先端からの距離を「吸引限界高さ」と定義した。

③シールドガス流量、吸引流量、吸引ノズル長さを変化させた計算を行った。その結果、シールドガス流量の上昇と、吸引流量の適正な範囲での低下によって水素源の吸引効率：η_{SC} は向上し、X_{H_2Oave} は低下することがわかった。

④③に示す 3 つのパラメータを変化させた計算結果と拡散性水素量の測定試験結果は傾向が一致することを確認できた。水素源脱離モデルに仮定を置いた本モデルにおいて、本プロセス中の水素源挙動を概ね捉えられた。

⑤数値シミュレーションによって、ワイヤが保有する水素源がチップ-アーク間でワイヤから排出され、シールドガスによってアークプラズマ領域に輸送される過程を可視化することができた。モデルを用いた数値実験と実際の拡散性水素量測定値の傾向一致も踏まえると、前述の水素源挙動に関する仮説が正しかったと言える。

⑥吸引限界高さとワイヤ中の H_2O 蒸発速度のピーク位置の差で定義される吸引効率指数は η_{SC} および X_{H_2Oave} とよい相関を持つことがわかった。この指数を用いて拡散性水素低減プロセスの有効性を簡単に評価することができる。

第 6 章では、拡散性水素低減プロセスの信頼性評価を行うことを目的に、第 5 章において構築したモデルを用いて、横風に対するシールドガス流れをシミュレーションによって可視化した。計算結果をシャドウグラフ観察や溶接金属の窒素量測定結果と比較し、結果に対する考察を行った。得られた結果を以下に示す。

①アークを考慮しない流体シミュレーションの結果とシャドウグラフ法による観察結果は傾向がよく一致し、計算モデルが妥当であることが確認された。

②シミュレーションにおける、アークの考慮有無によって、ワイヤ先端近傍の流れ場は大きく変化するが、アーク領域への大気浸入有無の観点では、影響は限定的であることがわかった。つまり、アーク発生の無いシャドウグラフ法の観察であっても溶接中のシールド性評価には十分有用であると考えられる。

③シミュレーション結果から、溶融地近傍の窒素原子流束を概算し、同条件の窒素量測定結果との比較を行った。結果の傾向はよく一致し、本モデルを用いた計算によって不健全な溶接金属状態の発生を判定可能であると考えられる。

④吸引ノズル長さを変化させた計算により、ノズル長さが長くなるほど、シールドガスの拡散と粘性による流速低下の影響を受けてシールド性が劣化することがわかった。第 3 章で行った吸引ノズル設計は第 4 章に示したように、拡散性水素量低減の観点でも非常に有効である上に、シールド性の観点においても妥当であることが示された。

⑤一般的構造の溶接トーチと比較して、拡散性水素低減プロセスに用いる特殊構造トーチのシールド性は同等の性能を有し、同様の取り扱いが可能であることがわかった。

第 7 章では、拡散性水素低減プロセスによる、低温割れ抑制の具体的効果を明らかにする為に、FCAW を適用し予熱温度を変化させた y 形溶接割れ試験と、ソリッドワイヤを用いた GMAW を適用し予熱、パス間温度を変化させて高張力厚鋼板を対象とした窓形拘束溶接割れ試験を実施し、結果に対する考察を行った。得られた結果を以下にまとめる。

①FCAW での y 形溶接割れ試験において、拡散性水素低減プロセスにより 50℃以上の予熱温度低減効果が確認できた。

②高張力厚鋼板に GMAW を適用した窓形拘束溶接割れ試験において、拡散性水素低減プロセスにより 50℃以上の予熱とパス間温度低減の効果が見られた。

③既往の低温割れ管理手法との比較を行った結果、上記の予熱およびパス間温度低減の効果は、拡散性水素低減プロセスによって得られる、溶接金属中拡散性水素量の低減量から導かれる妥当な効果であることが確認できた。

④窓形拘束溶接割れ試験での考察から、厚鋼板におけるルート近傍と表層近傍での冷却速度差および GMAW に拡散性水素低減プロセスを組み合わせた極低水素プロセスによって、低温割れの発生位置が、一般的な発生位置とは異なって開先の深い位置で起こる可能性が示唆された。

⑤拡散性水素低減プロセスは溶接金属の拡散性水素量が低減されるだけではなく、実施工における低温割れ発生を抑制することができる優れた溶接技術であることが示された。

以上、本研究における研究成果を総括した。得られた成果から以下に示すアーク溶接現象の解明が成されたと言える。

GMAW、FCAW では、溶接ワイヤはコンタクトチップ-アーク間において溶接電流によるジュール発熱によって加熱され、高温に達する。熱エネルギーによってワイヤが保有する水素源（表面潤滑剤として塗布される油分、フラックス入りワイヤのフラックスが保有する水分等）はワイヤからシールドガス中に排出される。この時、排出率にはワイヤ構造が大きく影響し、シームレスフラックス入りワイヤではその構造から、内部に含有された水分の排出がされ難く、シーム有りフラックス入りワイヤではシームを通して排出され易い。ソリッドワイヤでは水素源は実質的に表面潤滑剤のみであり、容易に排出される。排出された水素源はシールドガス流によって、アークプラズマ領域に輸送される。排出されずにワイヤ内部に残留した水素源はアークプラズマ中に直接導入されると考えられる。アークプラズマ中

の水素源は原子に解離し、溶融金属に溶解し、一部が拡散性水素となる。

本研究により得られた GMAW、FCAW 中の水素源挙動に関する知見は、溶接金属中の拡散性水素量低減を図る際に非常に有効であると考えられ、今後の極低水素プロセスの発展に供し、さらに大型構造物製造における施工管理難度の低減に貢献できることを期待する。

また、上記水素源挙動から考案される低水素プロセスとして、シールドガスを介する輸送過程を遮断する溶接プロセス、すなわち拡散性水素低減プロセスを開発し、その拡散性水素量低減効果、直接的な低温割れの抑制効果を示し、シミュレーションによる信頼性評価を行って、本プロセスが実用上も有効であることを示した。今後、本プロセスが低温割れに苦悩する溶接施工現場に広く浸透し、一層の産業発展に貢献できることを期待する。

謝辞

本研究は、大阪大学 接合科学研究所 所長 田中 学 博士の懇切なご指導とご鞭撻を賜って遂行し得たものであり、謹んで深甚なる謝意を表します。

また、本論文をまとめるにあたり、有益なご教示とご討論を賜りました大阪大学大学院工学研究科 マテリアル生産科学専攻 教授 廣瀬 明夫 博士、大阪大学 接合科学研究所 教授 伊藤 和博 博士に深く御礼申し上げます。

本研究の遂行および論文の執筆にあたり、特に第 5 章、第 6 章における研究の遂行にご尽力頂き、また懇切なご指導を頂きました大阪大学 接合科学研究所 助教 田代 真一 博士に心から感謝申し上げます。また、同章で行った数値解析の遂行にあたり、必要なデータをご提供くださったオーストラリア CSIRO 主席研究員 Anthony B. Murphy 博士に心から感謝申し上げます。

大阪大学 接合科学研究所 客員教授 菅 哲男 博士には入学前から論文執筆に至るまで、大学での研究姿勢に対するご助言を賜り、研究の遂行および論文の執筆にも暖かいご指導と激励をいただきました。心から感謝申し上げます。

大阪大学 接合科学研究所 准教授 茂田 正哉 博士には研究会での議論を企画いただいた上、論文に対する有益なご討論を賜りました。心から感謝申し上げます。

本論文の根幹の一つである拡散性水素低減プロセスの開発は、株式会社神戸製鋼所 技術開発本部 ソリューション技術センター 専門部長 鈴木 励一 博士、同社 溶接事業部門 技術センター 主任研究員 山崎 圭 博士、主任部員 村上 元章 氏、同センター 溶接開発部 川邉 直輝 氏および同センター 元顧問 丸山 徳治 氏の多大なるご助言、ご協力によって遂行することができました。ここに深く感謝し御礼申し上げます。

第 7 章における拡散性水素低減プロセスの有効性検証においては、長時間過酷な試験環境に身を投じる必要が生じました。神鋼溶接サービス株式会社 技術調査部 技術室 木下 雄太 氏、同部 試験室 山村 勇祐 氏には過酷な試験に全面的にご協力をいただきました。また、株式会社神戸製鋼所 溶接事業部門 技術センター 主任研究員 笹倉 秀司 氏には貴重なデータのご提供をいただいた上、ご助言をいただきました。冷却速度の検討におきましては、神鋼溶接サービス株式会社 技術調査部 技術室 永井 卓也 博士にご協力をいただきました。ここに深く感謝し、御礼申し上げます。

本論文に関する研究は、大阪大学 接合科学研究所および株式会社神戸製鋼所 溶接事業

部門 技術センターにて実施したものであり、論文としてまとめる機会を与えて頂き、研究の遂行を見守ってくださいました株式会社神戸製鋼所 溶接事業部門 技術センター長 清水 弘之 博士、技術センター 専門部長 井上 芳英 氏、主任研究員 石崎 圭人 氏の深いご理解とご助言に心より感謝いたします。さらに同センターにおいて本研究を支えていただきました数多くの方々に厚く御礼申し上げます。

また、十数年ぶりとなる不慣れな大学生活を円滑に進められたのは、大阪大学 接合科学研究所 エネルギー制御学研究室 田中 慶吾 氏の細やかな目配り気配りがあっての事であり、その他様々な面でサポートくださった学生諸氏とともに、心より感謝いたします。

最後に、家庭を持つ社会人博士後期課程学生として研究を遂行する為には、妻の支えと子供達の我慢が必要不可欠でした。妻 香、長女 一花、次女 花帆、長男 悠乃に心からの感謝を表し、今後のワークライフバランスの改善を誓います。

参考文献

1) Real Engineering : Why Build Higher?, https://www.youtube.com/ watch?v=3qLsPHz_Hr8(2016).

2) 商船三井 : プレスリリース 世界最大のコンテナ船 OL Triumph 竣工, https://www.mol.co.jp/pr/2017/17020.html(2017).

3) 廣田, 山口, 鈴木 : 東京スカイツリーを支える極厚高強度鋼材, 溶接学会誌, Vol.82(2013), 237-240.

4) 山下 : 超々臨界圧発電, 燃料協会誌, Vol.70(1991), No.9, 898-904.

5) 資源エネルギー庁 : 火力発電における論点, 総合資源エネルギー調査会 長期エネルギー需給見通し小委員会 資料(2015).

6) 日本建築学会 : 建築工事標準仕様書 JASS6 鉄骨工事 第 11 版(2018), 丸善出版.

7) JIS B 8265:2017 圧力容器の構造-一般事項.

8) JIS Z 3104:1995 鋼溶接継手の放射線透過試験方法.

9) 日本道路協会 : 道路端示方書・同解説 I 共有編 平成 29 年版(2017), 丸善出版.

10) 細井, 原 : 溶接割れについて, 溶接学会誌, Vol.78(2009), 555-561.

11) 溶接学会・日本溶接協会：溶接・接合技術総論 (2016), 産報出版, 148.

12) 糟谷 : 実験観察とシミュレーションによる鉄鋼材料の低温割れ評価, 溶接学会誌, Vol.84(2015), 45-50.

13) 百合岡 : TMCP 鋼の溶接, 溶接学会誌, Vol.61(1992), 288-304.

14) 志賀 : 溶接用高張力鋼・高靱性鋼の進歩, 溶接学会誌, Vol.65(1996), 210-227.

15) 遠藤, 中田 : JFE スチールの TMCP 技術の進歩とそれによる高性能厚板, JFE 技報, No.33(2014), 1-6.

16) 芹澤, 中川, 角谷, 山本ら : 新日鐵住金㈱の厚板 TMCP を支える冷却制御技術, 新日鉄住金技報, No.400(2014), 18-25.

17) 五代, 杉野：被覆アーク溶接における水素源について, 溶接学会誌, Vol.45(1976), 528-534.

18) 山根：低水素系被覆アーク溶接棒, 溶接学会誌, Vol.68(1999), 98-104.

19) M. Matsushita and S. Liu, Hydrogen Control in Steel Weld Metal by Means of Fluoride Additions in Welding Flux, Vol.80(2000). 259s-303s.

20) C. A. Lensing, Y. D. Park, I. S. Maroef and D. L. Olson：Yttrium Hydrogen Trapping to

Manage Hydrogen in HSLA Steel Welds, Welding Journal, Vol.83(2004), 254s-266s.
21) 糟谷, 志村, 戸塚：フラックス入りワイヤの拡散性水素量におけるワイヤ焼鈍の影響, 溶接学会全国大会講演概要, Vol.84(2009), 311-312.
22) 溶接学会・日本溶接協会：溶接・接合技術総論（2016), 産報出版, 165,171.
23) 栗山, 高和：再乾燥省略可能な低水素系被覆アーク溶接部, 溶接学会全国大会講演概要, Vol.103(2018), 398-399.
24) 溶接学会・日本溶接協会：溶接・接合技術総論（2016), 産報出版, 352.
25) J. Dearden and H. O'Niell：A Guide to the Selection and Welding of Low Alloy Structural steels, Transactions of the Institute of Welding, Vol.3(1940), 203-214.
26) 溶接学会・日本溶接協会：溶接・接合技術総論（2016), 産報出版, 153.
27) H. Suzuki and H. Tamura: Transactions of National Research Institute for Metals, Vol.3(1961), 47.
28) IIW Doc.IIS/IIW-382-71, "Guide to the weldable of C-Mn steels and C-Mn microalloyed steels", 1971.
29) 糟谷：鋼中水素と低温割れ, 溶接学会誌, Vol.82(2013), 569-593.
30) 稲垣：鋼材の熔接諸條件と冷却時間（第 7 報）, 溶接学会誌, Vol.28(1959), 244-249.
31) 寺崎, 秋山, 石本, 森：冷却時間 t8/5 の推定式の提案, 溶接学会論文集, Vol.6(1988), 301-305.
32) AWS-D1.1-90-Apppendix XI "Guideline on alternative methods for determining reheat", 1990, American Welding Society.
33) N. Yurioka and T. Kasuya: A Chart Method to Determine Necessary Preheat Temperature in Steel Welding, 溶接学会論文集, Vol.13(1995), 347-357.
34) BS EN 1011-1:2009 : Welding. Recommendations for welding of metallic materials. General guidance for arc welding. BSI.
35) 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, Vol.37(1968), 983-991.
36) 伊藤, 別所：高張力鋼の溶接割れ感受性指数について(第 2 報), 溶接学会誌, Vol.38(1969), 1134-1144.
37) JSSC 溶接割れ研究班： JSSC, Vol.8(1972), No.80, 22.
38) H. Suzuki：IIW Doc.IX-1074-78(1978).

39) P. Nevasmaa：Prevention of weld metal hydrogen cracking in high- strength multipass welds, Welding in the World, Vol.48(2004), No.5/6, 2-18.

40) 寺崎, 山下, 佐藤：多層溶接継手の水素濃度分布におよぼす溶接諸条件の影響, 溶接学会誌, Vol.48(1979), 678-683.

41) 寺崎, 原沢, 坂下, 佐藤：多層溶接継手の水素濃度分布におよぼす溶接諸条件の影響(第2報), 溶接学会誌, Vol.51(1982), 860-867.

42) 安部, 中谷, 生田目, 寺崎：Cr-Mo-V 鋼多層溶接部における水素濃度分布, 溶接学会論文集, Vol.29(2011), 280-285.

43) 三上, 川邉, 石川, 望月：応力分布および拡散性水素濃度分布を考慮した局所限界条件に基づく高強度鋼溶接金属の低温割れ発生特性に関する検討, 溶接学会論文集, Vol.34(2016), 67-80.

44) JIS Z3211:2008 軟鋼, 高張力鋼及び低温用鋼用被覆アーク溶接棒.

45) 溶接学会・日本溶接協会：溶接・接合技術総論（2016), 産報出版, 164.

46) S. Fiore, S. Barhorst, M. Amata and J. Bundy：A new method for reducing diffusible hydrogen in weld metal, IIW Doc.XII-2103-12(2012).

47) JIS Z 3158:2016 y 形溶接割れ試験方法.

48) 木原, 鈴木, 稲垣, 中村：高張力鋼溶接部のルート割れに関する研究（第 1 報）, 溶接学会誌, Vol.31(1961), 53-66.

49) 大谷：マンガン シリコン系高張力鋼のスリット型亀裂性試験, 溶接学会誌, Vol.25(1956), 277-281.

50) JIS Z 3157:1993 U 形溶接割れ試験方法.

51) R.D. Stout, S.S. Tor, L.T. McGeady and G.E. Doan：Quantitative Measurement of the Cracking Tendency in Welds, Welding Journal, Vol.25(1946), 522s-531s.

52) P.C. Arnold：Problems Associated with the Welding of T-1 Material, Welding Journal, Vol.36(1957), Res. Suppl., 373s-381s.

53) 稲垣, 中村：鋼溶接時の低温割れと水素の影響, 溶接学会誌, Vol.36(1967), 597-607.

54) 中村, 稲垣, 三谷：100 キロ高張力鋼多層溶接継手の割れ試験結果-大形 TRC 試験に関する研究（第 1 報）-, 溶接学会誌, Vol.37(1968), 1247-1259.

55) G. K. Padhy and Y. Komizo：Diffusible Hydrogen in Steel Weldments -A Status Review, Transactions of JWRI, Vol.42(2013), 39-62.

56) JIS Z 3113:1975 溶着金属の水素量測定方法.
57) 大野，宇田：拡散性水素の測定に関する検討-捕集液と測定器具-，溶接学会誌，Vol.46(1977), 415-421.
58) 水銀による環境の汚染の防止に関する法律，平成二十七年法律第四十二号（2015）.
59) 環境省大臣官房廃棄物・リサイクル対策部：水銀廃棄物ガイドライン，平成 29 年 6 月，(2017).
60) ISO 3690:2018 Welding and allied processes -Determination of hydrogen content in arc weld metal.
61) JIS Z 3118:2007 鋼溶接部の水素量測定方法.
62) Subcommittee No.2, Technical Committee, Welding Rod Division, Japan Welding Engineering Society：Method for Measurement of Hydrogen Evolved Gas Shielded Arc Welds. IIW Doc. II-A-561-82. 1982.
63) L. C. de Abreu, P. J. Modenesi and P. Villani-Marques：Comparative study of methods for determining the diffusible hydrogen content in welds. Welding International, Vol.9(2009), 26–31.
64) T. Kannengiesser and N. Tiersch：Measurements of Diffusible Hydrogen Contents at Elevated Temperatures Using Different Hot Extraction Technique -An International Round Robin Test：Welding in the World, Vol.54(2010), R115-R122.
65) 日本溶接協会溶接材料部会技術委員会：第 19 回「溶接の研究」講習会テキスト，日本溶接協会, JWES-WM-1902, 29.
66) 鈴木，百合岡：溶接部の水素による遅れ割れ，鉄と鋼, Vol.67(1981), 1657-1669.
67) 萬谷，不破，小野：溶融鉄合金の水素溶解度について，鉄と鋼, Vol.53(1967), 101-116
68) D. Fydrych, A. Swierczynska and J. Tomków：Diffusible hydrogen control in flux cored arc welding process, Key Engineering Materials, Vol.597(2014), 171–178.
69) 溶接学会：新版溶接・接合技術入門（2008)，産報出版, 119.
70) 黄地：溶接・接合プロセスの基礎（1996)，産報出版, 27.
71) 平田：溶接アークプロセスの物理[Ⅲ] -電極ワイヤの溶融速度と温度分布-，溶接学会誌，Vol.63-7(1994), 484-488.
72) 日本金属学会：改訂 4 版 金属データブック(2004)，丸善, 14.
73) 清水，横田，伊藤，黒川，牛尾：溶接用ソリッドワイヤのジュール発熱に関する考察，溶

接学会論文集, Vol.23(2005), 25-36.

74) M. Tanaka and J.J. Lowke：Predictions of weld pool profiles using plasma physics, Journal of Physics D: Applied Physics. Vol.40(2007), R1-R23.

75) S. Tashiro, M. Tanaka, M. Seto and A. Aoki：Numerical Analysis on Influence of Electrical Conductivity of Wire on Droplet Temperature in Duplex Current Feeding MIG Welding, 溶接学会論文集, Vol.35(2017), 51s-55s.

76) M. I. Boulos, P. Fauchais and E. Pfender：Thermal Plasmas: Fundamentals and Applications, Springer, (1994), 4-5.

77) A. B. Murphy and C. J. Arundell：Transport coefficients of argon, nitrogen, oxygen, argon-nitrogen and argon-oxygen plasmas, Plasma Chemistry and Plasma Processing. Vol.14(1994), 451-490.

78) A. B. Murphy：Transport coefficients of air, argon-air, nitrogen-air and oxygen-air plasmas, Plasma Chemistry and Plasma Processing. Vol.15(1995), 279-307.

79) A. B. Murphy：The effect of metal vapour in arc welding, Journal of Physics D: Applied Physics, Vol.43(2010), 434001.

80) C. R. Wilke：A Viscosity Equation for Gas Mixtures, The Journal of Chemical Physics, Vol.18(1950), 517-519.

81) 佐藤, 高橋：結晶水の定量法, 分析化学, Vol.9(1960), 456-461.

82) 田中, 田代：溶接アークの熱的ピンチ効果に関する一考察, 溶接学会論文集, Vol.25(2007), 336-342.

83) Y. Ogino, Y. Hirata and A. B. Murphy：Numerical simulation of GMAW process using Ar and an Ar-CO_2 gas mixture: Welding in the World, Vol.60(2016), 345-353.

84) S. Tashiro, A. B. Murphy and M. Tanaka：Numerical simulation of fume formation process in GMA welding: Welding in the World, Vol.62(2018), 1331-1339.

85) 宇田, 大野, 和田：アークおよびレビテーション溶解における溶鉄および溶融鉄合金中への窒素溶解量について, 溶接学会誌, Vol.38(1969), 382-392.

86) 児玉, 椙浦, 中西, 辻村, 田中, A. B. Murphy：窒素混合シールドガスを用いた GTA 溶接における溶接金属の窒素吸収現象, 溶接学会論文集, Vol.31(2013), 41-47.

87) 黒川：マグ溶接フラックス入りワイヤの開発と発展, R&D 神戸製鋼技報, Vol.50(2000), No.3, 74-77.

88）小野：材料と溶接部の試験法，溶接学会誌, Vol.77(2008), No.8, 745-751.

89) JIS Z 3060:2015 鋼溶接部の超音波探傷試験方法.

90）高橋，岩井：横割れの発生と残留応力，拡散性水素濃度との関係，溶接学会誌，Vol.48(1979), 865-872.

91）西尾，吉田，三浦：厚板溶接部の溶接割れ防止の研究（第 1 報），溶接学会誌，Vol.44(1975), 345-350.

92）溶接学会 溶接冶金研究委員会：鉄鋼溶接部の破面写真集(1982)，黒木出版社, 136-149.

93）永井，河西，鈴木，望月，菅：重ねすみ肉溶接継手における残留応力特性への影響因子評価，溶接学会論文集, Vol.33(2015), 202-210.

94）日本機械学会：伝熱工学資料　改訂第 4 版(1986), 317-319.

95）木原，鈴木，金谷：鋼の熔接硬化に関する研究（第 1 報），溶接学会誌, Vol.26(1957), No.2, 83-90.

96) EN 1011-2:2001 Welding-Recommendations for welding of metallic materials- Part 2: Arc welding of ferritic steels, 33.

本論文に関する業績

１．雑誌掲載原著論文(査読あり)

1-1. 迎井 直樹, 鈴木 励一: GMAW,FCAW における拡散性水素に及ぼす溶接ワイヤ関連因子の影響, 溶接学会論文集, 35-2(2017), 102-109.

1-2. 迎井 直樹, 丸山 徳治, 鈴木 励一: 拡散性水素低減プロセスの開発と有効性に関する研究, 溶接学会論文集, 36-1(2018), 86-93.

1-3. 田代 真一, 迎井 直樹, 井上 芳英, Anthony B. Murphy, 菅 哲男, 田中 学: 拡散性水素低減トーチのガス流体解析, スマートプロセス学会誌, 8-5(2019), 219-224.

1-4. 迎井 直樹, 井上 芳英, 田代 真一, 菅 哲男, 田中 学: 拡散性水素低減プロセスによる FCAW の低温割れ抑制効果, スマートプロセス学会誌, 9-1(2020), 35-39.

1-5. 迎井 直樹, 井上 芳英, 笹倉 秀司, 木下 雄太: 拡散性水素低減プロセスによる高張力厚鋼板の低温割れ抑制, 溶接学会論文集, 38-1(2020), 41-51.

1-6. Shinichi Tashiro, Naoki Mukai, Yoshihide Inoue, Anthony B. Murphy, Tetsuo Suga, Manabu Tanaka: Numerical Simulation of the Behavior of Hydrogen Source in a Novel Welding Process to Reduce Diffusible Hydrogen, Materials, 13(2020), 1619.

1-7. 迎井 直樹, 田代 真一, Anthony B. Murphy, 井上 芳英, 菅 哲男, 田中 学: 数値シミュレーションによる拡散性水素低減プロセスのシールド性に関する検討, スマートプロセス学会誌, 9-4(2020), 199-207.

2. 国際会議発表

2-1. Naoki Mukai, Tokuji Maruyama, Reiichi Suzuki: Research and development on the welding process for reducing diffusible hydrogen content, International Institute of Welding 2016 Melbourne, IIW Doc. II-1961-16/XII-2271-16.

2-2. Naoki Mukai, Tokuji Maruyama, Reiichi Suzuki: Research and development on the welding process for reducing diffusible hydrogen content, 10th Trends in Welding Research & 9th International Welding Symposium of JWS, S36-5, 691-694.

2-3. Naoki Mukai, Yoshihide Inoue, Shuji Sasakura, Yuta Kinoshita: The Effect of Cold Cracking Prevention by the Welding Process for Reducing Diffusible Hydrogen, International Institute of Welding 2019 Bratislava, IIW Doc. XII-2344-19.

2-4. Shinichi Tashiro, Naoki Mukai, Yoshihide Inoue, Anthony B. Murphy, Tetsuo Suga, Manabu Tanaka: Numerical simulation of gas flow in a novel torch for reducing diffusible hydrogen, International Institute of Welding 2019 Bratislava, IIW Doc. 212-1617-19/XII-2360-19.

3. 国内会議発表

3-1. 迎井 直樹, 鈴木 励一: GMAW,FCAW における拡散性水素に及ぼす溶接ワイヤ関連因子の影響, 溶接学会全国大会講演概要, 98(2016), 184-185.

3-2. 迎井 直樹, 丸山 徳治, 鈴木 励一: 拡散性水素低減プロセスの効果と溶接ワイヤ関連因子の関係, 溶接学会全国大会講演概要, 98(2016), 186-187.

3-3. 迎井 直樹, 丸山 徳治, 鈴木 励一: 拡散性水素に及ぼす溶接ワイヤ関連因子と水素低減プロセスに関する研究, 溶接学会第 234 回溶接法研究委員会, SW-3617-16.

3-4. 迎井 直樹, 丸山 徳治, 鈴木 励一: フラックス入りワイヤが保有する水分の脱離挙動, 溶接学会全国大会講演概要, 99(2016), 98-99.

3-5. 迎井 直樹, 井上 芳英, 笹倉 秀司, 木下 雄太: 拡散性水素低減プロセスによる低温割れ抑制効果（第 1 報）, 溶接学会全国大会講演概要, 104(2019), 94-95.

3-6. 迎井 直樹, 井上 芳英, 笹倉 秀司, 木下 雄太: 拡散性水素低減プロセスによる低温割れ抑制効果, 溶接学会第 247 回溶接法研究委員会, SW-3807-19.

3-7. 迎井 直樹, 井上 芳英, 木下 雄太: 拡散性水素低減プロセスによる低温割れ抑制効果（第 2 報）, 溶接学会全国大会講演概要, 105(2019), 358-359.

3-8. 田代 真一, 菅 哲男, 田中 学, 迎井 直樹, 井上 芳英: 拡散性水素低減トーチのガス流体解析, 溶接学会全国大会講演概要, 105(2019), 114-115.

4. 受賞歴

4-1. 溶接学会　研究発表賞(2016), 対象：国内会議発表 3-1

4-2. 溶接学会　論文賞(2018), 対象：雑誌掲載原著論文 1-1

4-3. 溶接接合工学振興会　木原賞(2019), 特殊高合金溶接材料と高強度炭素鋼の割れ防止技術の開発・実用化

4-4. 溶接学会　溶接法研究委員会　溶接物理・技術奨励賞(2020 内定), 対象：国内会議発表 3-6