

ホットワイヤ法による溶接金属部の機械的性質に及
ぼす微細組織の効果およびこの効果に基づく溶接法
開発に関する研究

津 山 忠 久

2014

目 次

第1章 緒論	1
1.1 本研究の背景および目的	1
1.2 F-MAG 溶接法について	3
1.3 本研究の必要性および目的	7
1.4 本論文の流れおよび構成	8
第2章 CO ₂ 溶接法におけるホットワイヤ溶融条件の検討	14
2.1 緒言	14
2.2 実験方法	14
2.3 実験結果と考察	18
2.3.1 ビードオンプレート溶接	18
2.3.2 台形溝鋼板を用いたウィービング溶接	21
2.3.3 ホットワイヤの抵抗発熱とワイヤ先端温度の推定	25
2.3.4 ホットワイヤ挿入角度の影響	30
2.3.5 シールドガス流量と溶接金属部中窒素量	32
2.4 結言	35
第3章 F-MAG 溶接金属部の機械的性質	37
3.1 緒言	37
3.2 入熱量制限下における F-MAG 溶接金属部の機械的性質	38
3.2.1 実験方法	38
3.2.2 F-MAG 溶接法による溶接効率向上効果	42
3.2.3 溶接金属部の機械的性質	42
3.2.4 溶接金属部の微細組織と化学成分	43
3.2.5 結言	44
3.3 高入熱量条件下における F-MAG 溶接金属部の機械的性質	48
3.3.1 実験方法	48
3.3.2 溶接金属部の機械的性質	49
3.3.3 溶接金属部の微細組織	50
3.3.4 結言	55
第4章 F-MAG 溶接金属部の微細組織と機械的性質に及ぼすホットワイヤの効果	56
4.1 緒言	56
4.2 実験方法	57
4.3 実験結果および考察	62
4.3.1 溶接金属原質部の微細組織と機械的性質	62
4.3.2 機械的性質におよぼす微細組織の効果とメカニズム	65

4.3.3 溶接金属再熱部の微細組織と機械的性質	71
4.4 結言	73
第5章 F-MAG 溶接金属部の微細組織が機械的性質に及ぼす効果	74
5.1 緒言	74
5.2 実験方法	74
5.3 実験結果および考察	79
5.3.1 溶接金属原質部の微細組織と機械的性質	79
5.3.2 機械的性質におよぼす微細組織の効果とメカニズム	83
5.3.3 溶接金属再熱部の微細組織と機械的性質	86
5.4 結言	90
第6章 F-MAG 溶接金属部の微細組織および機械的性質に及ぼす Mo,B の効果	91
6.1 緒言	91
6.2 実験方法	92
6.3 実験結果と考察	96
6.3.1 溶接金属部の微細組織とその形成過程	96
6.3.2 溶接金属部の機械的性質	100
6.3.3 溶接金属部機械的性質と微細組織	100
6.4 結言	105
第7章 F-MAG 溶接法専用ワイヤの開発	106
7.1 緒言	106
7.2 実験方法	107
7.3 実験結果と考察	111
7.3.1 Ti の効果	111
7.3.2 Mn の効果	115
7.3.3 Mo および B の効果	115
7.3.4 低温靱性	121
7.4 結言	125
第8章 総括	126
謝辞	132
引用文献	133
本論文に関する発表論文	138
特許登録	138

第 1 章 緒論

1.1 本研究の背景および目的

ガスシールドアーク溶接^{*}（Gas shielded arc welding（※専門用語一覧表を章末に示す））は建築，造船，橋梁，車両などあらゆる産業で用いられており，シールドガス^{*}に Ar と CO₂ の混合ガス，もしくは CO₂ のみを用いる MAG（Metal active gas）溶接^{*}が主流となっている。中でも低価格な CO₂ を 100%用いる溶接法（CO₂ 溶接法）の使用率は日本の産業界において 70%程度を占めており[1]非常にニーズが高い。これは以下に示す MAG 溶接の特徴[2]によるものといえる。

- ① 被覆アーク溶接^{*}に比べて電流密度が高いため，溶着速度^{*}が高い高能率な溶接法である。
- ② ワイヤが連続して送給されるので，連続溶接が可能で能率的であり，ロボットを用いるような自動溶接にも適している。
- ③ 全ての姿勢（下向，立向，横向，上向）に適用できる。
- ④ アークが目視できるので溶接状態の確認が出来る。

しかしながら，①の溶着速度の観点において，CO₂ 溶接法はサブマージアーク溶接^{*}（Submerged arc welding（SAW））等と比べると溶着速度が小さく，さらなる高能率化によるコスト低減が強く求められている。

建築鉄骨の製作においては，建築物の高層化に伴う鋼材板厚の増大に対して，大入熱溶接法である SAW やエレクトロスラグ溶接^{*}（Electroslag welding）などの溶着速度の高い溶接法を用いることで高能率化・低価格化を図ってきた。これらの溶接法は，6.0mm 径等の太径のワイヤを複数用いたり，直径 1.2～1.6mm の細径ワイヤを高速で送給することで高い溶着速度を得つつ，高い電流による深い溶込みを確保して溶接パス数を減らした施工を可能とする。図 1.1 に MAG 溶接および SAW における溶接電流と溶着速度の関係を

示す。MAG 溶接はワイヤ径 1.2 および 1.6mm の場合を示し，SAW はワイヤ径 4.0mm に熔融型フラックス*を用いた場合とワイヤ径 4.8mm に焼結型フラックス*を用いた場合を示す。これより，溶着速度を増加させるにはワイヤ径を大きくする，もしくは溶接電流を増加させる必要があることが分かる。ここで溶接電流を増加させることは入熱量*が増加することとほぼ同意となる。すなわち，溶着速度を上げるには入熱量を増加させる必要がある。

入熱量は溶接金属部および母材熱影響部の機械的性質に大きな影響を与える。入熱量の上昇によって溶接部が高温に保持され，冷却速度が小さくなることで結晶粒の粗大化が生じ，軟化・脆化など継手の機械的性質が劣化する。従って溶接部の機械的性質を安定的に確保するためには溶接法に応じた入熱量制限が一般に行われるが，近年の溶接部への高い要求性能（例えばシャルピー衝撃試験において 0℃吸収エネルギー $\geq 70\text{J}$ ）を満足するために SAW 等の大入熱量の施工法の適用が難しくなっている。このため，溶接金属部および母材熱影響部*の機械的性質が比較的良好な CO₂ 溶接法を適用せざるを得ず，これは製作効率を著しく下げることになる。従って，入熱量を増加させずに溶着速度を向上させ，かつ，溶接部の高い機械的性質を得ることが可能な，新たな溶接法が強く求められている。

CO₂ 溶接法は，溶接部の機械的性質を維持するために，用いる鋼材や溶接材料の種類に応じて入熱量とパス間温度*の上限値が規定されている[3]。入熱量の上限を制限することは溶着速度を制限することとほぼ同意であるため，入熱量制限下における溶着速度向上は，従来の CO₂ 溶接法を用いる限りほぼ不可能であると言っても過言ではない。ワイヤ中への Mn, Mo, Ti および B 等の合金元素濃度の増加によって高入熱量下においても溶接部の機械的性質を確保することで入熱量上限値を緩和して溶着速度を向上させる手法も検討されているが[4,5]，コストの上昇やワイヤの硬化による送給性悪化などの懸念がある。また，開先角度*が 15 度以下の狭開先溶接も高能率

化の一つのアプローチではあるが，主として組立・開先加工に高い精度が必要なことや，スパッタ^{*}の発生量が低く，母材への安定した溶け込みが得られる溶接法の選択が課題となる。このように解決すべき課題は数多く存在するが，実績のある CO₂ 溶接法を用いながら，入熱量制限下においても高い溶着速度と溶接欠陥の生じない溶接部品質，および良好な溶接部機械的性質を同時に得ることの出来る新たな溶接法が強く求められている。

以上の背景を踏まえ，CO₂ 溶接下の入熱量増加を小さく抑えて溶着速度を向上させることの出来る溶接法として，CO₂ 溶接法に通電加熱したワイヤ（ホットワイヤ（Hot wire））を組み合わせたハイブリッド溶接法「F-MAG 溶接法」[6]を考案した。

1.2 F-MAG 溶接法について

図 1.2 に F-MAG 溶接法の模式図を示す。先行電極で作られた溶融プール（Weld pool）中に，後方よりホットワイヤを挿入，ホットワイヤ自身の抵抗発熱と溶融プール熱によりワイヤを溶解させる手法である。ホットワイヤはアークが生じないようにコントロールし，電圧を非常に低く抑えている（10V 以下）ことでホットワイヤからの入熱量は非常に小さくなる。ゆえに，本溶接法は入熱量を制限しつつ，ホットワイヤ送給量分の溶着量を付加することが可能となる。MAG 溶接法にホットワイヤを組み合わせた検討例[7-9]でも，約 2 倍の溶着速度を達成するなど，その効果は非常に大きい。

F-MAG 溶接法の溶着速度を図 1.1 に追記したものを図 1.3 に示す。F-MAG 溶接法は SAW と同等の溶着速度を MAG 溶接法とほぼ同等の電流値で得ることを可能とする。すなわち，入熱量を制限しながら大幅な溶着速度向上が可能となる。

F-MAG 溶接法を適用した自動溶接機を図 1.4 に示す。中央に CO₂ 溶接用電極を配し，その両側にホットワイヤ用電極を設置することで往復溶接を可能とする。自動溶接機には市販の CO₂ 溶接用自動機

（写真は川田工業株式会社製 Auwel2）を流用することができ、ホットワイヤ用のトーチ，送給装置各 2 台，溶接電源 1 台の設備追加で本溶接法の適用が可能となるため，設備投資を小さく抑えられる。また，ホットワイヤの送給は自動で行われるため，自動機の作動は，これまでと全く同じ操作であり，施工性も考慮されている。

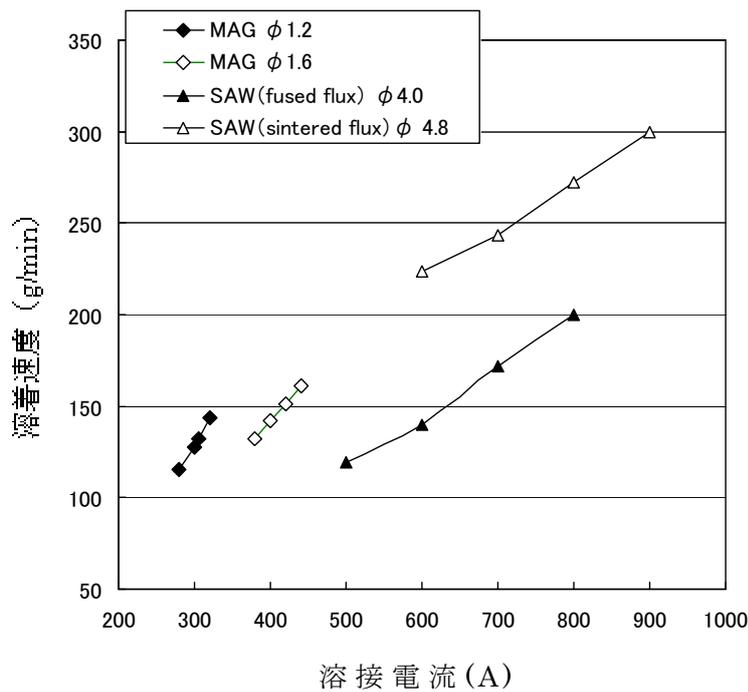


図 1.1 各種溶接法における溶接電流と溶着速度の関係。溶着速度向上には溶接電流の増加およびワイヤ径の大径化が必要。(φ 1.2, 1.6, 4.0, 4.0 : ワイヤ径, MAG: Metal active gas 溶接, SAW: Submerged arc welding, fused flux: 溶融型フラックス, sintered flux: 焼結型フラックス)

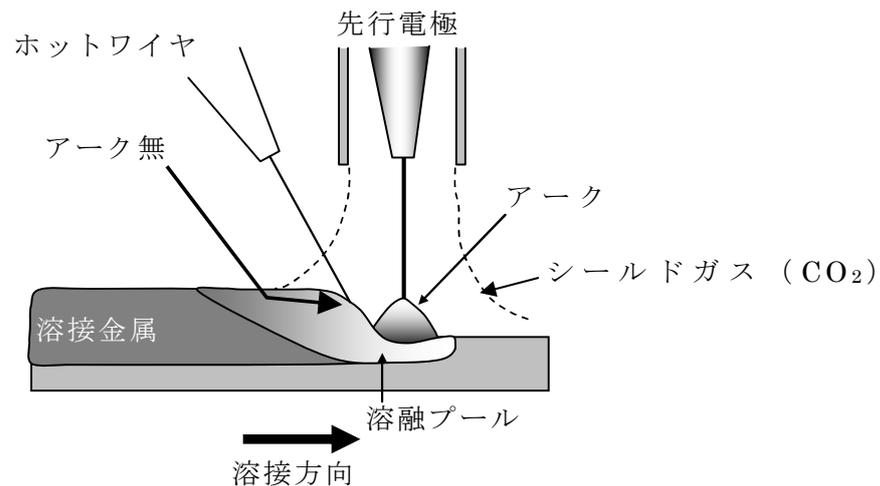


図 1.2 F-MAG 溶接法の模式図。先行電極で作られた溶融プール中に、後方よりホットワイヤ（アーク無）を挿入，ホットワイヤ自身の抵抗発熱と溶融プール熱によりワイヤを溶解させる。

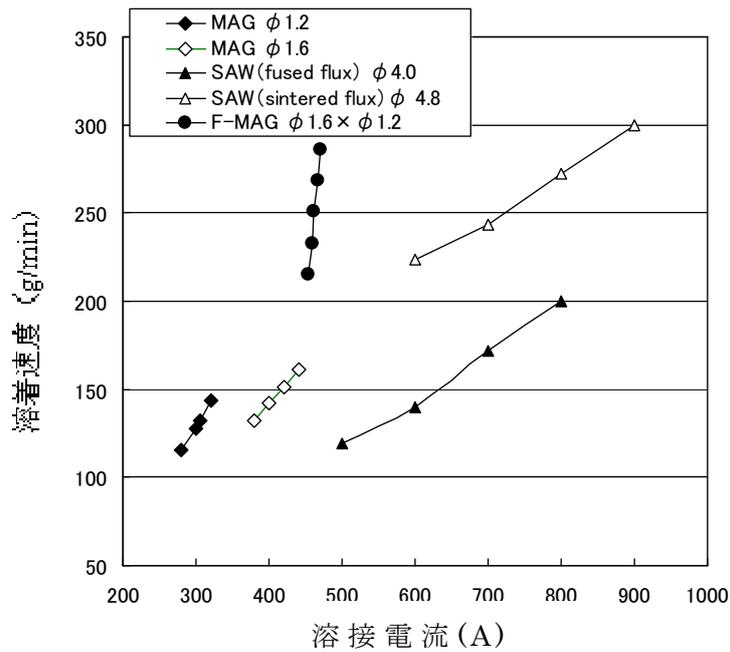


図 1.3 F-MAG 溶接法と各種溶接法との溶着速度の比較。F-MAG 溶接法は、SAW と同等の溶着速度を MAG 溶接法とほぼ同等の電流値で得ることを可能とする。(φ 1.2,1.6,4.0,4.0 : ワイヤ径, MAG : Metal active gas 溶接, SAW : Submerged arc welding, fused flux : 溶融型フラックス, sintered flux : 焼結型フラックス)

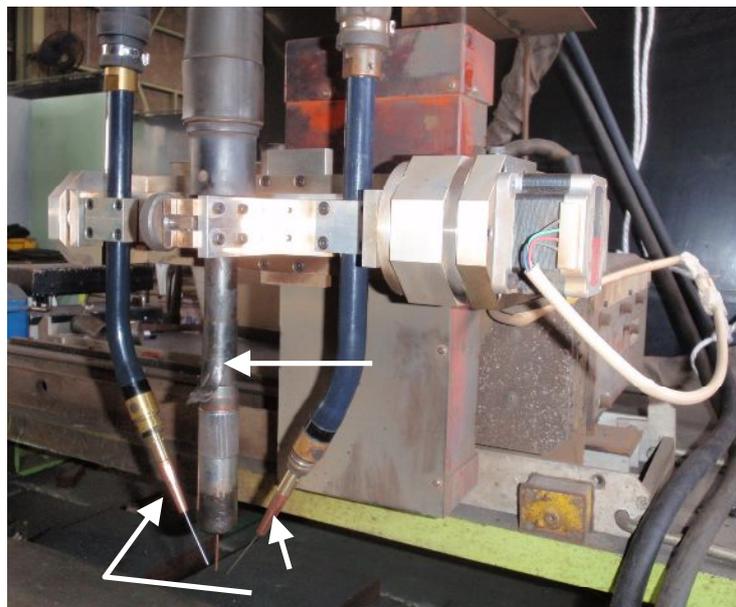


図 1.4 F-MAG 溶接法を搭載した CO₂ 溶接法用自動溶接機。中央に先行電極, その両側にホットワイヤを設置することで往復溶接を可能とする。

1.3 本研究の必要性および目的

F-MAG 溶接法は通電したワイヤを先行電極のアークに近接した位置に挿入するため、先行電極へのアーク干渉などが生じる恐れがある。また、ホットワイヤの施工条件（挿入位置、電流値、送給速度など）が適正でない場合には溶接金属中にホットワイヤの未溶融が生じて溶接欠陥が発生する懸念がある。すなわち、本溶接法において溶接欠陥の生じない健全な溶接金属を得るための適正施工条件は未知であり、これらの把握が必要となる。

溶接金属の機械的性質は溶接金属部に含まれる合金元素の種類と濃度に強く依存する。溶接金属部の合金元素量は主にワイヤに含まれる合金元素によって決定されるが、ワイヤ中のマンガン（Mn）、シリコン（Si）およびチタン（Ti）等の合金元素は全量が溶接金属に移行するのではなく、シールドガスである CO₂ ガスが高温のアーク中で解離して生成した酸素と化合し酸化物（スラグ）として浮上し、溶融金属の酸化を防止する働きがある。つまり、ワイヤに含まれるこれら合金元素の何割かは酸化によって失われる。ここで F-MAG 溶接法においては、アークの発生しないホットワイヤを溶融池中に挿入しているため、ホットワイヤ側に用いるワイヤに含まれる合金元素の大部分が酸化されずに溶接金属部中に歩留まる可能性が高い。そのため、F-MAG 溶接法で得られた溶接金属部の微細組織や機械的性質は CO₂ 溶接法と比べて大きな変化が生じると考えられ、これらの現象と要因の把握は良好な機械的性質を有する溶接金属部を得るために不可欠である。

以上を踏まえ、本研究ではまず、F-MAG 溶接法におけるホットワイヤの適正溶接条件を検証した。次に F-MAG 溶接金属部の機械的性質および微細組織を詳細に調査し、これらに与えるホットワイヤの効果を検討した。そして、F-MAG 溶接金属部の機械的性質に与える微細組織および合金元素の効果について検討した。最後に、ホットワイヤに用いるワイヤの合金元素の種類と濃度の最適化を検討し、

溶接金属部として良好な機械的性質が得られる F-MAG 溶接法専用のワイヤの開発を行った。

1.4 本論文の流れおよび構成

本論文は 8 章から成る。まず，第 1 章では，本研究の背景および目的と本論文の構成を説明した。日本の産業界に広く用いられている CO₂ 溶接法はあらゆる姿勢での溶接が可能であるなど施工性に優れているものの，溶着速度が小さいために施工能率の向上が望まれている。これに対して CO₂ 溶接法とホットワイヤを組み合わせた新たな溶接法である「F-MAG 溶接法」を提案し，この溶接法下で予想される課題を示したうえで本研究の必要性和目的を示した。

第 2 章では，CO₂ 溶接法におけるホットワイヤの各種溶融条件下での実験結果を示した。具体的なホットワイヤの溶融を左右するパラメータは電流値，ワイヤ突き出し長さ，送給速度，挿入角度等である。これらの条件適正化により，F-MAG 溶接法において健全な溶接金属部が得られる標準施工条件範囲を確立した。また，シールドガスの適正流量の把握も行った。

第 3 章では，F-MAG 溶接法によって得られた溶接金属部の基本的機械的性質と CO₂ 溶接法によって得られたそれとを比較した。さらに，CO₂ 溶接法で上限とされる入熱量以上の条件下における機械的性質をも調べ，F-MAG 溶接法においては CO₂ 溶接法における上限入熱量以上の入熱量が適用できることを明らかにした。

第 4 章では，第 3 章で得られた溶接金属部の機械的性質変化の原因追及のため，溶接金属部の微細組織と機械的性質に与えるホットワイヤの効果を検討した。CO₂ 溶接法と同じワイヤを用いて比較し，溶接部を原質部と再熱部に区別して詳細に調査を行った。F-MAG 溶接法で得られた溶接金属部の優れた機械的性質と微細組織は，溶接金属部中の合金元素 Mn および Ti 濃度の増加によることを明らかにした。

第 5 章では、合金元素の種類と濃度の違いによる溶接金属原質部および再熱部の微細組織と機械的性質に及ぼす影響を調べ、F-MAG 溶接法で得られた溶接金属の優れた機械的性質が合金元素濃度増大による微細組織変化から得られることを明確にし、そのメカニズムについて検討した。

第 6 章では、F-MAG 溶接法にてボロン (B) とモリブデン (Mo) 濃度の異なる溶接金属部を作製し、これらの合金元素が微細組織と機械的性質に与える影響を明らかにした。

第 7 章では、F-MAG 溶接法に適したワイヤ組成の検討を行った。ホットワイヤ側に用いるワイヤの合金元素濃度を変化させて同一条件下で溶接を行い、溶接金属部の機械的性質の変化を調査することで最適な合金元素の種類と濃度を明らかにし、F-MAG 溶接法に最適なワイヤを開発した。

第 8 章では、本研究を通じて得られた知見を総括した。

以上が本論文の構成である。

専門用語一覧表

(解説および図 1.5～1.7 は (社) 日本溶接協会「溶接用語辞典」および産報出版「溶接・接合技術概論」による)

用語	解説
ガスシールドアーク溶接 (図 1.5)	外部から供給されるガスによって，アークおよび熔融池を大気から遮へいしながら行うアーク溶接の総称
アーク	電極間にガス体を介して発生する高温の強い光をともなう放電現象で，低電圧－大電流の特性を持つ。アークは陰極電圧降下部，アーク柱および陽極電圧降下部から構成され，アーク柱ではガス体が電離して，陽イオンと電子に分かれ，電子は陽極に向かって高速度で移動し，アーク電流が発生する。
シールドガス	溶接中にアークと熔融金属およびその周辺を覆い，空気が溶接雰囲気内に侵入することを防ぐために用いるガス。活性ガス (CO_2 や $\text{Ar} + \text{CO}_2$) と不活性ガス (Ar , He) に大別される。
MAG 溶接	CO_2 , Ar と CO_2 との混合ガスなど，酸化性シールドガスを用い，溶接ワイヤを電極とする消耗電極式ガスシールドアーク溶接の総称
被覆アーク溶接 (図 1.6)	心線に被覆材 (フラックス) を塗装した被覆アーク溶接棒と母材との間のアークから生じるアーク熱で溶接する方法
溶着速度	溶接棒，溶接電極ワイヤ，溶加材料が熔融し母材に溶着していく速度

用 語	解 説
サブマージアーク溶接 (図 1.7)	フラックス粉末に覆われた中で、溶接ワイヤと母材との間のアークから生じるアーク熱で溶接する方法
入熱量	溶接の際、外部から溶接部に与えられる熱量。アーク溶接においては、溶接ビードの単位長さあたりに供給された電気エネルギー H で表され、アーク電圧 E 、アーク電流 I 、溶接速度 v とすると $H=EI/v$ で与えられる。
エレクトロスラグ溶接	溶融スラグと溶融金属とが溶接部から流れ出さないように水冷銅壁で囲み、その中に形成された溶融スラグ浴の中に溶接ワイヤを連続的に供給し、主として溶融スラグの抵抗発熱によって溶接ワイヤと母材とを溶融して、順次上方向に溶着金属を盛り上げて溶接ビードを形成する立向上進自動溶接
溶融型フラックス	サブマージアーク溶接に用いられるフラックスの種類で、原料鉱石を混合・溶融し、急冷凝固させガラス状にしたものと軽石状にしたものの。
焼結型フラックス	サブマージアーク溶接に用いられるフラックスの種類で、原料粉や金属粉を混合し、水ガラスを添加して適当な粒度に造粒後、600℃程度で焼成し、整粒したもの。鉄粉の増加により溶着速度の向上が図れる。
開先	溶接する母材間に設ける溝。開先の標準形状はI型、V型、X型、レ型などがある。
開先角度	開先面のなす角度

用語	解説
熱影響部	溶接・切断などの熱で組織，冶金的性質，機械的性質などに変化を生じた，溶接金属の周囲に位置する溶融していない母材の部分
スパッタ	アーク溶接中に飛散した金属粒。短絡開放時に発生するもの，瞬時的短絡によって発生するもの，移行溶滴の爆発によって発生するもの，溶融池からのガス放出に起因して発生するものなどがある。

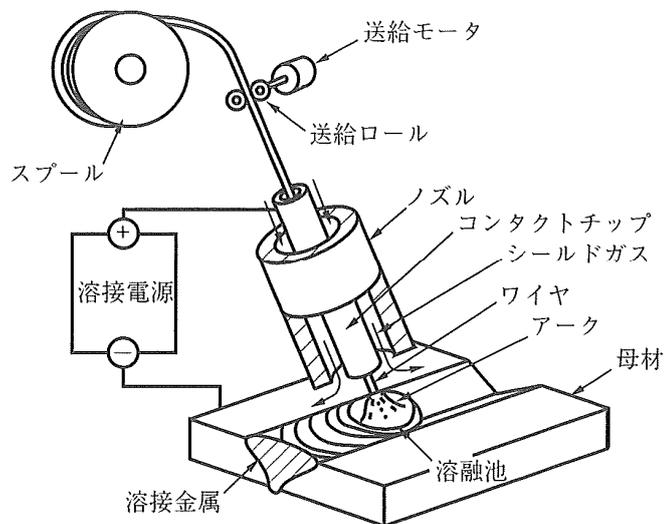


図 1.5 ガスシールドアーク溶接模式図

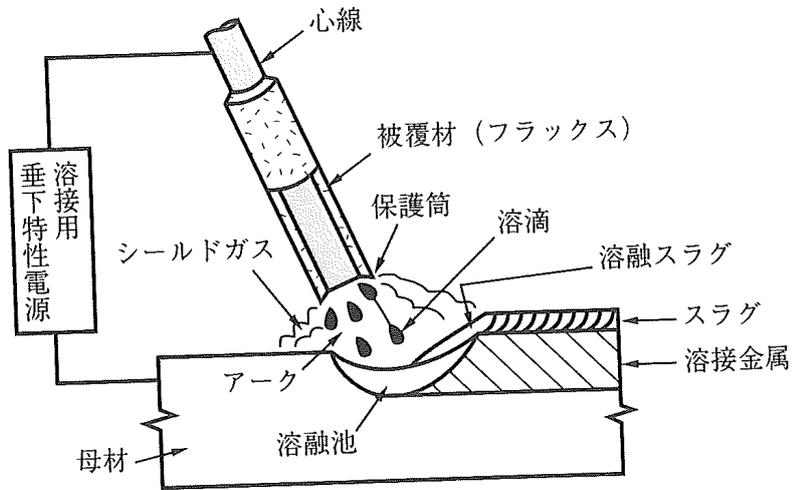


図 1.6 被覆アーク溶接模式図

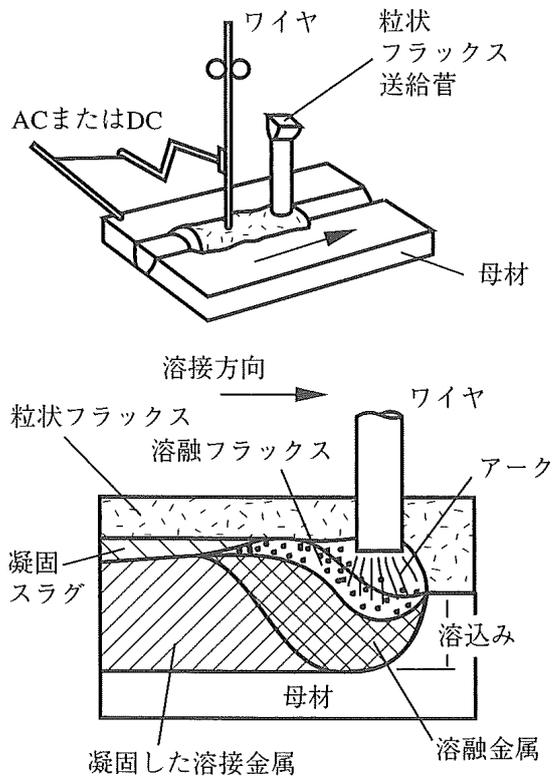


図 1.7 サブマージアーク溶接模式図

第 2 章 CO₂ 溶接法におけるホットワイヤ溶融条件の検討

2.1 緒言

CO₂ ガスシールドアーク溶接法 (CO₂ 溶接法) はガスコストが安価であること, 安定した深い溶込みが得られること等から鋼構造物の製作に広く用いられ, 主流のアーク溶接法である。一方, さらなる溶接作業の能率向上, コスト縮減に向け, 溶着速度の向上策としてワイヤの太径化やワイヤ送給速度の増加等が施工されている。しかしながらこれらの向上策は一般に入熱量が増加し, 溶接金属部の機械的性質の低下が懸念される。そこで CO₂ 溶接法において, 入熱量を制限しつつ溶着速度を向上させる手法として, ホットワイヤと組み合わせた「F-MAG 溶接法」を考案した。ホットワイヤは TIG 溶接やレーザー溶接等に組み合わされて広く利用されているものの, CO₂ 溶接法と組み合わせた例はほとんどない。また溶着速度の向上のためにホットワイヤ送給量を増加させた場合, 多量のホットワイヤを安定して溶融させる必要があるが, その溶融条件は明らかでない。

そこで, 本章では F-MAG 溶接法におけるホットワイヤの溶接条件として, ホットワイヤ電流値, ホットワイヤ送給速度, ホットワイヤ突き出し長さ (給電チップー母材間距離, 以後ホットワイヤ EXT と称する) 及びホットワイヤ挿入角度を主なパラメータとし, ホットワイヤの溶け残りなどが生じず, 健全な溶接金属を得るための適正条件範囲を調べた。また, 溶接金属部の靱性低下を招く窒素混入防止のため, F-MAG 溶接法における適正ガスシールド流量を検討した。

2.2 実験方法

図 2.1 は F-MAG 溶接法の実験装置を示す。図 2.1 における溶接進行方向は左→右である。先行電極によって形成された溶融池へ後

方からホットワイヤを挿入し溶解させる電極配置となっている。電極の極性は先行電極，ホットワイヤともに逆極性（ワイヤを陽極，母材を陰極）である。

使用した鋼板は JIS G 3136 建築構造用圧延鋼材 SN490B で，板厚 12 および 16mm である。ワイヤ径は先行電極が直径 1.6mm，ホットワイヤは直径 1.2mm とし，ともに JIS Z 3312 高張力鋼用ワイヤ YGW11 を用いた。表 2.1 に鋼板およびワイヤの化学成分を示す。先行電極の溶接条件は電流値 430～440A，電圧値 40V とし，ホットワイヤの送給速度は 6～17.5m/min，ホットワイヤ電流値は 150～350A の範囲で変化させた。なおホットワイヤ用溶接電源は，ホットワイヤ送給速度に対してホットワイヤ電流値を個別に設定でき，アークが生じないホットワイヤ電流範囲を選択した。

図 2.2 に先行電極とホットワイヤの配置を示す。先行する先行電極のトーチ角度は母材に対して垂直とし，ワイヤ突き出し長さ（チップ先端－母材間距離）は 30mm である。ホットワイヤ EXT は 25～45mm の範囲で変化させ，ホットワイヤの挿入角度は先行電極に対して 20～35 度の範囲で傾斜させた。先行電極とホットワイヤ先端との間隔が小さいほど，先行電極の高温のアークに近づくことでホットワイヤが熔融しやすくなると考えられる。しかしながら，近づけすぎた場合，先行電極と同極性であるために先行電極のアークがホットワイヤ側に吹かれ，アークが暴れることでスパッタ量が多くなるなど，アークが不安定になることが確認された。そこで，先行電極のアークに干渉しない最短距離として 11mm という値を見出した。溶接速度は 3 条件（0.25,0.30 および 0.35m/min）とした。

溶接は板厚 12mm の鋼材に 1 回溶接するビードオンプレート溶接と，継手開先内の多層溶接を想定したウィービング溶接を板厚 16mm の鋼材を用いて行った。ウィービング溶接とは，溶接ビードの幅を確保するために溶接線に対して直角に運棒することである。ウィービング動作は先行電極とホットワイヤを同期させた。板厚

16mm の鋼材には深さ 5mm，底幅 15mm，開先角度 30 度の台形溝加工を施した。ワイーピング条件は継手開先内の施工を想定し，ワイーピング幅は 3 条件（5,10 および 15mm），ワイーピング速度（溶接線直角方向の運棒速度）は 2 条件（23,35mm/s）とした。ビードオンプレート溶接は横断面，台形溝鋼板を用いたワイーピング溶接は横断面および縦断面の組織観察によりホットワイヤ溶融状態および溶込み形状の確認を行った。硬さ測定はマイクロビッカース硬度計を用いて，荷重 10kg で測定した。

シールドガスには 100% CO₂ を用い，流量（20～50l/min），ワイーピング幅（0,5 および 10mm），ホットワイヤ送給速度（10～16m/min）を変化させ，溶接金属中に含まれる窒素量を測定することで，最適流量を検証した。

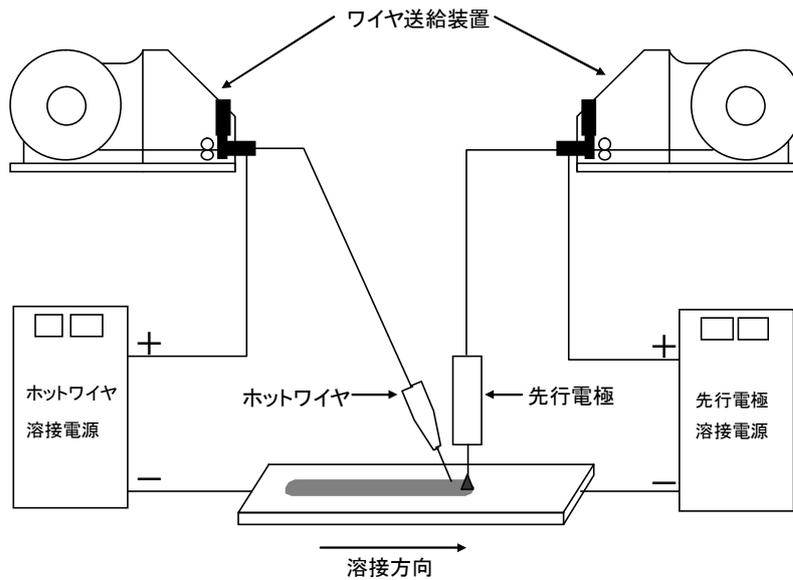
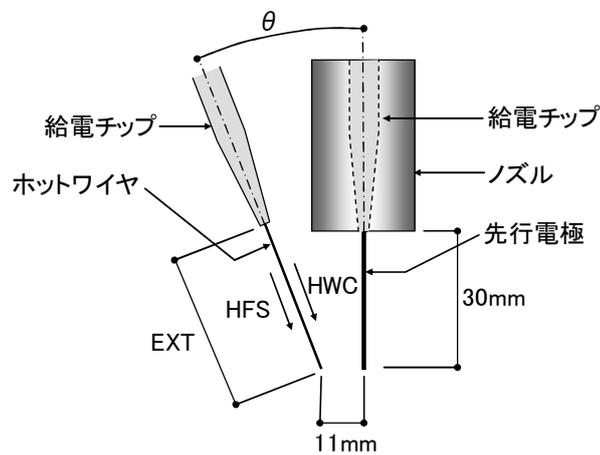


図 2.1 実験装置

表 2.1 鋼材および溶接材料の化学成分 (mass%)

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	Ti+Zr
Steel	0.16	0.35	1.31	0.015	0.003	0.02	0.03	0.01	bal.	bal.
Wire	0.05	0.71	1.60	0.020	0.011	0.15	0.23	bal.	0.15	0.23



θ : ホットワイヤ挿入角度
 HWC : ホットワイヤ電流
 HFS : ホットワイヤ送給速度
 EXT : ホットワイヤ突き出し長さ

図 2.2 先行電極とホットワイヤの配置およびホットワイヤのパラメータ

2.3 実験結果と考察

2.3.1 ビードオンプレート溶接

ホットワイヤ挿入角度 20 度，ホットワイヤ EXT=25mm，溶接速度 0.30m/min において，ホットワイヤ送給速度 6m/min 以上でビードオンプレート溶接を行った時の溶接金属溶融状態を溶接ビード横断面組織観察により確認した結果を図 2.3 に示す。図 2.3 において，溶接金属部内に欠陥などが無く，ホットワイヤが完全に溶融しているものを○，未溶融部分が存在している状態を×と評価した。図 2.3 の右下の領域は，ホットワイヤの送給速度に対して与える電流を増加したときにアークが発生（アーキング）する領域で，実験はホットワイヤにアークが生じない領域で行った。

図 2.3 より，溶接金属部中に未溶融部分が存在しないホットワイヤ電流値条件は，各ホットワイヤ送給速度に対してアーキングする直前の電流値であり，ホットワイヤ送給速度が大きいほど（ $\geq 11\text{m/min}$ ）ホットワイヤを完全溶融するための電流範囲は狭いことがわかる。つまり，ホットワイヤ電流値は各ホットワイヤ送給速度に対してアークを発生しない最も高い値を与える必要があることを示している。一方で×となる条件においては，ホットワイヤが溶融池中で溶融せずに溶融池底，つまり母材まで達して母材を突くステッピングと呼ばれる現象や，溶融池中で溶融しなかったホットワイヤが溶融池の外へ飛び出すなどの現象が生じた。これらの現象はホットワイヤ電流値が低い為にホットワイヤ自身の抵抗発熱が不足して生じたと考えられ，ホットワイヤ先端温度が低い状態で溶融池に挿入されていると推測される。なお図 2.3 は溶接速度 0.30m/min の結果を示すが，0.25 および 0.35m/min においても溶融範囲に差は生じなかった。

図 2.3 より，ホットワイヤの未溶融部分が存在せず，ホットワイヤ送給速度が最大となる条件，つまり最大溶着量が得られる条件はホットワイヤ送給速度 17.5m/min，ホットワイヤ電流値 350A であ

った。この条件における溶着量をホットワイヤ送給速度 0m/min, すなわち通常の CO₂ 溶接法と比較したのが 図 2.4 である (溶接速度 0.30m/min)。鋼板面より上の溶着断面積を比較すると 1.89 倍 (108/57mm²), この時の入熱量は 1.18 倍 (3.95/3.36kJ/mm) となり, 入熱量の増加率に比べて溶着断面積の増加率は著しく大きい。言い換えれば同じ溶着量を得るための入熱量は小さくできることになり, F-MAG 溶接法は小入熱量のもとで高溶着量を得ることが出来る溶接法と言える。図 2.4 において, F-MAG 溶接法の溶込み深さが CO₂ 溶接法のそれより浅くなっているのは, F-MAG 溶接法における熔融金属の単位体積当たりの入熱量が CO₂ 溶接法のそれと比べて小さくなり, 熔融金属の平均温度が低下したことが原因として考えられる。

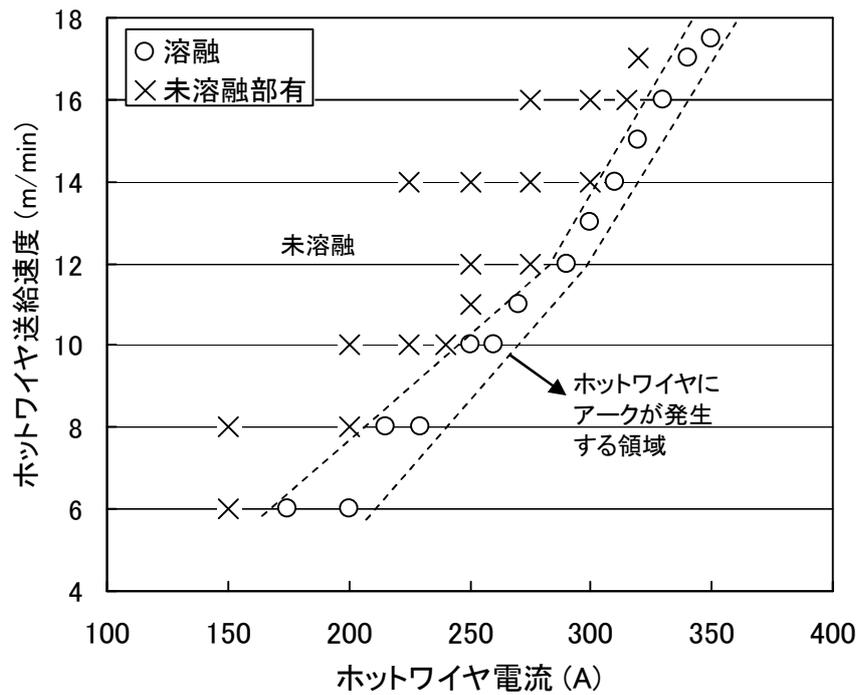


図 2.3 ホットワイヤ電流値とホットワイヤ送給速度変化に対するホットワイヤ融融状態。溶接金属部内に欠陥などが無く、ホットワイヤが完全に融融しているものを○，未融融部分が存在している状態を×と評価した。ホットワイヤを完全に融融させるためのホットワイヤ電流値は、各ホットワイヤ送給速度に対してアークを発生しない最も高い値を与える必要がある。

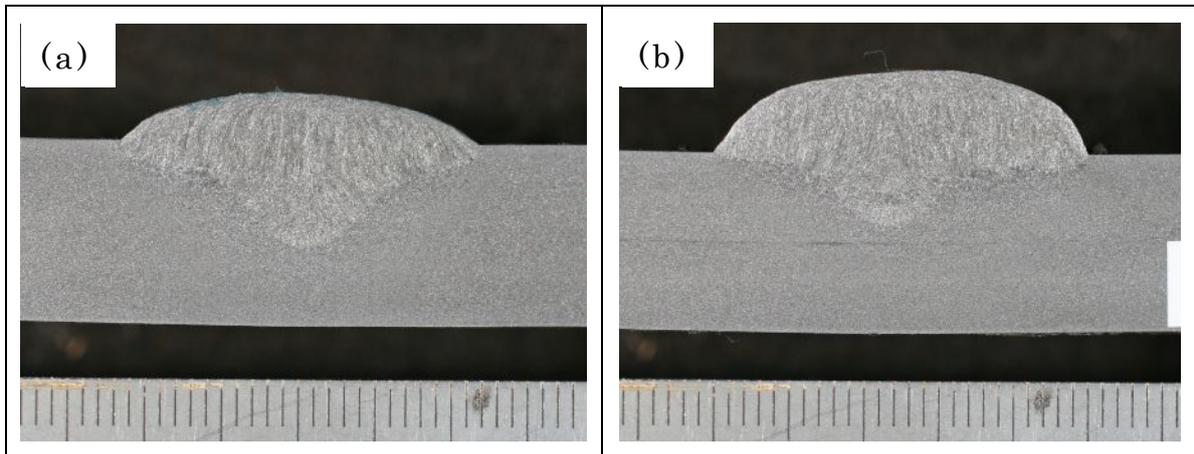


図 2.4 溶着断面積の比較。(a)CO₂ 溶接法 (ホットワイヤ送給速度 0m/min)，(b)F-MAG 溶接法 (ホットワイヤ送給速度 17.5m/min) で、ともに溶接速度 0.30m/min。入熱量は (a)3.36kJ/mm，(b)3.95kJ/mm。F-MAG 溶接法の溶着断面積は CO₂ 溶接法の 1.89 倍。

2.3.2 台形溝鋼板を用いたウィービング溶接

図 2.5 はホットワイヤ送給速度 14m/min, ホットワイヤ電流値 330A における台形溝鋼板を用いたウィービング溶接の溶接ビード横断面組織観察結果である。その他の溶接条件は, ホットワイヤ EXT=25mm, ホットワイヤ挿入角度 20 度, 溶接速度 0.35mm/min, ウィービング幅 10mm, ウィービング速度 23mm/s である。溶接金属中の中央底部にはビードオンプレート溶接では確認されない, 白い筋の領域 (矢印部, 以後, 筋状組織) が溶接金属底部中央付近に溶接ビード方向に対して直角方向に観察され, この筋状組織はホットワイヤ送給速度 14m/min 以上でウィービングを行った場合に存在することが確認された。図 2.6 は図 2.5 と同じ溶接条件において, ウィービング幅とウィービング速度を変化させた時の縦断面組織観察試験結果である。図 2.6(a),(b)および(c)はウィービング速度一定 (23mm/s) でウィービング幅をそれぞれ 5,10 および 15mm と変化させたもので, (d)はウィービング速度 35mm/s, ウィービング幅 15mm の時の結果である。ウィービング速度 23mm/s の時, ウィービング幅 5,10 および 15mm に対する単位時間あたりのウィービング往復回数はそれぞれ約 60,40 および 30 回/min, ウィービング速度 35mm/s, ウィービング幅 15mm の場合は約 40 回/min である。図 2.6 より, ウィービング速度一定 (23mm/sec) の時, ウィービング幅 10mm 以上で筋状組織が観察され, ウィービング幅 15mm においてウィービング速度を増加させると筋状組織が減少することが確認された。また図 2.6(b),(c)より, 筋状組織はほぼ一定の間隔 (図 2.6(b)は約 9mm, 図 2.6(d)は約 11mm) で存在しており, この間隔はウィービング一往復当たりの溶接ビード方向移動距離 (図 2.6(b)は約 8mm, 図 2.6(d)は約 12mm) にほぼ等しいことから, ウィービングの周期に影響を受けていると推測される。

筋状組織の化学組成 (Si, Mn および Ti) を EPMA にて測定した結果を図 2.7 に示すが, 筋状組織は周囲の溶接金属よりも Si が約 0.4%,

Mn が約 0.5%，Ti が約 0.2%濃化しているのが確認され，これらの元素の濃度は表 2.1 に示すワイヤの化学成分に非常に近い。また，筋状組織のビッカース硬さを測定してみると 300～340 と，周囲の溶接金属部の 200～230 に対して著しく硬化していた。これらの結果と，筋状組織がホットワイヤ送給速度 14m/min 以上と大きい場合に残存しやすく，ウィービング周期に関係していることを合わせて考えると，この筋状組織はホットワイヤが溶融池中で完全に溶融および攪拌されず，ワイヤがほぼそのまま残存したものと推測され，この硬化組織の残存は溶接金属部の機械的性質に悪影響を及ぼすことが予想される。ウィービングの筋状組織残留への影響は以下のように推察される。ウィービング速度一定でウィービング幅を大きくするとウィービング周波数が小さくなることに加え，ウィービングは正弦波であるためにビード両端と中央では溶融金属の平均温度に差が生じると考えられる。このため，溶融金属の平均温度がビード両端より低くなると考えられるビード中央部においてホットワイヤの溶融が安定せず，残留しやすくなると推測される。ウィービングを行わない場合，ホットワイヤが挿入されるビード中央は溶融池温度や対流が一定であるため，ホットワイヤが安定して溶融し筋状組織が生成しないと推測される。また，筋状組織は主に溶接金属の底近傍に存在していた。これは，ホットワイヤが溶融地に挿入されてすぐに溶解することなく溶融池底近傍までワイヤのまま存在するためと考えられる。

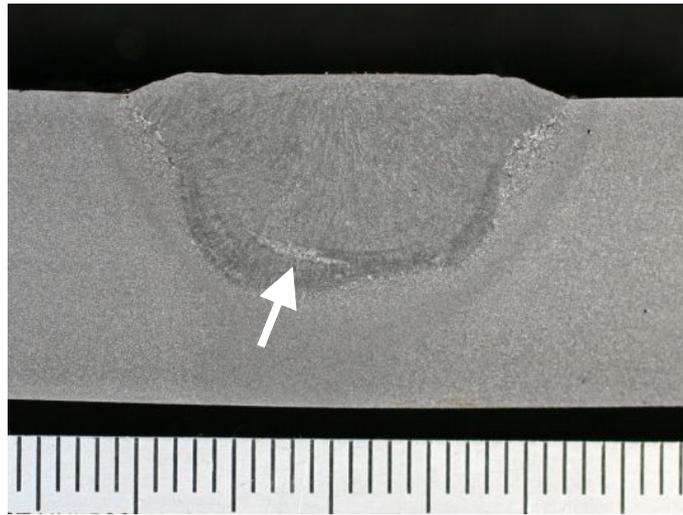


図 2.5 ウィーピング溶接時に観察される筋状組織（矢印）の例。筋状組織はホットワイヤが溶融池中で完全に溶融せず，ワイヤが残存したものと推測される。

ウィーピング		縦断面組織観察結果
幅 (mm)	速度 (mm/sec)	
5	23	(a)
10		(b)
15	35	(c)
		(d)

図 2.6 ウィーピング条件変化に対する筋状組織の残存状態（矢印および点線囲み部）。(a)ウィーピング幅 5mm，ウィーピング速度 23mm/sec，(b)ウィーピング幅 10mm，ウィーピング速度 23mm/sec，(c)ウィーピング幅 15mm，ウィーピング速度 23mm/sec，(d)ウィーピング幅 15mm，ウィーピング速度 35mm/sec。筋状組織はウィーピング幅を大きくすると増加し，ウィーピング速度を大きくすると減少した。

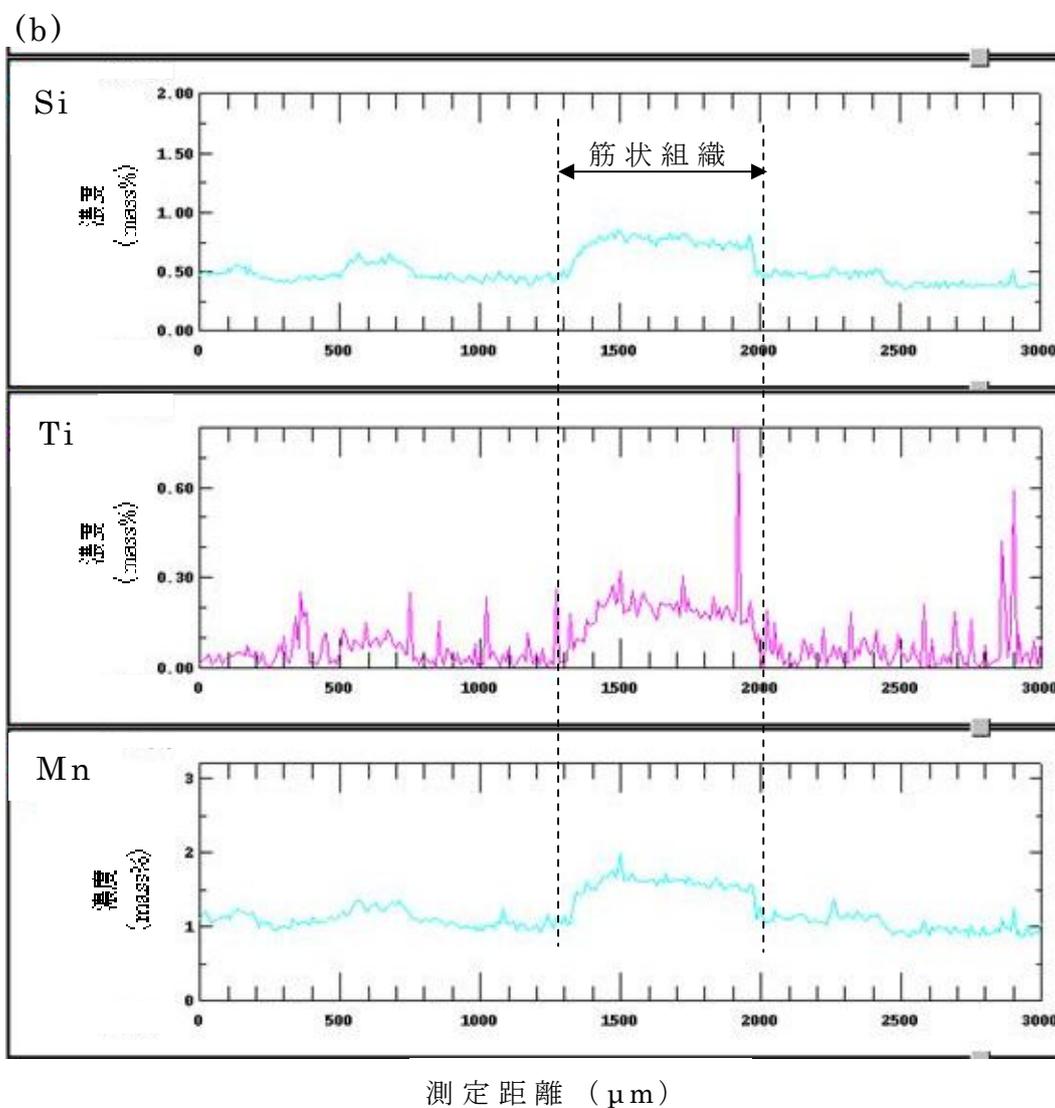
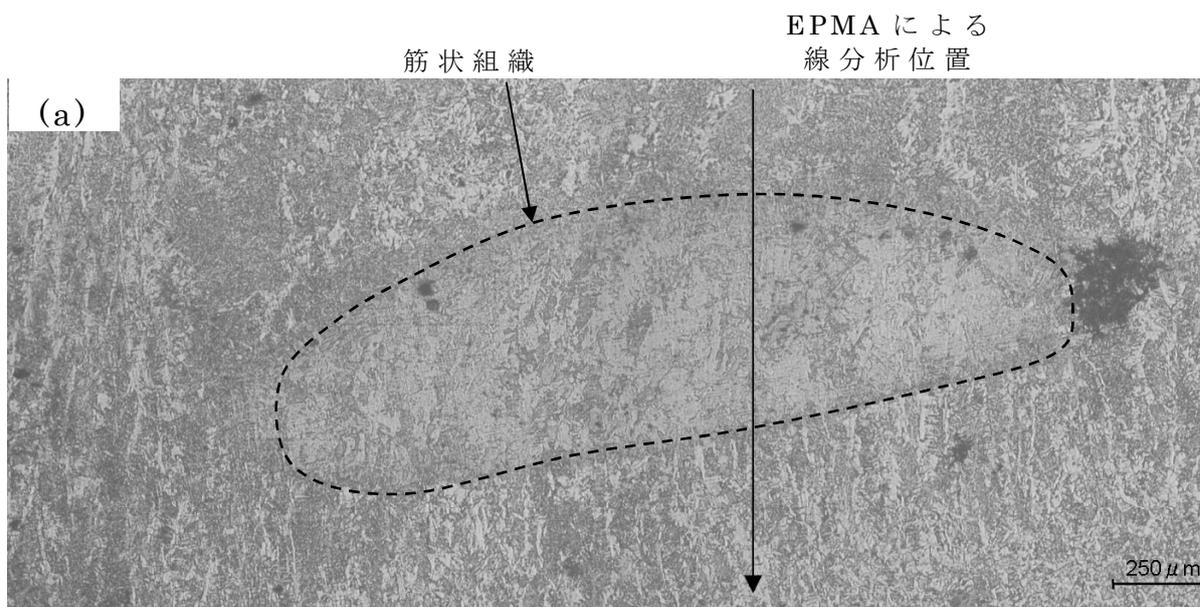


図 2.7 筋状組織の化学組成測定結果。(a)分析位置, (b)分析結果を示す。筋状組織の部位で Si, Ti および Mn 濃度が増加した。

2.3.3 ホットワイヤの抵抗発熱とワイヤ先端温度の推定

以上の実験結果より、ホットワイヤの安定的な溶融には抵抗発熱を十分に与え、溶融池直前のホットワイヤ先端温度を融点近傍まで上昇させる事が必須といえる。そこで、抵抗発熱量のパラメータであるホットワイヤ電流値やホットワイヤ EXT がホットワイヤ突き出し部の温度分布にどのような影響を与えるかの傾向を把握することを目的として、溶極式アークにおける電極ワイヤの温度分布を計算する次式[10]を利用した。図 2.8 に座標系を示す。

$$T(x) = \left(T_m - T_0 - \frac{E_x J^2 R_0}{v_w c \rho} \right) \times \frac{\exp(v_w x / k) - 1}{\exp(v_w E_x / k) - 1} + \frac{J^2 R_0}{c \rho} \frac{x}{v_w} + T_0$$

ここで x : 給電チップ先端を 0 としたときのワイヤ突き出し部位置 (m), $T(x)$: ワイヤ突き出し部位置 x での温度 (K), T_m : ワイヤ材の融点 (K), T_0 : 給電チップ ($x=0$) の温度 (K), E_x : ワイヤ EXT (m), J : ワイヤ突き出し部の電流密度 (A/m^2), R_0 : 温度 273K における抵抗率 (Ωm), v_w : ワイヤ送給速度 (m/s), c : 比熱 (J/kgK), ρ : 密度 (kg/m^3), k : ワイヤ材の熱拡散率 (m^2/s) [$k = K / c \rho$, K : 熱伝導率 (W/mK)] である。なお本式はアーク発生時のワイヤの温度分布を計算するものであるが、アーク熱によるワイヤ先端からの熱伝導は、ワイヤ先端から極めて短い部分に限られていて、抵抗発熱によるワイヤの温度上昇についてはアーク熱の影響を無視して単独に考えることが出来る[11]。つまり、アークの生じないホットワイヤにおける溶融池直前のワイヤ先端温度は、本式によって得られる抵抗発熱量によって推定可能と判断した。また実際のワイヤ送給におけるワイヤ EXT はチップ内の給電点によって変化し、給電点における接触電気抵抗や分流により 27~34% 抵抗発熱を低めに見積もっているという報告がある[12]が、ここでは給電点は一定 (給電チップ先端) とした。

ワイヤ送給速度 14m/min, ワイヤ EXT 20~45mm におけるワイヤ突き出し部 x の温度分布計算結果を図 2.9 に示す。計算に用いたワイヤ電流値はワイヤ EXT によって変化させ、ワイヤ EXT =

20,25,30,35,40 および 45mm に対し，ワイヤ電流値はそれぞれ 350,330,310,290,270 および 250A とした。図 2.9 の各直線において温度が急上昇している変化点（以後，屈曲点）が存在するが，これはアークからの熱伝導によるものであり，この屈曲点以下は抵抗発熱によるものとして給電チップ先端からの距離に応じて直線的に温度が上昇し，屈曲点温度が高いほど抵抗発熱量が大きいことを意味する。図 2.9 より，ワイヤ突き出し部温度の上昇勾配と屈曲点温度はワイヤ電流値とワイヤ EXT によって変化し，屈曲点はワイヤ EXT = 35mm，ワイヤ電流値 = 290A の時に最高温度約 1600K を示していることが分かる。ワイヤ EXT が小さくワイヤ電流値が高い場合はワイヤ温度が急激に上昇するが，加熱される時間が短いために屈曲点温度は上昇しにくい。逆にワイヤ EXT が大きくワイヤ電流値が低い場合はワイヤ温度が上がるのが遅く，加熱される時間が長くても屈曲点温度は上昇しにくい。つまり，屈曲点温度を最も上昇させるワイヤ EXT 値とワイヤ電流値の組み合わせが存在することを示唆している。この傾向はワイヤ送給速度 8,12 および 16m/min でも同じであることを同様の計算によって確認した。

以上の計算結果より，アークの発生しないホットワイヤにおいても図 2.9 の屈曲点温度が熔融池直前のワイヤ先端近傍の温度とみなすことが出来，屈曲点温度が約 1600K となるホットワイヤ EXT = 35mm，ホットワイヤ電流値 = 290A が最適値となる。ただし，熔融池の余盛り高さ（通常 5mm 程度）分を考慮してホットワイヤ EXT は 40mm，ホットワイヤ電流値 = 270A が最適値と推測される。

本計算結果を確認するため，最も筋状組織が生じた図 2.6(c)と同じ溶接条件（溶接速度 0.35m/min，ホットワイヤ送給速度 14m/min，ウィービング幅 15mm，ウィービング速度 23mm/sec，ウィービング往復回数 30 回/min）で台形溝鋼板を用いたウィービング溶接を行った時の縦断面組織観察結果を図 2.10 に示す。ホットワイヤ EXT = 25,30,35,40 および 45mm，ホットワイヤ電流値はそれぞれ

330,310,290,270 および 250A である。前述した余盛り高さ分を 5mm とすると, 実ホットワイヤ EXT が 35mm となる 40mm (図 2.10 (d)) で筋状組織がほとんど確認されていない。これは適正なホットワイヤ EXT およびホットワイヤ電流値を選択することで, 十分な抵抗発熱によりホットワイヤ先端温度が上昇し, ホットワイヤの熔融が促進されたためと考えられる。

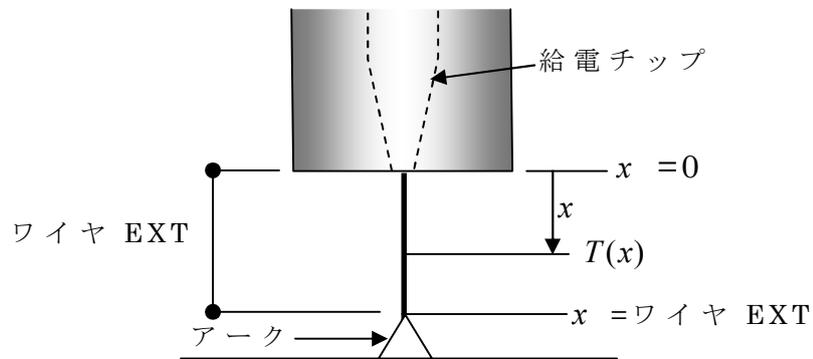


図 2.8 電極ワイヤの温度分布を計算する座標系

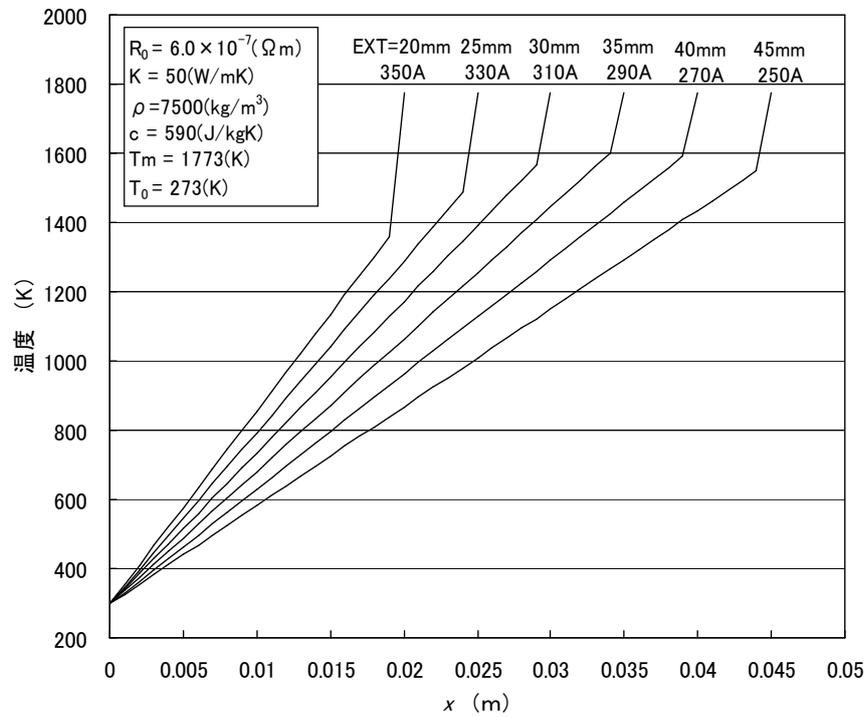


図 2.9 ワイヤ EXT およびワイヤ電流値に対するワイヤ突き出し部 x の温度計算結果。図中にワイヤ EXT および電流値を示す。抵抗発熱による温度上昇はワイヤ EXT および電流値の組み合わせによって変化し、EXT=35mm、電流 290A のときにワイヤ先端温度（図中の屈曲点温度）が最高となる。

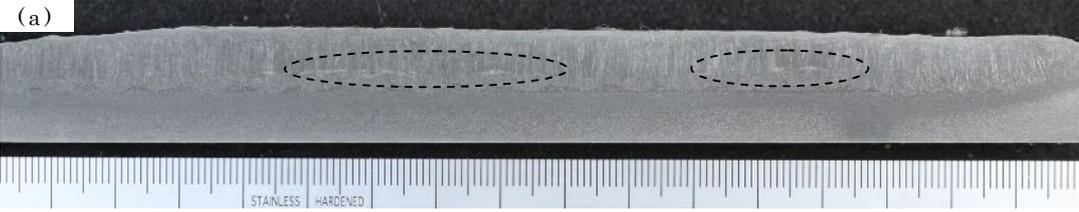
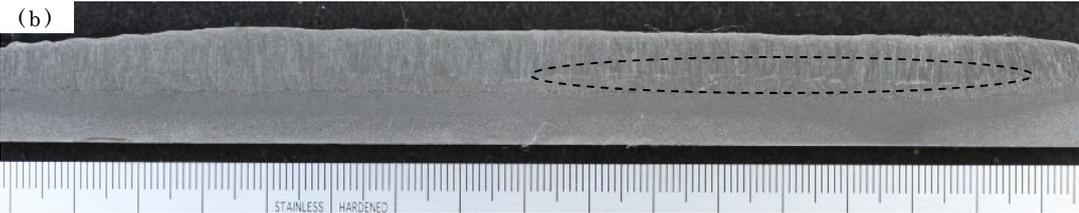
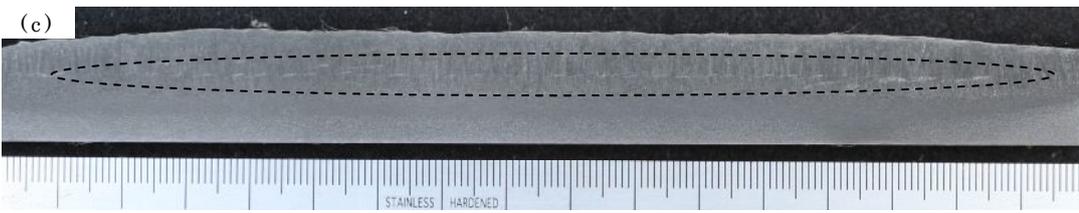
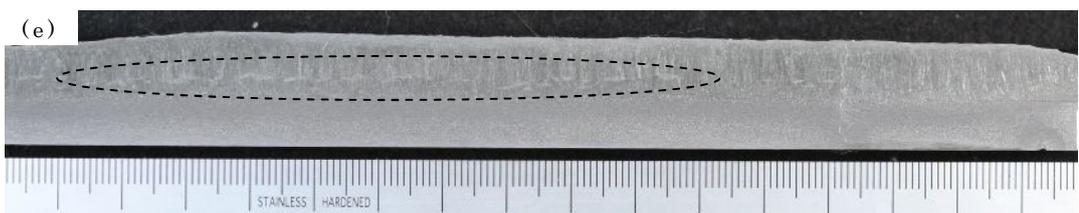
ホットワイヤ EXT ホットワイヤ 電流値	縦断面組織観察結果
25 mm 330A	
30 mm 310A	
35 mm 290A	
40 mm 270A	
45 mm 250A	

図 2.10 ホットワイヤ EXT およびホットワイヤ電流値変化に対する溶接ビード縦断面における組織観察結果。点線で囲んだ領域に筋状組織が観察される。ホットワイヤ EXT=40mm, ホットワイヤ電流値 270A の時に筋状組織はほとんど観察されない。溶接速度 0.35m/min, ホットワイヤ挿入角度 20 度, ホットワイヤ送給速度 14m/min, ウィービング幅 15mm, ウィービング速度 23mm/sec, ウィービング往復回数 30 回/min。

2.3.4 ホットワイヤ挿入角度の影響

先行電極に対するホットワイヤの挿入角度を大きくすると、ホットワイヤの向きが先行電極のアーク下方へ指向し、溶融池中で溶融しきれなかったホットワイヤがアークへ近づき、アーク熱によって溶融しやすくなる事が予想される。そこで、図 2.10(d)と同じ施工条件においてホットワイヤ挿入角度のみを変化させ、台形溝鋼板を用いたウィービング溶接の結果を図 2.11 に示す。ホットワイヤ挿入角度は 25,30 および 35 度である。この結果、図 2.10(d)でわずかに確認された筋状組織が、いずれの角度においても全く確認されなかった。本結果より、ホットワイヤ送給速度 14m/min、ウィービング幅 15mm 以下、ウィービング往復回数 30 回/min 以上の条件下におけるホットワイヤの適正溶接条件は、ホットワイヤ EXT=40mm、ホットワイヤ挿入角度 25 度以上であると判明した。

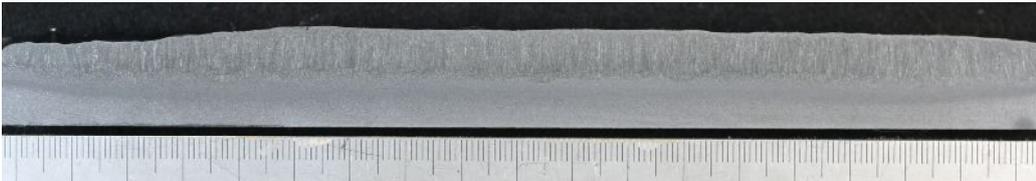
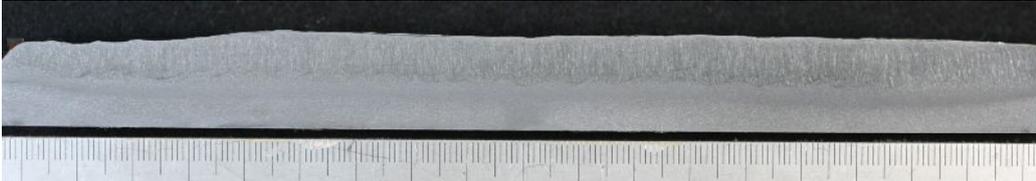
ホットワイヤ 挿入角度	縦断面組織観察結果
25 度	
30 度	
35 度	

図 2.11 ホットワイヤ挿入角度変化に対する溶接ビード縦断面における筋状組織観察結果。いずれの挿入角度においても筋状組織は観察されない。溶接速度 0.35m/min, ホットワイヤ送給速度 14m/min, ウィービング幅 15mm, ウィービング速度 23mm/sec, ウィービング往復回数 30 回/min。

2.3.5 シールドガス流量と溶接金属部中窒素量

溶接金属部窒素量は機械的性質，特に韌性保持のため $<100\text{ppm}$ に抑えることが必要とされ， 200ppm を超えるとブローホールが発生するなど，溶接品質に大きな影響を与える[13]。窒素は主にシールド不良によって溶接金属中に混入するため，シールドガスの適正流量を把握することは重要である。F-MAG溶接法は先行電極からのみシールドガスを流しており，ホットワイヤ側には流していない。そこで，本溶接法の適正流量把握のため，ガス流量，ホットワイヤ送給速度およびウィービング幅を変化させた実験を行った。

表 2.2 に試験結果一覧を示す。ホットワイヤ送給速度 14m/min とし， CO_2 流量 $20\sim 50$ リットル/min に変化させた試験体 No.1~4 より，ウィービング無しの条件においては CO_2 流量 ≥ 30 リットル/min で溶接金属部中の窒素濃度は 50ppm 以下に抑えられることが分かる。

図 2.12 にウィービング無しの条件下におけるホットワイヤ送給速度と窒素濃度の関係を示す (CO_2 流量 30 リットル/min)。これより，窒素濃度へのホットワイヤ送給速度の影響はほとんどないことが分かる。

図 2.13 はウィービング幅と窒素濃度の関係を示したものである (CO_2 流量 30 リットル/min)。ウィービング速度は 23mm/sec に固定した。ホットワイヤ送給速度 $12,14\text{m/min}$ ではウィービング幅にかかわらず窒素濃度は 60ppm 以下であったが， 16m/min ではウィービングを行うことで窒素濃度が増加することが判明した。ただし 16m/min ではウィービング幅 5mm の時の窒素濃度は， 10mm の時のそれよりも高いため，ウィービング幅の大きさと窒素濃度の関係性は小さいと考えられる。

ホットワイヤ送給速度を 16m/min に固定し， CO_2 流量を $30\sim 50$ リットル/min としたときの窒素濃度との関係を図 2.14 に示す。本結果よりウィービング幅にかかわらず， CO_2 流量 40 リットル/min

表 2.2 窒素濃度測定試験結果一覧

試験体 No.	窒素濃度 (mass%)	CO ₂ 流量 (リットル/min)	ホットワイヤ送給速度 (m/min)	ワイーピング幅 (mm)	
1	0.0089	20	14	無	
2	0.0047	30			
3	0.0044	40			
4	0.0044	50			
5	0.0061	30	10		
6	0.0053		12		
7	0.0057		16		
8	0.0051		12		5
9	0.0048				10
10	0.0051		14		5
11	0.0054				10
12	0.0111		40		5
13	0.0087	10			
14	0.0057	0			
15	0.0060	5			
16	0.0042	10			
17	0.0043	50			0
18	0.0042				5
19	0.0043		10		

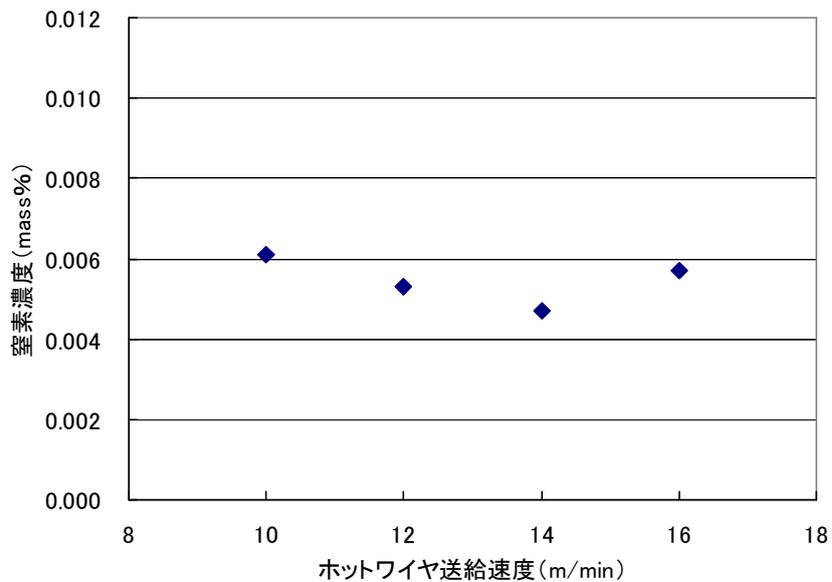


図 2.12 ホットワイヤ送給速度に対する溶接金属部窒素濃度変化（ワイーピング無し，CO₂ 流量 30 リットル/min）。窒素濃度へのホットワイヤ送給速度の影響はない。

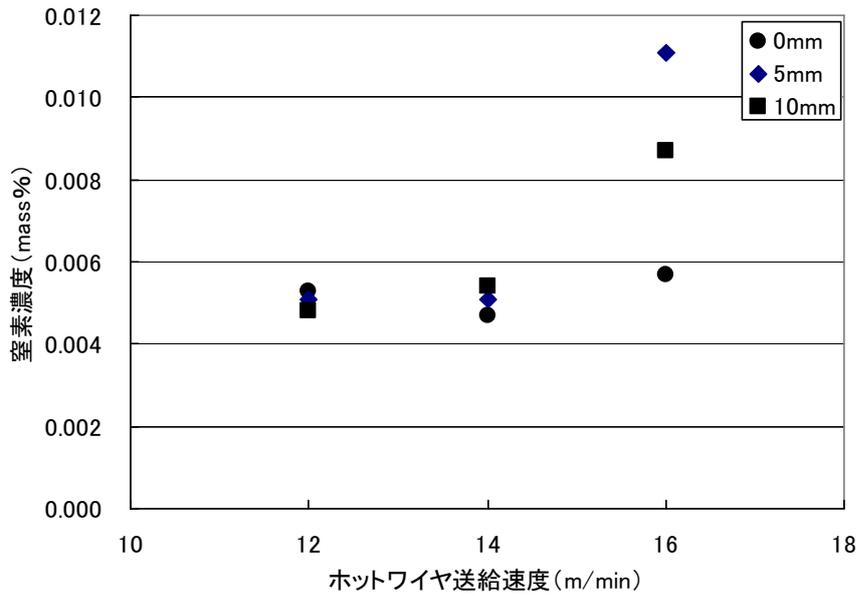


図 2.13 ウィービングに対する溶接金属部窒素濃度変化 (CO₂ 流量 30 リットル/min)。ホットワイヤ送給速度 16m/min のとき、ウィービングを行うことで窒素濃度が増加する。シールドガス流量 30 リットル/min。

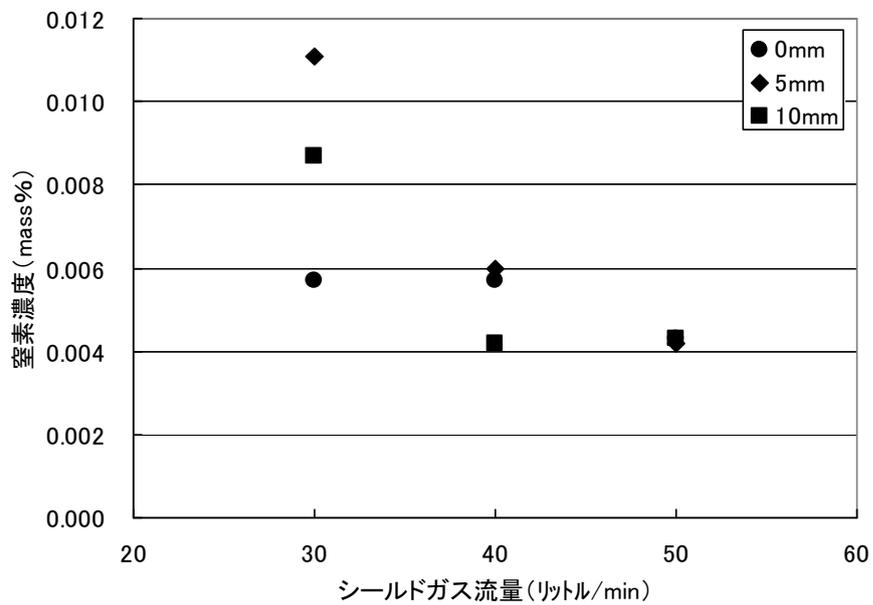


図 2.14 シールドガス流量およびウィービング幅に対する溶接金属部窒素濃度。シールドガス流量 ≥ 40 リットル/min の時に窒素量は ≤ 60 ppm となる。ホットワイヤ送給速度 16m/min。

以上で窒素濃度は $\leq 60\text{ppm}$ となることが明らかとなった。

2.4 結言

F-MAG 溶接法において、高速で送給されるホットワイヤの溶融条件について検討を行った。本実験で得られた知見は以下の通りである。表 2.3 にホットワイヤ適正溶接条件一覧を示す。

- ①スティッキングが生じず、ホットワイヤの明らかな溶け残りが生じない、ビードオンプレート溶接における最大溶融条件はホットワイヤ送給速度 17.5m/min 、ホットワイヤ電流値 350A であった。
- ②明らかなホットワイヤの溶け残りが存在しなくても、ホットワイヤ送給速度 14m/min 以上においてウィービング幅 10mm 以上のウィービング溶接を行うと、非常に硬化した筋状の組織が溶接金属中に局所的に残存した。この筋状組織の化学成分はホットワイヤの組成に近いことから、ホットワイヤが完全に溶融せずに溶接金属中に残存したと推察される。
- ③ホットワイヤの安定的な溶融には、溶融池直前のホットワイヤ先端温度を抵抗発熱によって十分に上昇させることが必要である。溶極式アークのワイヤ先端温度の計算結果より、ワイヤ $\text{EXT} = 35\text{mm}$ 、ワイヤ電流値 $= 290\text{A}$ の時に抵抗発熱による温度上昇が最大になることが明らかとなった。抵抗発熱量はアークの有無に関係がなく、ホットワイヤにおいても本計算結果が適用できると考えられ、溶融池の余盛り高さ（通常 5mm 程度）分を考慮してホットワイヤ $\text{EXT} = 40\text{mm}$ 、ホットワイヤ電流値 $= 270\text{A}$ が最適値と推測される。
- ④ホットワイヤ挿入角度は、先行電極に対して 25 度以上とすることで筋状組織の生成を抑制出来た。挿入角度を大きくすることは、溶融池に挿入されたホットワイヤがアーク直下に指向しやすいこと、および高温の溶融金属に接する面積が増加するためと考えられる。

- ⑤ CO₂ 流量は 40 リットル/min とすることで，溶融池の幅が大きくなるウィービング溶接時においても溶接金属中の窒素量を ≤ 60ppm に抑えることが出来る。

表 2.3 ホットワイヤ適正溶接条件範囲一覧

パラメータ	適正範囲
先行極－ホットワイヤ先端間隔	11mm
挿入角度	≥ 25°
E X T	40mm
送給速度	≤ 17m/min
ウィービング幅	≤ 15mm
ウィービング往復回数	≥ 30 回/min
CO ₂ 流量	> 40 リットル/min

第 3 章 F-MAG 溶接金属部の機械的性質[14]

3.1 緒言

ガスシールドアーク溶接法は鋼構造物の製作に広く用いられている溶接法である。これらのなかでも、シールドガスに低価格な CO₂ 100%を用いる CO₂ 溶接法の使用率は日本の産業界において 70%程度を占めており、特に建築鉄骨業界における使用率はほぼ 100%であり [1]非常にニーズが高い。

CO₂ 溶接法は JIS Z 3312「軟鋼，高張力鋼及び低温用鋼用のマグ溶接及びミグ溶接ソリッドワイヤ」解説表 3 において、溶接金属部の機械的性質を確保するために適用鋼材の引張強さとワイヤの種類（YGW11,18 等）によって入熱量とパス間温度の上限が規定されている（表 3.1 参照）。表 3.1 より、建築鉄骨で主として用いられる 490MPa クラスの鋼材においては、YGW11 および YGW18 のワイヤを適用するときの入熱量上限値はそれぞれ 3.0 および 4.0kJ/mm となる。この入熱量上限値の存在のため、CO₂ 溶接法は溶着速度を向上させることが出来ない。

これに対して F-MAG 溶接法は、先行電極で作られた溶融プール中に後方よりホットワイヤを挿入、ホットワイヤ自身の抵抗発熱と溶融プール熱によりワイヤを溶解させ、入熱量の増加を小さく抑えながら、溶着速度を大きく向上させることが可能となる。また、アークの発生しないホットワイヤを溶融池中に挿入するため、ホットワイヤに含まれる合金元素が酸化物として排除されにくくなり溶接金属中に歩留まる可能性が高い。したがって、F-MAG 溶接法で得られた溶接金属の微細組織や機械的性質は CO₂ 溶接法時のそれらと異なると考えられる。

そこで、本章では表 3.1 の条件に従って F-MAG 溶接法を用いて得られた溶接金属部の機械的性質と CO₂ 溶接法で得られたそれと比較した。また、表 3.1 の入熱量上限値を超えた条件下における溶

接金属部機械的性質を調査し、F-MAG 溶接法における入熱量管理の必要性について検討した。

3.2 入熱量制限下における F-MAG 溶接金属部の機械的性質

3.2.1 実験方法

使用した鋼板は板厚 25mm の JIS G 3136 建築構造用圧延鋼材 SN490B である。溶接方法は F-MAG 溶接法および CO₂ 溶接法とし、溶接材料は JIS Z 3312 高張力鋼用ワイヤ YGW18 および YGW11 を用いた。YGW18 は YGW11 に比べ、Si および Mn 濃度を高め、さらに Mo および B を添加したワイヤである。ワイヤ直径は CO₂ 電極が 1.6mm、ホットワイヤは 1.2mm である。表 3.2 に鋼板およびワイヤの化学成分、図 3.1 に試験体形状を示す。試験体は開先角度 30°、ルートギャップ 13mm の V 型開先形状を有した突合せ継手形状で、板厚 25mm、試験体長さ 280mm とした。

両溶接法における CO₂ 電極の溶接条件は、電流 430~440A および電圧 40V とし、F-MAG 溶接法におけるホットワイヤは送給速度 14m/min、電流 260~280A および電圧 9~10V の条件に設定した。試験体は 4 体製作し (No.1~4)、各試験体の溶接材料、入熱量およびパス間温度の条件を表 3.3 に示す。入熱量およびパス間温度は、表 3.1 における YGW18、YGW11 の上限値とした。F-MAG 溶接法の入熱量は、先行電極とホットワイヤの入熱量の合計である。全ての溶接は 1 層 1 パス施工とし、1 パス目を除く全てのパスは同入熱量で溶接した。F-MAG 溶接法に用いる溶接材料は先行電極、ホットワイヤともに同種のワイヤとした。

図 3.2 に引張試験片およびシャルピー衝撃試験片の採取位置を示す。引張試験片は溶接ビードに平行に、板厚中央かつ溶接金属中央部から採取した。引張試験片平行部の直径は 12.5mm である。シャルピー衝撃試験片は JIS Z 2204 4 号試験片 (長さ 55mm、断面寸法 10mm×10mm、2mmV ノッチ) であり、V ノッチ位置は板厚中央か

つ溶接金属部中央とし，溶接ビードに垂直に採取した。シャルピー衝撃試験は 0℃で行い，3本の平均値で評価した。

溶接部の組織観察は最終パス中央部とし，光学顕微鏡を用いた。硬さ測定はマイクロビッカース硬度計を用いて，荷重 10kg で測定し 10 点の平均値で評価した。溶接金属部の化学組成は引張試験後の試験片を用いて，発光分光分析（発光スペクトル分析）法を用いて測定した。金属試料と向かい合った電極との間でアークを発生させ，このアークのプラズマの中で励起されたイオンは元素固有の輝線スペクトルを発する。輝線スペクトルの強さは試料中のその元素の濃度によって決まり，分光して取り出した元素ごとの輝線スペクトルの有無と強さを検出器で測定することで元素の定性・定量分析を行うものである。

表 3.1 JIS Z 3312「軟鋼，高張力鋼及び低温用鋼用のマグ溶接及びミグ溶接ソリッドワイヤ」解説表 3

適用鋼材の引張強さ	ワイヤの種類	溶接条件	
		入熱量 (kJ/mm)	パス間温度 (°C)
400MPa	YGW11,15	1.5~4.0	≦350
	YGW18,19	1.5~3.0	≦450
490MPa	YGW11,15	1.5~3.0	≦250
	YGW18,19	1.5~4.0	≦350
520MPa	YGW18,19	1.5~3.0	≦250

表 3.2 鋼板およびワイヤの化学成分 (mass%)

	C	Si	Mn	P	S	Mo	Cu	Ti+Zr	B	Fe	
鋼板	0.15	0.38	1.56	0.014	0.003	0.001	tr.	tr.	tr.	bal.	
ワイヤ YGW18	φ 1.6	0.06	0.81	1.63	0.010	0.012	0.23	0.19	0.22	0.0047	bal.
	φ 1.2	0.05	0.80	1.65	0.010	0.012	0.21	0.31	0.22	0.0044	bal.
YGW11	φ 1.6	0.06	0.72	1.60	0.021	0.011	—	0.23	0.23	—	bal.
	φ 1.2	0.05	0.71	1.60	0.020	0.011	—	0.15	0.23	—	bal.

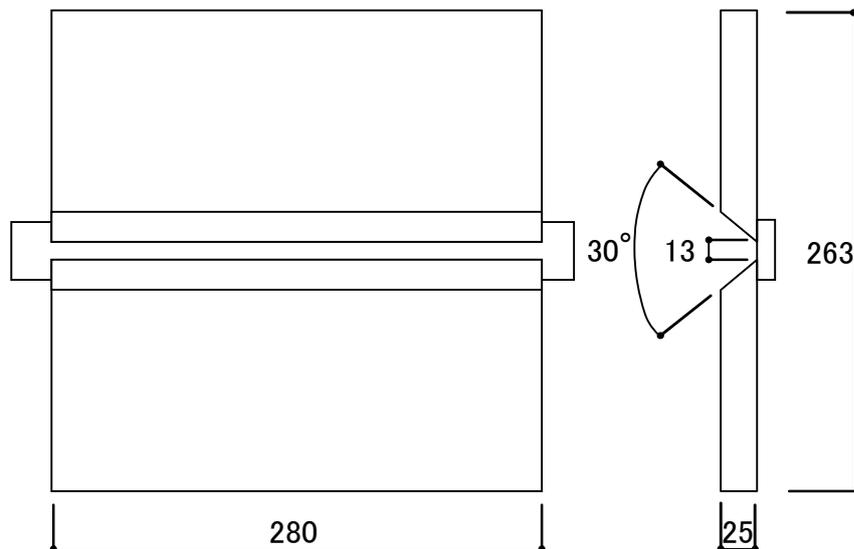


図 3.1 試験体形状。開先角度 30°，ルートギャップ 13mm の V 型開先形状を有した突合せ継手形状で，板厚 25mm，試験体長さ 280mm。

表 3.3 溶接条件一覧

試験体 No.	ワイヤの種類	溶接方法	入熱量 (kJ/mm)	パス間温度 (°C)
1	YGW18	CO ₂ 溶接法	≦4.0	≦350
2		F-MAG		
3	YGW11	CO ₂ 溶接法	≦3.0	≦250
4		F-MAG		

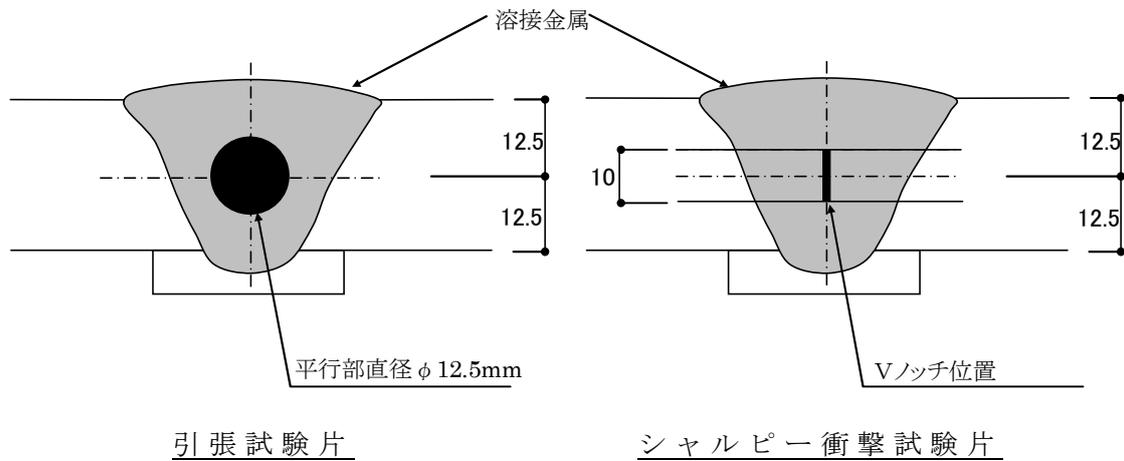


図 3.2 機械試験片採取位置。引張試験片は溶接ビードに平行に，板厚中央かつ溶接金属中央部から採取した。シャルピー衝撃試験片の V ノッチ位置は板厚中央かつ溶接金属部中央とし，試験片は溶接ビードに垂直に採取した。

3.2.2 F-MAG 溶接法による溶接効率向上効果

表 3.4 に 4 種の試験体 (No.1~4) の溶接条件, および横断面組織観察結果を示す。試験体 No.1 は合計 8 パス, 試験体 No.2 は 5 パス, 試験体 No.3 は 9 パス, 試験体 No.4 は 6 パスであった。すなわち F-MAG 溶接法は, CO₂ 溶接法と同入熱量条件下において 3 パス低減出来ることが明らかとなった。これは同入熱量の施工においても, F-MAG 溶接法の 1 パス当たりの溶着速度がホットワイヤにより増加したことが原因である。1 パス当たりの溶着断面積を比較すると, 試験体 No.1 が 76mm², 試験体 No.2 が 120mm² で 1.58 倍であった。また, 溶接速度は試験体 No.1 が 0.255m/min, 試験体 No.2 の 2~5 パスで 0.30m/min であり 1.18 倍となり, これらを乗じて 1.86 倍の能率向上となる。さらに, 多層溶接においては各パス溶接後にパス間温度が下がるまでの待ち時間が生じるが, パス数低減分の待ち時間も省略できるため, F-MAG 溶接法は施工時間の大幅短縮が可能になる。

3.2.3 溶接金属部の機械的性質

表 3.5 に引張試験およびシャルピー衝撃試験結果を示す。F-MAG 溶接法を用いた試験体 No.2 および 4 の溶接金属部の 0.2%耐力および引張強さは CO₂ 溶接法を用いた試験体 No.1 および 3 のそれらに比べて大幅に向上した。本実験で適用した入熱量とパス間温度の管理値はそれぞれのワイヤの種類における上限値であることに加え, 試験体が小さいために温度が下がりにくく, 冷却速度が小さくなる非常に厳しい条件であったことが表 3.4 に示す母材規格値をぎりぎり満足した試験体 No.1 および 3 の結果から推察されるが, そのような条件においても試験体 No.2 および 4 は高い強度が得られており, このことは F-MAG 溶接法の大きなメリットの一つと言える。一方で 0℃吸収エネルギーは試験体 No.1 および 3 に比べて試験体 No.2 および 4 は大きく低下したが, 建築鉄骨で一つの指標とされる

≧70J を満足する結果であった。

3.2.4 溶接金属部の微細組織と化学成分

溶接金属部の光学顕微鏡観察結果と硬さ測定結果を図 3.3 に示す。全てのミクロ組織は白く観察される粒界フェライト (GBF ; Grain boundary ferrite の略) とそれ以外のアシキュラーフェライト (AF ; Acicular ferrite の略) で構成されている。ただし, その面積率に差が生じており, 試験体 No.1 および 3 に比べて試験体 No.2 および 4 は GBF が少なく, AF の析出量が多く確認される。AF 自体の大きさは試験体 No.2 および 4 の方が試験体 No.1 および 3 よりも微細である。従って全体として試験体 No.1 および 3 よりも試験体 No.2 および 4 の方が微細組織であるといえる。一般に組織微細化は破面単位が小さくなるために靱性に有利とされており, 特に YGW18 は Ti, B 添加により GBF の生成を抑制して粒内に微細な高靱性組織である AF を生成させる成分設計がされている。しかしながら, ほぼ全面 AF で良好な靱性が期待される試験体 No.2 において, 0°C 吸収エネルギーは試験体 No.1 に比べて低値を示した。溶接金属部の硬さは 0.2%耐力とよく対応した結果が得られており, 組織微細化による強度向上分は望めたが靱性向上には他の要因が必要であると推測される。

表 3.6 に溶接金属部の化学組成分析結果を示す。F-MAG 溶接法を用いた試験体 No.2 および 4 の Si, Mn, Ti および B の合金元素濃度が試験体 No.1 および 3 に比べて増加し, 酸素濃度が若干低下した。F-MAG 溶接法はアークを発生しないホットワイヤ側において合金元素が酸化消費されにくくなると考えられ, ホットワイヤに含まれる合金元素の大半が溶接金属中に歩留まると推測される。例えば Si および Mn 等が強度及び脱酸に及ぼす効果, Ti がアーク安定化等に寄与することから, これらの合金元素の歩留まりの増加がミクロ組織や機械的性質の変化をもたらしたと推測される。

溶接金属中の酸素については一般に溶滴移行中に酸化物として混入するのが支配的と考えられるため、アークの発生しないホットワイヤでの酸素混入が少なくなった結果、平均として酸素濃度が低下したと考えられる。AFは介在物を核として生成することはよく知られており[15]、介在物の成分としてはTiおよびMn等を含んだ複合酸化物が主体であるとの報告がある[16,17]。F-MAG溶接法におけるTiおよびMn濃度の増加と酸素濃度の減少は酸化物の形成に大きな影響を与えていると推測され、介在物組成、分布および微細組織等の詳細な調査が機械的性質向上には欠かせない。これらについては第4章以降にて詳細に検討する。

3.2.5 結言

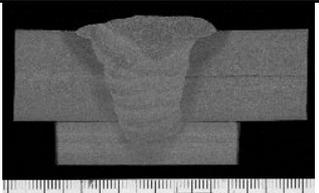
F-MAG溶接法で得られた溶接金属部の機械的性質について、CO₂溶接法における入熱量およびパス間温度上限値にて確認した。本実験で得られた知見は以下の通りである。

- ① F-MAG溶接法はCO₂溶接法に比べて同入熱量条件下において約1.9倍の能率向上が達成できる。これは1パス当たりの溶着速度がホットワイヤにより増加し、さらに溶接速度が増加したことによる。
- ② F-MAG溶接法で得られた溶接金属部の0.2%耐力および引張強さは大きく向上し、0℃吸収エネルギーは低下した。F-MAG溶接法で得られた溶接金属部のミクロ組織はAFと少量のGBFで構成されており、CO₂溶接法に比べて微細であった。この組織微細化によって溶接金属部の0.2%耐力および引張強さが向上したと考えられる。ただし、組織微細化によって向上すると推測される0℃吸収エネルギーは低下しており、靱性向上には他の要因が必要であると推測される。
- ④ F-MAG溶接法で得られた溶接金属部に含まれるSi, Mn, TiおよびBの合金元素濃度はCO₂溶接法で得られたそれらよりも高い。

これらの合金元素は主としてホットワイヤから添加されたと考えられ、この変化が組織や機械的性質に大きな影響を与えていると推測される。

表 3.4 溶接条件と横断面組織観察結果。(a)試験体 No.1 CO₂ 溶接法, (b)試験体 No.2 F-MAG 溶接法でともに入熱量 ≤ 4.0kJ/mm, (c)試験体 No.3 CO₂ 溶接法, (d)試験体 No.4 F-MAG 溶接法でともに入熱量 ≤ 3.0kJ/mm。F-MAG 溶接法(b),(d)のパス数は(a),(c)のそれに比べてそれぞれ 3 パスずつ低減した。

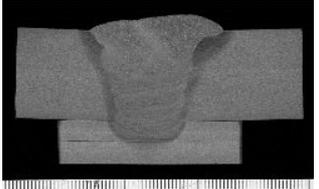
(a)

パス	電極	ワイヤ 送給速度 (m/min)	電流 (A)	電圧 (V)	溶接速度 (m/min)	入熱量 (kJ/mm)	組織観察結果
1~8	先行	16	420	40	0.255	3.95	
	ホットワイヤ	—	—	—			

(b)

パス	電極	ワイヤ 送給速度 (m/min)	電流 (A)	電圧 (V)	溶接速度 (m/min)	入熱量 (kJ/mm)	組織観察結果
1	先行	16	420	40	0.255	3.95	
	ホットワイヤ	—	—	—			
2~5	先行	16	420	40	0.30	3.78	
	ホットワイヤ	16	330	6.4			

(c)

パス	電極	ワイヤ 送給速度 (m/min)	電流 (A)	電圧 (V)	溶接速度 (m/min)	入熱量 (kJ/mm)	組織観察結果
1~9	先行	16	420	40	0.34	2.96	
	ホットワイヤ	—	—	—			

(d)

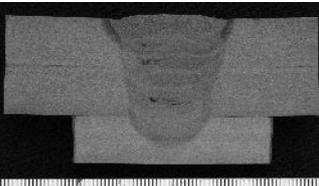
パス	電極	ワイヤ 送給速度 (m/min)	電流 (A)	電圧 (V)	溶接速度 (m/min)	入熱量 (kJ/mm)	組織観察結果
1	先行	16	420	40	0.34	2.96	
	ホットワイヤ	—	—	—			
2~6	先行	16	420	40	0.37	2.94	
	ホットワイヤ	16	330	6.4			

表 3.5 引張試験, シャルピー衝撃試験結果

試験体No.	0.2%耐力 (MPa)	引張強さ (MPa)	伸び (%)	0°C吸収 エネルギー(J)
1	390	495	36	197
2	504	604	27	85
3	398	506	35	197
4	482	587	33	106
母材規格値	≧325	≧490	≧21	≧27

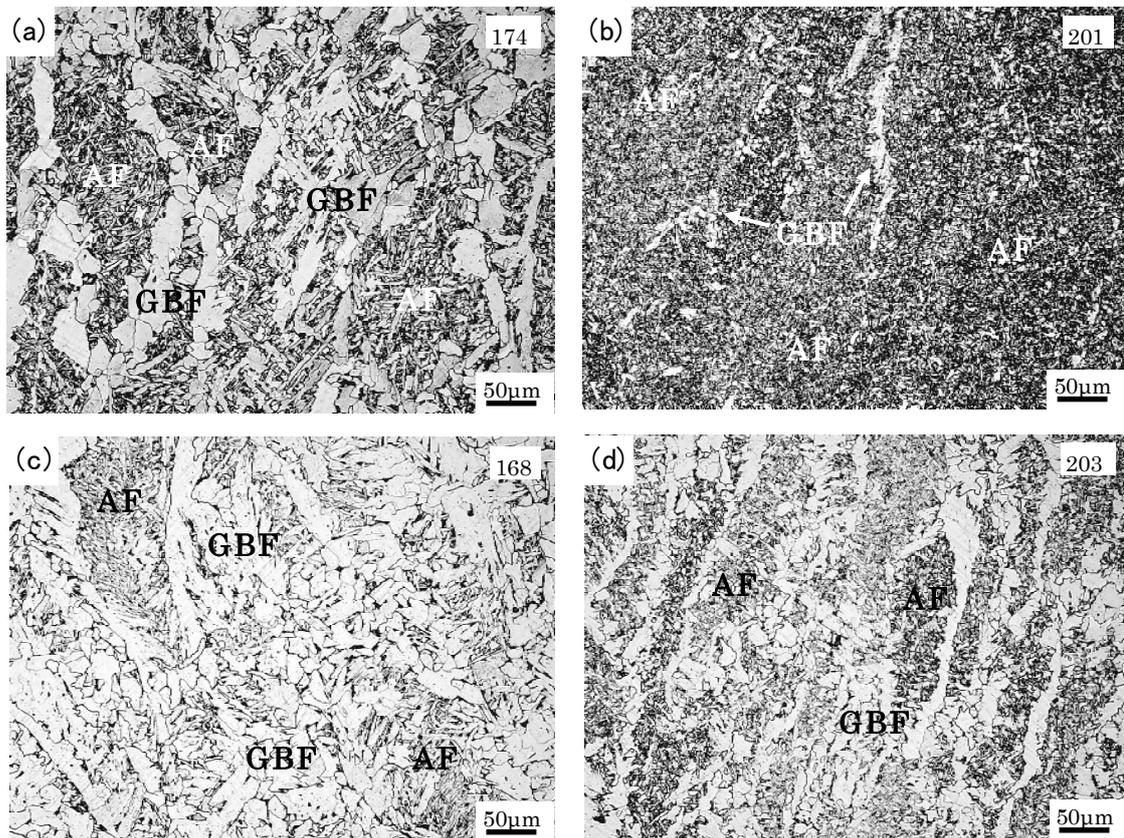


図 3.3 溶接金属部の光学顕微鏡による組織観察結果。(a)試験体 No.1, (b)試験体 No.2, (c)試験体 No.3, (d)試験体 No.4。各写真右上にピッカース硬さ(10点平均値)を示す。(a)やや粗大な GBF と AF, (b)少量の GBF と細かい AF, (c)粗大な GBF と少量の AF, (d)やや粗大な GBF と AF から構成されており, F-MAG 溶接法の (b),(d)は CO₂ 溶接法の (a),(c)に比べて組織が微細である。(AF: Acicular ferrite, GBF: Grain boundary ferrite)

表 3.6 溶接金属部化学組成 (mass%)

試験体 No.	C	Si	Mn	P	S	Mo	Ti	B	N	O
1	0.09	0.42	0.93	0.012	0.008	0.17	0.038	0.0022	0.0047	0.0416
2	0.08	0.56	1.20	0.012	0.010	0.18	0.063	0.0030	0.0049	0.0371
3	0.10	0.40	1.00	0.020	0.009	0.01	0.050	0.0003	0.0048	0.0406
4	0.09	0.50	1.16	0.016	0.010	0.01	0.078	0.0003	0.0068	0.0354

3.3 高入熱量条件下における F-MAG 溶接金属部の機械的性質

3.3.1 実験方法

使用した鋼板は板厚 25mm の JIS G 3136 建築構造用圧延鋼材 SN490B である。溶接方法は F-MAG 溶接法および CO₂ 溶接法とし、ワイヤは JIS Z 3312 高張力鋼用ワイヤ YGW18 を用いた。ワイヤ直径は先行電極が 1.6mm、ホットワイヤは 1.2mm である。表 3.2 に鋼板およびワイヤの化学組成、図 3.1 に試験体形状を示す。試験体は開先角度 30°、ルートギャップ 13mm の V 型開先形状を有した突合せ継手形状で、板厚 25mm、溶接線長さ 280mm とした。

両溶接法における CO₂ 電極の溶接条件は、電流 430~440A、および電圧 40V で同じとし、F-MAG 溶接法におけるホットワイヤは送給速度 14m/min、電流 260~280A、および電圧 9~10V の条件に設定した。試験体は F-MAG 溶接法で 4 体、CO₂ 溶接法で 4 体、計 8 体作製した。各試験体の入熱量およびパス間温度の条件を表 3.7 に示す。入熱量は 4.0~5.5kJ/mm の範囲で 0.5kJ/mm ずつ変化させた。パス間温度は ≤350°C とした。F-MAG 溶接法の入熱量は、先行電極からの入熱量とホットワイヤの入熱量の合計である。全ての溶接は 1 層 1 パス施工とした。

図 3.2 に引張試験片およびシャルピー衝撃試験片の採取位置を示す。引張試験片は溶接ビードに平行に、板厚中央かつ溶接金属部中央部から採取した。引張試験片平行部の直径は 12.5mm である。シャルピー衝撃試験片は JIS Z 2204 4 号試験片（長さ 55mm、断面寸法 10mm×10mm、V ノッチ深さ 2mm）であり、V ノッチ位置は板厚中央かつ溶接金属部中央とした。シャルピー衝撃試験は 0°C で行い、3 本の平均値で評価した。

溶接部の組織観察は最終パス中央部とし、光学顕微鏡を用いた。硬さ測定はマイクロビッカース硬度計を用いて、荷重 10kg で測定した。溶接金属部の化学組成は引張試験後の残材を用いて、発光分光分析法を用いて測定した。

3.3.2 溶接金属部の機械的性質

F-MAG 溶接法で入熱量 4.0kJ/mm で溶接した試験体 No.5 と CO₂ 溶接法で入熱量 5.5kJ/mm で溶接した試験体 No.12 の溶接条件記録と横断面組織観察結果を表 3.8 に示す。ともに 5 層 5 パス仕上げとなったのは、1 パス当たりの溶着速度がほぼ同等であったためである。すなわち、F-MAG 溶接法は CO₂ 溶接法に比べて、同じ溶着速度を得るための入熱量を大幅に低減出来ることが改めて確認された。また、試験体 No.5 の溶接速度 (0.30m/min) は試験体 No.12 のそれ (0.20m/min) の 1.5 倍となっており、溶接時間も短縮できる。すなわち、F-MAG 溶接法は低入熱化と高能率化を同時に満足する溶接法であると言える。

溶接金属部引張試験結果を図 3.4 に示す。横軸を入熱量とし、実線が引張強さ、破線が 0.2%耐力を示す。引張強さ及び 0.2%耐力は入熱量の上昇に伴い低下する傾向を示すが、F-MAG 溶接法を用いることで入熱量 5.5kJ/mm においても 620MPa 以上の非常に高い引張強さが得られ、通常の CO₂ 溶接法に比べて常に 100MPa 以上高い値を示した。シャルピー衝撃試験結果を図 3.5 に示すが、0℃吸収エネルギーは通常の CO₂ 溶接法に比べて最大で 40J 程度低下したが、建築鉄骨における一般的な要求値である $\geq 70\text{J}$ を満足した。

図 3.6 および 3.7 に、F-MAG 溶接金属部の化学組成測定結果より計算した炭素当量 $Ceq(JIS)$ と強度および 0℃吸収エネルギーとの関係を示す。 $Ceq(JIS)$ は以下の式を用いた。

$$Ceq(JIS) = C + \frac{1}{6}Mn + \frac{1}{24}Si + \frac{1}{40}Ni + \frac{1}{5}Cr + \frac{1}{4}Mo + \frac{1}{14}V$$

$Ceq(JIS)$ は入熱量の上昇と共に約 0.01%程度低下し、それに伴って 0.2%耐力および引張強さが低下する傾向が確認出来る。0℃吸収エネルギーも入熱量 5.0kJ/mm までは関連性があるように見える。但し事前の予想としては、入熱量の上昇に伴って合金元素の歩留まりが低下することで $Ceq(JIS)$ が低下、0℃吸収エネルギーはむしろ上

昇傾向を示すと考えていた。入熱量 5.5kJ/mm でその傾向が一部現れた可能性もあるが、 $C_{eq}(JIS)$ の低下が小さかった事が原因の一つと考えられる。以上の結果のように、高入熱量条件においても F-MAG 溶接金属部は良好な機械的性質を有しており、本溶接法に対して CO_2 溶接法と同じ入熱量制限は不要であると言える。

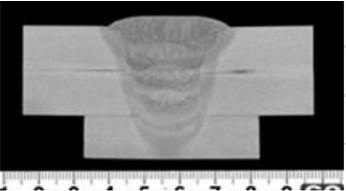
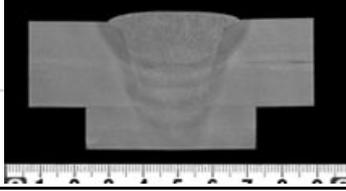
3.3.3 溶接金属部の微細組織

図 3.8 に試験体 No.5,8,9,12 の溶接金属部の光学顕微鏡観察結果を示す。組織の構成としては全て GBF と AF である。F-MAG 溶接法の試験体 No.5 および 8 はほとんどが非常に微細な AF が析出し、GBF が入熱量の増加に伴って若干増加したように見える他は大きな変化は無い。一方、 CO_2 溶接法の試験体 No.9 および 12 は GBF が大量に析出しており、入熱量の上昇に伴って粗大な GBF が顕著に増加している。この大きな組織変化が CO_2 溶接法における高入熱量条件時における強度低下の原因の一つといえる。

表 3.7 溶接条件

試験体 No.	溶接法	ホットワイヤ 送給速度 (m/min)	入熱量 (kJ/mm)	パス間温度 (°C)
5	F-MAG	14	4.0	≦350
6			4.5	
7			5.0	
8			5.5	
9	CO ₂	—	4.0	
10			4.5	
11			5.0	
12			5.5	

表 3.8 溶接条件と横断面組織観察結果。(a)試験体 No.5 F-MAG 溶接法, (b)試験体 No.12 CO₂ 溶接法。両試験体とも 5 パス仕上げであるが, 入熱量および溶接速度に差が生じた。F-MAG 溶接法は CO₂ 溶接法に比べて, 同パス数の施工において入熱量を低減し, 溶接速度が大きくなる。

(a)							
パス	電極	ワイヤ 送給速度 (m/min)	電流 (A)	電圧 (V)	溶接速度 (m/min)	入熱量 (kJ/mm)	組織観察結果
1	先行	16	440	40	0.27	3.91	
	ホットワイヤ	—	—	—			
2~5	先行	16	420	40	0.30	4.04	
	ホットワイヤ	16	330	6.4			
(b)							
パス	電極	ワイヤ 送給速度 (m/min)	電流 (A)	電圧 (V)	溶接速度 (m/min)	入熱量 (kJ/mm)	組織観察結果
1~5	先行	—	450	40	0.20	5.40	
	ホットワイヤ	—	—	—			

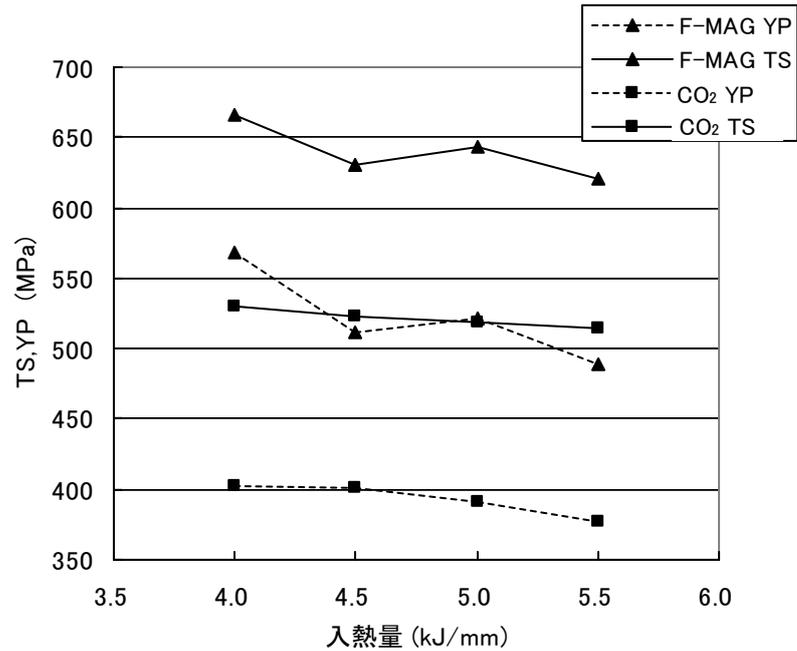


図 3.4 溶接金属部の強度と入熱量の関係。入熱量の増加に伴い TS: 引張強さ, YP: 0.2%耐力は低下するが, F-MAG 溶接金属部の強度は CO₂ 溶接法のそれに比べて 100MPa 以上高い値を示した。

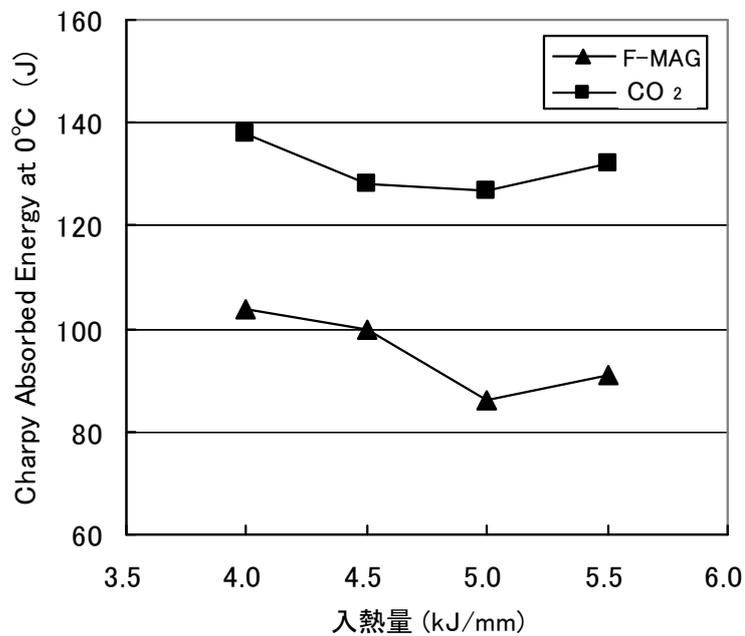


図 3.5 シャルピー衝撃試験下での溶接金属部の 0°C 吸収エネルギーと入熱量の関係。F-MAG 溶接金属部の 0°C 吸収エネルギーは CO₂ 溶接法のそれと比べて最大で 40J 程度低下した。

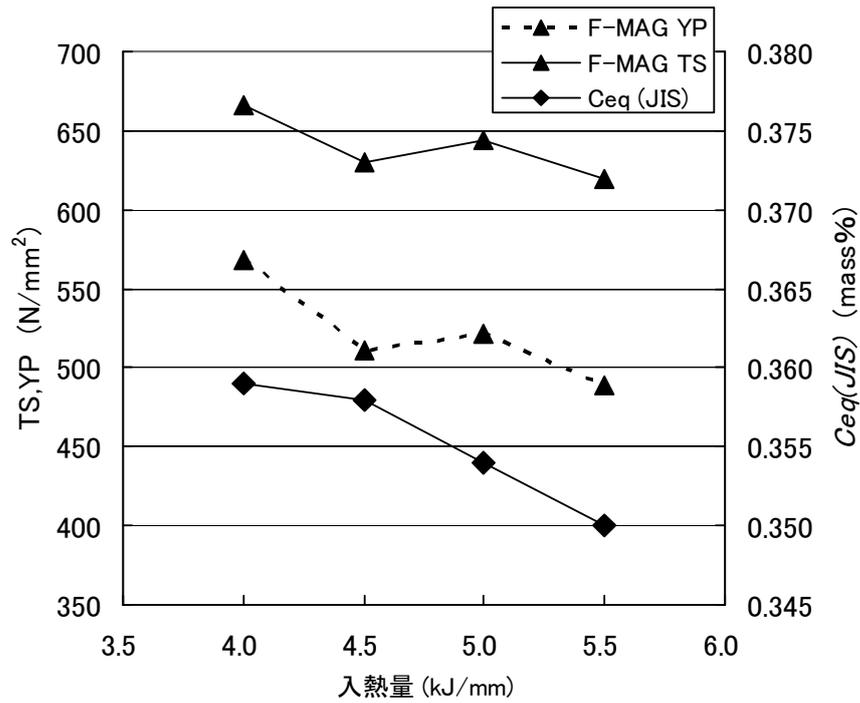


図 3.6 F-MAG 溶接金属部の強度と炭素当量の関係。TS:引張強さ, YP:0.2%耐力, $Ceq(JIS)$:炭素当量。 $Ceq(JIS)$ の低下にともなって TS,YP は低下した。

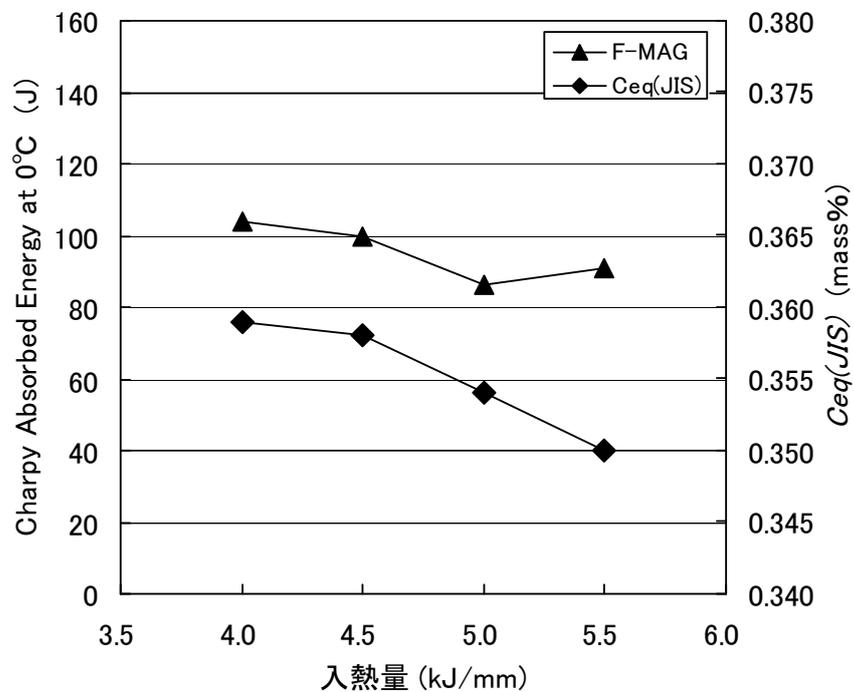


図 3.7 シャルピー衝撃試験下での F-MAG 溶接金属部の 0°C 吸収エネルギーと炭素当量 $Ceq(JIS)$ の関係。 $Ceq(JIS)$ の低下にともなって 0°C 吸収エネルギーは 5.0kJ/mm までは低下傾向を示した。

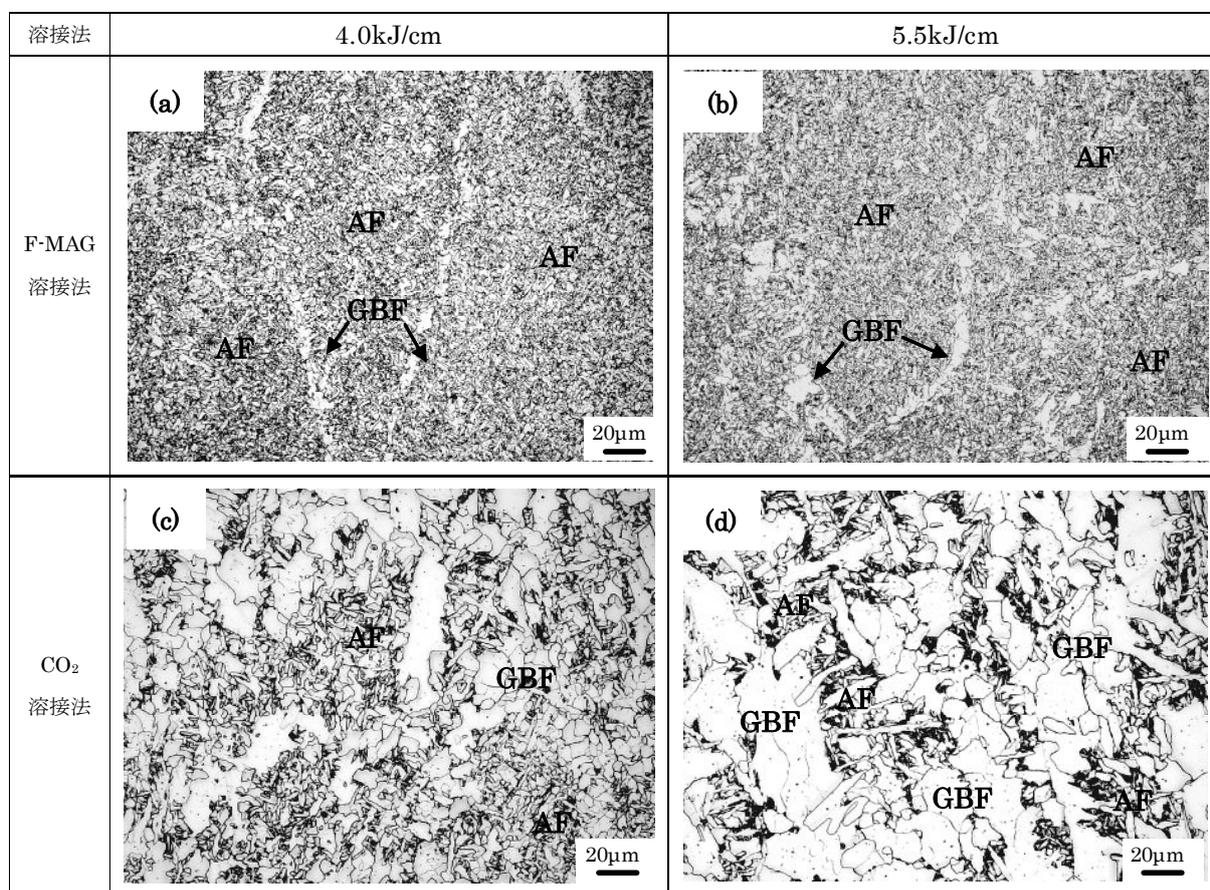


図 3.8 溶接金属部の光学顕微鏡による組織観察結果。(a)試験体 No.5, (b)試験体 No.8, (c)試験体 No.9, (d)試験体 No.12。F-MAG 溶接法の (a),(b)は微細な AF と少量の GBF, CO₂ 溶接法の (c),(d)は粗大な GBF と AF から構成されている。CO₂ 溶接法の溶接金属部組織は入熱量の増加に伴って粗大化した (d)。(AF : Acicular ferrite, GBF : Grain boundary ferrite)

3.3.4 結言

F-MAG 溶接法で得られた溶接金属部について、CO₂ 溶接法における入熱量管理上限値以上における機械的性質を確認した。

CO₂ 溶接法において入熱量上限値である 4.0kJ/mm を超える条件においても、F-MAG 溶接法で得られた溶接金属部の 0.2%耐力および引張強さは高い値を示し、入熱量 5.5kJ/mm においても引張強さは 600MPa を超えた。これは CO₂ 溶接法と比べて 100MPa 以上高い値であった。また、F-MAG 溶接金属部の 0℃における吸収エネルギーは CO₂ 溶接法に比べて低下したが、高入熱量条件においても $\geq 70\text{J}$ の良好な値を示した。F-MAG 溶接金属部は高入熱量条件においても AF を主体とした微細な組織が観察され、この組織微細化によって F-MAG 溶接金属部の 0.2%耐力および引張強さが向上したと考えられる。F-MAG 溶接金属部の組織はホットワイヤによる合金元素濃度増加にともなって微細化したと考えられるが、詳細は第 4 章以降に言及する。

以上のことから、F-MAG 溶接法において、CO₂ 溶接法と同様な入熱量制限は不要と言える。

第 4 章 F-MAG 溶接金属部の微細組織と機械的性質 に及ぼすホットワイヤの効果[18]

4.1 緒言

CO₂ 溶接法は鋼構造物の製作に広く用いられているが、溶着速度を上げて高能率化を図るためにはワイヤの太径化や溶接電流値の増加によって入熱量を増加させる必要がある。しかしながら、入熱量の増加は溶接金属部および熱影響部の機械的性質を劣化させるため、入熱量制限を行う必要がある。CO₂ 溶接法は、JIS Z 3312「軟鋼、高張力鋼及び低温用鋼用のマグ溶接及びミグ溶接ソリッドワイヤ」解説表 3 に鋼材強度とワイヤの種類に応じて入熱量範囲が記載されている。入熱量の上限を制限することは溶着速度を制限することとほぼ同意であるため、入熱量を制限しつつ溶着速度を向上させることは難しい。ワイヤ中の合金元素濃度を増加させることで入熱量の上限値を上昇させ溶着速度を向上させる手法も検討されているが[4,5]、コストの上昇やワイヤの硬化による送給性悪化などの懸念がある。

CO₂ 溶接法の入熱量の増加を小さく抑えて溶着速度を向上させることの出来る溶接法として、ホットワイヤと組み合わせた F-MAG 溶接法を考案した[6]。本溶接法は、先行電極によって形成された熔融池の後方からホットワイヤを挿入し、ホットワイヤ自身の抵抗発熱と熔融プールの熱によってそのホットワイヤを溶解させる手法である。アークを発生させないホットワイヤは、電圧を 10V 以下に抑えられるためホットワイヤからの入熱量は小さく、ホットワイヤの熔融量に応じた溶着量を付加することが出来る。ゆえに本溶接法は入熱量を制限しつつ高溶着量化を図ることが可能となる。

また、F-MAG 溶接法の効果として第 3 章で示したように、ホットワイヤがアークを発生しないことに起因して、ホットワイヤに含まれる合金元素、特に溶接金属の酸化防止のために多く含まれる Si、

Mn およびアーク安定性に寄与する Ti 等が酸化消費されずに溶接金属中に多く残留することで，溶接金属部の微細組織が変化し，これに依存して機械的性質が変化する[6]。そこで F-MAG 溶接法により得られた溶接金属部を冷却したままの組織である原質部（AW 部；As-weld zone の略）と，原質部が次の溶接パスにより過熱されて組織が明確に変化した再熱部（RH 部；Reheated zone の略）に区分し，それぞれの微細組織とその機械的性質に及ぼすホットワイヤの効果を調べた。かつ，F-MAG 溶接法と CO₂ 溶接法による溶接金属部の機械的性質の差異について，その原因等を詳細に検討した。

4.2 実験方法

使用した鋼板は JIS G 3136 建築構造用圧延鋼材 SN490B である。溶接方法は F-MAG 溶接法および CO₂ 溶接法とし，ともに JIS Z 3312 高張力鋼用ワイヤ YGW11 を用いた。ワイヤ直径は先行電極が 1.6mm，ホットワイヤは 1.2mm である。表 4.1 に鋼板およびワイヤの化学組成，図 4.1 に試験体形状を示す。試験体は開先角度 30 度，ルートギャップ 13mm の V 型開先形状を有した突合せ継手形状で，板厚 25mm，試験体長さ 420mm とした。

両溶接法における CO₂ 電極の溶接条件は，電流 430～440A，および電圧 40V で同じとし，ホットワイヤに関しては送給速度 14m/min，電流 260～280A，および電圧 9～10V の条件に設定した。入熱量およびパス間温度は両溶接法ともに 4.0kJ/mm および 350℃ 以下とし，1 パス目を除く全てのパスは同入熱量で溶接した。F-MAG 溶接法の入熱量は，先行電極からの入熱量とホットワイヤの直接通電による発熱量の合計である。F-MAG 溶接法および CO₂ 溶接法の溶接速度はそれぞれ，300 および 270mm/min である。全ての溶接は 1 層 1 パス施工とし，F-MAG 溶接法では全 5 パス，CO₂ 溶接法では全 7 パスを要した。

図 4.2 に最終パス AW 部および RH 部を対象とした引張試験片の

採取位置を示す。引張試験片は溶接ビードに平行に、かつ AW 部、RH 部のそれぞれ中央部から採取した。引張試験片の厚さは 2mm、平行部の幅および長さはそれぞれ 2 および 10mm である。引張試験は、室温で歪速度 $5 \times 10^{-4}/s$ にて行った。

溶接部の変態挙動の把握のため、溶接金属最終パスの AW 部から試験片を切り出し、図 4.3 に示す熱処理を施した。1400℃で 90s 保持してオーステナイト化後、510℃に調整した鉛浴中に入れ 1s 保持し、氷塩水中へ急冷した。オーステナイト化処理の温度および保持時間は、AW 部の旧オーステナイト粒径 (200~300 μ m) とほぼ同じになる条件として、事前の検討により決定した。具体的には、1350 もしくは 1400℃で 30~300s の範囲で保持時間を変化させ、その後 700℃に保持した鉛浴中に入れ 10s 保持することで旧オーステナイト粒界に GBF を析出させ、旧オーステナイト粒径を計測した。

溶接金属部の冷却速度は、ホットワイヤ挿入位置の後方約 10mm の溶融プールに熱電対を直接挿入し、800-500℃冷却時間を測定することにより求めた。

溶接金属部の組織観察は最終パス AW 部、およびその直下の RH 部のそれぞれ中央部を対象とした。図 4.4 に横断面組織を利用した AW 部および RH 部の区分を示す。F-MAG 溶接法で得られた溶接金属部の AW 部および RH 部をそれぞれ AWF および RHF、CO₂ 溶接法により得られた溶接金属部の AW 部および RH 部をそれぞれ AWC および RHC と表記する。組織観察には光学顕微鏡、SEM (Scanning Electron Microscope)、TEM (Transmission Electron Microscope) を用い、介在物の組成分析を EDS (Energy Dispersive X-ray Scattering) 法で行った。また、微細組織の結晶方位解析に EBSP (Electron Back Scattered Pattern) 法を用いた。EBSP 法とは、SEM 内で 60~80 度に傾けた試料表面に電子線を入射させ、非弾性散乱波が特定の格子面に対して Bragg 反射を起こす結果、生じる複数の菊池線から構成される EBSP を用いて局所領域の結晶方位や結

晶構造を解析するものである[19,20]。溶接金属部中の介在物は機械研磨後，腐食しなくても光学顕微鏡により形状が検出できるので， $1.8 \times 10^5 \mu\text{m}^2$ の領域を画像解析ソフト winroof（三谷商事株製）を用いて介在物の直径（円相当径）と個数を測定した。

表 4.1 鋼板及びワイヤの化学組成 (mass%)

	C	Si	Mn	P	S	Mo	Cu	Ti+Zr	Al	Fe	
鋼板	0.15	0.38	1.56	0.014	0.003	0.001	tr.	tr.	tr.	bal.	
ワイヤ	先行電極	0.06	0.72	1.60	0.021	0.011	tr.	0.23	0.23	0.004	bal.
	ホットワイヤ	0.05	0.71	1.60	0.020	0.011	tr.	0.15	0.23	0.004	bal.

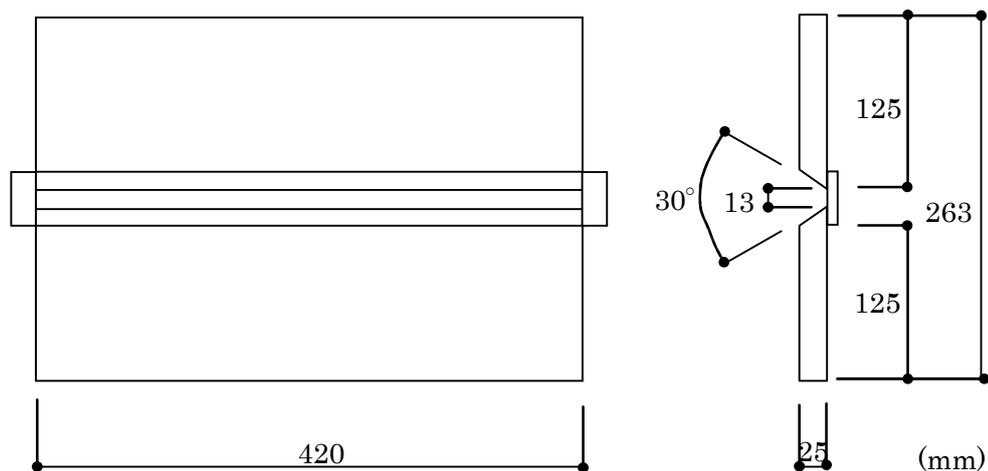


図 4.1 鋼板の試験体形状。試験体は開先角度 30 度，ルートギャップ 13 mm の V 型開先形状を有した突合せ継手形状で，板厚 25 mm，試験体長さ 420 mm。

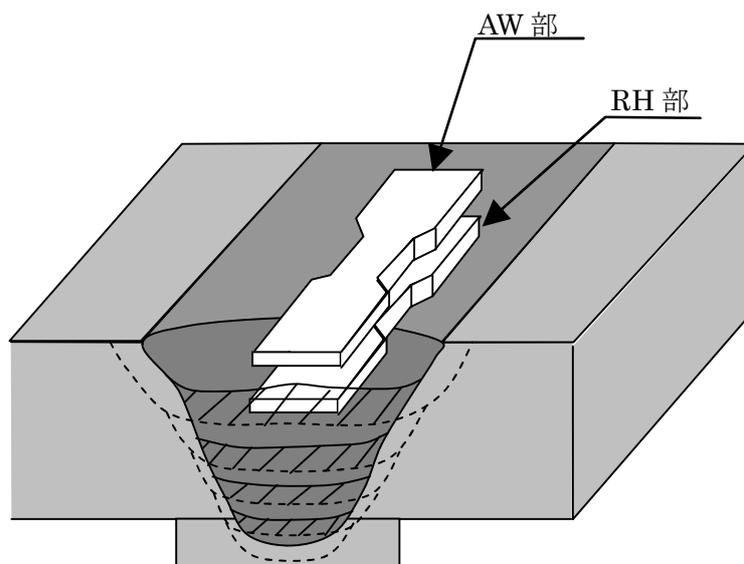


図 4.2 引張試験片採取位置。引張試験片は AW 部，RH 部それぞれから溶接ビードに平行に採取した。
AW 部：原質部，RH 部：再熱部。

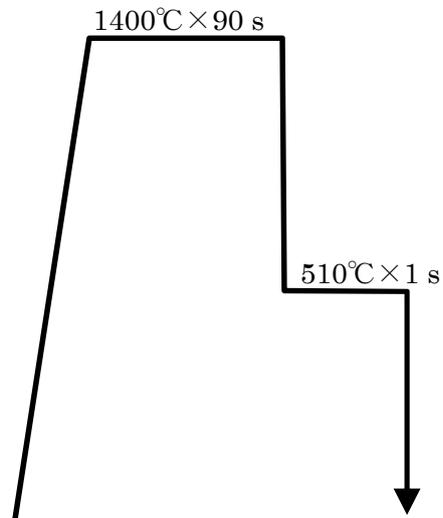


図 4.3 熱処理概念図。溶接金属部を 1400°C で 90s 保持し，その後 510°C に調整した鉛浴中に入れ 1s 保持し，氷塩水中へ急冷した。

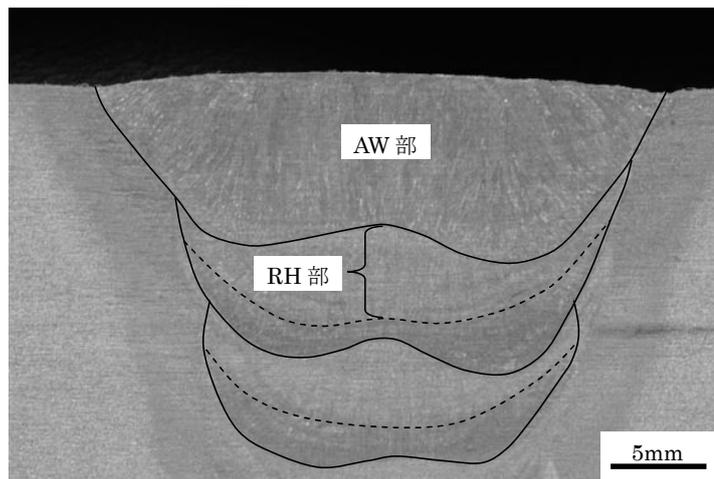


図 4.4 AW 部および RH 部の区分図。組織観察は最終パス AW 部，およびその直下の RH 部のそれぞれ中央部を対象とした。AW 部：原質部，RH 部：再熱部。

4.3 実験結果および考察

4.3.1 溶接金属原質部の微細組織と機械的性質

図 4.5 に AWF と AWC の引張試験により得られた応力－歪曲線を示す。AWF の引張強さおよび破断伸びはそれぞれ 543MPa および 25.7% で、AWC (427MPa および 18.1%) に比べて強度・伸びとも上回る値を示した。

引張試験片破面の SEM 観察結果を図 4.6 に示す。延性破壊を示すディンプルの底には介在物が観察される箇所もあり、介在物は Ti-Mn 系介在物であることが EDS 分析により確認された (図 4.7, 表 4.2)。ディンプルの平均直径は AWF, AWC ともに 2.6 μm であった。図 4.8 に介在物のサイズ分布を示すが、AWF 中の介在物の数は AWC 中のそれよりも多く存在し、直径 0.2～1.6 μm の介在物密度が大きく、特に直径 0.2～0.6 μm の密度が大きい。これは AWF 中に含まれる Ti および Mn 濃度が高いためと考えられ、ホットワイヤに含まれるこれらの合金元素が酸化消費されずに溶接金属中に多く残留したためと推測される。

溶接金属部の化学組成分析結果を表 4.3 に示すが、F-MAG 溶接金属部の Si, Mn および Ti 濃度が高い。これはアークの生じないホットワイヤ側では酸化反応が生じにくくなり、溶接金属中にホットワイヤに含まれる合金元素が多く残留したと考えられる。

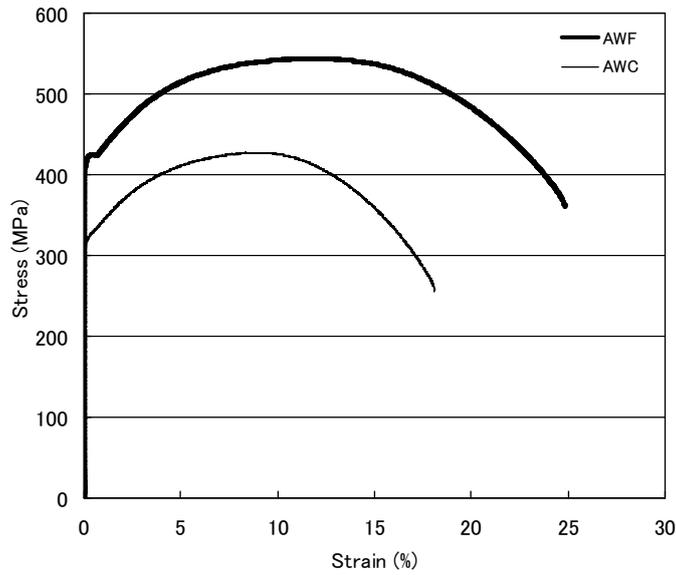


図 4.5 AW 部の応力－歪曲線。AWF の引張強さ，破断伸びは AWC のそれに比べて上回った。AWF：F-MAG 溶接金属原質部，AWC：CO₂ 溶接金属原質部。

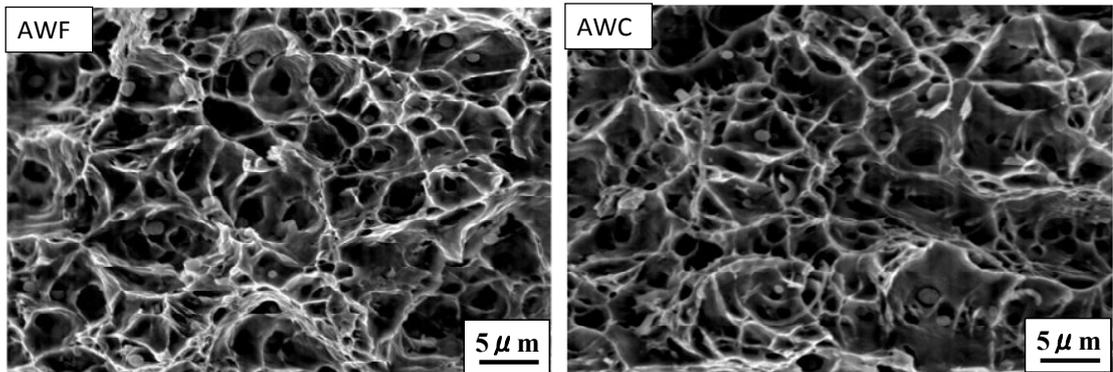


図 4.6 AW 部引張試験後の SEM による破面観察結果。ディンプルの平均直径はともに 2.6 μ m であった。AWF：F-MAG 溶接金属原質部，AWC：CO₂ 溶接金属原質部。

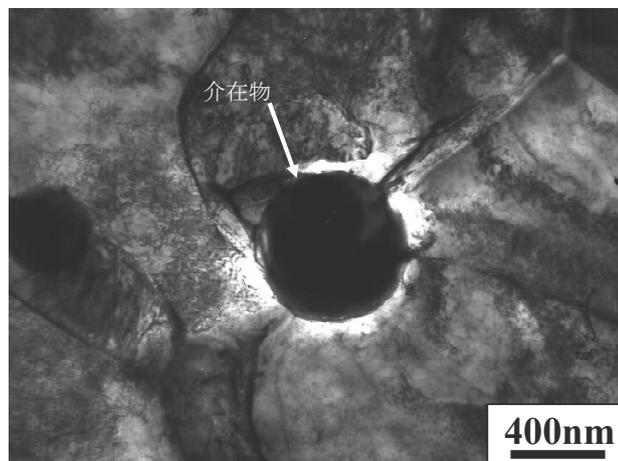


図 4.7 介在物の TEM 観察結果。EDS 分析により，Ti-Mn 系介在物であることが判明した。

表 4.2 介在物の化学組成測定結果

元素	mass%	at. %
Ti	73.14	63.16
Mn	10.83	8.15
O	7.17	19.30
S	3.91	5.04
Fe	3.47	2.57
Al	0.85	1.30
Si	0.31	0.45
P	0.02	0.03

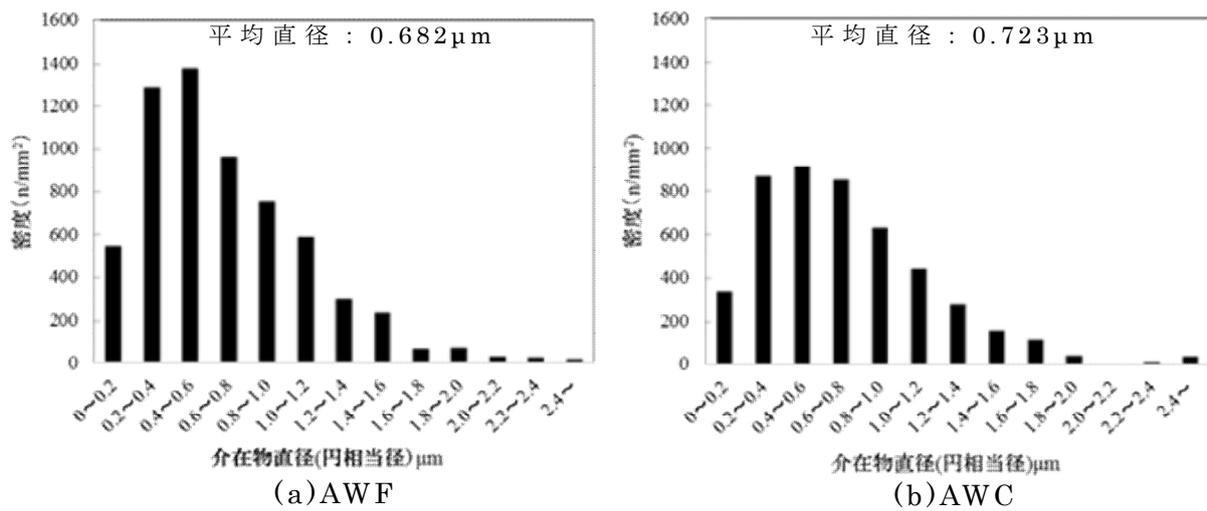


図 4.8 介在物直径測定結果。(a)AWF 中の介在物は、直径 $0.2 \sim 1.6 \mu m$ の密度が (b)AWC よりも大きい。AWF: F-MAG 溶接金属原質部, AWC: CO_2 溶接金属原質部。

表 4.3 溶接金属部の化学組成測定結果 (mass%)

	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	Mo	B	O
F-MAG	0.08	0.50	1.24	0.018	0.011	0.005	0.068	0.01	0.0002	0.0371
CO_2	0.09	0.41	1.13	0.018	0.009	0.004	0.046	<0.01	0.0002	0.0377

図 4.9 に AWF および AWC の光学顕微鏡による組織観察結果を示す。AWF および AWC とともに AF と等軸粒と称することができる GBF が析出していた。AF のサイズは AWF の方が微細であった。但し、本実験の場合は F-MAG 溶接法と CO₂ 溶接法における溶接金属部の冷却速度にはほとんど差がなかった。F-MAG 溶接法と CO₂ 溶接法における 800-500°C 冷却速度はそれぞれ 6.6, 6.9°C/s であったので、AWF の AF が AWC の AF より微細である理由としては、Si および Mn 濃度の増加が挙げられる。Si は溶接金属における準安定オーステナイトを長時間側まで存在させてベイナイト生成開始時間を遅延させる効果があり [21]、オーステナイト (γ) 安定化元素である Mn [22,23] もフェライト生成温度の低下 [23,24] およびそれに伴う生成開始時間の遅延が生じると考えられる。従って AF にも同様な効果が期待された。そこで、この効果の確認のために、溶接部を再加熱し、AF の変態挙動を確認した結果を図 4.10 に示す。AWF を γ 化後 510°C で 1s 保持した試料ではほぼ全面に微細な AF が生成していた。一方、AWC を γ 化後 510°C で 1s 保持した試料では幅および長手方向に成長した AF と、AF 間にマルテンサイトが確認された。本結果より、510°C における AF の生成開始時間は両試料とも 1s より早く、AF の核生成速度は AWC よりも AWF の方が大きいと推測される。また、当初予想された Si, Mn による AF の生成開始時間の遅延は、あまり生じていない可能性が高い。従って AWF の AF が微細であるのは、Mn 濃度の増加による AF 生成温度の低下と同時に合金元素濃度の影響により AF 生成による変態歪が大きくなったことが考えられる。これらの効果により、 γ /AF 界面での優先核生成が促進され、成長速度が鈍化、互いに成長を抑制しあうことで微細な組織を形成したと推測される [25]。

4.3.2 機械的性質におよぼす微細組織の効果とメカニズム

より微細な組織を呈している AWF の強度が AWC よりも高いこと

は Hall-Petch 則から理解しやすい。破断伸びは AWF の方が優れているものの、ディンプル径には差がなかった。破断伸びは韌性とほぼ比例関係を有し[26]、AWF が AWC よりも高い韌性を有していると考えられるが、ディンプルサイズに差が無い。ディンプルサイズ $2.6\mu\text{m}$ に対して AWF の AF のサイズは $1\sim 2\mu\text{m}$ であり、ディンプルサイズは AF1 枚より大きい。このことから、1 つのディンプルは AF の集合体であることが明白である。そこで EBSD 法を用いた AF の結晶方位の情報から、隣接する AF 間のすべり系、 $\langle 111 \rangle / \{ \bar{1}10 \}$ および $\langle 111 \rangle / \{ 11\bar{2} \}$ の平行性を解析した結果を図 4.11 に示す。すべり系の平行性は、隣接 AF におけるすべり面同士の成す角、またはすべり方向同士の成す角のどちらかが 15 度以上であったとき、その AF 界面を黒点の集合体（黒線）で表している（図 4.11 (c),(d)）。つまり、黒点をはさんだ両側の AF 内のすべり系の平行性が悪いことを示している。この黒点で囲まれた領域を仲井らは ALPS (Aggregates of bainite Laths having nearly Parallel Slip systems between neighboring bainite laths) と称し、粒内ベイナイトの ALPS のサイズとディンプルサイズが一致すると推察している[27]。図 4.12 (c), (d) より、ALPS のサイズは AWF, AWC とも $10\sim 15\mu\text{m}$ 程度であり、これがディンプルサイズが一致した原因であると考えられる。一方、1 個の ALPS を構成する AF の数は、AWF は平均 7 枚であるのに対して AWC は平均 4 枚程度であった。1 個の ALPS 内に含まれる隣接する AF は互いのすべり系の平行性が良いため、隣接 AF が連動して変形する。その結果、AF 間の界面面積が増大することによって、界面の単位面積当たりに蓄積する転位の密度は減少する（図 4.12）。これは AF 界面での転位蓄積の集中化の防止、つまり割れの発生および進展が遅れることを示唆しており、結果として破断伸びが向上すると考えられる。また、塑性変形中には結晶回転が生じ、大きいシュミット因子を有するベイナイト・ラスが別のベイナイト・ラスに代わる。したがって細かいベイナイト・

ラスの場合の方が大きいシュミット因子を有するベイナイト・ラス数が多くなり，塑性変形開始点が増加し，ALPS 内の変形割合が増大する。つまり，AF 数の多い ALPS ほど，全体として変形に寄与する AF 数が増大し，1 個の ALPS の変形割合も増大すると推察される。すなわち，AWF の破断伸びが AWC よりも大きいのは，1 個の ALPS を構成する AF の数が AWC のそれよりも多いためと考えられる。

1 個の ALPS に含まれる AF は，最初に核生成，成長した AF の変態歪の緩和のために，すべり系の平行性の良い AF が最初に形成した AF から次々と形成されると考えられる。すなわち，1 個の ALPS は 1 個の核生成サイトから形成されると推測される。AWF と AWC の ALPS サイズはほぼ同等であったことから，AWF と AWC の AF 核生成サイトの数は同程度である可能性があるが，介在物の数は AWF の方が直径 $0.2\sim 0.6\mu\text{m}$ のものが特に多かった。この事は，直径 $0.2\sim 0.6\mu\text{m}$ の介在物は AF の核生成サイトとして機能していないことを示していると考えられる。森影らは $0.08\%C$ 鋼におけるフェライト核生成に及ぼす TiN のサイズは $100\sim 200\text{nm}$ であると報告[28]しているが，TiN は直方体であり，球状である Ti-Mn 系介在物とは単純比較できないと考えられ，AF の核生成サイトとして有効な介在物直径の詳細な調査は，今後の重要な検討課題である。

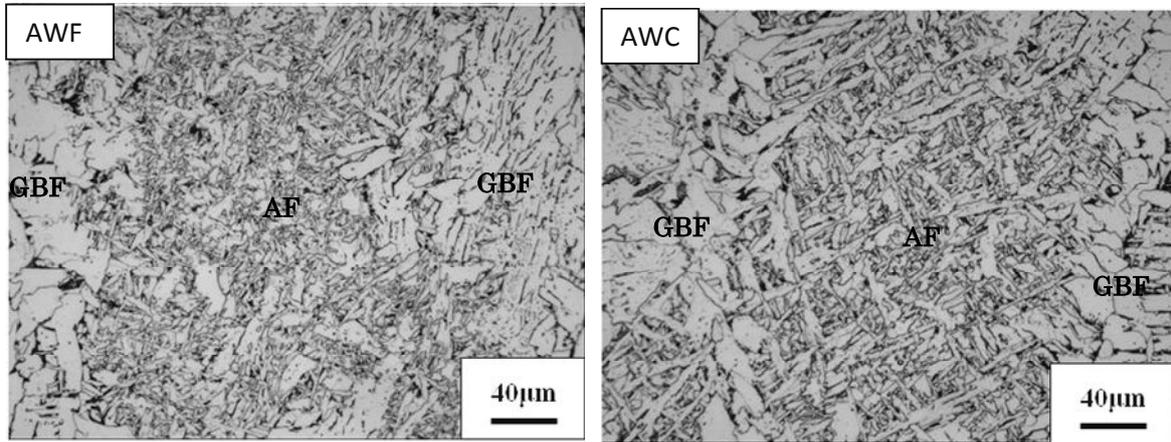


図 4.9 AW 部の光学顕微鏡による組織観察結果。AWF, AWC ともに AF と GBF から構成されており, AF のサイズは AWF の方が微細であった。AWF: F-MAG 溶接金属原質部, AWC: CO₂ 溶接金属原質部, AF: Acicular ferrite, GBF: Grain boundary ferrite。

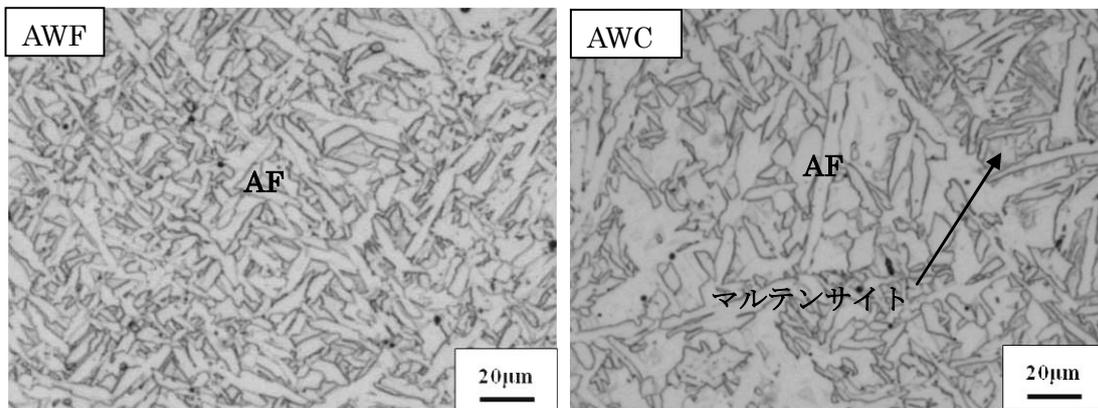


図 4.10 510°C × 1sec 保持後の光学顕微鏡による組織観察結果。AWF は全面 AF (Acicular ferrite), AWC は粗大な AF と AF 間にマルテンサイトが観察された。AWF: F-MAG 溶接金属原質部, AWC: CO₂ 溶接金属原質部 AF: Acicular ferrite, GBF: Grain boundary ferrite。

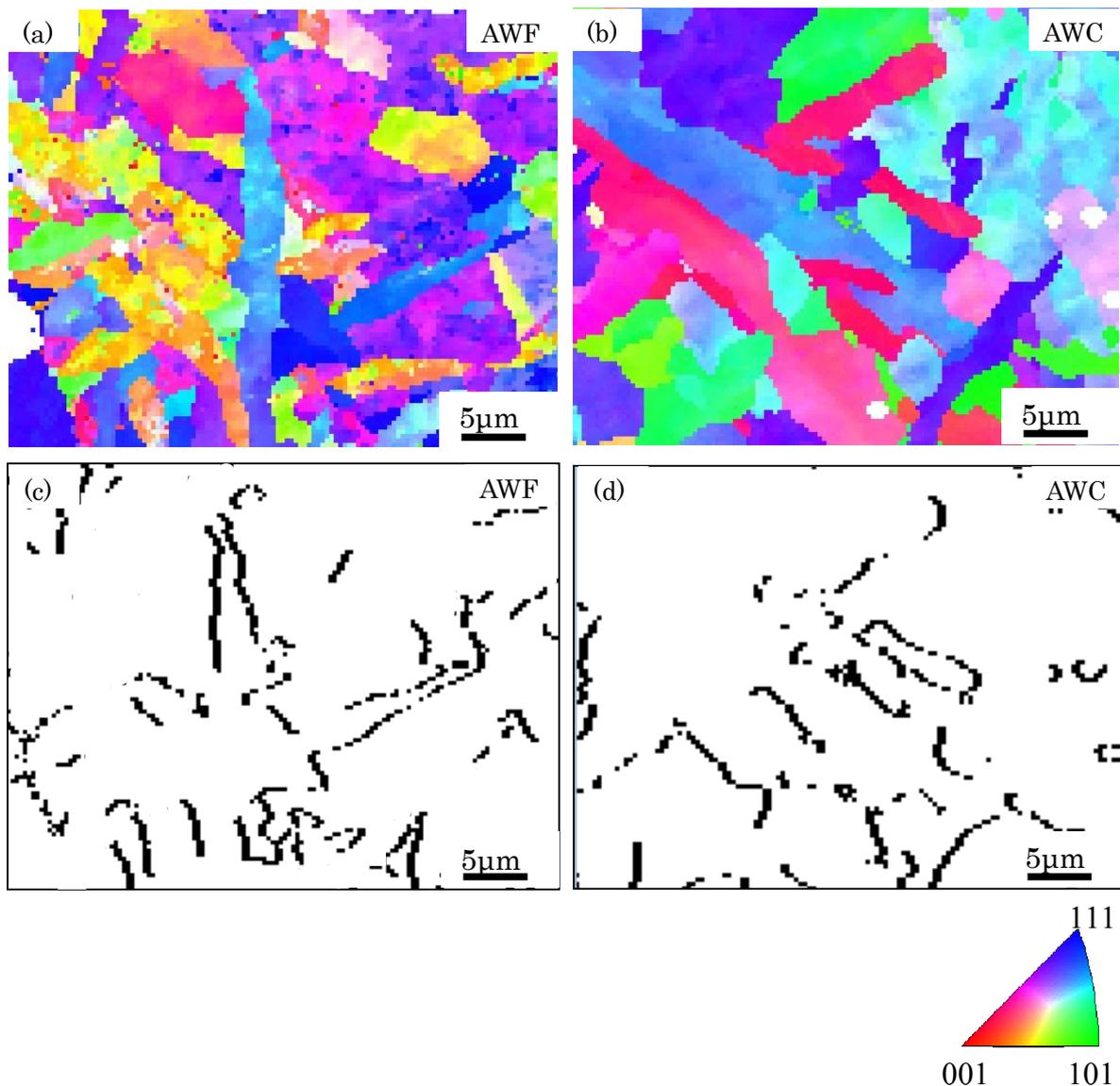
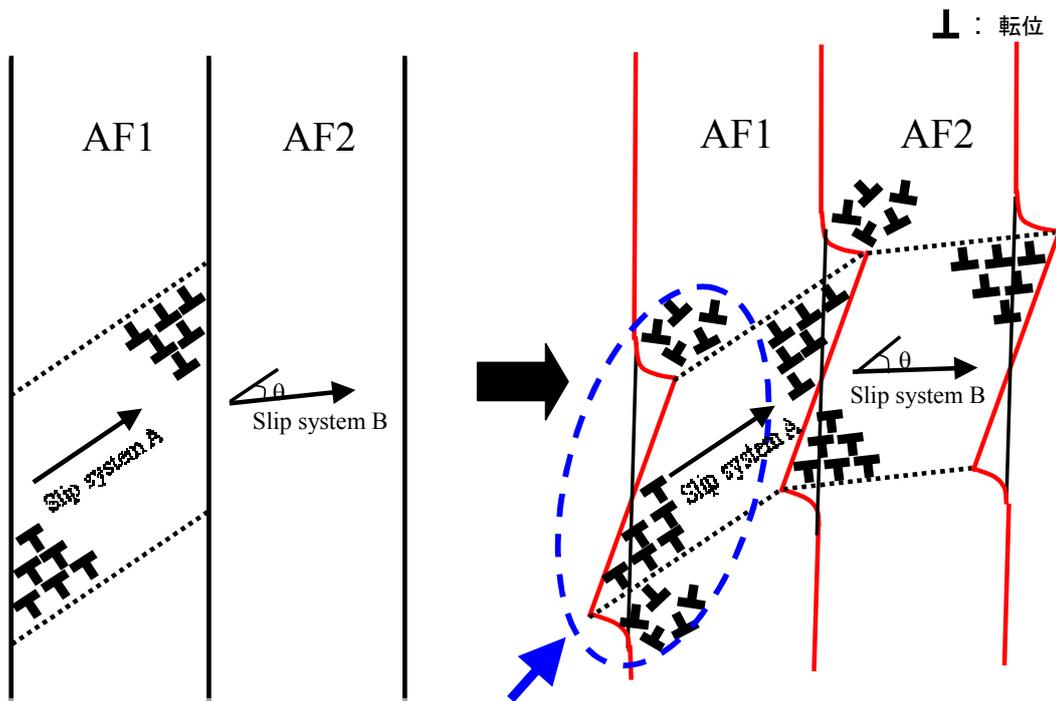


図 4.11 AW 部 AF(Acicular ferrite)の EBSD 測定結果とすべり系解析結果。(a)AWF 中の AF の結晶方位分布, (b)AWC 中の AF の結晶方位分布, (c),(d): (a),(b)の隣接する AF 間のすべり系 $\langle 111 \rangle / \{ \bar{1}10 \}$ および $\langle 111 \rangle / \{ 11\bar{2} \}$ の平行性解析結果。(c), (d)中の黒点は, 隣接する AF 間のすべり面同士の成す角, またはすべり方向同士の成す角のどちらかが 15 度以上であることを示す。黒点で囲まれる領域はすべり系の平行性が良好な領域であり, ALPS と呼ぶ。ALPS の大きさは AWF, AWC とも $10 \sim 15 \mu\text{m}$ 程度でほとんど同じであるが, 1 個の ALPS に含まれる AF の数は AWF が約 7 枚, AWC が約 4 枚であり, AF の細かな AWF のほうが多い。AWF: F-MAG 溶接金属原質部, AWC: CO_2 溶接金属原質部。



変形の進行にともなってAF間の界面面積が増大し、
界面の単位面積当たりの転位密度が減少

図 4.12 AF(Acicular ferrite)変形の模式図。黒線は変形前のAF界面,赤線は変形後のAF界面を示す。1個のALPSに含まれる隣接するAFは互いのすべり系の平行性が良いため,連動して変形する。その結果,AF間の界面面積が増大,界面の単位面積当たりに蓄積する転位の密度は減少する(青矢印部)。これはAF界面での転位蓄積の集中化の防止,つまり割れの発生および進展が遅れることが示唆され,破断伸びが向上する。

4.3.3 溶接金属再熱部の微細組織と機械的性質

図 4.13 に RH 部の光学顕微鏡観察結果を示す。RHF および RHC は同じ組織を呈しており，直径 $10\sim 20\mu\text{m}$ の等軸フェライト粒と少量のパーライトが観察された。この結果は，再熱によって AW 部が γ 化され，生成した γ 粒は AW 組織における γ 粒よりも小さいために γ 粒界面積が増加 [29]，フェライト粒の核生成が促進したと考えられる。

図 4.14 に RH 部の引張試験により得られた応力-歪曲線を示す。RHF の引張強さおよび破断伸びはそれぞれ 527MPa および 31.3% で，RHC ($403\text{MPa}, 23.1\%$) に比べて強度・伸び共に上回る値を示した。引張試験片破面の観察結果を図 4.15 に示すが，ディンプル平均径は RHF が $3.1\mu\text{m}$ ，RHC が $2.6\mu\text{m}$ で，やや RHF が大きい傾向であった。以上の結果より，RHF の強度と伸びが RHC より優れている理由としては，介在物密度の上昇による転位のピン止め効果が考えられる。高密度の介在物が転位蓄積の集中化を防止し，延性破壊の起点となる割れの発生および進展が抑制されたと考えられる。

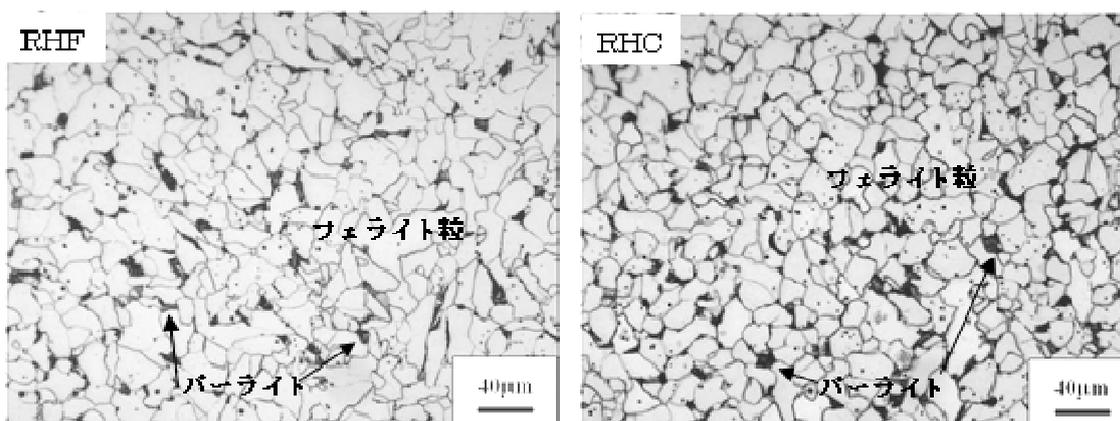


図 4.13 RH 部の光学顕微鏡による組織観察結果。RHF, RHC ともに微細なフェライト粒と少量のパーライトが観察された。RHF: F-MAG 溶接金属再熱部, RHC: CO₂ 溶接金属再熱部。

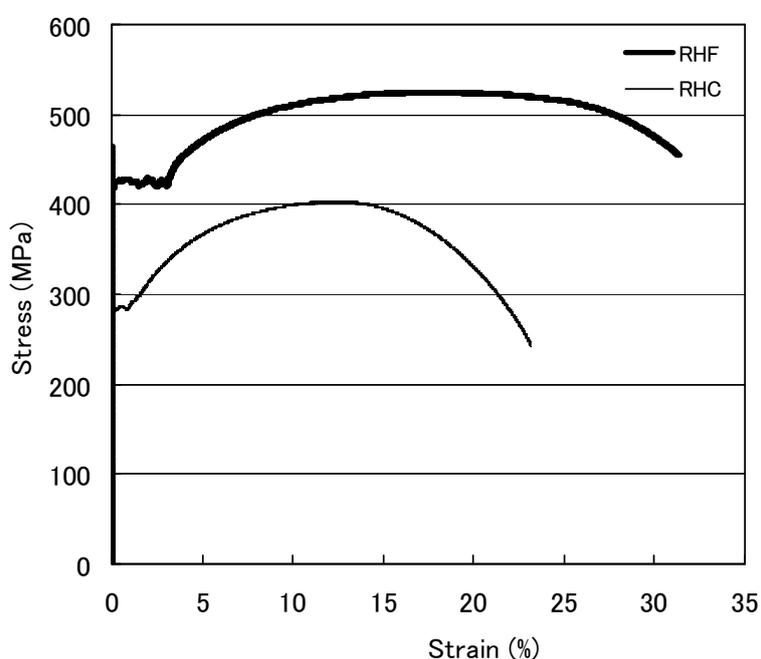


図 4.14 RH 部の応力-歪曲線。RHF の引張強さ, 破断伸びは RHC のそれらに比べて上回った。RHF: F-MAG 溶接金属再熱部, RHC: CO₂ 溶接金属再熱部。

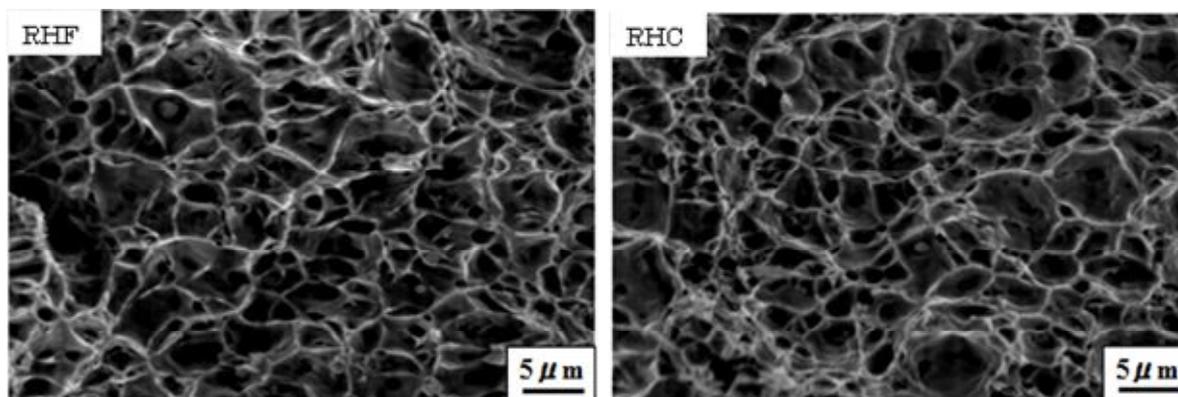


図 4.15 RH 部の引張試験後の SEM による破面観察結果。ディンプルの平均径は RHF が 3.1µm, RHC が 2.6µm で, やや RHF が大きい。RHF: F-MAG 溶接金属再熱部, RHC: CO₂ 溶接金属再熱部。

4.4 結言

F-MAG 溶接法と CO₂ 溶接法で得られた溶接金属部の微細組織と機械的性質について調査した。本研究で得られた知見は以下の通りである。

- ① F-MAG 溶接法で得られた AW 部と RH 部の機械的性質は CO₂ 溶接法のそれらよりも上回った。これは、AW 部においては微細な AF が析出したことが原因と考えられる。RH 部においては、介在物密度の上昇が機械的性質の向上に寄与したと考えられる。
- ② F-MAG 溶接法で得られた溶接金属部の酸素濃度は CO₂ 溶接法とほとんど同じであったが、F-MAG 溶接法では Si および Mn 等の濃度が高いため高密度の酸化系介在物が存在した。介在物は F-MAG 溶接法の方が直径 0.2~1.6 μm のものが数多く存在し、AF の核生成サイトを供給していると考えられる [16,30,31]。
- ③ F-MAG 溶接法で得られた溶接金属部中に含まれる Si および Mn 濃度は CO₂ 溶接法のそれよりも高いが、AF の生成開始時間にほとんど影響を与えていないと考えられる。従って AWF 中の AF が微細であるのは、Mn 濃度の増加にともなう AF 生成温度の低下と同時に合金元素濃度の影響により AF 生成による変態歪が大きくなり、AF の核生成が促進、互いに成長を抑制しあったためと考えられる。
- ④ AWF 中の 1 個の ALPS に含まれる AF の数は、AWC 中のそれよりも多いことが明らかとなった。AF が微細化し、1 個の ALPS を形成する AF の数が多くなるほど変形に関与する AF の割合が増加することによって伸びが上昇すると考えられる。

第 5 章 F-MAG 溶接金属部の微細組織が機械的性質 に及ぼす効果[31]

5.1 緒言

490MPa クラスの鋼材に適用する CO₂ 溶接法で用いられるワイヤには主に YGW11 および YGW18 がある。YGW11 は建築鉄骨, 建機, 造船など幅広い業界で使用されるが, 表 3.1 に示すように, 入熱量やパス間温度の上限値が YGW18 に比べて低い。これは YGW11 に含む主たる合金元素が Si および Mn であるために, 溶着速度向上のために入熱量を増加したり, 施工時間短縮を目的にパス間温度を上げると溶接金属の冷却速度が小さくなることで組織が粗大化し, 機械的性質が著しく低下するためである。これに対し, YGW18 は Mo および B 等の添加によって冷却速度が小さい場合においても組織が微細となり, 良好な機械的性質が得られるような成分設計がされている。

第 4 章では, F-MAG 溶接法に YGW11 を用いて得られた溶接金属部の微細組織と機械的性質に及ぼすホットワイヤの効果を検討した。本章では, より良好な溶接金属部機械的性質を得るために, YGW18 を用いた時の微細組織と機械的性質について検討した。具体的には, F-MAG 溶接法により得られた溶接金属部を冷却したままの組織である AW 部と, AW 部が次の溶接パスの熱影響を受けて組織が明確に変化した RH 部に区分し, それぞれの微細組織とその機械的性質に及ぼす効果を調べた。かつ, F-MAG 法と CO₂ 溶接法による溶接金属部の機械的性質の差異について, その原因等を詳細に検討した。

5.2 実験方法

使用した鋼板は JIS G 3136 建築構造用圧延鋼材 SN490B である。溶接方法は F-MAG 溶接法および CO₂ 溶接法とし, ともに JIS Z 3312 高張力鋼用ワイヤ YGW18 を用いた。ワイヤ直径は先行電極が

1.6mm, ホットワイヤは 1.2mm である。表 5.1 に鋼板およびワイヤの化学組成, 図 5.1 に試験体形状を示す。試験体は開先角度 30° , ルートギャップ 13mm の V 型開先形状を有した平継手形状で, 板厚 25mm, 試験体長さ 300mm とした。

先行電極の溶接条件は, 電流 430~440A, および電圧 40V であり, ホットワイヤに関してはワイヤ送給速度 14m/min, 電流 260~280A, および電圧 9~10V の条件に設定した。入熱量およびパス間温度は両溶接法ともに 4.0kJ/mm および 350°C 以下とした。F-MAG 溶接法の入熱量は, 先行電極からの入熱量とホットワイヤの直接通電による発熱量の合計である。全ての溶接は 1 層 1 パス施工とし, F-MAG 溶接法では全 5 パス, CO_2 溶接法では全 7 パスを要した。1 パス目を除く全てのパスは同入熱量で溶接した。

図 5.2 に最終パス AW 部および RH 部を対象とした引張試験片の採取位置を示す。引張試験片は溶接ビードに平行に採取した。引張試験片の厚さは 2mm, 平行部の幅および長さはそれぞれ 2 および 10mm である。RH 部はピーク温度, 冷却速度などに大きく依存し様々な組織を示す。本実験では図 5.3 に示すように, この RH 部を粗粒化域 (CG 部; coarse grained zone の略) と細粒化域 (FG 部; fine grained zone の略) [33]との二領域に区別し, RH 部からの引張試験片は FG 部から採取した。引張試験は, 室温で歪速度 $5 \times 10^{-4} / \text{s}$ にて行った。硬さ測定はマイクロビッカース硬度計を用いて, 荷重 100g および 1kg で測定し, 10 点の平均値で評価した。

溶接部の冷却速度は, ホットワイヤ挿入位置の後方約 10mm の溶融プールに熱電対を直接挿入し, $800-500^\circ\text{C}$ 冷却時間を測定することにより求めた。

溶接金属部の組織観察は最終パス AW 部, およびその直下の RH 部を対象とした。F-MAG 溶接法で得られた溶接金属部の AW 部および RH 部をそれぞれ AWF および RHF, CO_2 溶接法により得られた溶接金属部の AW 部および RH 部をそれぞれ AWC および RHC と表

記する。組織観察には光学顕微鏡，SEM（Scanning Electron Microscope），TEM（Transmission Electron Microscope）を用い，介在物の組成分析をEDS（Energy Dispersive X-ray Scattering）法で行った。また，微細組織の結晶方位解析にEBSP（Electron Back Scattered Pattern）法を用いた。

表 5.1 鋼板及びワイヤの化学組成 (mass%)

	C	Si	Mn	P	S	Mo	Cu	Ti+Zr	B	Fe
鋼板	0.15	0.38	1.56	0.014	0.003	0.001	tr.	tr.	tr.	bal.
ワイヤ	先行電極	0.06	0.81	1.63	0.010	0.012	0.23	0.22	0.0047	bal.
	ホットワイヤ	0.05	0.80	1.65	0.010	0.012	0.21	0.22	0.0044	bal.

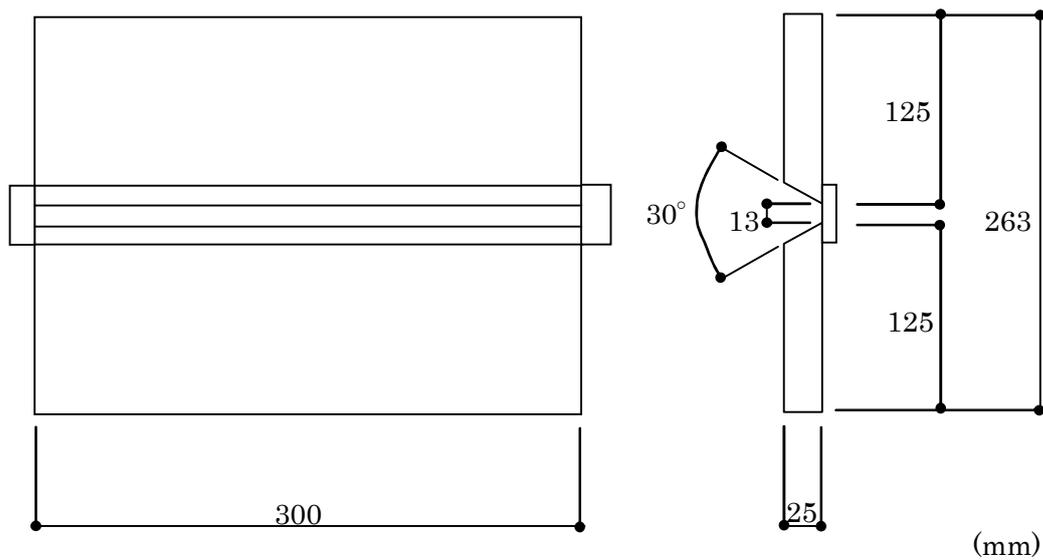


図 5.1 鋼板の試験体形状試験体は開先角度 30° , ルートギャップ 13mm の V 型開先形状を有した平継手形状で, 板厚 25mm, 試験体長さ 300mm

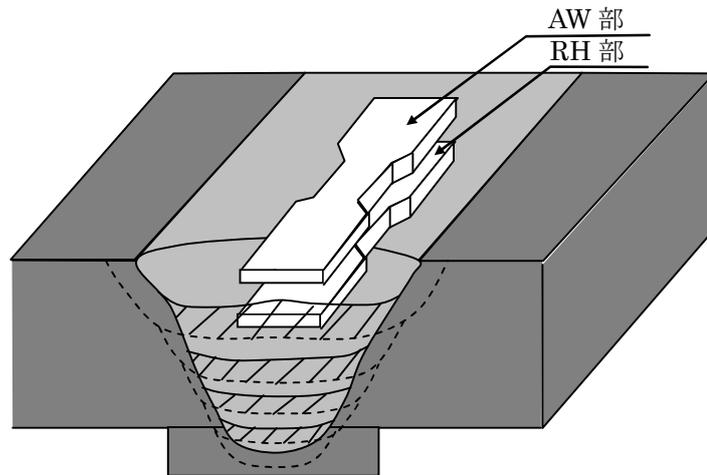


図 5.2 引張試験片採取位置。引張試験片は AW(原質)部, RH(再熱)部それぞれから溶接ビードに平行に採取した。

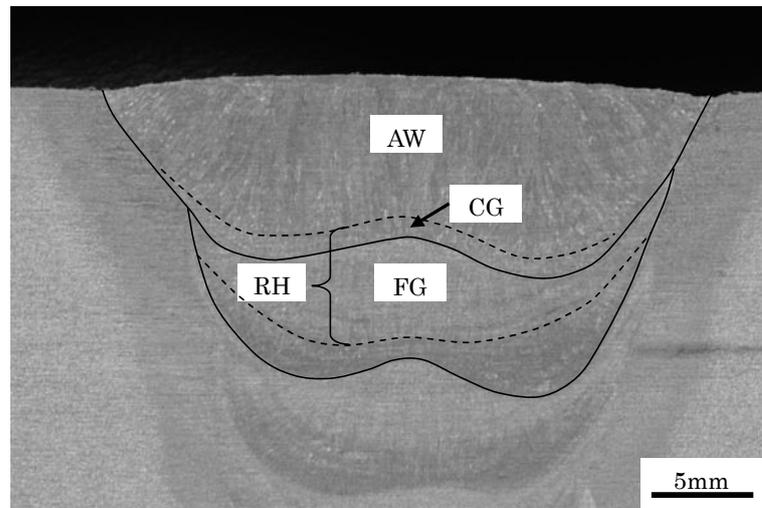


図 5.3 AW(原質)部および RH(再熱)部の区分図。組織観察は最終パス AW 部, およびその直下の RH 部のそれぞれ中央部を対象とした。RH 部は AW 部直下の粗粒化域 (CG 部), さらにその直下の細粒化域 (FG 部) の二領域に区別した。

5.3 実験結果および考察

5.3.1 溶接金属原質部の微細組織と機械的性質

図 5.4 に AW 部の引張試験により得られた応力-歪曲線を示す。AWF の 0.2%耐力,引張強さおよび破断伸びはそれぞれ 546,627MPa および 24.4%で,AWC (481,583MPa および 21.4%) に比べて強度,伸びとも上回る値を示した。

引張試験片破面の SEM 観察結果を図 5.5 に示す。延性破壊を示すディンプルの底には介在物が観察される箇所もあり,介在物は Ti-Mn 系介在物であることが EDS 分析により確認された(図 5.6)。ディンプルの平均直径は AWF が 2.8 μm ,AWC が 2.5 μm でありほとんど同じであった。介在物の数は AWF の方が多く観察され,これは溶接金属部中に含まれる Ti および Mn 濃度が多いためと考えられる。

溶接金属部中央の化学組成分析結果を表 5.2 に示すが,F-MAG 溶接法の Si,Mn,Mo,Ti および B 濃度が高くなっている。これはアークの生じないホットワイヤ側では酸化反応が生じにくくなり,溶接金属部中にホットワイヤに含まれる合金元素が多く残留したと考えられる。

図 5.7 に AWF および AWC の光学顕微鏡による組織観察結果を示す。AWF は,ほぼ全面 AF であるのに対し,AWC では AF と等軸粒と称することができる GBF が析出していた。AF のサイズは AWF の方が微細であった。但し,本実験の場合は F-MAG 溶接法と CO₂ 溶接法における溶接金属部の冷却速度にはほとんど差がなかった。F-MAG 溶接法と CO₂ 溶接法における 800-500 $^{\circ}\text{C}$ 冷却速度はそれぞれ,6.6 と 6.9 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ であったので,AWF の AF が AWC の AF より微細である理由としては, Si,Mn および Mo 等の合金成分の増加が挙げられる。これらの合金元素は溶接金属における γ の安定性を上昇させ[22,23],初析フェライト生成の抑制と同時に AF 生成温度の低下[23,24,33]が生じていると考えられる。この効果に加え,AF の核

生成サイトになると考えられる Si, Mn, Ti および Al 等の複合酸化物等 [17, 25, 26, 33] の増加による AF の核生成サイトが増加したことが挙げられる。また、合金元素の影響で AF 生成による変態歪が大きく、この歪緩和のために隣接して次の AF が生成されやすくなると考えられる。すなわち AF 核生成が促進、互いに成長を抑制しあうことで微細な組織を形成したと推測される。

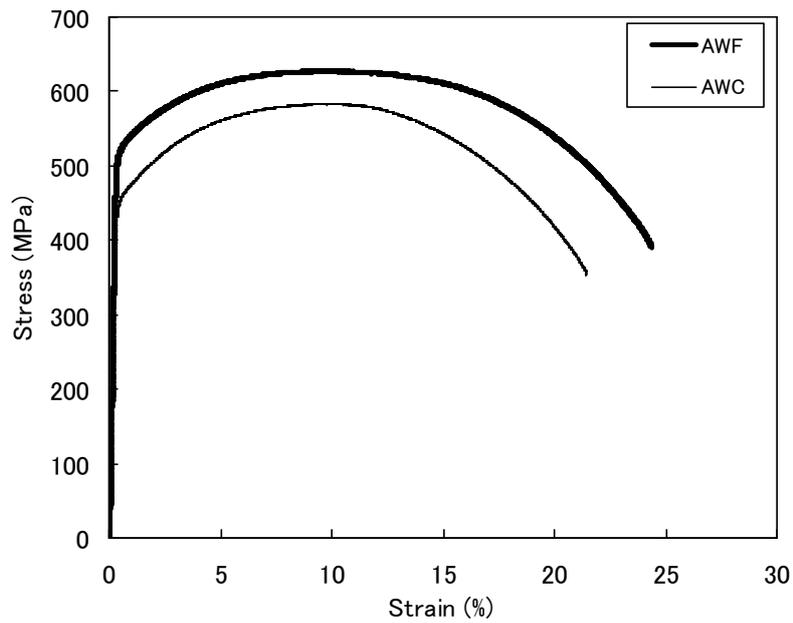


図 5.4 AW 部の応力-歪曲線。AWF の引張強さ、破断伸びは AWC のそれに比べて上回った。AWF: F-MAG 溶接金属原質部、AWC: CO₂ 溶接金属原質部。

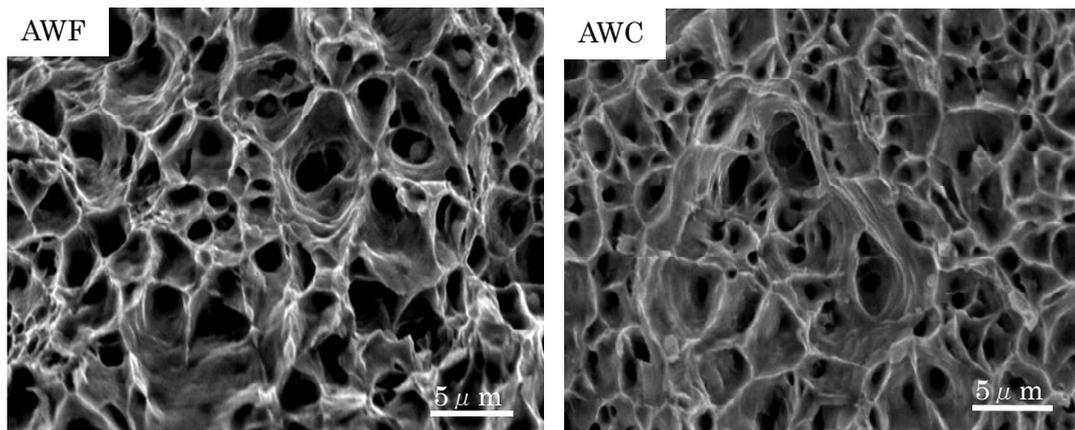


図 5.5 AW 部引張試験後の SEM による破面観察結果。ディンプルの平均直径は AWF が 2.8 μm 、AWC が 2.5 μm でほとんど同じであった。AWF: F-MAG 溶接金属原質部、AWC: CO₂ 溶接金属原質部。

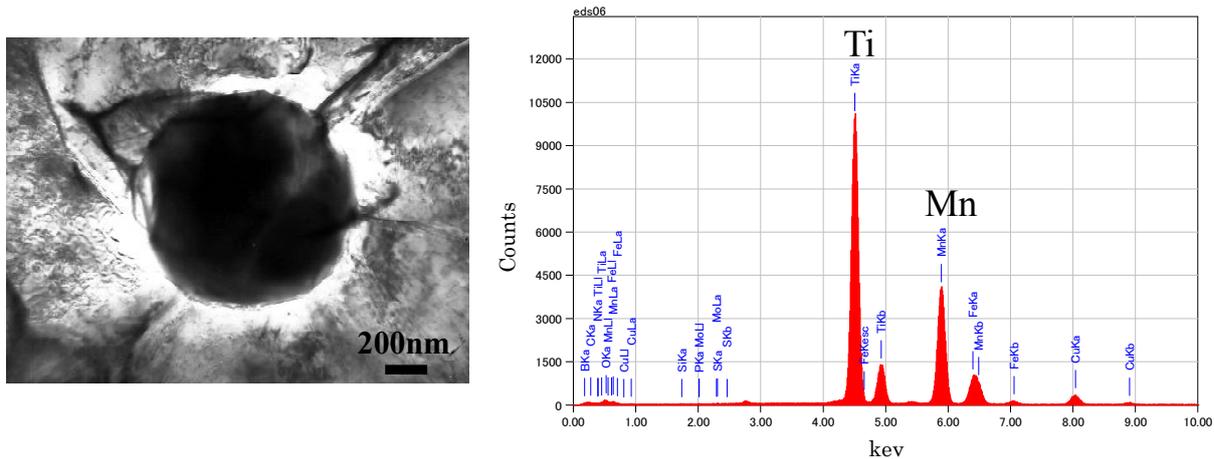


図 5.6 介在物の TEM 観察結果（明視野像）と EDS による化学組成測定結果。介在物は Ti-Mn 系であることが判明した。

表 5.2 溶接金属部の化学組成測定結果 (mass%)

	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	Mo	B	O
F-MAG	0.08	0.59	1.28	0.011	0.009	0.005	0.064	0.18	0.0028	0.0360
CO ₂	0.09	0.47	1.16	0.011	0.007	0.004	0.042	0.15	0.0022	0.0376

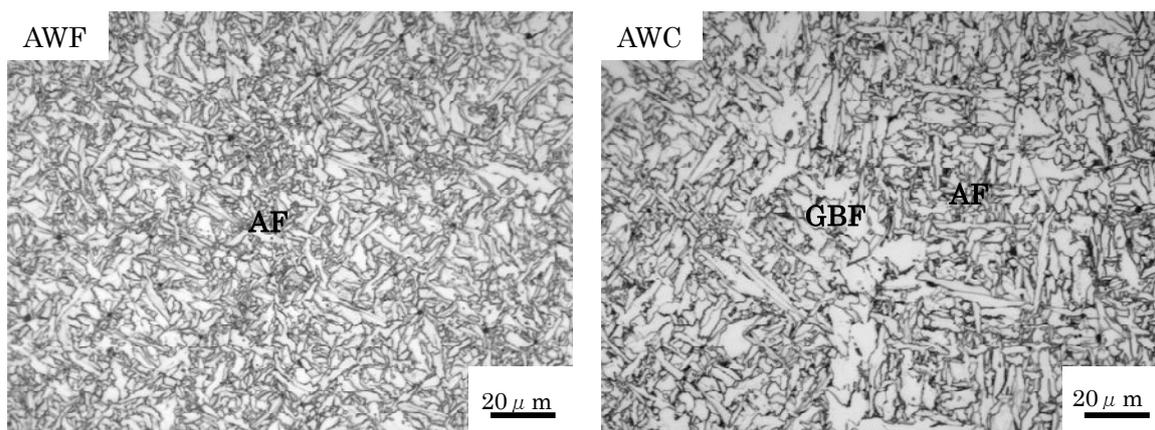


図 5.7 AW(原質)部の光学顕微鏡による組織観察結果。AWF はほぼ全面 AF, AWC は AF と GBF から構成されている。AF のサイズは AWF の方が微細であった。AWF: F-MAG 溶接金属原質部、AWC: CO₂ 溶接金属原質部, AF: Acicular ferrite, GBF: Grain boundary ferrite。

5.3.2 機械的性質におよぼす微細組織の効果とメカニズム

より微細な組織を呈している AWF の強度が AWC よりも高いことは Hall-Petch 則から理解しやすい。破断伸びは AWF の方が優れているものの、ディンプル径にはほとんど差がなかった。破断伸びは靱性とほぼ比例関係を有し [26], AWF が AWC よりも高い靱性を有していると考えられるが、ディンプルサイズにあまり差が無い。AWF のディンプルサイズ $2.8\mu\text{m}$ に対して AF のサイズは $1\sim 2\mu\text{m}$ であり、引張試験によって絞られて小さくなっているはずのディンプルサイズは AF 1 枚より大きい。このことから、1 つのディンプルは AF の集合体であることが明白である。そこで EBSP 法を用いた AF の結晶方位の情報から、隣接する AF 間のすべり系、 $\langle 111 \rangle / \{ \bar{1}10 \}$ および $\langle 111 \rangle / \{ 11\bar{2} \}$ の平行性を解析した結果を図 5.8 に示す。すべり系の平行性は、ある測定点に関してその隣接点とのすべり面同士の成す角、またはすべり方向同士の成す角のどちらかが 15 度以上であったとき、その測定点を黒点で表している (図 5.8 (c),(d))。つまり、黒点をはさんだ両側の AF 内のすべり系は、平行性が悪いことを示している。この黒点で囲まれた領域を仲井らは ALPS (Agregates of bainite Laths having nearly Parallel Slip systems between neighboring bainite laths) と呼び、粒内ベイナイトの ALPS のサイズとディンプルサイズが一致すると報告している [27,34]。図 5.8 (c),(d) より、ALPS のサイズは AWF, AWC とともに $5\sim 10\mu\text{m}$ 程度であり、これがディンプルサイズが一致した原因であると考えられる。一方、1 個の ALPS を構成する AF の数は、AWF では平均 7 枚であるのに対して AWC は平均 4 枚程度であった。一つの ALPS 内に含まれる隣接する AF は互いのすべり系の平行性が良いため、隣接 AF が連動して変形する。その結果、AF 間の界面面積が増大することによって、界面の単位面積あたりに蓄積する転位の密度は減少する (図 4.12)。これは AF 界面での転位蓄積の集中化の防止、つまり割れの発生および進展が遅れることを示唆しており、

結果として破断伸びが向上すると考えられる。また，塑性変形中には結晶回転が生じ，シュミット因子の大きいすべり系が変化し，多くのペイナイトラスがすべり変形に関与する。このため，AF が細かいほど，転位のすべり運動によってすべり面が掃かれる面積が増大すると考えられる。つまり，AF 数の多い ALPS ほど，全体として変形に寄与する AF 数が増大し，1 個の ALPS の変形割合も増大すると推察される。すなわち，AWF の破断伸びが AWC よりも大きいのは，1 個の ALPS を構成する AF の数が AWC のそれよりも多いためと考えられる。

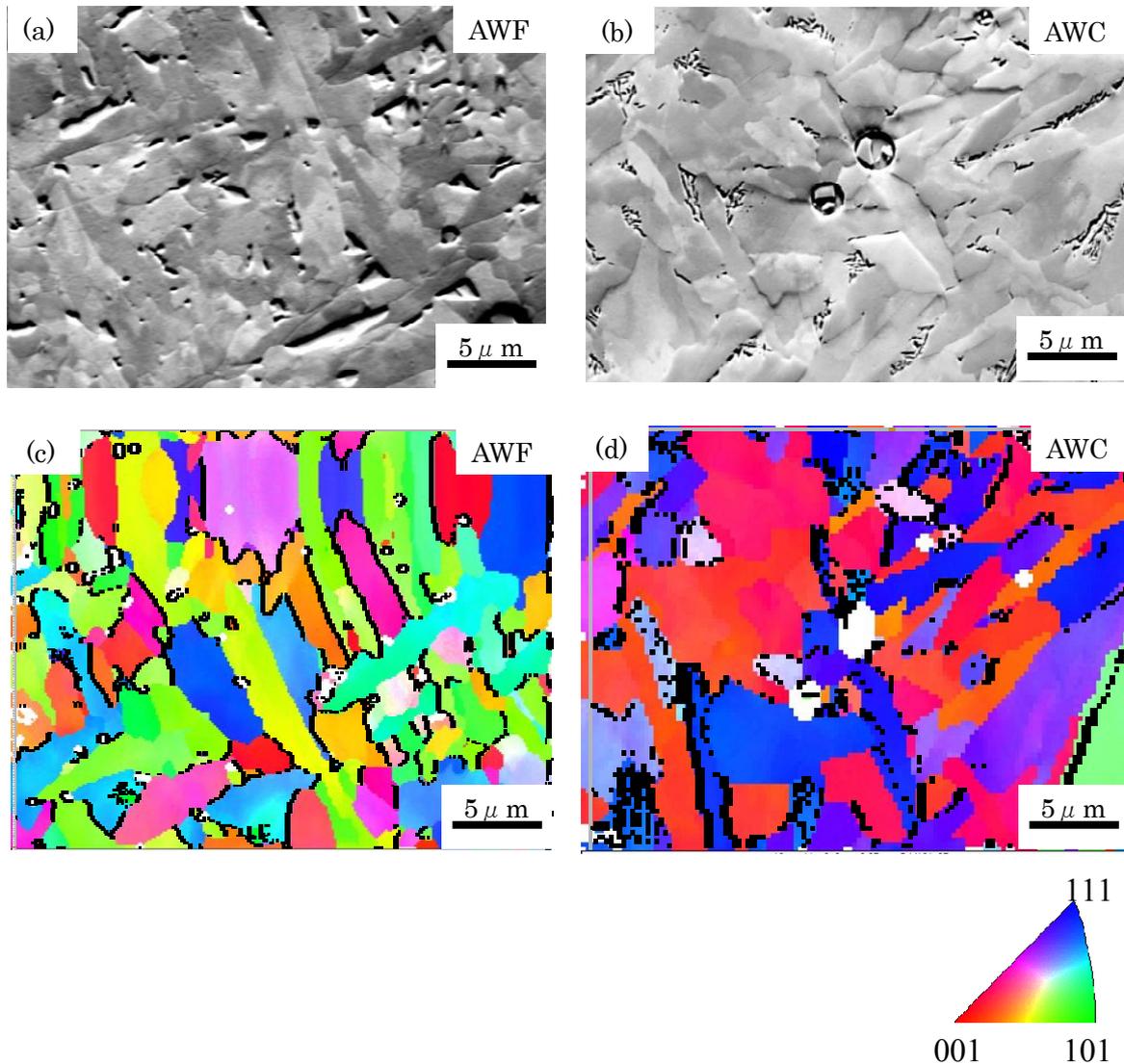


図 5.8 AW(原質部)部 AF(Acicular ferrite)の EBSD 測定結果とすべり系解析結果。(a)AWF の SEM 像, (b)AWC の SEM 像, (c),(d) : (a),(b)の AF 結晶方位分布と隣接する AF 間のすべり系 $\langle 111 \rangle / \{ \bar{1}10 \}$ および $\langle 111 \rangle / \{ 11\bar{2} \}$ の平行性解析結果。(c), (d)中の黒点は、隣接する AF 間のすべり面同士の成す角、またはすべり方向同士の成す角のどちらかが 15 度以上であることを示す。黒点で囲まれる領域はすべり系の平行性が良好な領域であり、ALPS と呼ぶ。ALPS の大きさは AWF, AWC とも $5\mu\text{m}$ 程度でほとんど同じであるが、1 個の ALPS に含まれる AF の数は AWF が約 7 枚、AWC が約 4 枚であり、AF の細かな AWF のほうが多い。AWF : F-MAG 溶接金属原質部、AWC : CO_2 溶接金属原質部。

5.3.3 溶接金属再熱部の微細組織と機械的性質

図 5.9 に再熱部 CG および FG の光学顕微鏡による組織観察結果を示す。図 5.9 (a),(b)より, RHF および RHC の CG 部の組織は, 図 5.7 で観察される AWF および AWC と同じ構成であり, RHF CG は微細な AF と AWF ではほとんど見られなかった GBF が少量観察された。RHC CG は AWC と比べて明らかに GBF が粗大化し, GBF 間に AWC よりもやや微細な AF が観察された。この結果は, 再熱によって AW 部が γ 化され, 新たに AF が生成されたことを示していると考えられる。再熱により生成した γ 粒は AW 組織における γ 粒よりも小さいために γ 粒界面積が増加[31], GBF の生成が促進したと考えられる。また RHC FG (図 5.9(d)) は直径 10~20 μm の等軸フェライト粒と少量のパーライトが観察された。これより RHC FG も γ 化していると考えられ, 最高加熱温度が低く γ 域に保持される時間が短いために, CG 部よりも γ 粒がさらに微細となり, γ 粒内はフェライト (α) 変態時に GBF で埋め尽くされたと考えられる。

一方で RHF FG (図 5.9 (c)) は全く異なる様子で, RHF CG の AF よりもやや太った AF と, 20 μm 程度の白く腐食されない領域が多数存在した。この領域のビッカース平均硬度は 223 と, 周囲の AF (227) とほぼ同等の硬度を示したことから GBF (202) ではないと考えられる。この組織構成から, RHF FG は全てが γ 化しておらず, 局部的に γ 化したところがその後の冷却過程でマルテンサイトもしくは残留 γ となり, AF は加熱された分, AWF 中の AF よりもやや太った形状を示したと推測される。全てが γ 化せずに局部的に γ 化したと考えられる理由には, 溶接金属中に含まれる Mn および Mo 等の合金元素濃度の高いことが挙げられる。松田らは低炭素低合金鋼の逆変態において, $Ac_1 \sim Ac_3$ 温度域における恒温変態時に生成する塊状 γ がセメンタイト中の Mn および Mo 濃度が高いほど形成されにくいという実験結果を示している[35]。すなわち, Mn および Mo を多く含む AWF では γ 化が AWC よりも遅れることが示

唆され、この事が RHF と RHC の FG に組織差を生じさせた原因と考えられる。RHF 部における FG 中のマルテンサイトもしくは残留 γ と考えている組織は、局部的にオーステナイト化したところに C が濃縮して高炭素マルテンサイトを形成するという報告[31,36]がある。TEM などによる本組織の詳細な観察は、今後の重要な検討課題である。

図 5.10 に RH 部の引張試験により得られた応力-歪曲線を示す。RHF の 0.2%耐力,引張強さおよび破断伸びはそれぞれ 510, 574MPa および 21.5%で, RHC (401,447MPa および 16.7%) に比べて強度および伸び共に上回る値を示した。組織の微細さと一致した結果であったが, RHF FG で観察されたマルテンサイト(もしくは残留 γ) と考えられる組織が強度と伸びに悪影響を与えていない。引張試験片破面のディンプル平均径も RHF が 2.9 μm , RHC が 2.8 μm で同等であった(図 5.11)。以上の結果より, RHF の伸びが優れている理由としては, マルテンサイトブロックもしくは残留 γ と考えている組織が比較的微細なことに加え, 微細な AF 等によって良好な機械的性質が得られている可能性がある。

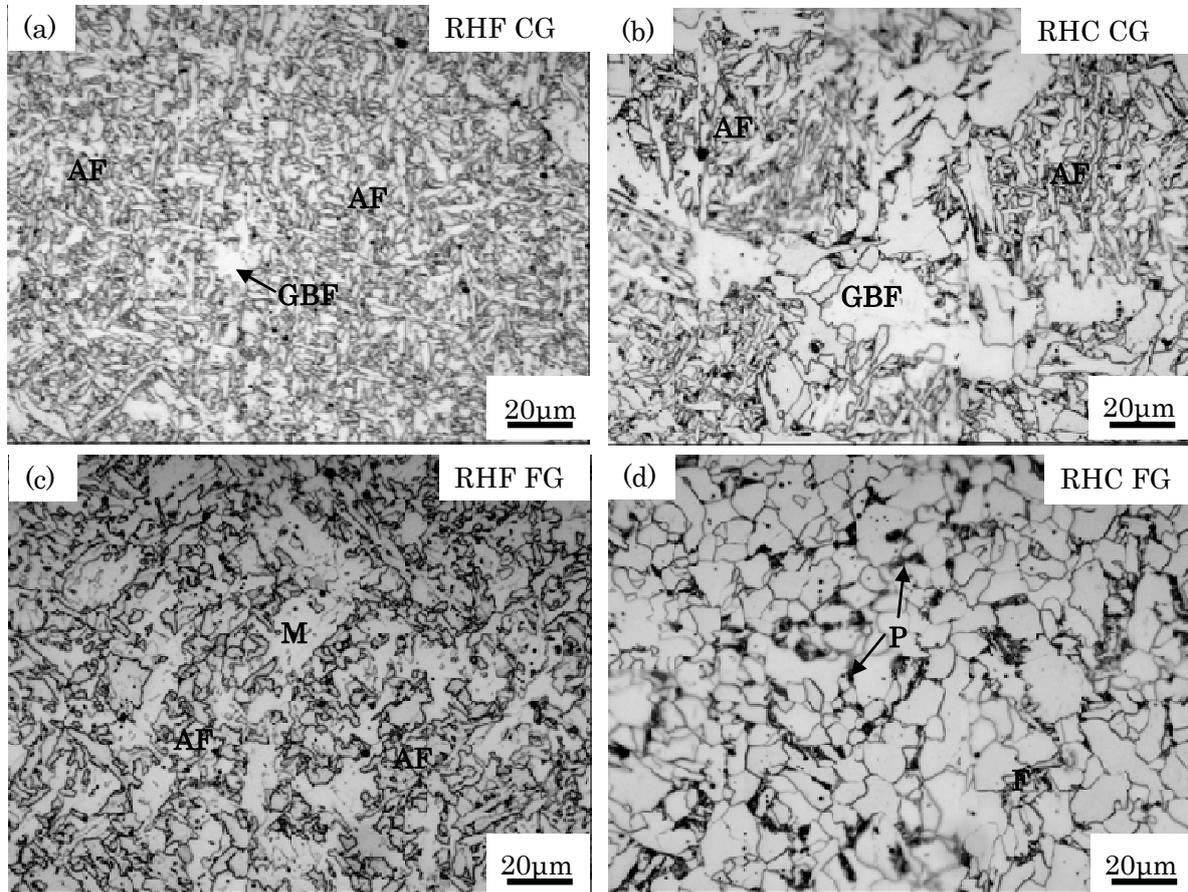


図 5.9 RH(再熱)部の光学顕微鏡による組織観察結果。(a)RHF CGは微細なAFとGBF,(b)RHC CG部はやや粗大なGBFとAF,(c)RHF FG部はマルテンサイトとAF,(d)RHC FG部は等軸フェライトと少量のパーライトで構成されている。RHF CG: F-MAG 溶接金属再熱部粗粒化域、RHC CG: CO₂ 溶接金属再熱部粗粒化域、RHF FG: F-MAG 溶接金属再熱部細粒化域、RHC FG: CO₂ 溶接金属再熱部細粒化域、M: Martensite, F: Ferrite, P: Pearlite。

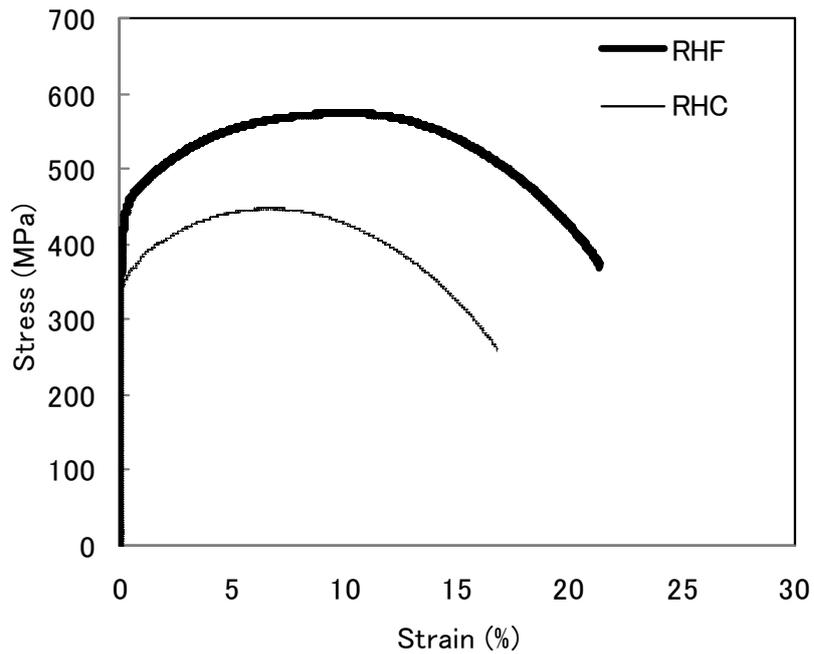


図 5.10 RH(再熱)部の応力-歪曲線。RHF の引張強さ、破断伸びは RHC のそれに比べて上回った。RHF：F-MAG 溶接金属再熱部，RHC：CO₂ 溶接金属再熱部。

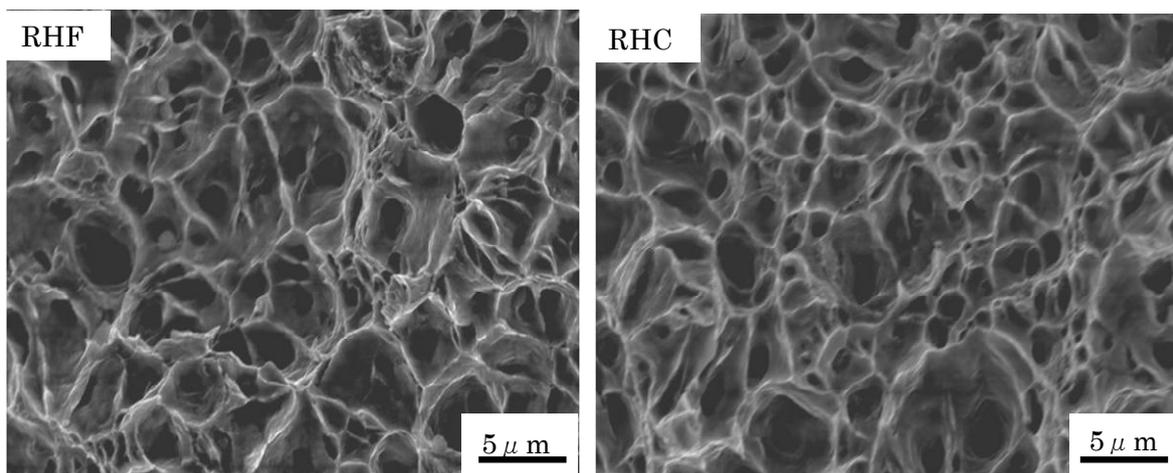


図 5.11 RH 部の引張試験後の SEM による破面観察結果。ディンプルの平均径は RHF が 2.9 μm ，RHC が 2.8 μm で同等であった。RHF：F-MAG 溶接金属再熱部，RHC：CO₂ 溶接金属再熱部。

5.4 結言

F-MAG 溶接法で得られた溶接金属部の機械的性質は AW 部, RH 部ともに CO₂ 溶接法により得られたそれよりも向上した。これはホットワイヤによる Mn, Mo および Ti 等の合金元素濃度の増加に伴って微細な AF が生成したためである。溶接金属に求められる重要な機械的性質である伸びは, 1 個の ALPS を構成する AF の数が多くなるほど向上すると結論できた。AF の微細化には, 合金元素添加によって γ 安定化, つまり AF 生成を長時間側に延ばすと同時に低温側に移行させることが望ましい。一方, 延性向上にとっては, AF の大きさが一定であれば ALPS を大きくすることが肝要であろう。そのためには AF の核生成サイトをできる限り少なくすることが効果的と考えられ [34], 主として Ti 濃度の適正化による介在物数制御等が必要となろう。すなわち, 溶接金属中の合金元素濃度の適正化によって伸びはさらに向上すると推測される。ホットワイヤ中の合金元素濃度の調整が AF 生成にとって非常に有効と考えられ, F-MAG 溶接法のワイヤには上記の特性を備えた合金元素濃度のものが期待される。

第 6 章 F-MAG 溶接金属部の微細組織および 機械的性質に及ぼす Mo, B の効果 [37]

6.1 緒言

溶接金属部の機械的性質を支配する諸因子としては溶接金属部中の合金元素等の化学組成，溶接入熱量および溶接部の冷却速度などの溶接条件がきわめて重要な働きをすることが過去の多くの研究によって明らかにされている [38-49]。溶接構造物の大型化，使用環境の過酷化に伴って溶接部への材質要求も一段と厳しくなる傾向にあり，特に引張強さ 490～590MPa 級鋼の溶接金属部の靱性向上を目指して，ワイヤに Ti, Mo および B を添加してミクロ組織を AF 化し低温靱性を向上させる手法が用いられている [25, 40-44]。B は粒界に偏析して粒界エネルギーを下げ， $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態過程において γ 粒界に生成する GBF を抑制する [44, 45]。一方， γ 粒内においては Ti が酸化物を形成し，それを核生成サイトとして AF の生成が促進するとされ [45]，Mo は $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態温度域を低温側へ下げる効果を有し，微細な α 組織を形成する [41]。すなわち，溶接金属部への合金元素添加は，その種類と濃度によって組織および機械的性質をコントロール出来るといえる。

前章までの検討により，F-MAG 溶接法は Mn, Ti, Mo および B を含有するワイヤである YGW18 を適用することで溶接金属原質部は微細な AF が析出し，良好な機械的性質が得られることを明らかにした。これはアークの発生しないホットワイヤを用いることで，ホットワイヤに含まれる合金元素が酸化消費されにくくなり，溶接金属中の合金元素濃度が増加するためである。これらの合金元素は溶接金属における γ の安定性を上昇させ，AF の生成温度を低下させる。また，AF の核生成サイトである Ti-Mn 系介在物数も増加することで微細な AF が得られたと考えられる。ただし，F-MAG 溶接法で得られる溶接金属に含まれる Ti 濃度は 0.06～0.07% と，CO₂ 溶

接法で得られるそれ（約 0.04%）に比べて高い。合金元素の濃度は良好な機械的性質を得るために適正濃度範囲が存在する。Ti は酸素と結びついて介在物を形成するため、溶接金属中の酸素濃度に応じて適正值が存在すると考えられる。井村らは、酸素濃度約 300ppm において良好な靱性が得られる適正 Ti 濃度は約 0.04%としており [49], F-MAG 溶接法で得られた溶接金属部の Ti 濃度が著しく高い。しかしながら、第 5 章で明らかにしたように、F-MAG 溶接法で得られた溶接金属部の伸びは CO₂ 溶接法よりも高い値が得られており、靱性が低下しているとは考えにくい。また、Ti 濃度 0.06~0.07% における溶接金属部の微細組織や機械的性質を調査した研究はこれまで行われておらず、高濃度 Ti 溶接金属部における Mo および B の効果を調査した研究も過去にはない。そこで本章では、F-MAG 溶接法においてワイヤを選択して溶接金属部中に含まれる Mo および B 濃度を変化させ、高濃度 Ti 溶接金属部における Mo および B が及ぼす微細組織および機械的性質への効果について検討した。

6.2 実験方法

使用した鋼板は JIS G 3136 建築構造用圧延鋼材 SN490B である。溶接方法は F-MAG 溶接法とし、JIS Z 3312 高張力鋼用ワイヤ YGW18 および YGW11 を用いた。ワイヤ直径は先行電極が 1.6mm, ホットワイヤは 1.2mm である。先行電極およびホットワイヤに YGW18 を用いた溶接金属部を BR, YGW11 を用いた溶接金属部を BP と称す。表 6.1 に鋼板およびワイヤの化学組成, 表 6.2 に溶接金属部の化学組成, 図 6.1 に試験体形状を示す。試験体は開先角度 30°, ルートギャップ 13mm の V 型開先形状を有した平継手形状で, 板厚 25mm, 試験体長さ 300mm とした。

先行電極の溶接条件は, 電流 430~440A, および電圧 40V であり, ホットワイヤに関しては送給速度 14m/min, 電流 260~280A および電圧 9~10V の条件に設定した。入熱量およびパス間温度は

4.0kJ/mm および 350℃以下とした。入熱量は、先行電極からの入熱量とホットワイヤの直接通電による発熱量の合計である。全ての溶接は1層1パス施工とし、全5パスを要した。1パス目を除く全てのパスは同入熱量で溶接した。

引張試験片は溶接ビードに平行に、かつ最終パス AW 部の中央部から採取した。引張試験片の厚さは 2mm、平行部の幅および長さはそれぞれ 2 および 10mm である。引張試験は、室温で歪速度 5×10^{-4} /s にて行った。

溶接部の変態挙動把握のため、溶接金属部最終パスの AW 部から試験片を切り出し、図 6.2 に示す熱処理を施した。1400℃で 90s 保持して γ 化後、510℃に調整した鉛浴中に入れ 1 あるいは 3s 保持し、氷塩水中へ急冷した。 γ 化処理の温度および保持時間は、AW 部の旧 γ 粒径 (200~300 μm) とほぼ同じになる条件として、事前の検討により決定した。具体的には、1350 もしくは 1400℃で 30~300s の範囲で保持時間を変化させ、その後 700℃に保持した塩浴中に入れ 10s 保持することで旧オーステナイト粒界に GBF を析出させ、旧オーステナイト粒径を計測した。

溶接金属部の組織観察は最終パス AW 部を対象とした。組織観察には光学顕微鏡、SEM (Scanning Electron Microscope)、TEM (Transmission Electron Microscope) を用い、介在物の組成分析を EDS (Energy Dispersive X-ray Scattering) 法で行った。また、微細組織の結晶方位解析に EBSP (Electron Back Scattered Pattern) 法を用いた。溶接金属部中の介在物計測は鏡面研磨後、腐食しなくても光学顕微鏡により形状が検出できるので、 $9.35 \times 10^4 \mu\text{m}^2$ の領域を画像解析ソフト winroof (三谷商事(株)製) を用いて介在物の直径 (円相当径) と個数を測定した。

表 6.1 鋼板及びワイヤの化学組成

		C	Si	Mn	P	S	Mo	Cu	Ti+Zr	B	Fe	
鋼板		0.15	0.38	1.56	0.014	0.003	0.001	tr.	tr.	tr.	bal.	
ワイヤ	YGW18	φ 1.6	0.06	0.81	1.63	0.010	0.012	0.23	0.19	0.22	0.0047	bal.
		φ 1.2	0.05	0.80	1.65	0.010	0.012	0.21	0.31	0.22	0.0044	bal.
	YGW11	φ 1.6	0.06	0.72	1.60	0.021	0.011	—	0.23	0.23	—	bal.
		φ 1.2	0.05	0.71	1.60	0.020	0.011	—	0.15	0.23	—	bal.

表 6.2 溶接金属部の化学組成

	C	Si	Mn	P	S	Ti	Mo	B	O
BR	0.08	0.59	1.28	0.011	0.009	0.064	0.18	0.0028	0.0360
BP	0.08	0.50	1.24	0.018	0.011	0.068	0.01	0.0002	0.0371

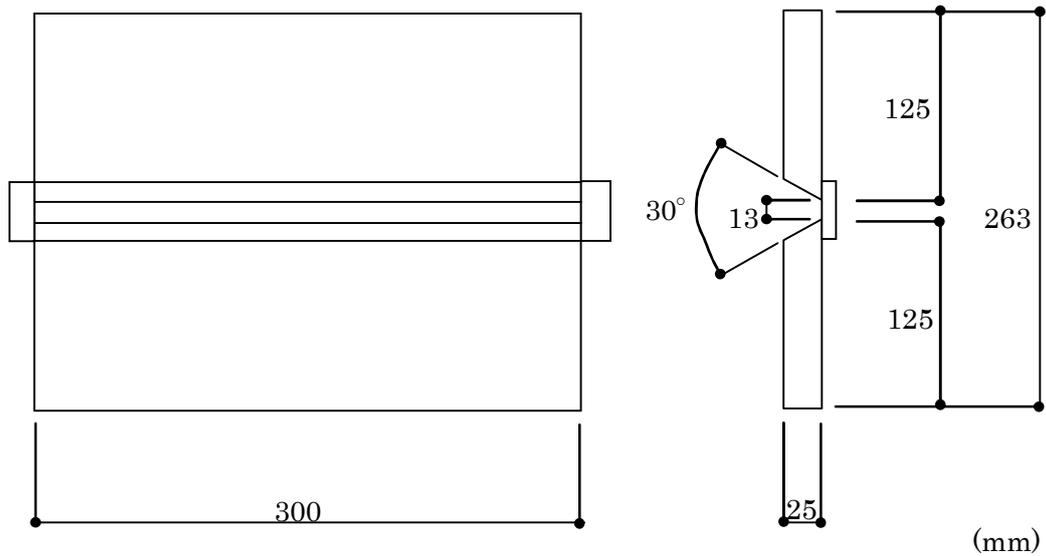


図 6.1 鋼板の試験体形状。試験体は開先角度 30° ，ルートギャップ 13mm の V 型開先形状を有した平継手形状で，板厚 25mm，試験体長さ 300mm。

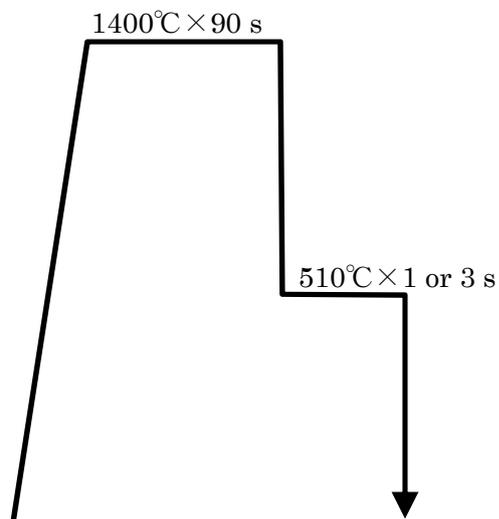


図 6.2 熱処理概念図。溶接金属部を 1400°C で 90s 保持し，その後 510°C に調整した鉛浴中に入れ 1 あるいは 3s 保持し，氷塩水中へ急冷した。

6.3 実験結果と考察

6.3.1 溶接金属部の微細組織とその形成過程

図 6.3 に BR および BP の光学顕微鏡による組織観察結果を示す。BR はほぼ全面 AF であるのに対し, BP では粗大化した GBF が観察され, AF の析出が抑制された。AF のサイズは BR の方が微細であった。両溶接金属部中には高密度の介在物が観察され (図 6.4), それらのほとんどが Ti-Mn 系酸化物であることが確認された (表 6.3)。図 6.5 に介在物のサイズ分布を示すが, 介在物数および密度はほとんど同じであり, 介在物の平均直径 (円相当径) も BR : $0.740\mu\text{m}$, BP : $0.782\mu\text{m}$ でほとんど同じであった。

BR と BP における AF 生成挙動を比較するため, 図 6.2 に示す熱処理を行ったときの光学顕微鏡による組織観察結果を図 6.6 に示す。510°C で 1s 保持した BR では全面マルテンサイト, 3s では AF とマルテンサイトが観察された。一方 BP では, 510°C で 1s 保持すると AF とマルテンサイトが観察され, 3s ではほぼ AF に埋め尽くされ, AF 間に少量のマルテンサイトが存在した。すなわち, BR において AF の析出が抑制されており, これは Mo および B 濃度の増加によって AF の析出開始が妨げられていると考えられる。Mo は $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態温度を低下させる合金元素とされ [41], B は粒界に偏析して粒界エネルギーを下げ, $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態過程において γ 粒界にそって生成する GBF を抑制する [44,45]。すなわち Mo および B は γ 安定化元素と言え, これらの合金元素濃度の高い BR においては AF の析出がより低温かつ長時間側で生じると考えられる。すなわち, AF の核生成頻度が増し, 成長が抑制されるために, 図 6.3(a) に示すように微細な AF が析出したと考えられる。また, B は粒界だけでなく, 介在物表面にも偏析することが報告されている [50]。従って, AF の核生成サイトである介在物においても AF の核生成が抑制されている可能性があり, これも BR における AF の生成遅延の原因の一つと考えられる。

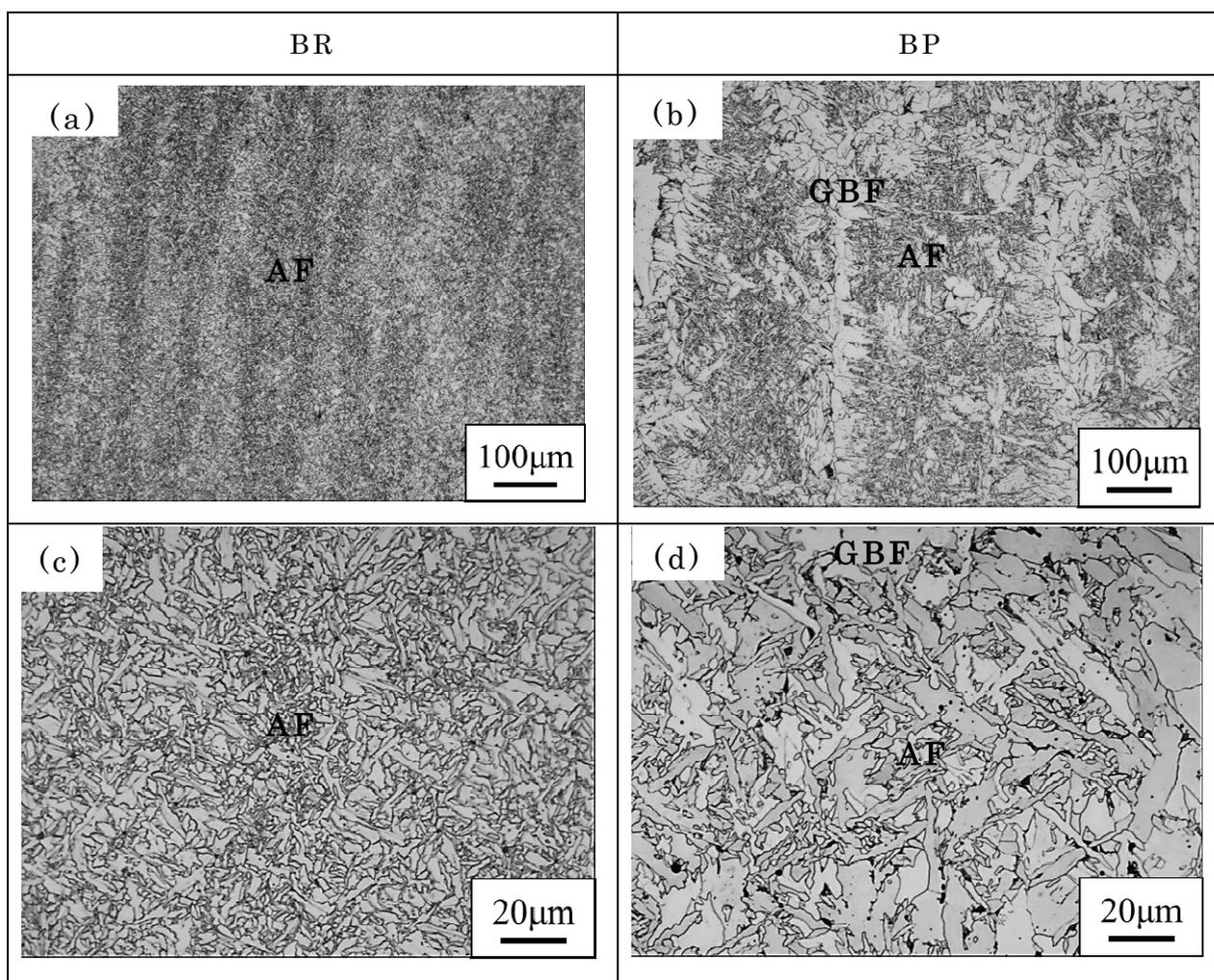


図 6.3 光学顕微鏡による溶接金属部組織観察結果。(a)BR, (b)BP, (c)BR(a)の高倍率観察結果, (d)BP(b)の高倍率観察結果。BRはほぼ全面 AF, BPは AFと粗大な GBFから構成されている。AFのサイズは BRの方が微細であった。BR: YGW18を用いた溶接金属部, BP: YGW11を用いた溶接金属部。

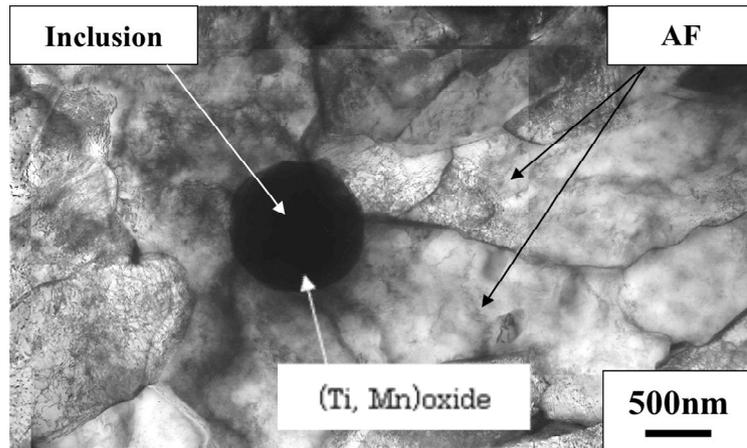


図 6.4 TEM による介在物観察結果（明視野像）。EDS による化学組成測定結果により，介在物は Ti-Mn 系であることが判明した。

表 6.3 介在物の化学組成測定結果

Elements	mass%	at. %
Ti	75.05	60.72
O	10.89	26.36
Mn	5.76	4.06
Fe	4.05	2.81
Al	3.69	5.29
Si	0.39	0.54
P	0.17	0.22

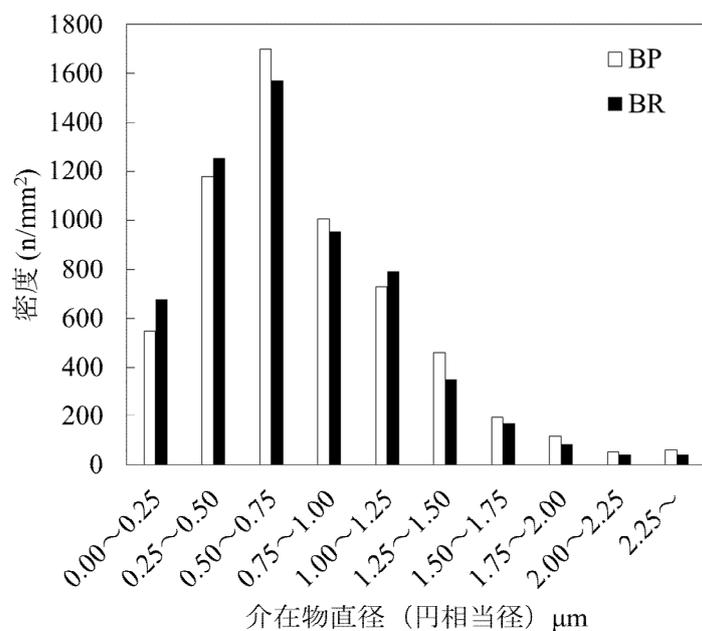


図 6.5 溶接金属部中介在物の直径（円相当径）測定結果。介在物の大きさは BR の方が BP よりわずかに大きい。BR：YGW18 を用いた溶接金属部，BP：YGW11 を用いた溶接金属部。

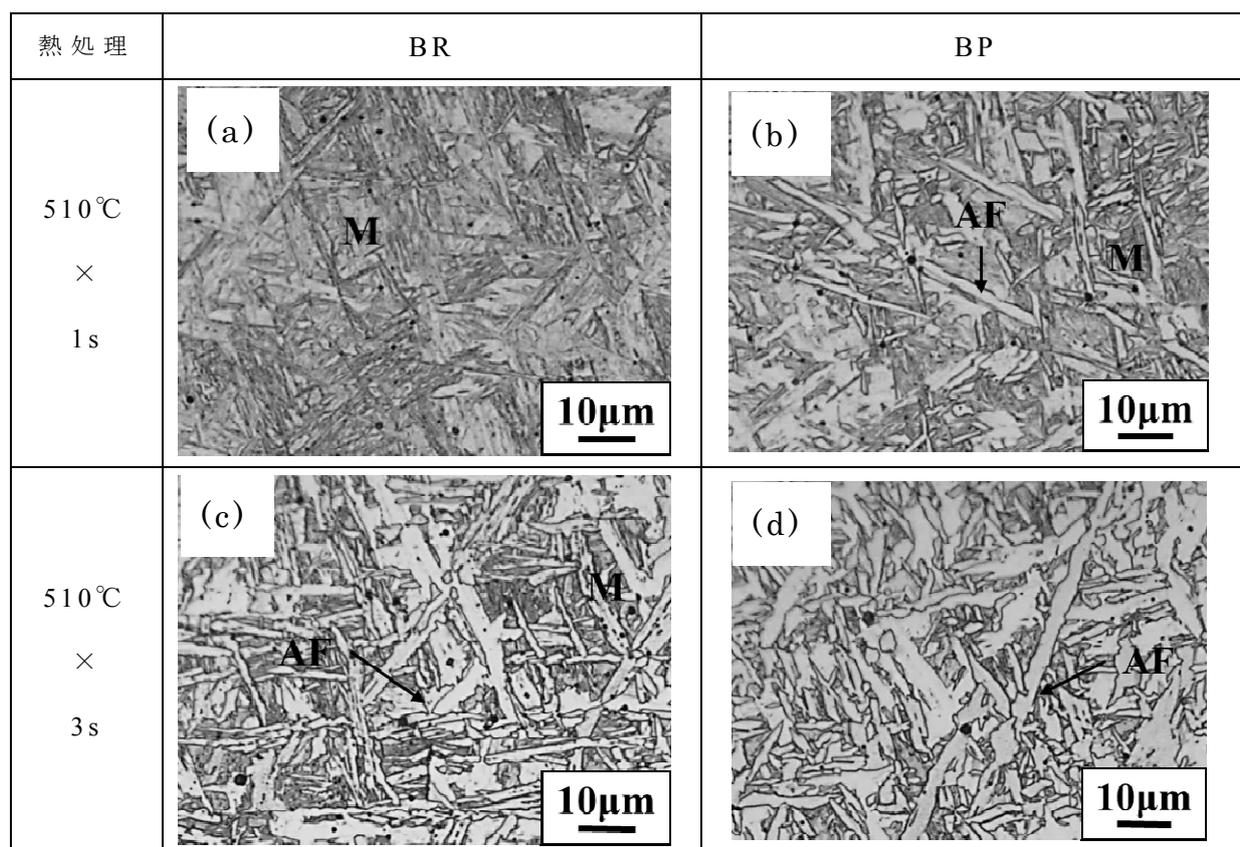


図 6.6 510°C × 1,3sec 保持後の光学顕微鏡による組織観察結果。(a)BR 510°C × 1s マルテンサイト，(b)BP 510°C × 1s マルテンサイト + AF(Acicular ferrite)，(c)BR 510°C × 3s AF とマルテンサイト，(d)BP 510°C × 3s AF とマルテンサイト。BR において AF の析出開始が抑制されている。M：マルテンサイト。BR：YGW18 を用いた溶接金属部，BP：YGW11 を用いた溶接金属部。

6.3.2 溶接金属部の機械的性質

図 6.7 に引張試験により得られた応力-歪曲線を示す。BR の 0.2% 耐力, 引張強さおよび破断伸びはそれぞれ 546,627MPa および 24.4% で, BP (451,544MPa および 24.8%) に比べて強度は向上したものの, 伸びはほぼ同値を示した。BR における高い強度は微細な AF によるものと考えられる [51]。

引張試験片破面の SEM 観察結果を図 6.8 に示す。延性破壊を示すディンプルの底には介在物が観察される箇所もあり, 介在物は Ti-Mn 系介在物であることが確認された。ディンプルの直径は BR が 1.5~4.0 μm , BP が 1.0~3.0 μm であり BR の方が BP よりもわずかに大きい。

6.3.3 溶接金属部機械的性質と微細組織

第 4 および 5 章における検討で, ディンプルサイズが同じでも, 1 個のディンプル, すなわち 1 個の ALPS を形成する AF の数が多ければ伸びは大きくなることが明らかとなっている。本実験では BR と BP のディンプルサイズにわずかに差があり, AF は BR の方が明らかに微細であったことから, BR と BP の ALPS サイズは BR の方がわずかに大きく, 1 個の ALPS に含まれる AF の数も多いために, BR の伸びが BP よりも大きくなると考えられるが, 実際の伸びは同じであった。そこでこの原因調査のため, EBSP 法を用いた AF の結晶方位の情報から, 隣接する AF 間のすべり系, $\langle 111 \rangle / \{ \bar{1}10 \}$ および $\langle 111 \rangle / \{ 11\bar{2} \}$ の平行性を解析した結果を図 6.9 に示す。すべり系の平行性は, 隣接 AF におけるすべり面同士の成す角, またはすべり方向同士の成す角のどちらかが 15 度以上であったとき, その測定点を黒点で表している (図 6.9 (c),(d))。図 6.9(c),(d) より, 黒点で囲まれた領域, すなわち ALPS のサイズは BR の方が BP よりもわずかに大きく, これがディンプルサイズに相当していると言える。一方, 1 個の ALPS を構成する AF の数は, BR が平均 7 枚であるの

に対して、BP は 3 枚程度であった。ALPS 内の隣接する AF の変形の模式図を図 4.12 に示す。したがって、第 4 および 5 章でも述べたように、1 個の ALPS に含まれる AF 数が多いほど、全体として変形に寄与する AF 数が増大し、1 個の ALPS の変形割合も増大すると推察される。

しかしながら、BR と BP の伸びはほとんど同じであった。この原因として、無数の球状介在物が割れの発生点として伸びをコントロールしていることが考えられる。なぜなら BR と BP の介在物密度はほとんど同じであったからである。また、非球状析出物が BR の AF 中に観察された (図 6.10)。この析出物は B 化合物と考えられ、これも BR の伸びを抑制する一因であろう。すなわち、ALPS と微細な AF による BR の伸びは、介在物と析出物によって制限されると考えられる。ただし、BR は BP に比べて高い強度を示しており、見方を変えれば伸びを維持しながら強度が向上していると言える。すなわち、BR の溶接金属は BP よりも高性能であると結論できる。

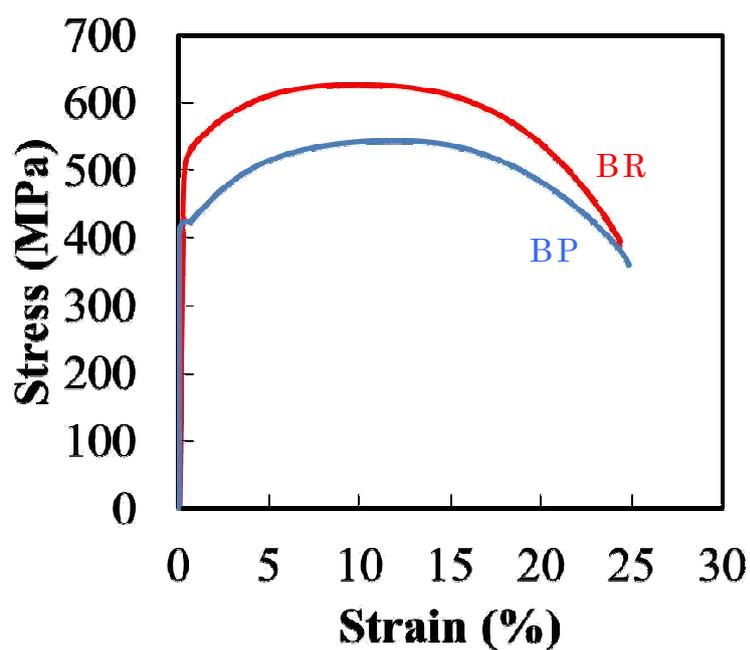


図 6.7 BR および BP の応力-歪曲線。BR の引張強さ、破断伸びは BP のそれに比べて上回った。BR: YGW18 を用いた溶接金属部, BP: YGW11 を用いた溶接金属部。

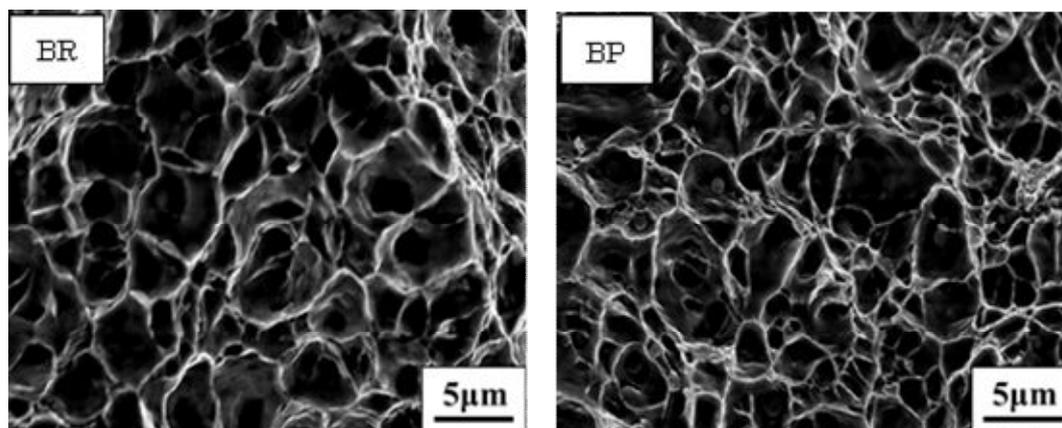


図 6.8 引張試験後の SEM による破面観察結果。ディンプルの直径は BR が $1.5 \sim 4.0 \mu\text{m}$, BP が $1.0 \sim 3.0 \mu\text{m}$ であり BR の方が BP よりもわずかに大きい。BR: YGW18 を用いた溶接金属部, BP: YGW11 を用いた溶接金属部。

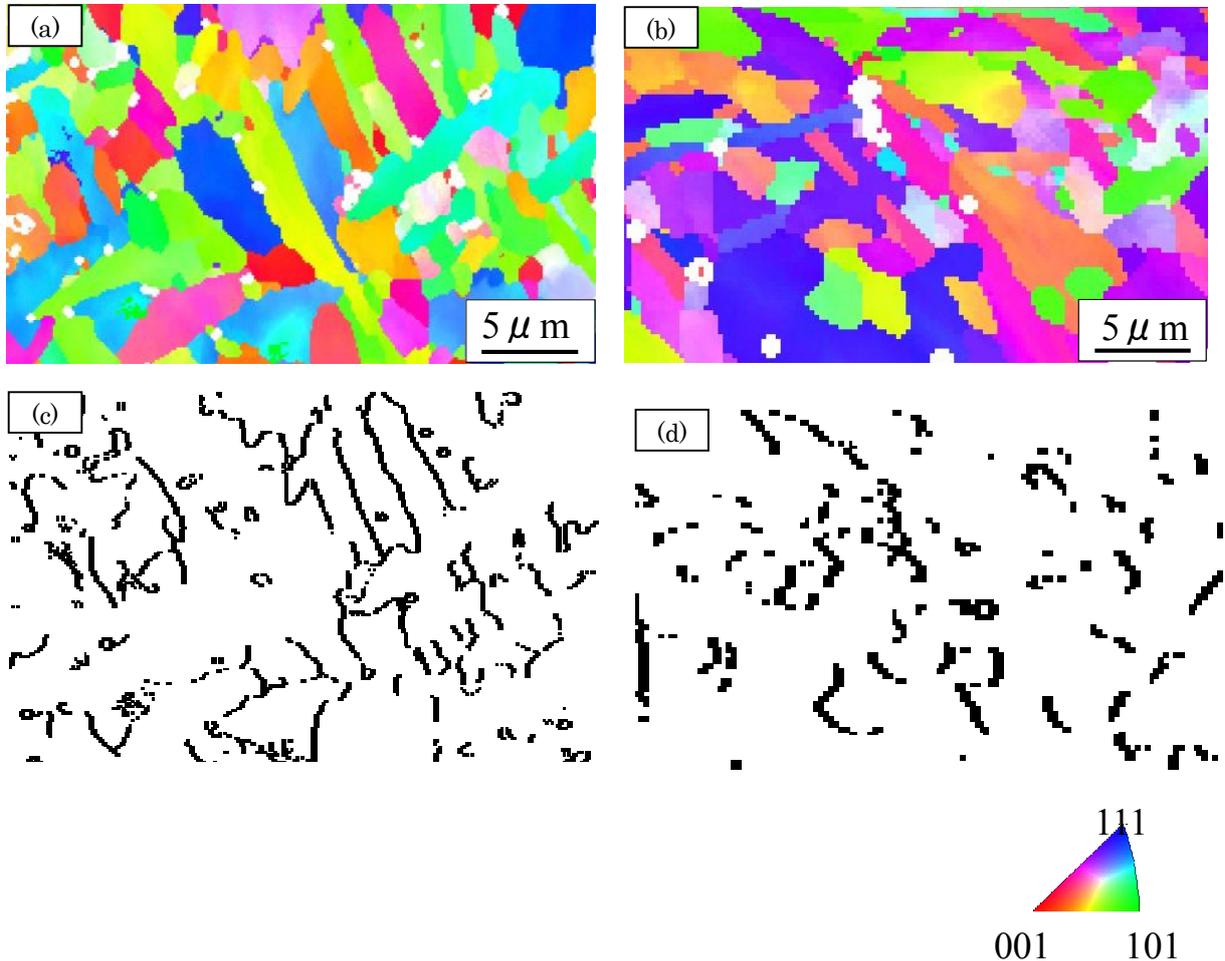


図 6.9 AF(Acicular ferrite)の EBSD 測定結果とすべり系解析結果。(a)BR 中の AF の結晶方位分布, (b)BP 中の AF の結晶方位分布, (c),(d) : (a),(b)の隣接する AF 間のすべり系 $\langle 111 \rangle / \{ \bar{1}10 \}$ および $\langle 111 \rangle / \{ 11\bar{2} \}$ の平行性解析結果。(c), (d)中の黒点は, 隣接する AF 間のすべり面同士の成す角, またはすべり方向同士の成す角のどちらかが 15 度以上であることを示す。黒点で囲まれる領域 ALPS の大きさは BR の方が BP よりわずかに大きく, 1 個の ALPS に含まれる AF の数は BR が約 7 枚, BP が約 3 枚であり, AF の細かな BR のほうが多い。BR : YGW18 を用いた溶接金属部, BP : YGW11 を用いた溶接金属部。

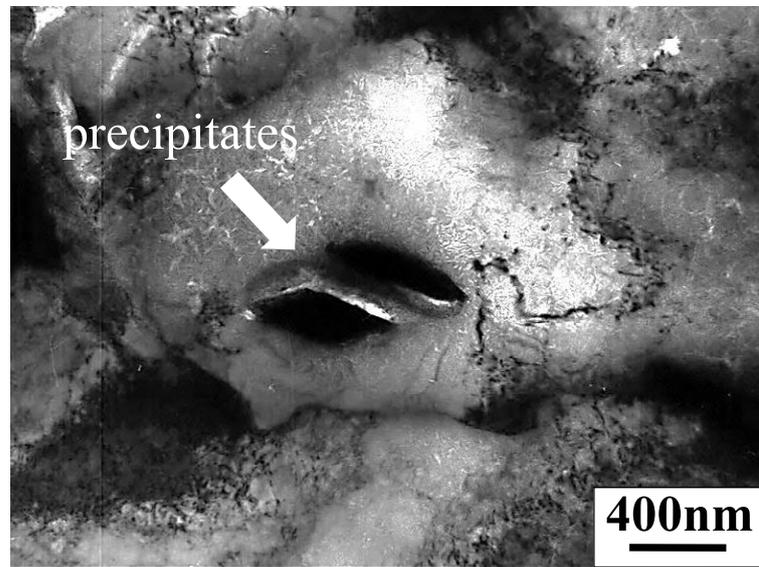


図 6.10 BRのAF(Acicular ferrite)中に観察された非球状析出物のTEM観察結果(明視野像)
BR: YGW18を用いた溶接金属部。

6.4 結言

F-MAG 溶接法を用いてホットワイヤの種類を変更することで、Mo および B の濃度を变化させた溶接金属部を作製し、その微細組織と機械的性質を調査した。本研究で得られた知見は以下の通りである。

- ① Mo および B を含んだ溶接金属 (BR) 原質部の AF は非常に微細であった。これは γ 安定化元素である Mo および B の効果により AF 変態温度の低下と生成開始時間の遅延化が生じたためと考えられる。
- ② BR の機械的性質は、Mo および B を含まない BP と比べて高い強度を示したが、伸びは同等であった。1 個の ALPS に含まれる AF の数は BR の方が多く、ALPS サイズもディンプルサイズと同様、BR の方がわずかに大きい傾向が得られたため、BR の方が伸びが大きくなると考えられた。しかしながら、これらの効果よりも溶接金属中に含まれる高密度の介在物および BR の AF 中に含まれる析出物等が割れの発生サイトとなり、BR の伸びを制限していると推察される。
- ③ BR は BP と同じ伸びを維持しながらより高い強度が得られた。Mo および B などの合金元素の添加は AF の微細化に効果的であり、良好な機械的性質を得るのに有益である。これらの合金元素濃度の適正化によって溶接金属部機械的性質のさらなる向上が期待できる。

第 7 章 F-MAG 溶接法専用ワイヤの開発[52]

7.1 緒言

溶接材料は使用する溶接方法や溶接条件およびシールドガスに応じて非常に多くの種類が存在する。これは溶接金属部の機械的性質や耐食性,耐熱性および耐摩耗性などの必要な性能を満たすために,ワイヤに含まれる合金元素の種類と濃度を調整しているためである。CO₂溶接法においては,主に使用する鋼材強度に応じて Mn, Si, Ti, Mo, B および Ni などの合金元素が調整および添加されている。

490~550MPa クラスの鋼材に使用する CO₂ 溶接法用ワイヤに添加される主な合金元素のうち, Mn, Si および Ti は機械的性質を左右する重要な元素であると同時に, アーク中で CO₂ ガスが解離した O と結びつくことで酸化し, 溶融金属が酸化することを防止する効果を有する。酸化物はスラグとして浮上するため溶接金属部中には残留しない。従ってワイヤ中にはこのスラグとして抜ける分をあらかじめ多く添加することで, 溶接金属部として所定の濃度が得られるように調整および添加されている。

前章までの検討において, CO₂ 溶接法用の市販ワイヤを F-MAG 溶接法に使用したが, F-MAG 溶接法はホットワイヤでアークが生じないために, ホットワイヤに含まれる合金元素が溶接金属中に多く残留する現象が確認されている。この効果によって溶接金属部組織の微細化と強度および伸びの著しい向上が得られているが, 第 3 章で明らかになったように, 0°C 吸収エネルギーは CO₂ 溶接法に比べて低下した。一般に伸びと靱性は比例関係にあると言われており [26], 伸びの大きい F-MAG 溶接金属が CO₂ 溶接金属に比べて 0°C 吸収エネルギーが低いことは矛盾がある。この原因としては二つ考えられる。一つは引張試験とシャルピー衝撃試験の歪速度の差が考えられる。シャルピー衝撃試験の歪速度 (10²~10³/s) は引張試験の歪速度 (10⁻⁴/s) と比べて著しく大きい。第 4 章で確認されたよ

うに、Mn および Ti を多く含むことで $0.25\sim 1.00\mu\text{m}$ の小径介在物が多く存在する F-MAG 溶接金属では、衝撃試験時に介在物が割れの起点となること、また割れの伝播を促進させることが考えられる。従って、F-MAG 溶接金属の吸収エネルギー改善には介在物数のコントロールが必要であり、これは合金元素濃度等の適正化が必須となる。もう一つは、F-MAG 溶接金属部の強度が非常に高いことである。一般的に、強度の上昇にともなって靱性は低下する。YGW18 を用いた時の F-MAG 溶接金属部の強度は、第 3 章で明らかになったように、入熱量 4.0kJ/mm およびパス間温度 $\leq 350^{\circ}\text{C}$ の条件において 650MPa を超えており、母材強度 (490MPa) より大幅に高い。この強度を適正な値に低下させることで 0°C 吸収エネルギーは向上すると考えられ、このためには合金元素濃度の適正化が必要と推測される。

そこで本章では、合金元素の種類と濃度を調整したワイヤを新たに作製し、強度と 0°C 吸収エネルギーの両方が良好な溶接金属が得られる合金元素の種類と濃度を把握し、F-MAG 溶接法専用のワイヤを開発することを目的とした。

7.2 実験方法

使用した鋼板は JIS G 3136 建築構造用圧延鋼材 SN490B である。溶接方法は F-MAG 溶接法とし、先行電極には市販の JIS Z 3312 高張力鋼用ワイヤ YGW18 を用い、ホットワイヤには合金元素の種類と濃度を調整したワイヤを用いた (表 7.1 参照)。すなわち、ホットワイヤの合金元素調整により、適正な溶接金属部化学組成を得ようと試みた。表 7.1 に鋼材およびワイヤの化学組成を示す。ホットワイヤは Mn, Mo, Ti および B の濃度を変化させ、No.1~9 のワイヤを作製した。ワイヤ直径は先行電極が 1.6mm 、ホットワイヤは 1.2mm である。図 7.1 に試験体形状を示す。試験体は 9 種類のホットワイヤ No.1~9 に対応して 9 体作製し、試験体 No. はホットワイヤ No.

と共通とする。試験体は開先角度 30° , ルートギャップ 13mm の V 型開先形状を有した平継手形状で, 板厚 25mm, 試験体長さ 300mm とした。

先行電極の溶接条件は, 電流 430~440A, および電圧 40V であり, ホットワイヤに関しては送給速度 14m/min, 電流 260~280A, および電圧 9~10V の条件に設定した。入熱量およびパス間温度は 4.0kJ/mm および 300°C 以下とした。F-MAG 溶接法の入熱量は, 先行電極からの入熱量とホットワイヤの直接通電による発熱量の合計である。全ての溶接は 1 層 1 パス施工とし, 全 5 パスを要した。1 パス目を除く全てのパスは同入熱量で溶接した。

図 7.2 に引張試験片およびシャルピー衝撃試験片の採取位置を示す。引張試験片は溶接ビードに平行に, 板厚中央かつ溶接金属部中央部から採取した。引張試験片平行部の直径は 12.5mm である。シャルピー衝撃試験片は JIS Z 2204 4 号試験片 (長さ 55mm, 断面寸法 10mm×10mm, 2mmV ノッチ) であり, V ノッチ位置は板厚中央かつ溶接金属部中央とし, 溶接ビードに垂直に採取した。シャルピー衝撃試験は $-40, -20, 0, 20^\circ\text{C}$ で行い, 3 本の平均値で評価し, 各試験片の脆性破面率を測定した。溶接部の組織観察は最終パス中央部とし, 光学顕微鏡を用いた。溶接金属部の化学組成は引張試験後の残材を用いて, 発光分光分析法を用いて測定した。

表 7.1 鋼板およびワイヤの化学成分 (mass%)

		C	Si	Mn	P	S	Mo	Cu	Ti	B	Fe	
鋼板		0.15	0.38	1.56	0.014	0.003	0.001	tr.	tr.	tr.	bal.	
	YGW18	0.06	0.81	1.63	0.010	0.012	0.23	0.19	0.22	0.0047	bal.	
ワイヤ	ホット ワイヤ	No.1	0.06	0.51	1.80	0.020	0.010	tr.	tr.	tr.	0.0040	bal.
		No.2	0.06	0.54	1.80	0.020	0.010	tr.	tr.	0.15	0.0040	bal.
		No.3	0.06	0.55	2.00	0.020	0.010	tr.	tr.	0.15	0.0070	bal.
		No.4	0.06	0.55	2.20	0.020	0.010	tr.	tr.	0.15	0.0070	bal.
		No.5	0.06	0.55	1.80	0.020	0.010	0.21	tr.	0.15	0.0070	bal.
		No.6	0.06	0.55	2.00	0.020	0.010	0.21	tr.	0.15	0.0070	bal.
		No.7	0.06	0.55	1.80	0.020	0.010	0.30	tr.	0.15	0.0100	bal.
		No.8	0.06	0.55	2.10	0.020	0.011	0.30	tr.	0.15	0.0100	bal.
		No.9	0.06	0.55	2.40	0.020	0.011	0.30	tr.	0.15	0.0100	bal.

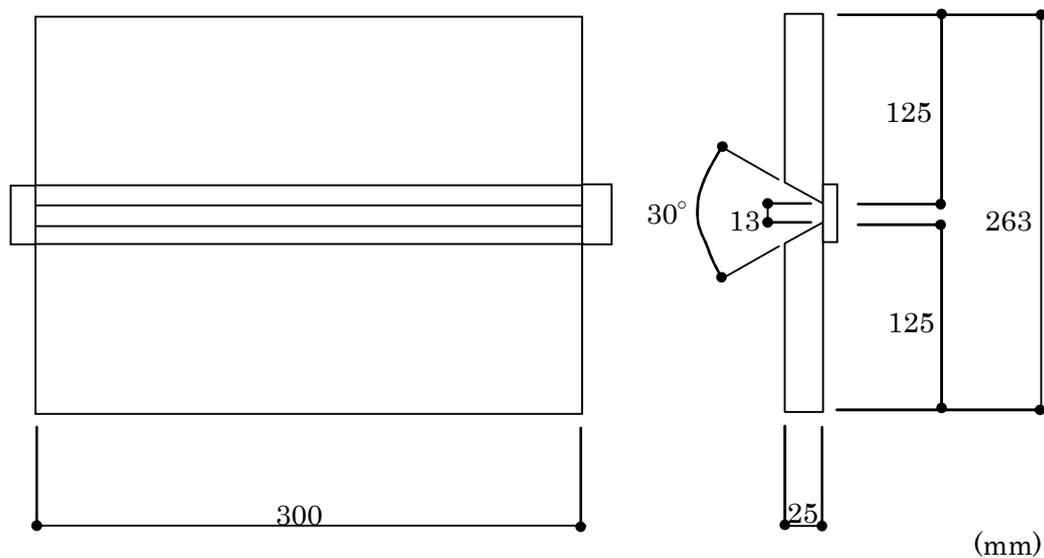
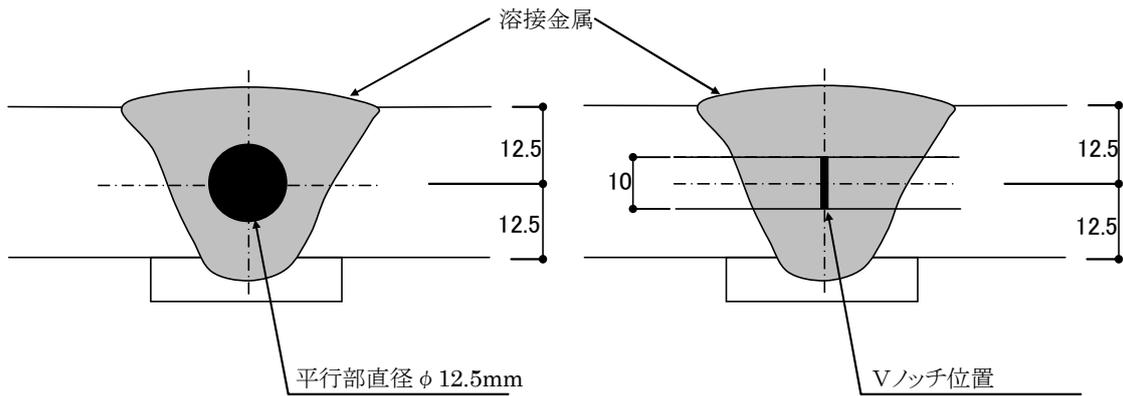


図 7.1 試験体形状。開先角度 30° , ルートギャップ 13mm の V 型開先形状を有した平継手形状で, 板厚 25mm, 試験体長さ 300mm。



引張試験片

シャルピー衝撃試験片

図 7.2 機械試験片採取位置。引張試験片は溶接ビードに平行に，板厚中央かつ溶接金属中央部から採取した。シャルピー衝撃試験片の V ノッチ位置は板厚中央かつ溶接金属部中央とし，試験片は溶接ビードに垂直に採取した。

7.3 実験結果と考察

図 7.3 に引張試験とシャルピー衝撃試験結果，表 7.2 に溶接金属部の化学組成測定結果を示す。0.2%耐力,引張強さおよび 0°C 吸収エネルギーが使用したホットワイヤの種類によって変化していることがわかる。各合金元素が与える効果について以下に示す。

7.3.1 Ti の効果

図 7.4 に試験体 No.1 および 2 に加え，ホットワイヤ側に YGW18 を用いた第 3 章の試験体 No.5 (YGW18 と表記) との比較を示す。試験体 No.1,2 および YGW18 の溶接金属部中の Ti 濃度はそれぞれ，0.033,0.042 および 0.070% である。試験体 No.1,2 および YGW18 の伸びはそれぞれ，35,34 および 23% であった。試験体 No.1 と試験体 No.2 を比較すると，強度は試験体 No.2 の方がやや高く，伸びおよび 0°C 吸収エネルギーは同等となっている。これらの値は YGW18 に対して強度が 100MPa 以上低下しているものの，伸びは 10% 以上，0°C 吸収エネルギーが約 40J 向上している。この靱性向上は，Ti 濃度が適正になったことで Ti-Mn 系酸化物などの介在物の数と大きさに変化が生じ，介在物を起点とする割れが生じにくくなったためと考えられる。

試験体 No.1 と試験体 No.2 の溶接金属部原質部の光学顕微鏡による組織観察結果を図 7.5 に示す。どちらも AF と GBF が観察され，その比率もほとんど同じであるが，試験体 No.2 中の AF は試験体 No.1 よりも微細であった。これは Ti 濃度が試験体 No.2 の方が多いことで AF の核生成サイトとなる Ti 系酸化物の数が増加したためと考えられ，この組織微細化によって強度がやや増加したと考えられる。YGW18 の組織は全面非常に微細な AF であったが(図 3.8(a))，伸びと吸収エネルギーは低下した。これは Ti 濃度が高すぎることで Ti 系酸化物の量が著しく増大し，酸化物が破壊の発生および進展に寄与したためと考えられる。

以上の結果より， YGW18 の Ti 濃度は過剰であり， ホットワイヤ中の Ti 濃度としては試験体 No.2 の 0.15%が適当であると判断し，試験体 No.3～9 の FCW は Ti 濃度を 0.15%とした。

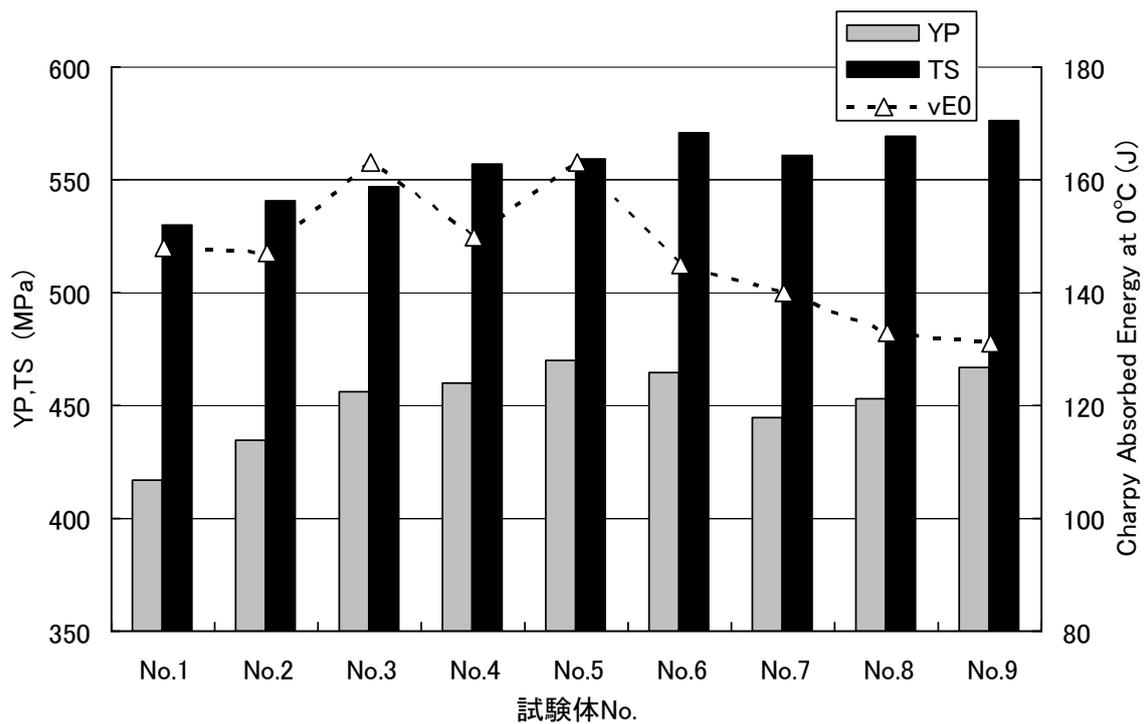


図 7.3 各種ホットワイヤを用いたときの溶接金属部の引張試験およびシャルピー衝撃試験結果。YP: 0.2%耐力, TS: 引張強さおよび vE0: 0°C 吸収エネルギーが使用したホットワイヤの種類によって変化している。

表 7.2 溶接金属部化学組成 (mass%)

試験体 No.	C	Si	Mn	P	S	Mo	Ti	B
1	0.07	0.47	1.35	0.013	0.007	0.07	0.033	0.0014
2	0.07	0.46	1.32	0.012	0.007	0.07	0.042	0.0015
3	0.07	0.45	1.37	0.011	0.008	0.07	0.039	0.0022
4	0.07	0.46	1.42	0.012	0.008	0.08	0.038	0.0022
5	0.07	0.44	1.28	0.011	0.008	0.14	0.039	0.0021
6	0.07	0.46	1.38	0.011	0.008	0.14	0.039	0.0021
7	0.07	0.46	1.31	0.012	0.009	0.18	0.037	0.0029
8	0.07	0.46	1.39	0.012	0.009	0.17	0.036	0.0029
9	0.07	0.45	1.46	0.013	0.009	0.17	0.036	0.0028

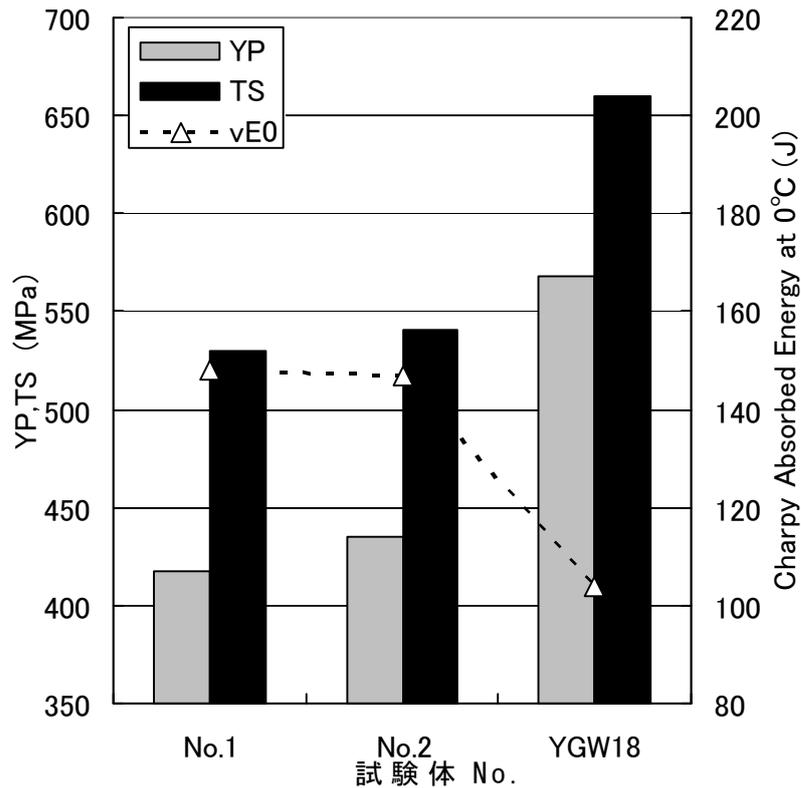


図 7.4 溶接金属部機械的性質に与える溶接金属中に含まれる Ti 濃度の効果。YP：0.2%耐力，TS：引張強さ，vE0：0°C 吸収エネルギー。Ti 濃度は試験体 No.1：0.033%，No.2：0.042%，YGW18：0.070%。試験体 No.1 および 2 の強度は試験体 YGW18 に比べて 100MPa ほど低下したが，0°C 吸収エネルギーは約 40J 増加した。

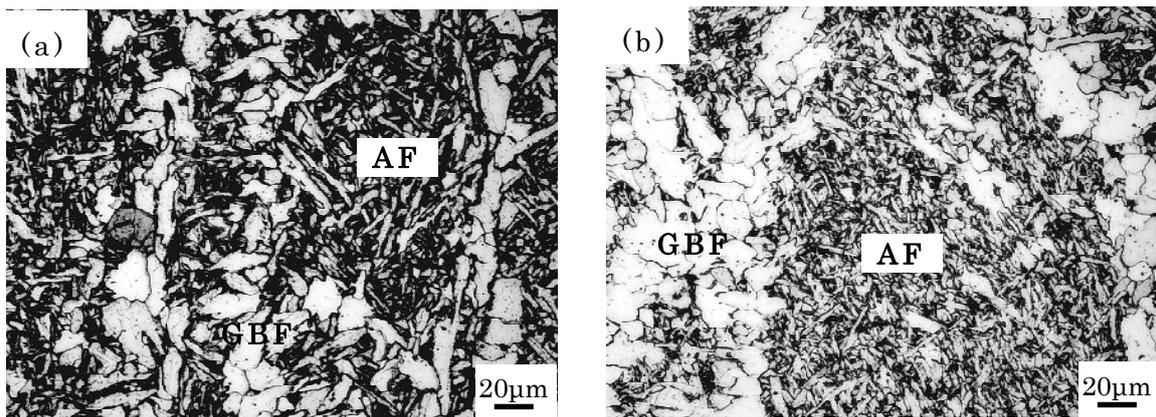


図 7.5 光学顕微鏡による溶接金属部組織観察結果。(a)試験体 No.1，(b)試験体 No.2。ともに AF(Acicular ferrite) と GBF(Grain boundary ferrite)が観察されたが，試験体 No.2 中の AF は試験体 No.1 中のそれよりも微細であった。

7.3.2 Mn の効果

図 7.6 に試験体 No.3～6 の引張試験およびシャルピー衝撃試験結果を示す。試験体 No.3～6 の伸びはそれぞれ、33,32,33 および 30% であった。試験体 No.3～6 の溶接金属部中の Mn 濃度はそれぞれ 1.37,1.42,1.28 および 1.38%である。なお、試験体 No.3 および 4 は Mo 濃度が 0.07～0.08%, 試験体 No.5 および 6 は Mo 濃度が 0.14% で Mo 濃度に差がある。溶接金属部の強度は Mn 濃度の増加に伴い上昇する傾向がみられ、一方で 0℃吸収エネルギーは Mn 濃度の増加に伴って低下した。ただし、試験体 No.3～6 はいずれも 550MPa 前後の高い強度と 150J 前後の非常に良好な 0℃吸収エネルギー値が得られており、強度と靱性のバランスの良い溶接金属部が得られた。

試験体 No.3～6 の溶接金属原質部の光学顕微鏡観察結果を図 7.7 に示す。全て AF と GBF が観察され、Mo 濃度の少ない試験体 No.3, 4 が Mo 濃度の多い試験体 No.5, 6 に比べて AF が少なく、GBF が多い傾向がある。また、試験体 No.3,4 の AF は試験体 No.5,6 よりも粗大であった。しかしながら、Mo 濃度が同じであれば Mn 濃度の変化による組織の違いはほとんど見られなかった。

以上の結果から、強度と靱性のバランスの良い溶接金属部を得るためのホットワイヤ中の Mn 濃度としては、溶接金属部中の Mn 濃度が 1.3～1.4%程度となる、1.8～2.2%の範囲が適正であると言える。

7.3.3 Mo および B の効果

図 7.8 に試験体 No.2,5 および 7 の引張試験およびシャルピー衝撃試験結果を示す。試験体 No.2,5 および 7 の伸びはそれぞれ、37,33 および 29%である。試験体 No.2,5 および 7 の溶接金属部中の Mo 濃度はそれぞれ 0.07,0.14 および 0.18%, B 濃度はそれぞれ 0.0015,0.0021 および 0.0029%である。Mo および B の濃度増加に伴って強度、0℃吸収エネルギー共に増加するが、濃度が高すぎる

と強度の上昇は頭打ちとなり，0℃吸収エネルギーが低下する結果となった。伸びは Mo および B の増加に伴ってやや減少した。よって，Mo および B の濃度としては適正值があると言える。

図 7.9 に試験体 No.2,5 および 7 の溶接金属部原質部の光学顕微鏡による組織観察結果を示す。試験体 No.5 は試験体 No.2 に比べて粗大な GBF が少なくなり，AF が微細になっている事が分かる。これは γ 安定化元素である Mo および B の $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態温度低下効果と，B の GBF 生成抑制効果によるものと考えられる。試験体 No.5 と試験体 No.7 では組織にほとんど差が見られず，図 7.9(b),(c)からは 0℃吸収エネルギーの低下の原因は明らかでない。

以上の結果から，FCW 中の Mo および B 濃度は試験体 No.5 の Mo:0.21%，B:0.070%が強度と靱性のバランスに最も優れた溶接金属部を生成することが出来た。

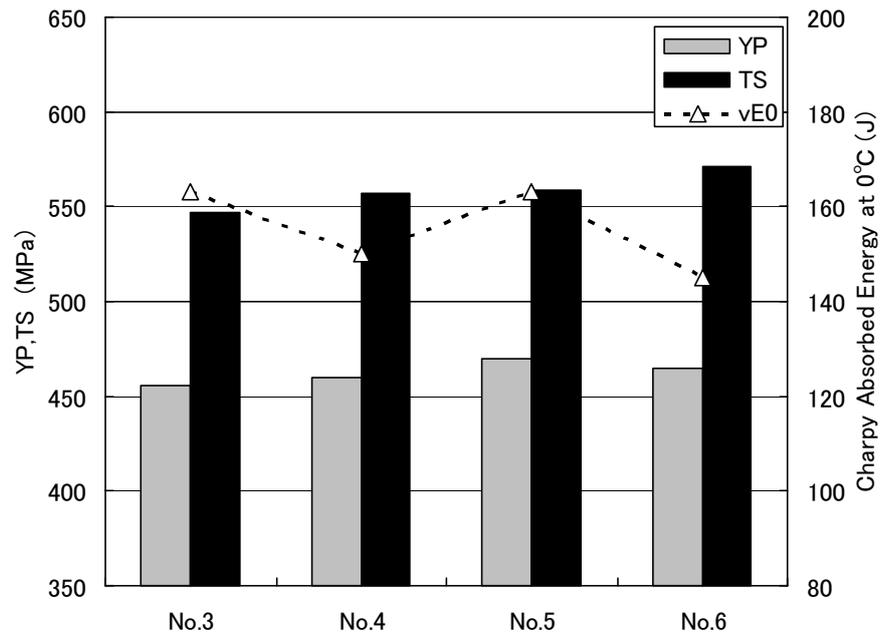


図 7.6 溶接金属部機械的性質に与える溶接金属中に含まれる Mn 濃度の効果。YP：0.2%耐力，TS：引張強さ，vE0：0°C 吸収エネルギー。Mn 濃度は試験体 No.3：1.37%，試験体 No.4：1.42%，試験体 No.5：1.28%，試験体 No.6：1.38%。試験体 No.3～6 いずれも 550MPa 前後の高い強度と 150J 前後の非常に良好な 0°C 吸収エネルギー値が得られた。

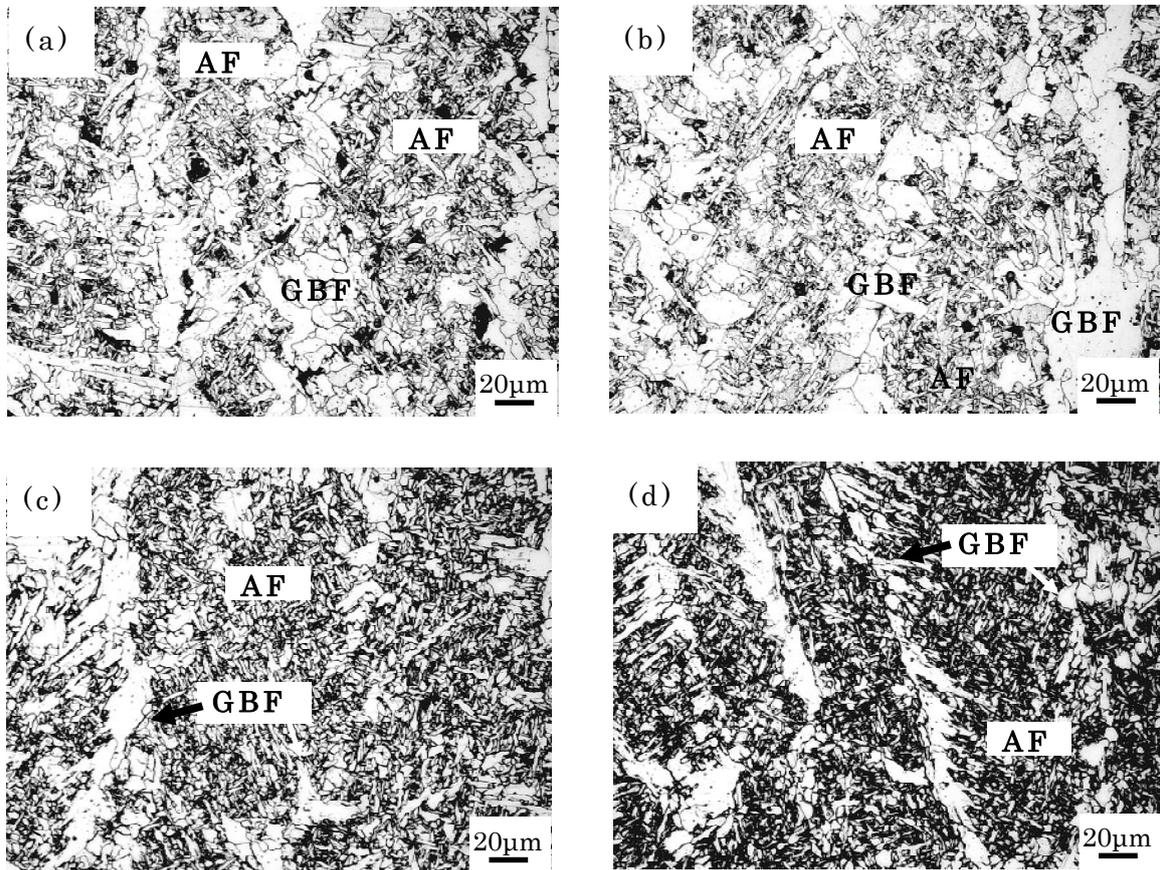


図 7.7 光学顕微鏡による溶接金属部組織観察結果。(a)試験体 No.3, (b)試験体 No.4, (c)試験体 No.5, (d)試験体 No.6。全て AF(Acicular ferrite)と GBF(Grain boundary ferrite)が観察されたが, 試験体 No.3 および 4 の AF は試験体 No.5 および 6 に比べて析出量が少なく GBF 量が多い。試験体 No.5 および 6 の AF は試験体 No.3 および 4 のそれに比べて微細であった。

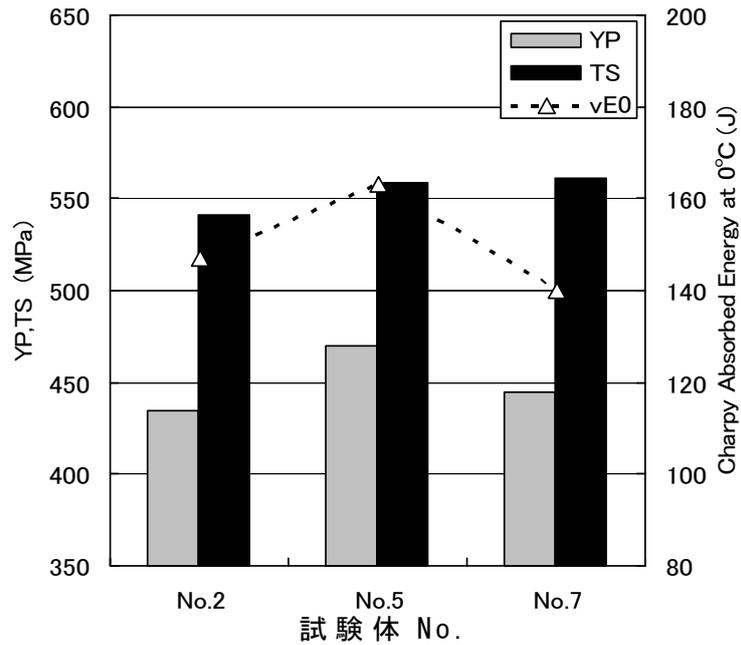


図 7.8 溶接金属部機械的性質に与える溶接金属中に含まれる Mo および B 濃度の効果。YP: 0.2%耐力, TS: 引張強さ, vE0: 0°C 吸収エネルギー。試験体 No.2,5 および 7 の溶接金属部中の Mo 濃度はそれぞれ 0.07, 0.14 および 0.18%, B 濃度はそれぞれ 0.0015, 0.0021 および 0.0029% である。Mo および B 濃度が高すぎると強度の上昇は頭打ちとなり, 0°C 吸収エネルギーが低下する。

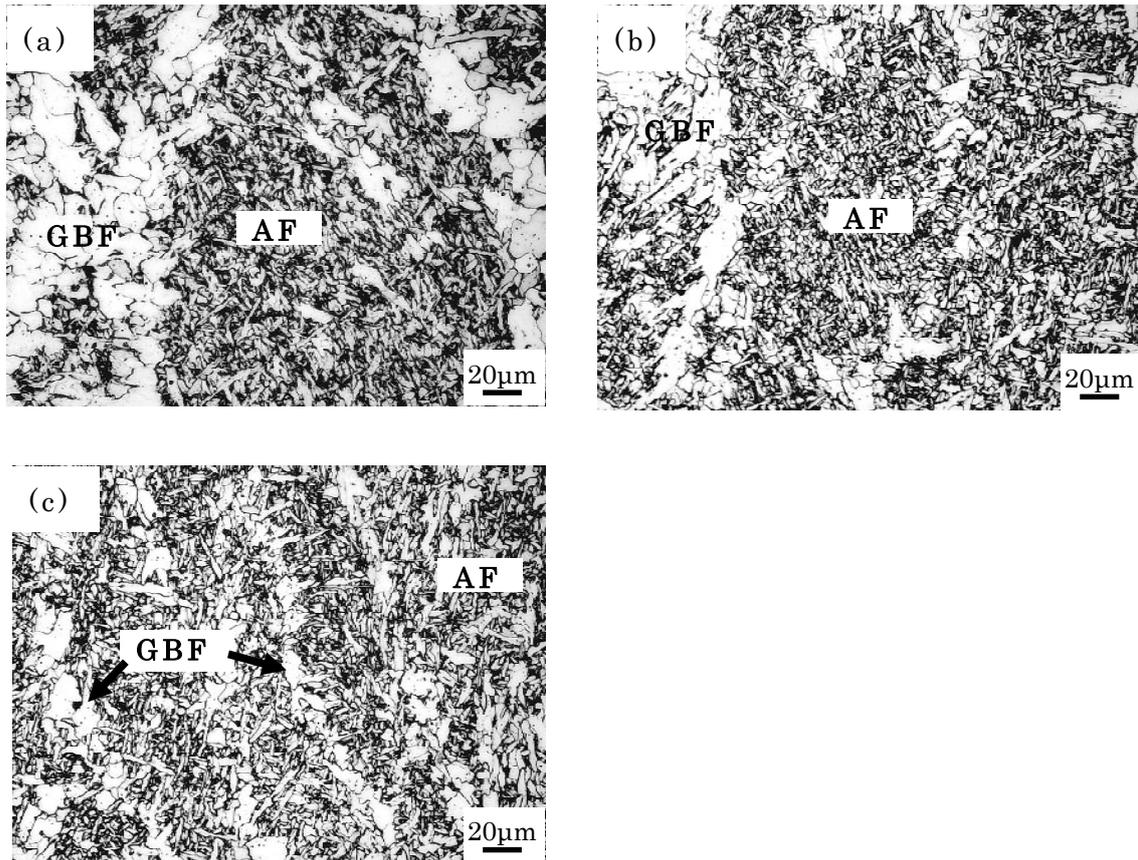


図 7.9 光学顕微鏡による溶接金属部組織観察結果。(a)試験体 No.2, (b)試験体 No.5, (c)試験体 No.7。全て AF(Acicular ferrite)と GBF(Grain boundary ferrite)が観察されたが、試験体 No.5 は試験体 No.2 に比べて粗大な GBF が少なくなり、AF が微細である。試験体 No.5 および 7 は組織にほとんど差が見られない。

7.3.4 低温靱性

図 7.10 に試験体 No.5 の -40, -20, 0 および 20℃における吸収エネルギー値について、YGW18 を用いた CO₂ 溶接金属部および先行電極およびホットワイヤともに YGW18 を用いた F-MAG 溶接金属部のそれらと比較した結果を示す。なお、入熱量 (4.0kJ/mm) およびパス間温度 (300℃以下) は同じ条件で溶接を行った。図中の各プロットはシャルピー衝撃試験片 3 本の個々値を示し、曲線は 3 本の平均値を示す。試験体 No.5 の吸収エネルギー平均値は、すべての温度において CO₂ 溶接金属部のそれを上回った。試験体 No.5 の上部棚エネルギーはおよそ 180~190J と考えられ、CO₂ 溶接金属部のそれとほぼ同等と推測されるが、建築鉄骨や橋梁などの鋼構造物の一般的な使用温度範囲である -20~20℃においては、試験体 No.5 の吸収エネルギーは CO₂ 溶接金属部より高い値を示した。各シャルピー衝撃試験片の脆性破面率と温度の関係を図 7.11 に示す。図中の各プロットはシャルピー衝撃試験片 3 本の個々値を示し、曲線は 3 本の平均値を示す。図 7.11 より、脆性破面率が 50%となる破面遷移温度を平均値曲線より読み取ると、CO₂ 溶接金属が約 -25℃、YGW18 を用いた F-MAG 溶接金属と試験体 No.5 がともに約 -35℃と推測され、試験体 No.5 の低温靱性は CO₂ 溶接金属部よりも優れていると言える。また、各破面遷移温度における吸収エネルギーを図 7.10 の平均値曲線から読み取ると、CO₂ 溶接金属部が約 110J、YGW18 を用いた F-MAG 溶接金属部が約 55J、試験体 No.5 が約 90J であった。すなわち、試験体 No.5 の低温靱性は、破面遷移温度がほぼ同じである YGW18 を用いた F-MAG 溶接金属部よりも優れていると言える。ただし、第 5 章で示したように、YGW18 を用いた F-MAG 溶接金属部の伸びは YGW18 を用いた CO₂ 溶接金属よりも高い値を示している一方で、ほぼ延性破壊となる 20℃の吸収エネルギー値は YGW18 を用いた F-MAG 溶接金属部の方が YGW18 を用いた CO₂ 溶接金属よりも低い。ひずみ速度が大きく異なる試験であるため単

純比較は難しいが，介在物の影響など原因追究は今後の重要な検討課題である。

図 7.12 に -40°C におけるシャルピー衝撃試験片の SEM による破面観察結果を示す。破面単位の大きさ（直径）の平均値は，YGW18 を用いた CO_2 溶接金属が $24.7\mu\text{m}$ ，YGW18 を用いた F-MAG 溶接金属が $30.1\mu\text{m}$ ，試験体 No.5 が $26.1\mu\text{m}$ であり， CO_2 溶接金属および試験体 No.5 に比べて YGW18 を用いた F-MAG 溶接金属がやや大きかった。すなわち，YGW18 を用いた F-MAG 溶接金属が低い吸収エネルギーを示したのは，破面単位が大きいことが原因の一つと考えられる。

以上の結果より，ホットワイヤに含まれる合金元素の種類と濃度の最適化により，良好な低温靱性を有する溶接金属部が得られることが判明した。

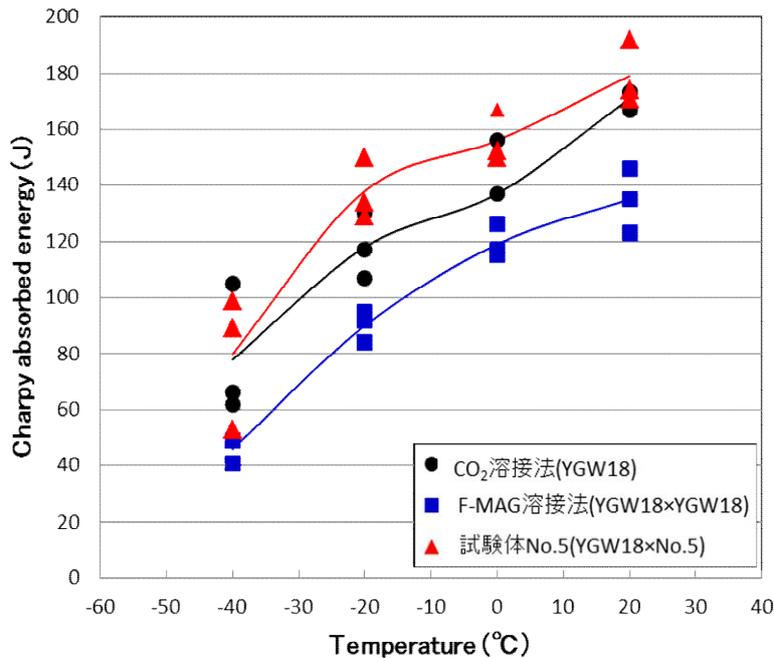


図 7.10 シャルピー衝撃試験結果。試験温度は-40,-20,0,20℃。図中の各プロットは3本の個々値を示し、曲線は3本の平均値を示す。試験体 No.5 の吸収エネルギー平均値はすべての温度において YGW18 を用いた CO₂ 溶接金属部のそれを上回った。試験体 No.5 の上部棚エネルギーはおよそ 180J と考えられ、CO₂ 溶接金属部のそれとほぼ同等と推測される。

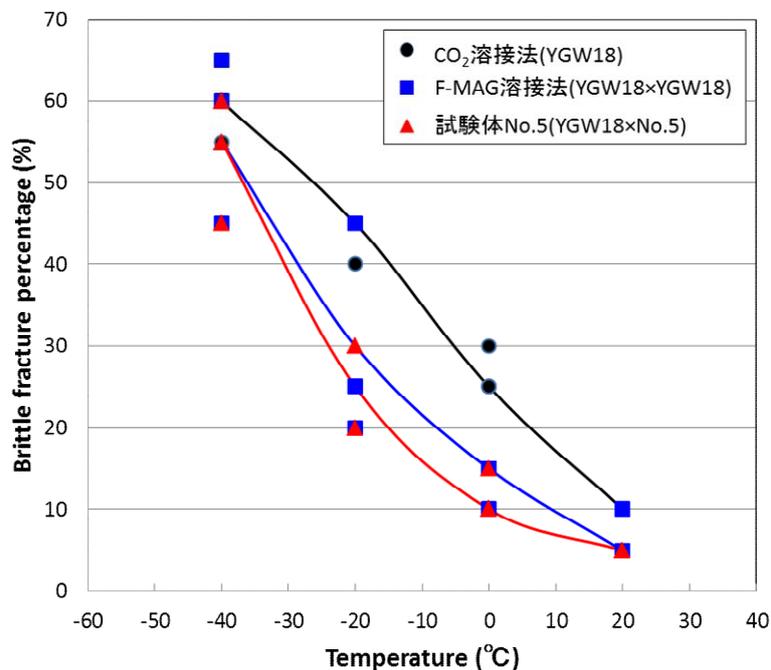


図 7.11 シャルピー衝撃試験片の脆性破面率と温度の関係。試験温度は-40,-20,0,20℃。図中の各プロットは3本の個々値を示し、曲線は3本の平均値を示す。破面遷移温度を平均値曲線から読み取ると、CO₂ 溶接金属部が約-25℃、YGW18 を用いた F-MAG 溶接金属と試験体 No.5 がともに約-35℃と推測され、試験体 No.5 の低温靱性は CO₂ 溶接金属部よりも優れている。

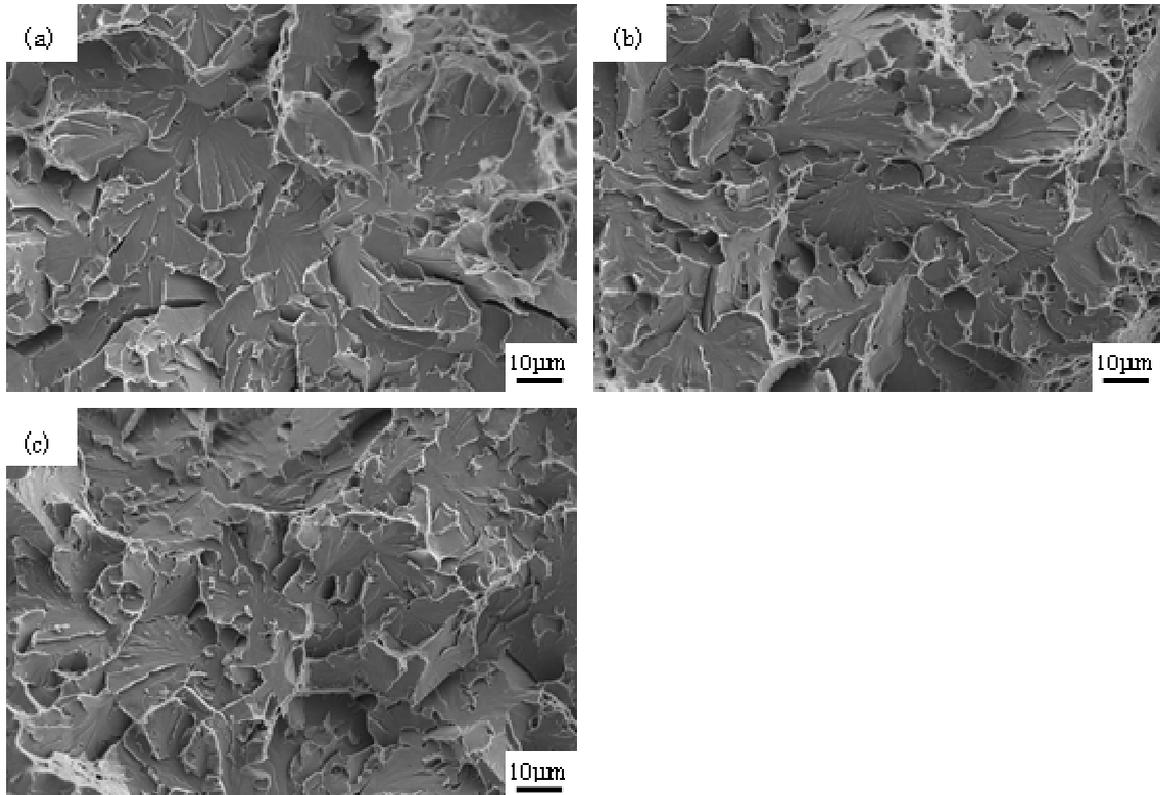


図 7.12 シャルピー衝撃試験片 (-40℃) の SEM による破面観察結果。(a)CO₂ 溶接法 (YGW18), (b)F-MAG 溶接法 (YGW18×YGW18), (c)試験体 No.5 (YGW18×No.5)。破面単位の大きさ (直径) の平均値は, (a)24.7µm, (b)30.1µm, (c)26.1µm であり, 吸収エネルギーが低値を示した (b)は (a)および (c)に比べて破面単位が大きい。

7.4 結言

F-MAG 溶接法において、優れた機械的性質を有する溶接金属部を得るため、ホットワイヤに含まれる合金元素 (Ti, Mn, Mo および B) の種類と濃度を調整したワイヤを 9 種類作製し、溶接金属部の機械的性質を調べた。本研究で得られた知見は以下の通りである。

- ① F-MAG 溶接法で得られる溶接金属部の機械的性質は、ホットワイヤ中に含まれる合金元素の種類と濃度によって制御出来る。
- ② ホットワイヤ中の Ti, Mn, Mo および B の濃度は下表に示す値において、強度と靱性のバランスに非常に優れた溶接金属部が得られることが判明した。ただし、溶接金属部中の合金元素濃度は先行電極に用いるワイヤに含まれる合金元素濃度によっても変化するため、先行電極に用いるワイヤ種類も考慮する必要がある。

表 7.3 ホットワイヤ化学組成の最適範囲

種類	濃度 (mass%)
Ti	0.15
Mn	1.8~2.2
Mo	0.21
B	0.0070

第 8 章 総括

本研究は建築，造船，橋梁および車両などあらゆる産業で用いられている CO₂ 溶接法の高効率化と溶接金属部機械的性質向上を目的に，ホットワイヤと組み合わせた F-MAG 溶接法について，溶接金属部の微細組織と機械的性質の詳細な検討によって，機械的性質向上の微細組織の効果とそのメカニズムを明らかにし，この効果に基づいた溶接法の開発を行うことで，より高性能な溶接金属部を得ることを目的にした。

第 1 章では鋼構造物の製作に広く用いられている CO₂ 溶接法について，溶着速度と入熱量の観点から現状の課題および本研究の目的について述べた。CO₂ 溶接法は溶接金属部の機械的性質を維持するために，鋼板やワイヤの種類に応じて入熱量とパス間温度の上限値が規定されており，現状の溶接法を適用する限り溶着速度の向上はほとんど不可能である。そこで実績のある CO₂ 溶接法を用いながら，入熱量制限下においても高い溶着速度と溶接品質および良好な溶接部機械的性質を同時に得るための新しい溶接方法として，ホットワイヤを組み合わせた F-MAG 溶接法を考案した。この F-MAG 溶接法の概要を示し，新しい溶接法であるが故の課題および研究の必要性を述べた。これはホットワイヤの挿入条件などの基本的な溶接条件の検討，溶接金属部の機械的性質の把握および機械的性質の向上のメカニズムなどの解明であり，最終的には良好な溶接金属部機械的性質が得られる F-MAG 溶接法専用のワイヤを開発することを目的として掲げた。

第 2 章では F-MAG 溶接法において高品質な溶接金属を得るために CO₂ 溶接法におけるホットワイヤ溶融条件について検討した。すなわち，ホットワイヤ電流値，ホットワイヤ送給速度，ホットワイ

ヤ突き出し長さおよびホットワイヤ挿入角度を主なパラメータとし、ビードオンプレート溶接においてホットワイヤが安定溶融する条件を明らかにした。ホットワイヤは与える電流値や突き出し長さによって決定される抵抗発熱によってワイヤ先端温度を上昇させ、先行電極で形成される溶融池にホットワイヤを挿入することで溶融する。従って、ワイヤ先端温度が十分上昇する溶接条件が適切でないと、溶接金属中にホットワイヤの溶け残りが残留する。またこの溶け残りは、継手開先内の多層溶接において、溶接ビードの幅を確保するために用いられるウィービング動作によって顕著に生じることが判明した。そこで、ホットワイヤの抵抗発熱量を基にしてワイヤ先端温度の推定を行い、ホットワイヤ先端温度が最も上昇する溶接条件について計算した。その結果、ホットワイヤ送給速度 14m/min の場合、ホットワイヤ電流値 290A およびホットワイヤ突き出し長さ 40mm が最適値であることが明らかとなった。これらの条件をウィービング溶接に適用し、ホットワイヤの溶け残りが生じないことを確認した。また、ホットワイヤ挿入角度は 25 度以上が適正值であることも明らかとなった。加えて、F-MAG 溶接法における CO₂ シールドガス流量の検討も行い、溶接金属部中に含まれる窒素量を測定することで 40 リットル/min 以上の流量において、窒素量 < 60ppm の溶接金属が得られることが判明した。以上、CO₂ 溶接法におけるホットワイヤ溶融条件を明らかにした。

第 3 章では、F-MAG 溶接法で得られた溶接金属部の機械的性質について、CO₂ 溶接法で規定されている入熱量およびパス間温度の上限値の条件下で溶接を行い、CO₂ 溶接法と比較した結果を評価した。板厚 25mm の突合せ継手における F-MAG 溶接法の溶接効率は、同入熱量条件における CO₂ 溶接法比で、パス数の減少および溶接速度の増加により約 1.9 倍になることが明らかとなった。F-MAG 溶接金属部の機械的性質は CO₂ 溶接金属部のそれに比べて強度が大幅

に増加したが、0℃吸収エネルギーが低下する結果となった。この傾向はCO₂溶接法の上限入熱量である4.0kJ/mmを超える高入熱量条件下においても同様であり、強度は100MPa以上増加し、0℃吸収エネルギーは最大で40J程度低下した。これらの機械的性質の変化は、溶接金属部の化学組成から計算される炭素当量の変化と同じ傾向を有していることから、溶接金属部中の合金元素濃度の増加が機械的性質を変化させていると推測された。本結果より、F-MAG溶接法において、CO₂溶接法と同様な入熱量制限は不要であると結論された。

第4章では、第3章の機械的性質変化の原因追及のため、溶接金属部の微細組織と機械的性質に与えるホットワイヤの効果について明らかにすることを試みた。溶接金属部は溶接ままの組織である原質部、原質部が次の溶接パスの熱影響を受けて組織が変化した再熱部に分けて詳細に検討し、CO₂溶接法と比較した。F-MAG溶接法で得られた溶接金属原質部の機械的性質は強度および伸びともにCO₂溶接法のそれらを大きく上回った。ミクロ組織は微細なAFが生成したことが強度の向上原因と推定され、Mn濃度の増加によるAF生成温度の低下と同時に合金元素濃度の影響によりAF生成による変態歪が大きくなったことが考えられる。これらの効果により、 γ /AF界面での優先核生成が促進され、成長速度が鈍化、互いに成長を抑制しあうことで微細なAFが形成されたと考えられた。一方、伸びに関して、隣接するAFのすべり系、 $\langle 111 \rangle / \{ \bar{1}10 \}$ および $\langle 111 \rangle / \{ 11\bar{2} \}$ の平行性を解析、すべり面同士の成す角、またはすべり方向のどちらかが15度以内となる領域(ALPS)の大きさを調査した。F-MAG溶接金属部中のAFが形成するALPSの大きさはCO₂溶接金属部中のそれとほぼ同等であったが、ALPS内に含むAFの数はF-MAG溶接金属部の方が多かった。この結果、F-MAG溶接金属部中のAF界面での転位蓄積の集中化の防止、つまり割れの発生

および進展が遅れることが示唆され、伸びが向上したと考えられる。また、塑性変形中の結晶回転により、AF数の多いALPSほど、全体として変形に寄与するAF数が増大し、1個のALPSの変形割合も増大すると推察される。再熱部においてもF-MAG溶接金属部の強度および伸びはCO₂溶接金属のそれら上回っており、高密度の介在物による効果と考えられた。つまり、F-MAG溶接金属部の原質部および再熱部の機械的性質は、CO₂溶接金属部のそれらよりも良好であることが確認された。

第5章では、第4章と異なるワイヤ（YGW18：Mn-Ti-Mo-B系）を用いて、合金元素濃度および微細組織が溶接金属部機械的性質におよぼす効果について、原質部と再熱部に区分して詳細に検討した。F-MAG溶接法で得られた溶接金属原質部の機械的性質は強度、伸びともにCO₂溶接法のそれらを大きく上回った。F-MAG溶接法で得られた溶接金属原質部は微細なAFがほぼ全面に観察され、CO₂溶接法のそれと比べて非常に微細な組織を呈した。この原因として、溶接金属部中のMnおよびMo等の γ 安定化元素の増加によってGBF生成の抑制と同時にAF生成開始温度の低下が考えられた。また、Si,Mn,TiおよびAl等の複合酸化物等が増加したことでAFの核生成サイトが増加、互いに成長を抑制しあうことで微細な組織を形成したと推測された。これらAFが形成するALPSに関して、F-MAG溶接金属部とCO₂溶接金属部を比較すると、その大きさは5 μ mでほとんど同じであったが、1個のALPSを形成するAFの数はF-MAG溶接金属部が平均7枚であるのに対し、CO₂溶接金属部は平均4枚であった。これは第4章の結果と同様であり、F-MAG溶接金属部の伸びの上昇原因と説明された。一方再熱部は粗粒域と細粒域に区別して組織観察を行った結果、F-MAG溶接金属部の細粒域においてマルテンサイト（もしくは残留 γ ）と考えられる組織が観察された。この領域はMnおよびMo濃度の増加により再加熱時

の $\alpha \rightarrow \gamma$ 逆変態が生じにくくなっていると推測され，部分的に γ 化したところがその後の冷却によってマルテンサイト化したと考えられた。ただし，F-MAG 溶接金属再熱部の強度および伸びは CO_2 溶接金属再熱部のそれらよりも高く，マルテンサイトによる悪影響は生じていなかった。すなわち，YGW18 を用いた検討においても，F-MAG 溶接金属部の機械的性質は CO_2 溶接金属部のそれよりも優れていることが明らかとなった。

第 6 章では，F-MAG 溶接金属部の微細組織と機械的性質に与える Mo および B の影響を明らかにすることを試みた。Mo および B 濃度の増加により，組織は微細な AF に占められるようになり，GBF の生成は顕著に抑制された。AF 生成挙動の確認のため，溶接金属部を γ 化後， 510°C で 1 および 3s 保持した結果，Mo および B 濃度の高い溶接金属では AF の析出が抑制された。これは Mo および B 濃度の増加によって γ が安定化し， $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態温度が低下したためと考えられた。すなわち，Mo および B 濃度の高い F-MAG 溶接金属部においては AF の析出がより低温で生じると考えられ，AF の核生成速度が増し，成長が抑制されたために微細な AF が析出したと推測された。Mo および B 濃度の違いによって機械的性質は変化し，強度は Mo および B 濃度の高い溶接金属部が優れていたものの，伸びは同等となった。また ALPS に関し，Mo および B 濃度の高い溶接金属部における，1 個の ALPS を形成する AF の数は，Mo および B 濃度の低い溶接金属部中のそれより多いため，第 4 章および第 5 章の検討と同様に伸びが大きくなると予想されたが，伸びは同等であった。微細な組織を呈している Mo および B 濃度の高い溶接金属部の伸びを抑制している原因として，無数の球状介在物および非球状析出物の存在が考えられた。球状介在物の密度は Mo および B 濃度にかかわらずほとんど同じであること，Mo および B 濃度の高い溶接金属部の AF 中に観察された B 化合物と考えられる非球状析出

物が割れの発生サイトとなり，伸びが制限されたと考えられ，ALPSと微細な AF による伸びはこれらによって制限されたと推測された。

第 7 章では，前章までの検討結果として，溶接金属部中の合金元素濃度の適正化が溶接金属部の機械的性質向上に最も強く影響することを踏まえ，優れた機械的性質を有する F-MAG 溶接金属部を得るためにワイヤの専用化の観点から，ホットワイヤについて合金元素の種類と濃度を調整したワイヤを 9 種類作製し，各合金元素濃度の最適化を試みた。合金元素の種類は Ti, Mn, Mo および B が調整された。溶接金属部の機械的性質およびミクロ組織はワイヤに含まれる合金元素濃度によって変化し，Ti : 0.15mass%，Mn : 1.8 ~ 2.2mass%，Mo : 0.14mass%，B : 0.0021mass% の条件において，強度と靱性が高いレベルでバランスする優れた溶接金属部が得られることが明らかとなり，F-MAG 溶接法専用のワイヤの開発に成功した。

第 8 章は本研究で得られた結果の総括である。すなわち，F-MAG 溶接法におけるホットワイヤ溶融条件を明らかにしたことで高品質な溶接金属部が得られるようになったことを述べた。さらに，得られる溶接金属部が高い機械的性質を有する点に着目し，これがホットワイヤに含まれる合金元素の種類と濃度に大きく左右されること，合金元素が微細組織および機械的性質に与える影響および微細組織が機械的性質をコントロールするメカニズムについて述べた。最後に，合金元素の種類と濃度を適正化した，本溶接法専用ワイヤの開発に成功したことを述べた。

謝辞

本論文は愛媛大学大学院教授 工学博士 仲井 清眞 先生の懇切なご指導とご教示により完成しえたもので、謹んで深甚なる謝辞を表します。

また、本論文をまとめるに当たり、愛媛大学大学院教授 工学博士 藤井 雅治 先生、同教授 Ph.D. 小原 昌弘 先生から有益なご教示とご討論を頂いた。ここに、両先生に厚く御礼を申し上げます。

本論文に関する研究は、著者が川田工業株式会社および愛媛大学大学院において行った研究成果をまとめたものであり、この研究遂行にあたり、多くの方々のご協力を頂いた。川田工業株式会社栃木工場次長 湯田 誠 氏、川田テクノロジーズ株式会社取締役技術研究所所長 工学博士 越後 滋 氏、川田工業株式会社四国工場工場長 辻 巧 氏には本研究の遂行と論文作成を薦めて頂き、深いご理解とご指導を頂いた。

愛媛大学大学院博士前期課程 高橋 文平 氏、同 秋山 芽生 氏、同 能丸 慶太 氏（現 三井化学株式会社）には研究遂行に関し多大なるご協力を頂いた。各位に深く感謝いたします。

愛媛大学大学院理工学研究科並びに工学部の諸氏諸兄には、本研究を迫行するにあたり、支えとなる助言と励ましの言葉を頂いた。

また、研究の遂行にあたっては、溶接材料の試作を行っていただいた、株式会社神戸製鋼所技術開発部 工学博士 山崎 圭 氏、同 鈴木 励一 氏に深く感謝の意を表します。

川田工業株式会社の方々には、材料の提供、実験などを通じて、貴重な助言と御討論をして頂いた。

本研究は、以上の方々をはじめとして、多数の方々のご指導、ご協力を得てなされたものであり、本論文を終えるに当たり、皆様方に深甚なる謝意を申し上げます。

また、妻 久美子、娘、息子および祖母たち家族の協力により成し遂げたことをここに記し、心から感謝する。

引用文献

- [1]溶接法研究委員会アンケート調査委員会：溶接学会溶接法研究委員会 溶接法ガイドブック 6, I-91 (2008) .
- [2]溶接・接合技術概論：(社) 溶接学会, 産報出版(株) (1998) .
- [3]日本工業規格 JIS Z 3312「軟鋼, 高張力鋼及び低温用鋼用のマグ溶接及びミグ溶接ソリッドワイヤ」解説表 3.
- [4]橋場裕治, 糟谷正, 大北茂, 河本拓三, 加藤剛, 元松隆一：多層溶接金属の高靱性化：炭酸ガスアーク溶接用高入熱・高パス間温度対応溶接材料の開発, 溶接学会全国大会講演概要, 71 (2002), pp.248-249.
- [5]中村浩史, 佐々木正道, 一戸康生, 横山幸夫, 波多野勲：大入熱・高パス間温度対応 CO₂ 溶接用鋼材／ワイヤの開発, 溶接学会全国大会講演概要, 73 (2003), pp.354-355.
- [6]T. Tsuyama and M. Yuda : Effects of hot-wire on mechanical properties of weld metal using gas-shielded arc welding method with CO₂, *IIW Doc. XIII-2081-12*(2012) .
- [7]山本光, 平川学, 高野悠敬, 池上祐一, 中田実雄, 宮内秀樹, 篠田剛：プロセスの最新技術 -ダブルワイヤ MAG 溶接-, 溶接学会全国大会講演概要, 70 (2002), pp.F42-F47.
- [8]田桑俊明, 岡本幸則：ホットワイヤ MAG 溶接の実用化, 溶接学会全国大会講演概要, 45 (1989), pp.122-123.
- [9]堀勝義, 渡辺浩, 中澤信雄, 永島利治：ホットワイヤ GMA 溶接現象の検討, 溶接学会全国大会講演概要, 65 (1999), pp.274-275.
- [10]平田好則：溶接アークプロセスの物理 [Ⅲ] 電極ワイヤの熔融速度と温度分布, 溶接学会誌, 63 (1994), pp.484-488.
- [11]溶接アーク現象：産報出版(株)(1962).
- [12]清水弘之, 横田泰之, 伊藤崇明, 黒川剛志, 牛尾誠夫：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, 23 (2005), pp.25-36.

- [13]日本溶接協会：ガスシールドアーク溶接のシールド性に関する研究報告，溶接技術，6 (2009)，pp.150-154.
- [14]T. Tsuyama, M. Yuda, K. Nakai : Effects of hot-wire on mechanical properties of weld metal using gas-shielded arc welding method with CO₂, *Weld World*, DOI 10.1007/s40194-013-0094-7(2013)
- [15]森直道，本間弘之，大北茂，若林正邦：Ti-B系溶接金属における靱性向上機構，溶接学会誌，50 (1981)，pp.174-181.
- [16]岡崎喜臣，石田斉，末永和之，日高武史：高強度溶接金属の組織及び靱性に及ぼす酸化物系介在物組成の影響，溶接学会論文集，27 (2009)，pp.131-138.
- [17]山田知則，寺崎秀紀，小溝裕一：Ti-B系低炭素鋼溶接金属の組織形成に関与した介在物の微視的観察，鉄と鋼，95 (2009)，pp.65-70.
- [18]津山忠久，仲井清眞，能丸慶太，阪本辰顕，小林千悟：CO₂ガスシールドアーク溶接金属部の微細組織と機械的性質に及ぼすホットワイヤの効果，溶接学会論文集，31 (2013)，pp.104-111.
- [19]辻伸泰：種々の結晶方位解析とSEM/EBSD法の原理，平成20年度材料セミナー「材料技術者・研究者のためのEBSDによる局所方位解析技術の基礎と応用」(2008).
- [20]与田梨花，中上明光，大西隆，橘武史：高分解能結晶方位解析法(FESEM/EBSP)による薄膜材料の配向性評価，神戸製鋼技報，52 (2002)，pp.66-70.
- [21]鈴木健，小野芳樹，宮元吾郎，古原忠：中炭素鋼のベイナイト組織に及ぼすSi，Crの影響，鉄と鋼，96 (2010)，pp.392-399.
- [22]小関敏彦：鋼溶接部の組織形成と制御，鉄と鋼，90 (2004)，pp.61-72.
- [23]畑野等：780MPaの再現HAZにおける組織と靱性に及ぼすTiおよび合金元素の影響，鉄と鋼，90 (2004)，pp.271-277.

- [24]伊藤慶典，中西睦夫：溶接部の靱性に関する研究（第2報），溶接学会誌，44（1975），pp.815-821.
- [25]Di Zhang, H. Terasaki and Y. Komizo: In situ observation of the formation of intragranular acicular ferrite at non-metallic inclusions in C-Mn steel, *Acta Materialia*, 58（2010），pp.1369-1378.
- [26]樋口盛一，山信田連三：シャルピー衝撃値について，日本機械学会論文集，15（1950），pp.2-5.
- [27]K. Nakai, T. Sakamoto, R. Asakura, Y. Kotani, N. Isomura, S. Kobayashi, M. Hamada and Y. Komizo: Nucleation of Bainite at Small Angle Dislocation Network in Austenite and Its Effects on Mechanical Properties in Steels, *ISIJ International*, 51（2011），pp.274-279.
- [28]森影康，大井健次，川端文丸，天野虔一：低炭素鋼における TiN 上のフェライト核生成に及ぼす TiN サイズの影響，鉄と鋼，84（1998），pp.40-45.
- [29]大北茂，堀井行彦，若林正邦，永野恭一，名村優，加藤隆司：両面一層 SAW 溶接金属における再熱部の脆化機構について，溶接学会全国大会講演概要，37（1985），pp.204-205.
- [30]渡邊之，小嶋敏文：組織微細化に及ぼす Ti および B の役割，溶接学会誌，50（1981），pp.702-709.
- [31]Y. Horii, K. Ichikawa, S. Ohkita, S. Funaki and N. Yurioka: Chemical Composition and Crystal Structure of Oxide Inclusions Promoting Acicular Ferrite Transformation in Low Alloy Submerged Arc Weld Metal, *Quarterly Journal of JWS*, 13（1995），pp.500-507.
- [32]津山忠久，仲井清眞，秋山芽生，高橋文平，阪本辰頭，小林千悟：ホットワイヤを用いた CO₂ ガスシールドアーク溶接金属部の微細組織とその機械的性質に及ぼす効果，鉄と鋼，99（2013），

pp.468-474.

[33]S. Ohkita and Y. Horii: Recent development in controlling the microstructure and properties of low alloy steel weld metals, *ISIJ International*, 35 (1995), pp.1170-1182.

[34]仲井清眞，磯村紀世，小林千悟，真鍋一生，高橋侑也，阪本辰顕：急冷溶接金属部の強靱化に及ぼす微細粒内ベイナイトの効果とその結晶学的解析，レーザー加工学会誌，18 (2011)，pp.88-93.

[35]松田昭一，岡村義弘：低炭素低合金鋼の逆変態，鉄と鋼，60 (1974)，pp.226-238.

[36]大北茂：低合金溶接金属の強度と靱性の制御，溶接学会誌，71 (2002)，pp.570-574.

[37]T. Tsuyama, K. Nakai, B. Takahashi, M. Akiyama, T. Sakamoto, S. Kobayashi: Effects of B on both microstructure and mechanical property in weld metals in steels, *The 8th Pacific Rim International Congress on Advanced Materials and Processing*, TMS (2013), pp.2443-2449.

[38]榊鳳千代：軟鋼溶着金属の切欠靱性に及ぼす合金元素の影響（第3報），溶接学会誌，29 (1960)，pp.474-484.

[39]益本勲，木内良郎，尾崎弘憲：極低炭素溶接金属に及ぼす合金元素の影響（第3報），溶接学会誌，41 (1972)，pp.570-576.

[40]伊藤慶典，中西睦夫：溶接部の靱性に関する研究（第1報），溶接学会誌，44 (1975)，pp.728-733.

[41]伊藤慶典，中西睦夫：溶接部の靱性に関する研究（第2報），溶接学会誌，44 (1975)，pp.815-721.

[42]堀籠健男，常富栄一，新名恭三，永野恭一，森直道，加藤隆司：HT-50 鋼大入熱潜弧溶接用 Ti-B 系溶接材料の研究，溶接学会誌，47 (1978)，pp.18-25.

[43]渡邊之，小嶋敏文：溶接金属中での微量元素の析出と靱性の相関，溶接学会誌，50 (1981)，pp.778-786.

- [44]都島貞雄，大北茂，堀井行彦：AC-MIG 溶接法における Ti-B 系溶接金属の靱性に及ぼす酸素の影響，溶接学会論文集，10 (1992)，pp.264-271.
- [45]森直道，本間弘之，大北茂，若林正邦：Ti-B 系溶接金属における靱性向上機構，溶接学会誌，50 (1981)，pp.174-181.
- [46]森直道，本間弘之，若林正邦，大北茂：Ti-B 系溶接金属の材質特性，溶接学会誌，50 (1981)，pp.786-793.
- [47]渡邊之，小嶋敏文：組織微細化に及ぼす Ti および B の役割，溶接学会誌，50 (1981)，pp.702-709.
- [48]渡邊之，小嶋敏文：靱性に及ぼす Ti,B および酸素の影響，溶接学会誌，49 (1980)，pp.772-709.
- [49]井村英俊，志賀厚，鎌田晃郎，坪井潤一郎：Ti 含有溶接金属の靱性および変態挙動におよぼす酸素量の影響，溶接学会全国大会講演概要，29 (1981)，pp.180-181.
- [50]山本広一，長谷川俊永，高村仁一：含 Ti オキサイド鋼における粒内フェライト変態に及ぼす B の効果，鉄と鋼，79 (1993)，pp.1169-1175.
- [51]F. B. Pickering, Transformation and Hardenability in Steels, Climax Molybdenum Co., (1977).
- [52]津山忠久，湯田誠，山崎圭，鈴木励一：ホットワイヤを用いた高能率 CO₂ 溶接法の開発 第4報，溶接学会全国大会講演概要，91 (2012)，pp.46-47.

本論文に関連する発表論文

- 1) ホットワイヤを用いた CO₂ ガスシールドアーク溶接金属部の微細組織とその機械的性質に及ぼす効果
鉄と鋼, Vol.99, No.7(2013), pp.468-474.
- 2) CO₂ ガスシールドアーク溶接金属部の微細組織と機械的性質に及ぼすホットワイヤの効果
溶接学会論文集, Vol.31, No.2(2013), pp.104-111.
- 3) Effects of hot wire on mechanical properties of weld metal using gas-shielded arc welding with CO₂ gas
Welding in the World, DOI 10.1007/s40194-013-0094-7.
- 4) Effects of hot wire on mechanical properties of weld metal using gas-shielded arc welding with CO₂ gas
Proceedings of International Institute of Welding Annual Assembly 2012, Doc. XII-2081-12.
- 5) Improvement of mechanical property in weld metal formed with F-MAG welding method in steels
Proceedings of The 8th Pacific Rim International Congress on Advanced Materials and Processing, TMS(2013), pp. 2213-2219.
- 6) Effects of B on both microstructure and mechanical property in weld metals in steels
Proceedings of The 8th Pacific Rim International Congress on Advanced Materials and Processing, TMS(2013), pp. 2443-2449.

特許登録

- 1) 特許第 5346102 号
名称：2 電極式ホットワイヤ MAG 溶接方法
登録：平成 25 年 8 月 23 日（出願：平成 24 年 3 月 2