

## 論文・報告

# F-MAG 溶接金属部の機械的性質におよぼす微細組織および合金元素の効果

Effects of Microstructure and Alloy Elements on Mechanical Property in Weld Metal formed with F-MAG Welding Method

津山 忠久 <sup>\*1</sup>

Tadahisa TSUYAMA

辻 巧 <sup>\*2</sup>

Takumi TSUJI

CO<sub>2</sub>溶接法の高効率化を目的に開発した F-MAG 溶接法を用いて、その多層盛溶接金属部の機械的性質におよぼす微細組織および合金元素の効果について検討した。溶接金属部は原質部と再熱部に大別し、各部位より引張試験片を採取、微細組織を観察し、同じ溶接条件で作製した CO<sub>2</sub>溶接金属部と比較した。F-MAG 溶接金属部の原質部および再熱部の強度と伸びは、CO<sub>2</sub>溶接金属部のそれらを上回った。強度の上昇は、ホットワイヤに含まれる合金元素の効果により、組織が微細化したことによるものと考えられた。伸びの上昇は、1 個の ALPS (すべり系の平行性の高い隣接アシキュラーフェライト (AF) の集合体) に含まれる AF が微細で数が多いため隣接する AF が連動して変形、AF の界面面積が増大し、界面における割れの発生および進展が遅れることで向上したと考えられた。

キーワード：溶接金属、ホットワイヤ、機械的性質、アシキュラーフェライト、合金元素

## 1. 緒言

アーク溶接法において、単位時間当たりの溶着量、つまり溶着速度を増加させ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、溶接手法に応じた入熱量制限が行われる。例えば鋼構造物の製作に広く用いられている CO<sub>2</sub> ガスシールドアーク溶接法 (以後、CO<sub>2</sub> 溶接法と称する) 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おり、建築鉄骨製作においてはこの解説表に従う事がほぼ義務づけられている。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り、通常の CO<sub>2</sub> 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ことは難しい。

そこで CO<sub>2</sub> 溶接法において、入熱量制限下においても溶着速度を向上させることの出来る溶接法として、通電したフィラーワイヤ (以後、ホットワイヤと称する) と組み合わせた新たな溶接法 (以後、F-MAG 溶接法と称する) を開発した<sup>1)</sup>。図 1 に F-MAG 溶接法の電極配置の模式図を示す。先行する CO<sub>2</sub> 溶接電極によって形成された溶融池の後方からホットワイヤを挿入し、ワイヤ自身の抵抗発熱と溶融池熱によって溶解させる。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、ホットワイヤの溶融量に応じた溶着量を付加することが出来ることから、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。

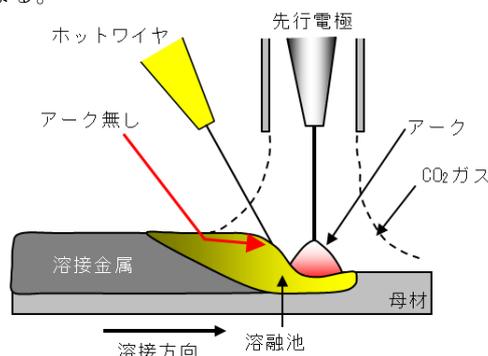


図 1 F-MAG 溶接法の電極配置図

アークを発生しない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 および Mn、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、溶接金属部の機械的性質および微細組織が変化する<sup>1)</sup>。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 (以後、AW 部と称す) と、原質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再熱部 (以後、RH 部と称す) 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 CO<sub>2</sub> 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

\*1 川田工業㈱鋼構造事業部技術統括部四国工場生産開発課 課長

\*2 川田工業㈱鋼構造事業部技術統括部四国工場 工場長

原因等を詳細に検討した<sup>2)</sup>。

## 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 CO<sub>2</sub> 溶接法とし、ともに JIS Z 3312 高張力鋼用ソリッドワイヤ YGW18 を用いた。ワイヤ直径は CO<sub>2</sub> 電極が 1.6 mm、ホットワイヤは 1.2 mm である。試験体は開先角度 30°、ルートギャップ 13 mm の V 型開先形状を有した平継手形状で、板厚 25 mm、溶接線長さ 300 mm とした。

CO<sub>2</sub> 電極の溶接条件は、電流 430~440 A、および電圧 40 V であり、ホットワイヤに関しては送給速度 14 m/min、電流 260~280 A、および電圧 9~10 V 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 4.0 kJ/mm、および 350 °C 以下とした。F-MAG 溶接法の入熱量は、CO<sub>2</sub> 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<sub>2</sub> 溶接法では全 7 パスを要した。全てのパスは同入熱量で溶接した。

図 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 2 mm、平行部の幅および長さはそれぞれ 2 および 10 mm である。RH 部はピーク温度、冷却速度などの違いによって様々な組織を示す。本実験では図 3 に示すように、この RH 部を粗粒化域（以後 CG 部 (coarse-grained region) と称す）と細粒化域（以後 FG 部 (fine-grained region) と称す）<sup>3)</sup>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  $5 \times 10^{-4}$ /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 100 g および 1 kg で測定した。

溶接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<sub>2</sub> 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 Spectrometry) 法で行った。また、微細組織の結晶方位解析に EBSP (Electron Backscatter Pattern) 法を用いた。

## 3. 実験結果および考察

### (1) 溶接金属原質部の微細組織と機械的性質

図 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、破断伸びはそれぞれ 546 MPa、627 MPa、24.4% で、AWC (481 MPa、583 MPa、

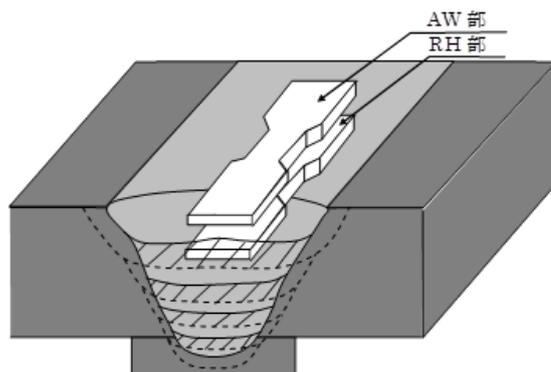


図 2 引張試験片採取位置

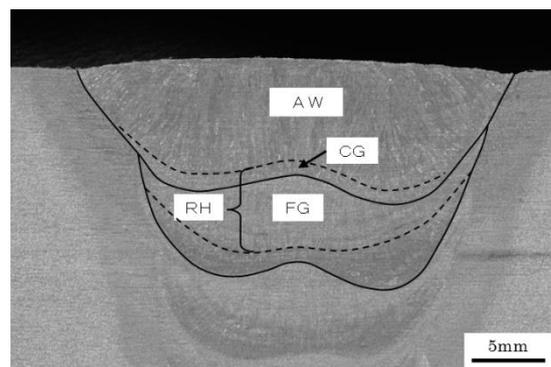


図 3 原質部 (AW 部) および再熱部 (RH 部) の分類

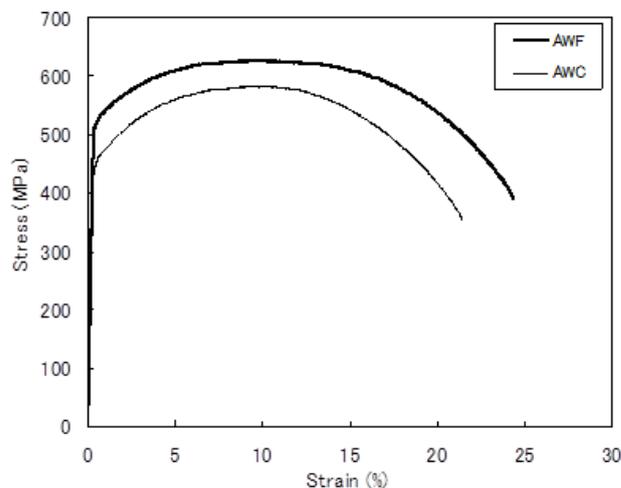


図 4 AWF と AWC の応力歪曲線

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 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 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、これは溶接金属中に含まれる Ti および Mn 量が多いためと考えられた。

溶接金属部中央の化学成分を分析すると、F-MAG 溶接法の Si、Mn、Mo、Ti および B 濃度が高くなっていた。こ

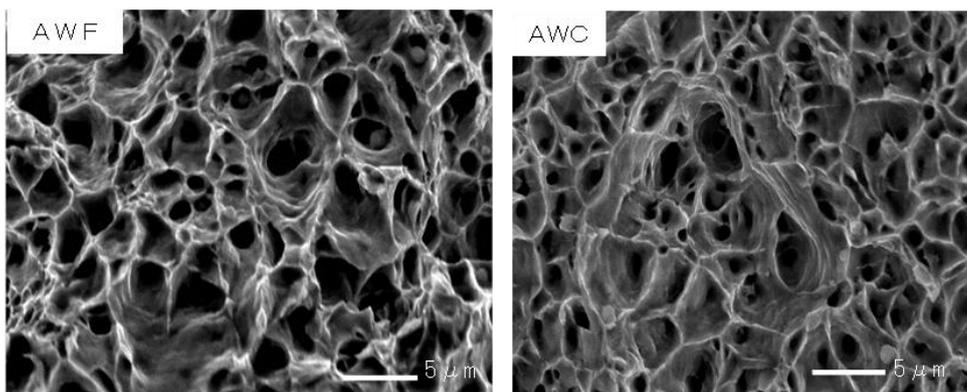


図5 AWF と AWC の引張試験後破面の SEM 観察結果

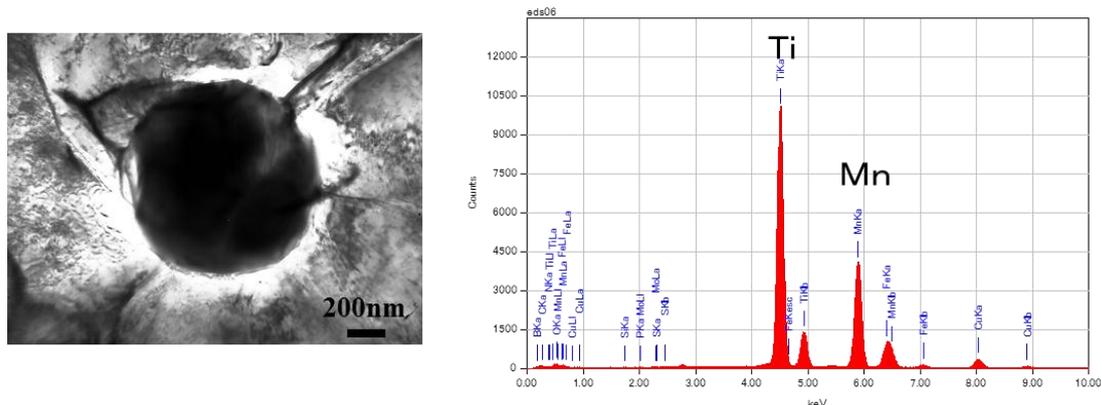


図6 AWF 中の介在物の TEM 観察結果と EDS 分析結果

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。酸素量が低いのも同じ理由だと考えられる。

図7にAWF, AWCの光学顕微鏡による組織観察結果を示す。AWFは、ほぼ全面アシキュラーフェライト(以後、AF(Acicular Ferrite)と称す)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粒界フェライト(以後、GBF(Grain Boundary Ferrite)と称す)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とCO<sub>2</sub>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とCO<sub>2</sub>溶接法における800-500℃冷却速度はそれぞれ6.6と6.9℃/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、Mn等の合金成分の増加が挙げられる。これによって溶接金属におけるオーステナイト(以後、 $\gamma$ と称する)の安定性が上昇<sup>4,5)</sup>し、初析フェライト生成の抑制と同時にAF生成温度の低下<sup>3,5,6)</sup>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<sup>3,7~9)</sup>が増加したことでAFの核生成サイトが増加、シンパセティックに次々と生成しながら<sup>10)</sup>、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。

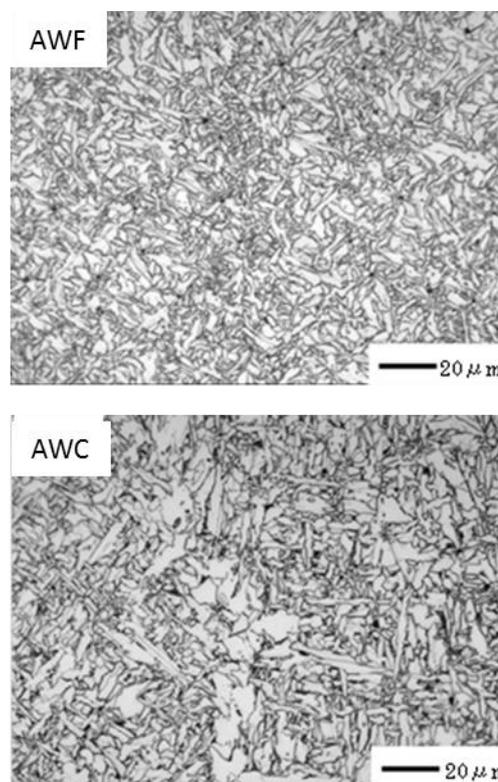


図7 AWF と AWC の光学顕微鏡観察結果

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則で説明できる。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。破断伸びは韌性とほぼ比例関係を有し<sup>11)</sup>、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あまり差が無い。AWFのディンプルサイズ2.8 μmに対してAFのサイズは1~2 μm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8(b),(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 (Aggregates 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を一致させることができると報告している<sup>12)</sup>。図8(b),(d)より、ALPSのサイズはAWF,AWCとも5 μm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、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。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

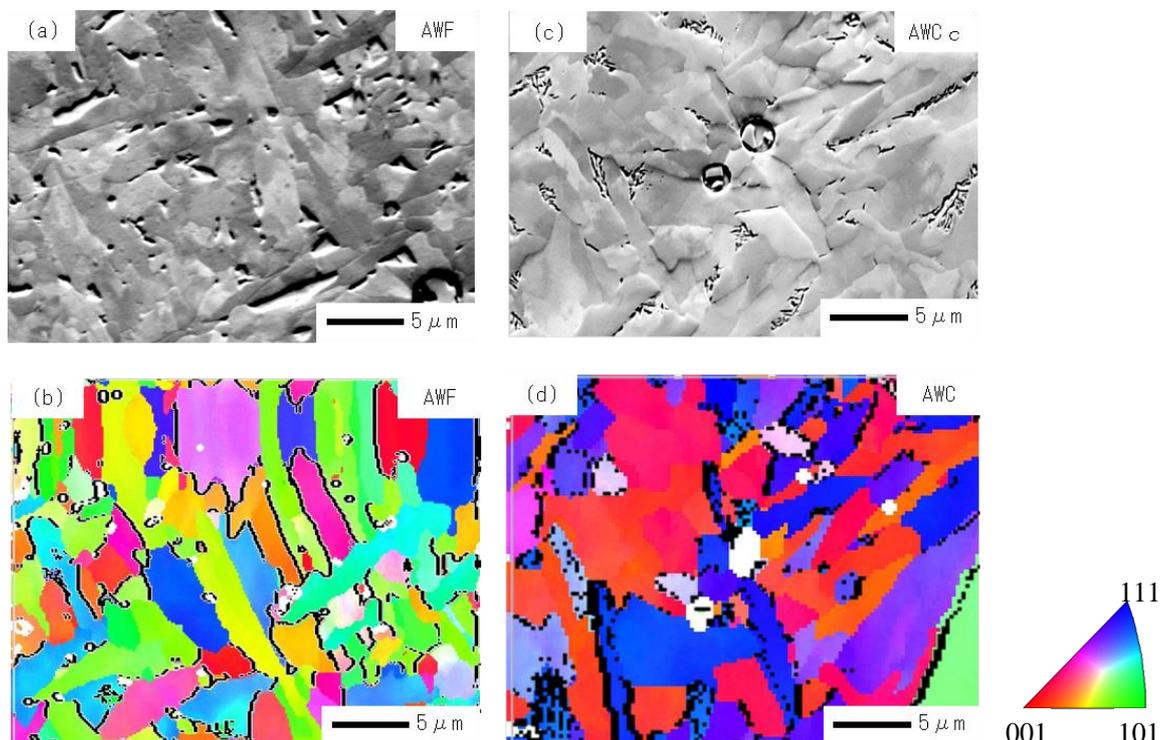
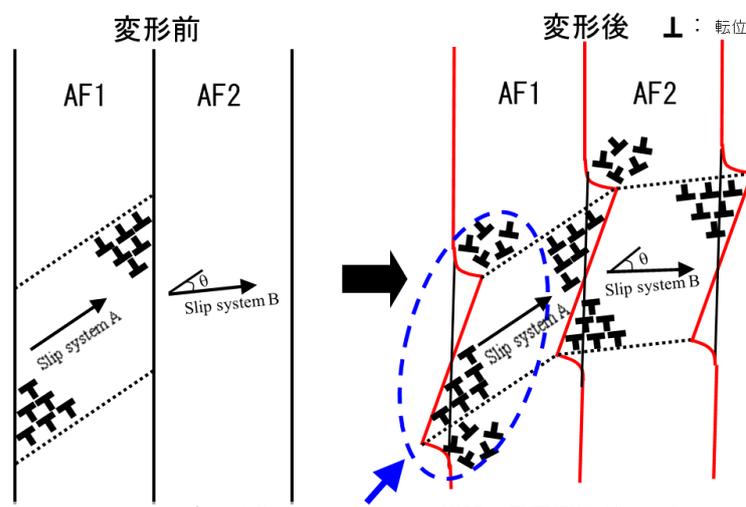


図8 AWFとAWCのSEM観察結果とEBSP法によるすべり系解析結果



変形の進行に伴って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9 AF変形の模式図

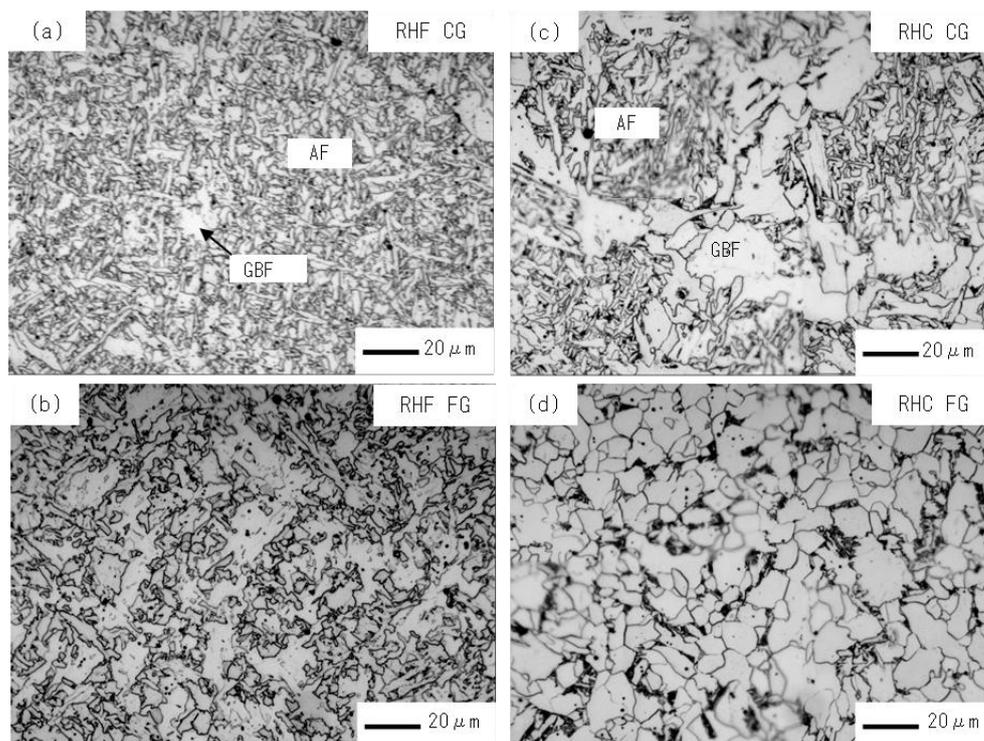


図 10 再熱部の光学顕微鏡観察結果

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 9）。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、多くのすべり系が活動する。このため、AF が細かいほど、転位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。

(2) 溶接金属再熱部の微細組織と機械的性質

図 10 に再熱部 CG および FG の光学顕微鏡観察結果を示す。図 10(a), (c) より、RHF および RHC の CG 組織は、図 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 部がオーステナイト（以後、 $\gamma$  と称する）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  $\gamma$  粒は AW 組織における  $\gamma$  粒よりも小さいために<sup>13)</sup>  $\gamma$  粒界面積が増加、GBF の生成が促進したと考えられる。また RHC FG (図 10(d)) は直径 10~20  $\mu\text{m}$  の等軸フェライト粒と

少量のパーライトが観察された。これより RHC FG も  $\gamma$  化していると考えられ、最高加熱温度が低く  $\gamma$  域に保持される時間が短いため、CG よりも  $\gamma$  粒がさらに微細となり、 $\gamma$  粒内は  $\alpha$  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 10(b)) は全く異なる様子で、RHF CG の AF よりもやや太った AF と、20  $\mu\text{m}$  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 Hv と、周囲の AF (227 Hv) とほぼ同等の硬度を示したことから GBF (202 Hv) ではないと考えられる。この組織構成から、RHF FG は全てが  $\gamma$  化しておらず、局部的に  $\gamma$  化したところとその後の冷却過程でマルテンサイトもしくは残留  $\gamma$  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が、詳細は分かっていない。全てが  $\gamma$  化せずに局部的に  $\gamma$  化したと考えられる理由の一つに、溶接金属中に含まれる Mn, 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  $\gamma$  がセメントタイト中の Mn, 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<sup>14)</sup>。すなわち、Mn, Mo を多く含む AWF では  $\gamma$  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  $\gamma$  と考えている組織は、局部的に  $\gamma$  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<sup>13, 15)</sup> という報告がある。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 11 に再熱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、破断伸びはそれぞれ 510 MPa, 574 MPa, 21.5%で、RHC (401 MPa, 447 MPa, 16.7%) に比べて強度・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 $\gamma$ ）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  $\mu\text{m}$ , RHC が 2.8  $\mu\text{m}$  で同等であり、ほぼ同じであった。以上の結果より、RHF の伸びが優れている理由としては、マルテンサイトもしくは残留 $\gamma$ 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。

#### 4. 結言

F-MAG 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 CO<sub>2</sub> 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、一つの 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 $\gamma$ 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<sup>12)</sup>、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。ホットワイヤ側に用いる溶接材料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 法のフィラーワイヤには独自の合金元素濃度のものが期待される<sup>15)</sup>。

#### 参考文献

- 1) T. Tsuyama, M. Yuda, K. Nakai : Effects of hot-wire on mechanical properties of weld metal using gas-shielded arc welding method with CO<sub>2</sub>, Weld World, DOI 10.1007/s40194-013-0094-7, 2013.
- 2) 津山, 仲井, 秋山, 高橋, 阪本, 小林 : ホットワイヤを用いた CO<sub>2</sub> 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およぼす効果, 鉄と鋼, 99, No.7, pp.468-474, 2013.
- 3) S. Ohkita and Y. Horii : Recent development in controlling the microstructure and properties of low alloy steel weld metals, ISIJ International, 35, pp.1170-1182, 1995.

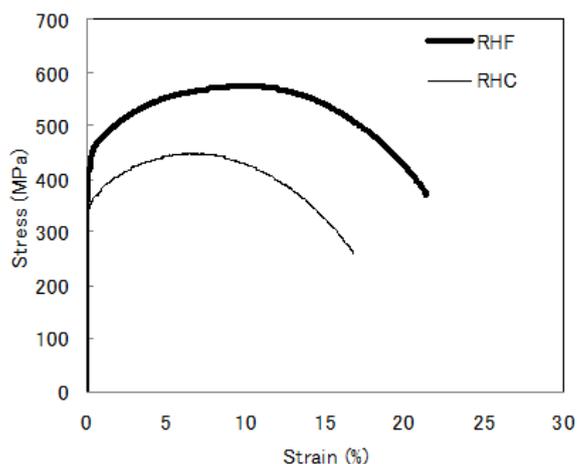


図 11 RHF および RHC の応力歪曲線

- 4) 小関 : 鋼溶接部の組織形成と制御, 鉄と鋼, 90, pp.61-72, 2004.
- 5) 畑野 : 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, pp.271-277, 2004.
- 6) 伊藤, 中西 : 溶接部の靱性に関する研究 (第 1 報), 溶接学会誌, 44, pp.728-733, 1975.
- 7) 渡邊, 小嶋 : 組織微細化に及ぼす Ti および B の役割, 溶接学会誌, 50, pp.702-709, 1981.
- 8) 山田, 寺崎, 小溝 : Ti-B 系低炭素鋼溶接金属の組織形成に關与した介在物の微視的観察, 鉄と鋼, 95, pp.65-70, 2009.
- 9) Y. Horii, K. Ichikawa, S. Ohkita, S. Funaki and N. Yurioka : Quarterly Journal of JWS, 13, pp.500-507, 1995.
- 10) Di Zhang, H. Terasaki and Y. Komizo : Acta Materialia, 58, pp.1369-1378, 2010.
- 11) 樋口, 山信田 : シャルピー衝撃値について, 日本機械学会論文集, 15, pp.2-5, 1950.
- 12) 仲井, 磯村, 小林, 真鍋, 高橋, 阪本 : 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, pp.88-93, 2011.
- 13) 大北, 堀井, 若林, 永野, 名村, 加藤 : 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, pp.204-205, 1985.
- 14) 松田, 岡村 : 低炭素低合金鋼の逆変態, 鉄と鋼, 18, pp.226-238, 1974.
- 15) 大北 : 低合金溶接金属の強度と靱性の制御, 溶接学会誌, 71, pp.570-574, 2002.
- 16) 津山, 湯田, 山崎, 鈴木 : ホットワイヤを用いた高能率 CO<sub>2</sub> 溶接法の開発, 溶接学会全国大会講演概要, 91, pp.46-47, 2012.