

(論文)

MnTi系酸化物を活用した溶接金属組織微細化技術

Formation of Fine Microstructure in Weld Metal Containing Mn-Ti Based Oxides



名古秀徳*1
Hidenori NAKO



岡崎喜臣*1
Yoshitomi OKAZAKI



畑野 等*1 (博士(工学))
Dr. Hitoshi HATANO



山下 賢*2
Ken YAMASHITA



高内英亮*2
Hideaki TAKAUCHI

The formation of fine acicular ferrite microstructure and improvement of toughness have been observed in a welding metal in which inclusion particles containing MnTi-based oxide are dispersed. The inclusion particles are composed of $MnTi_2O_4$, TiO_2 , amorphous and MnS phases, while the acicular ferrite has been nucleated from $MnTi_2O_4$ phase. The Baker-Nutting crystal orientation relationship has been found between $MnTi_2O_4$ phase and acicular ferrite, whereas the Kurdjumov-Sachs orientation relationship has been found between the prior austenite phase and acicular ferrite. It has been discovered that the favorable lattice matching at the interface between the prior austenite phase and acicular ferrite may possibly have promoted the nucleation and growth of acicular ferrite, as well as the lattice matching at the $MnTi_2O_4$ / acicular ferrite interface.

まえがき = 船舶や建築、海洋構造物といった鋼構造物の大型化と使用環境の低温化に伴い、溶接金属に求められる強度、じん性の水準はさらに高いものとなりつつある。鋼の強化機構のうち、粒界強化(細粒化強化)は強度、じん性を同時に向上させることが知られている¹⁾。高強度、高じん性を兼備した溶接金属を実現するためには、溶接金属組織を微細化する技術が必要となる。

アシキュラフェライト(Acicular Ferrite, 以下 AF という)は、低炭素・低合金鋼の溶接金属や溶接熱影響部において、介在物粒子を起点に生成する微細組織であり、高いじん性をもたらす^{2)~4)}。AF生成の起点となる介在物は、酸化物⁵⁾、窒化物⁴⁾、硫化物⁶⁾が知られている。とくに、 TiO_2 ^{7)~9)}、 Ti_2O_3 ⁹⁾、 TiO_2 ¹⁰⁾などのTi酸化物は高いAF生成促進効果を有する。

介在物を起点とするAFの生成メカニズムとして、次の3つの説が提案されている。

①介在物/AF界面エネルギーの低下：介在物とAFとの間に良好な格子整合性を有する界面が形成されると、介在物/AF界面エネルギーが低下し、介在物表面におけるAF核生成は容易化する。これは、界面エネルギーの構造的エネルギーに着目した考え方で、古くより検討されている^{8),11)}。近年では、化学的エネルギーの観点に基づく研究も行われている¹²⁾。

②介在物周囲オーステナイト相の組成変化：AF生成に先立ち、介在物周囲のオーステナイト相の組成が変化してAF生成の駆動力が増すとする説である。代表として、Mn欠乏層¹³⁾が挙げられる。オーステナイト安定化元素であるMnが介在物に吸収されることによって介在物近傍にMn欠乏層が形成され、 Ae_3 温度が上昇することが示されている。また、同じくオーステナイト安定化元素

であるCの欠乏層の存在がGreggにより指摘されている¹⁰⁾。

③介在物周囲オーステナイト相へのひずみ、転位導入：介在物とオーステナイト相の熱膨張係数差に起因し、介在物周囲オーステナイト相に生じたひずみおよび転位がAF生成を促進するとする説であるが、実験的な証拠は少ない。フェライト変態の駆動力に対するひずみエネルギーの寄与は小さいことが計算でも示されている¹⁴⁾。いっぽう、介在物周囲の転位がAFの優先核生成サイトとなる可能性を角野は述べている¹⁵⁾。

また、介在物は単なる異質生成核としてAF生成に寄与しており、介在物種の影響は小さいことをDowlingらは報告している¹⁶⁾。

このように、AFを生成する介在物とそのメカニズムについては多数の研究がなされているものの、単一の純酸化物から成る単相介在物での検討が多い。いっぽう、複数の脱酸元素が添加され、かつ酸素濃度の高い溶接金属では、より複雑な介在物粒子が形成されていると考えられる。このような複雑な介在物におけるAF生成のメカニズムや機械的特性との関係は十分に明らかになっていない。そこで当社では、MnTi系酸化物を含む複合介在物粒子がAF組織や機械的特性におよぼす影響、およびAF生成のメカニズムを調べたので以下にその概要を述べる。

1. 実験方法

1.1 溶接金属

低MnかつTiを含有しないTiフリー材と高MnでTi添加されたTi添加材の2種類の溶接金属を供試材として作製した。溶接に際しては、 $10^\circ V$ 開先加工を施した

*1 技術開発本部 材料研究所 *2 溶接事業部門 技術センター 溶接開発部

板厚25mmの低炭素鋼板を準備した。ルートギャップ15mm，溶接電流425A，電圧30V，溶接速度5.8mm/s，パス間温度180~200℃の条件でサブマージアーク溶接（Submerged Arc Welding，以下SAWという）を行った。表1に溶接金属成分を示す。P，S，Nの含有量は，それぞれ0.008，0.003，0.010mass%未満である。得られた溶接金属の一部には，640℃で108ksの溶接後熱処理（Post Weld Heat Treatment: PWHT）を施した。

1.2 組織観察

溶接金属は，凝固ままのマトリクス組織を有する原質部と，後続する溶接パスの熱影響によりマトリクス組織が変化した再熱部から成る。再熱部の旧オーステナイト粒径は原質部に比べて小さく，かつ後続パスの溶融部からの距離により変化する。旧オーステナイト粒がある程度小さい場合，AF生成量は旧オーステナイト粒径に影響を受ける^{17), 18)}。このため，AF組織を再熱部で比較する場合，観察位置における旧オーステナイト粒径の相違を考慮しなければならず，煩雑である。そこで，本検討では旧オーステナイト粒径が十分に大きい最終パス原質部を組織観察に用いた。溶接方向に垂直な面を鏡面研磨し，光学顕微鏡により介在物を観察した。倍率1,000倍で2視野の写真を撮影し，写り込んだ介在物の個数密度，平均円相当径を画像解析により求めた。写真解像度の関係上，円相当径にして0.5 μm 以上の介在物を解析の対象とした。つづいて，同じサンプルを3%ナイトールで腐食し，光学顕微鏡により母相組織観察を行った。また，介在物粒子とそれを起点とするAF組織を選定し，研磨により表面腐食層を除去した。走査型電子顕微鏡JEOL JSM-6500Fにより電子線後方散乱回折（Electron Backscatter diffraction，以下EBSDという）パターン解析を行い，AFの結晶方位を調査した。フェライト相，オーステナイト相を考慮し，ステップサイズ0.1 μm でEBSD測定を行った。さらに，AF生成の起点となった介在物粒子を構成する相を同定するため，JEOL JEM-2010Fを用いて透過型電子顕微鏡（Transmission Electron Microscopy，以下TEMという）観察を行った。上記EBSD測定を行った視野から介在物粒子を含む領域を集束イオンビーム装置（FB2000A）にて取り上げ，薄膜TEM観察用サンプルに加工した。TEM観察を加速電圧200kVで実施し，エネルギー分散型X線分光器（Energy Dispersive X-ray Spectroscopy，以下EDSという）により介在物を構成する元素，制限視野回折パターンにより結晶構造をそれぞれ求め，介在物相を同定した。また，菊池パターン解析¹⁹⁾により，介在物相とAFとの結晶方位関係を調べた。

1.3 機械的特性

溶接まま（溶接後に熱処理などを行っていない状態の

ことをいう）の溶接金属およびPWHT処理後の溶接金属を対象に，降伏強度（Yield Strength: YS）および引張強度（Tensile Strength: TS）を調べた。引張試験片（JIS Z3111 A2号）は，それぞれの溶接金属中央部から溶接方向に平行に採取した。また，衝撃強度を調べるため，溶接パス会合部にノッチが位置するよう，それぞれの溶接金属の中央部から溶接方向に垂直にJIS Z3111のVノッチシャルピー試験片（3本）を採取した。シャルピー衝撃吸収エネルギー $vE_{-30^\circ\text{C}}$ は-30℃における3本の試験片による結果の平均値によって評価した。

2. 実験結果および考察

2.1 母相組織および機械的特性

溶接金属の光学顕微鏡写真を図1に示す。Tiフリー材では，旧オーステナイト粒界より生成したパケット，ブロックといった下部組織を有する粗大なベイナイト組織が全面に観察された。いっぽう，Ti添加材には極めて微細な組織が形成されていた。この微細組織を構成する結晶粒のなかには，図1(d)中に矢印で示すように，介在物粒子から放射状に生成したものが観察された。これは介在物粒子を起点とするAFである。一見，介在物粒子と無関係に存在するよう見える微細結晶粒は，観察面内部の介在物粒子に核生成したAFか，先に生成したAFから共鳴核生成したものであると推測される²⁰⁾。

図2は，Tiフリー材とTi添加材の溶接金属中の介在物粒子のサイズ分布である。酸素含有量の多いTiフリー材では，円相当径1.00 μm 以下の比較的微細な介在物粒子が増加する傾向が認められた。いっぽう，円相当径1.00 μm 超の粗大な介在物粒子数密度には，Ti添加の有無による大きな差は検出されなかった。介在物粒子の平均円相当径は，Tiフリー材で0.80 μm ，Ti添加材で0.83 μm とほぼ同じ値を示した。

溶接金属の機械的特性を表2に示す。溶接ままにおいて，Ti添加材はTiフリー材と比べて降伏応力にして約200MPa高い強度を示すとともに，同等以上のじん性値が得られた。これは，Ti添加材で生成したAFによる組織微細化の効果であると考えられる。PWHT処理後もTi添加材では，良好な強度，じん性バランスが認められた。

2.2 Ti添加材におけるAF生成メカニズム

2.2.1 AF生成の起点として働いた介在物相

Ti添加材では，介在物を起点とするAFの生成が顕著に認められた。AF組織の生成には，旧オーステナイト粒径が影響をおよぼすことが報告されている^{17), 18)}。同じ溶接条件で作製した本溶接金属は，旧オーステナイト粒のサイズはほぼ同じであり，AF生成におよぼす影響は無視できると推定される。また，AF生成の起点として

表1 溶接金属の化学成分
Table 1 Chemical compositions of weld metals (mass%)

	C	Si	Mn	Al	Ni	Cr	Mo	Ti	O	Fe
Ti free	0.06	0.07	1.20	0.005	1.54	0.28	0.78	0.001	0.047	bal.
Ti added	0.13	0.13	1.65	0.005	1.60	0.28	0.77	0.051	0.025	bal.

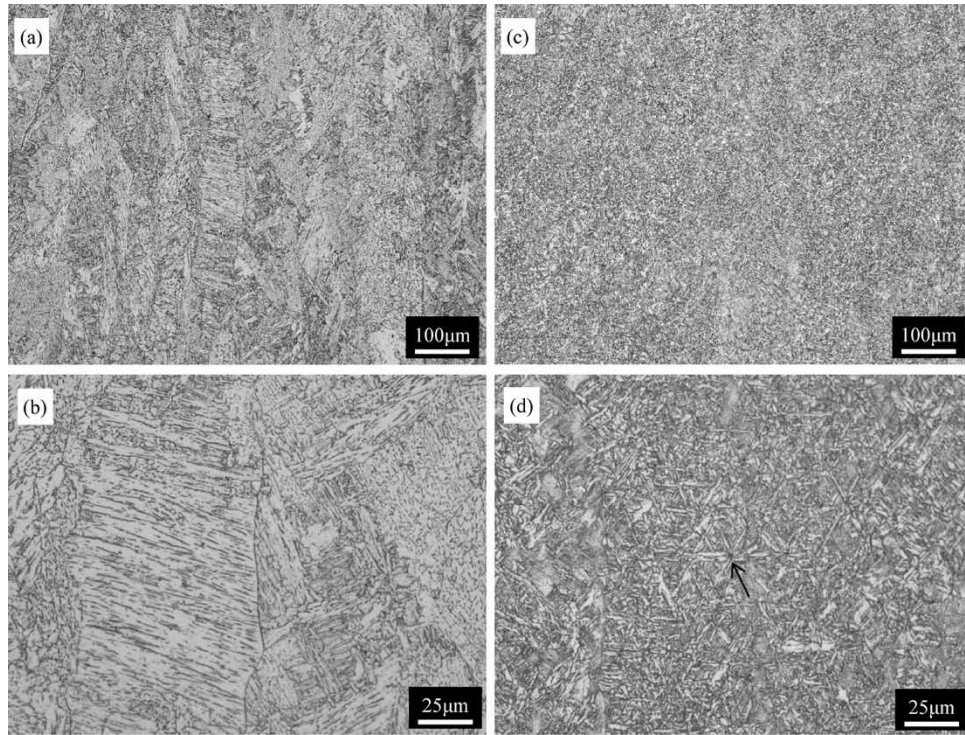


図1 (a, b)Tiフリー材, (c, d)Ti添加材の光学顕微鏡像
Fig. 1 Optical micrographs of the (a, b) Ti free and (c, d) Ti-added weld metals

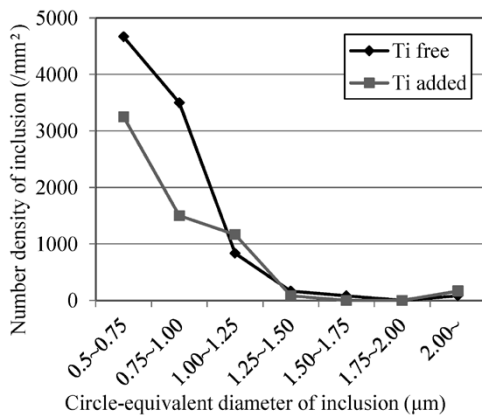


図2 溶接金属中の介在物サイズ分布
Fig. 2 Size histogram of inclusion particles in the weld metals

表2 溶接金属の機械的特性
Table 2 Mechanical properties of weld metals

	As weld			After PWHT		
	YS (MPa)	TS (MPa)	vE ^{-30°C} (J)	YS (MPa)	TS (MPa)	vE ^{-30°C} (J)
Ti free	580	672	53	454	575	59
Ti added	773	927	72	701	776	60

はたらく介在物の数は、全介在物数と個々の介在物粒子におけるAF生成傾向の積として考えられるが、図2ではTi添加材の介在物粒子数は、Tiフリー材の介在物粒子数よりも少ない。したがって、Ti添加材の介在物粒子はAF生成傾向が強い、すなわちAF生成能の高い介在物相を含有していると推定される。

図1(d)に矢印で示した介在物と、その周囲のAF組織を含む視野のIPF (Inverse Pole Figure) マップを図3に示す²¹⁾。中央付近の黒い部分(解析不能点)が介在物粒子であり、これを起点に伸ばしたAF結晶粒(図中に"AF1", "AF2"として示す)が生成している。また、

介在物粒子に接してはいないものの、介在物粒子から放射状に伸びた結晶粒が複数観察される。これらは、観察面以外で介在物粒子を起点に生成したAFか、あるいはAFから共鳴核生成した結晶粒と考えられる²⁰⁾。また、介在物粒子に接して等軸状の結晶粒が認められる。これらは介在物粒子表面に核生成したものか、あるいは他の核生成サイトから成長したものが偶然に介在物粒子に接触したのかは不明である。したがって、図3の介在物粒子より生成したと確実に判断されるAFは、AF1, AF2の2個である。

図3の介在物粒子とその周辺の母相を含む領域のTEM明視野像を図4に示す²¹⁾。図3で観察されたAF1, AF2が介在物粒子を起点に生成する様子があらためて確認された。図5は、介在物粒子のEDSマッピングである²¹⁾。介在物粒子には、①中心から左下にかけて大きな面積を占めるTiおよびMnの両方が濃化した部位、②それを取り囲むように存在するSiおよびMnの両方が濃化した部位、③左上に認められるTiが濃化した部位、④右上および右端に観察されるMnが濃化した部位の4つの部位が含まれる。Ti, Mn濃化部, Si, Mn濃化部, Ti濃化部はそれぞれ、MnTi₂O₄, アモルファス相, TiO₂であることが制限視野回折像(図6)により同定された。また、別途行ったEDS点分析においてSも検出されたことから、Mnが濃化した部位はMnSであると考えられる。

介在物粒子を構成するこれらの相と、AF1およびAF2の位置を比較すると、AF1はMnTi₂O₄相とのみ接しており、AF2はMnTi₂O₄相, TiO₂相, アモルファス相と接している。また、AF1, AF2ともMnSから離れた位置に生成していた。AF2に接する3相のうち、アモルファス相がAF生成を促進するとの報告はほとんどな

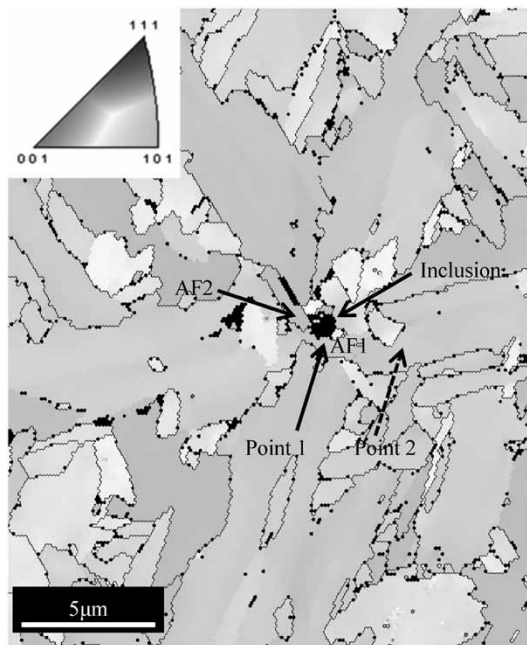


図3 Ti添加材のIPFマップ²¹⁾

Fig. 3 Inverse pole figure map of the Ti added weld metal²¹⁾

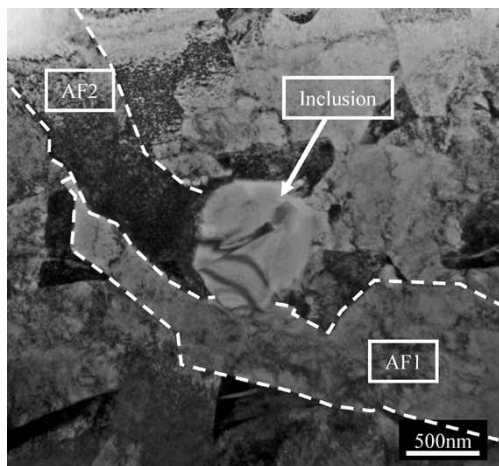


図4 Ti添加材の明視野像²¹⁾

Fig. 4 Bright field image of the Ti added weld metal²¹⁾

いようである。MnTi₂O₄相、TiO₂相はいずれもAF生成起点として機能することが報告されている^{22), 23), 10)}。AF1がMnTi₂O₄相のみと接していたことを考慮すると、MnTi₂O₄相がAF生成の起点として最も有効に作用したと考えられる。

2.2.2 MnTi₂O₄によるAF生成メカニズム

MnTi₂O₄相上に核生成したと考えられるAF1の生成メカニズムを、周囲母相の組成変化とAFとの格子整合性の観点から調べた。

図5(a)の太線に沿って、MnTi₂O₄からAF1にかけて、MnおよびTi濃度を測定した結果を図7に示す。MnTi₂O₄/AF1界面近傍のAF1側では、ややMn濃度が低下しているようにも見えるが、ばらつきが大きく、明瞭なMn欠乏層は検出されなかった。Mn欠乏層の形成にはオーステナイト相から介在物へのMn拡散が必要であるが、本検討の溶接金属は溶接後の冷却速度が大きく、Mn拡散の時間が十分に確保されなかったと考えられる。重里らの検討¹³⁾では、面積分率にして80%以上

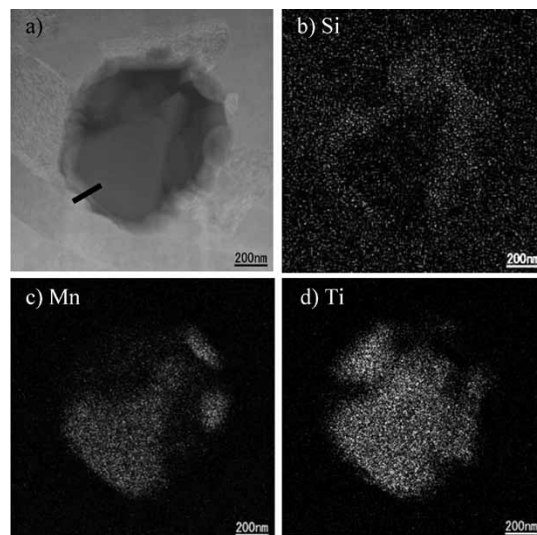


図5 図4に観察された介在物粒子の(a)TEM像および(b)~(d) Si, Mn, TiのEDSマッピング²¹⁾

Fig. 5 (a) TEM image, (b)~(d) EDS mappings of Si, Mn and Ti of the inclusion particle observed in Fig. 4²¹⁾

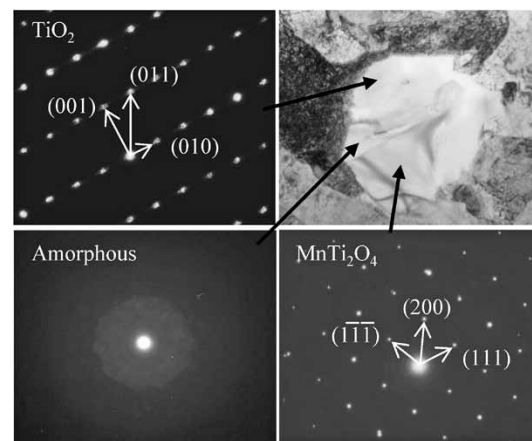


図6 図4に観察された介在物粒子の制限視野回折像²¹⁾

Fig. 6 Selected area diffraction patterns of the inclusion particle observed in Fig. 4²¹⁾

のAF組織が得られた試料に0.4mass%のMn欠乏層が検出されている。本検討のTi添加材の組織はほぼ全面にわたってAFであったことを考慮すると、Ti添加材におけるAF生成をMn欠乏層で説明することは難しい。また、フェライト安定化元素であるTiはAF1内に殆ど検出されなかった。

結晶方位解析により求めたMnTi₂O₄、AF1の(100)、MnTi₂O₄の[101]極点図を図8に示す²¹⁾。{001}_{MnTi2O4}と{001}_{AF1}、<110>_{MnTi2O4}と<100>_{AF1}がそれぞれ近接しており、この結果は、次に示すBaker-Nuttingの結晶方位関係(B-N関係)がMnTi₂O₄、AF1に成立したことを示唆する。

$$(001)_{\text{MnTi}_2\text{O}_4} // (001)_{\text{AF}}, [110]_{\text{MnTi}_2\text{O}_4} // [100]_{\text{AF}}$$

ただし、許容方位差を15°として²⁴⁾、B-N関係が偶然に成立する確率をGrongらの手法¹¹⁾により求めると10%と比較的高く、B-N関係が偶然に成立しただけの可能性がある。そこで、AF1の結晶方位をより詳細に解析した。図3の測定領域の(001)極点図を図9に示す²¹⁾。本測定領域は1個の旧オーステナイト結晶粒内に位置しており、おおむねKurdjumov-Sachsの結晶方位関係(K-S

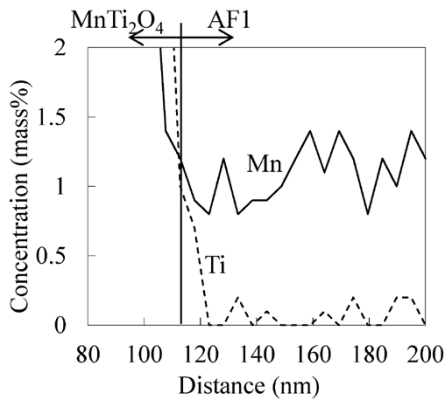


図7 図5 (a)の太線に沿ったMn, Ti濃度プロファイル
Fig. 7 Mn and Ti concentration profiles along the bold line in Fig. 5(a)

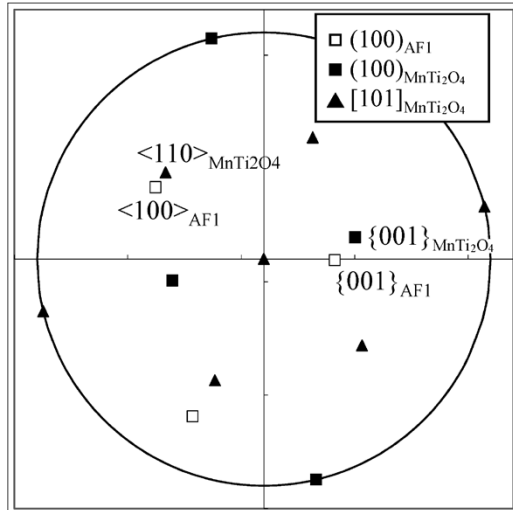


図8 図4中のAF1およびMnTi₂O₄の極点図²¹⁾
Fig. 8 Stereographic projection of the AF1 and the MnTi₂O₄ shown in Fig. 4²¹⁾

関係)²⁵⁾を示す対象性の高い極点図が得られた。しかしながら、注目すべきことに、介在物粒子近傍のAF1の結晶方位 (Point 1) は理想的なK-S関係から5.5°ずれていた。いっぽう、AF1内の介在物粒子から離れたPoint 2では、K-S関係に近い結晶方位が検出されている。これらの結果は、AF1はK-S関係からややずれた結晶方位を有して核生成し、成長の過程でK-S関係に近づくように結晶方位を変化させたことを意味する。これは、高田らがTiO₂起点のAF生成において報告した傾向²⁶⁾と同じであり、B-N関係を優先してAF1が核生成したためであると考えられる。Planar registryが12%を下回る炭窒化物は、良好な格子整合性によりBCC鉄の凝固核として機能することをBramfitは報告している²⁷⁾。MnTi₂O₄が格子定数0.862 8 nm²⁸⁾の立方晶系の結晶構造を有することを考慮すると、B-N関係成立時のPlaner registry²⁷⁾は6.67%と十分に低い。これより、MnTi₂O₄はB-N関係が成立する界面を有することで、AFとの間に良好な格子整合性を実現し、AF核生成を容易にしたと考えられる。

さらに、オーステナイト相とK-S関係を有するAFは、AFとオーステナイト相との界面エネルギーも低く²⁹⁾、より容易に核生成、成長が進むと推測される。核生成直後のAFに、B-N関係に加えてK-S関係に比較的

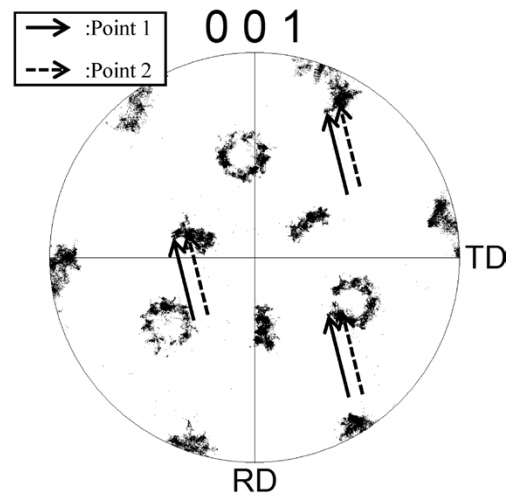


図9 図3の測定領域の(001)極点図²¹⁾
Fig. 9 (001) pole figure of the area corresponding to Fig. 3²¹⁾

近い結晶方位が検出された。これは、B-N関係を満たしつつ、K-S関係に近い結晶方位が核生成時に選択された可能性を示唆する。介在物上にAFが核生成する際の核生成障壁エネルギー ΔG^* は、古典的核生成論において次の式で表される。

$$\Delta G^* = \frac{16\pi\sigma_{AF/\gamma}^3}{3(\Delta G_V + \Delta G_S)^2} \cdot f(\theta) \quad \dots\dots\dots (1)$$

$$f(\theta) = \frac{(2 + \cos\theta)(1 - \cos\theta)^2}{4} \quad \dots\dots\dots (2)$$

$$\cos\theta = \frac{\sigma_{\gamma/X} - \sigma_{AF/X}}{\sigma_{AF/\gamma}} \quad \dots\dots\dots (3)$$

ここで、

- $\sigma_{AF/\gamma}$: AF/オーステナイト相界面エネルギー
- $\sigma_{\gamma/X}$: オーステナイト相/介在物界面エネルギー
- $\sigma_{AF/X}$: AF/介在物界面エネルギー
- ΔG_V : 核生成駆動力
- ΔG_S : 歪エネルギー

B-N関係、K-S関係が同時に成立すると、 $\sigma_{AF/X}$ 、 $\sigma_{AF/\gamma}$ の値が減少することで、K-S、B-N関係が単独で成立する場合に比べ ΔG^* が低下し²¹⁾、AF核生成が容易化すると考えられる。

また、成長の過程で、K-S関係に近づくようにAFの結晶方位が変化したのは、AF/オーステナイトの界面エネルギーを低下させるためであると考えられる。すなわち、核生成時のAFは、MnTi₂O₄およびオーステナイト相との両界面エネルギーに対し有利となる結晶方位が選択されるものの、成長の過程でオーステナイト相との界面が増えるにつれ、同界面のエネルギーが低くなるよう結晶方位を変化させる。以上より、AFの核生成と成長には、AFと起点介在物との界面エネルギー、およびオーステナイト相とAFとの界面エネルギーが強く影響をおよぼすと結論される。

なお、核生成時のAFとMnTi₂O₄相との間にB-N関係、AFと旧オーステナイト相との間にK-S関係が同時に検出された。これは、AF生成に先立ち、MnTi₂O₄相と旧オーステナイト相との間に特定の結晶方位関係(仮にX-A関係とする)が存在していた可能性を示唆する。

いっぽうに、溶接金属中の介在物は溶融鉄中で形成されるため、旧オーステナイト相との結晶方位関係はランダムなものとなるとされている³⁰⁾。これに基づくと、様々な結晶方位を有する $MnTi_2O_4$ 粒子のうち、偶然にX-A関係を満たす $MnTi_2O_4$ のみがB-N、K-S関係の同時成立を許容し、優先的にAF核生成サイトとして機能したと解釈される。いっぽうで、前記の考え方は、溶融鉄で生成する介在物が固体介在物であることを前提としており、介在物の凝固点が低い場合は、オーステナイト相との間にランダムではない特定の結晶方位関係が成立する可能性がある。すなわち、高温において液体状態で存在した介在物が、オーステナイト温度域で凝固する場合、周囲のオーステナイト相と格子整合性の良い結晶方位関係を有して結晶化するケースが考えられる。当社の解析によると、オーステナイト相に対し8.6%と比較的良好なPlaner disregistryを実現しつつ、その後のAF核生成において、理想方位からのずれ 5.3° でK-S、B-N関係の同時成立を許容する特定の方位関係が、オーステナイト相、 $MnTi_2O_4$ 相間に存在し得ることが明らかになっている²¹⁾。単体酸化物の凝固点は高いものが多いが、熱力学計算により、 $MnTi_2O_4$ の凝固点が鋼のそれを下回る可能性がBlaisら²²⁾により指摘されている。介在物の凝固点とAF/介在物/オーステナイト相間の結晶方位関係、およびAF生成の関係については今後の検討課題である。

むすび = $MnTi$ 系酸化物を含む複合介在物粒子を分散させた溶接金属において、AF組織の生成挙動と機械的特性を調べ、次の結果を得た。

- ・介在物粒子を構成する複数の相のうち、主に $MnTi_2O_4$ 相がAF生成の起点として機能する。
- ・AFの生成に対しては、核生成、成長の観点から、 $MnTi_2O_4$ 相、オーステナイト相とAFとの界面エネルギーが支配的な影響を及ぼす。
- ・AF組織を有する溶接金属は、良好な強度、じん性バランスを示す。

参 考 文 献

- 1) 牧 正志. 鉄鋼の組織制御 その原理と方法. 第1版, 株式会社内田老鶴圃, 2015, p.125-127.
- 2) 渡邊之ほか. 溶接学会誌. 1980, Vol.49, No.11, p.772-780.
- 3) 森 直道ほか. 溶接学会誌. 1981, Vol.50, No.8, p.786-793.
- 4) K. Yamamoto et al. ISIJ Int. 1996, Vol.36, No.1, p.80-86.
- 5) Y. Horii et al. Q. J. Jpn. Weld. Soc. 1995, Vol.13, No.4, p.500-507.
- 6) T. Hanamura et al. ISIJ Int. 1999, Vol.39, No.11, p.1188-1193.
- 7) T. Yamada et al. ISIJ Int. 2009, Vol.49, No.7, p.1059-1062.
- 8) A. R. Mills et al. Mater. Sci. Tech. 1987, Vol.3, p.1051-1061.
- 9) J. M. Gregg et al. Acta Metall. Mater. 1994, Vol.42, No.10, p.3321-3330.
- 10) J. M. Gregg et al. Acta Mater. 1997, Vol.45, No.2, p.739-748.
- 11) Ø. Grong et al. Metall. Mater. Trans. A. 1995, Vol.26A, No.3, p.525-534.
- 12) 河西恵一郎ほか. 鉄と鋼. 2010, Vol.96, No.3, p.123-128.
- 13) 重里元一ほか. 鉄と鋼. 2001, Vol.87, No.2, p.93-100.
- 14) 蓑 手徹ほか. 日本鉄鋼協会, 1995, p.65-74.
- 15) 角野浩二. 日本鉄鋼協会, 1998, p.17-43.
- 16) J. M. Dowling et al. Metall. Trans. A. 1986, Vol.17A, No.9, p.1611-1623.
- 17) D. Zhang et al. Acta Mater. 2010, Vol.58, p.1369-1378.
- 18) F. J. Barbaro et al. Mater. Sci. Tech. 1989, Vol.5, No.11, p.1057-1068.
- 19) S. Zaefferer. J. Appl. Cryst. 2000, Vol.33, p.10-25.
- 20) K. M. Wu et al. Mater. Charact. 2004, Vol.52, p.121-127.
- 21) H. Nako et al. ISIJ Int. 2014, Vol.54, No.7, p.1690-1696.
- 22) C. Blais et al. Sci. Technol. Weld. Join. 1999, Vol.4, No.3, p.143-150.
- 23) 岡崎喜臣ほか. 溶接学会論文集. 2009, Vol.27, No.2, p.131-138.
- 24) C. Lee et al. ISIJ Int. 2011, Vol.51, No.12, p.2036-2041.
- 25) S. Morito et al. Acta Mater. 2003, Vol.51, p.1789-1799.
- 26) 高田充志ほか. 溶接学会論文集. 2013, Vol.31, No.1, p.33-40.
- 27) B. L. Bramfitt. Metall. Trans. 1970, Vol.1, No.7, p.1987-1995.
- 28) Y. Huang et al. J. Magnetism and Magnetic Mater. 2012, Vol.324, p.2075-2081.
- 29) T. Nagao et al. Metall. Mater. Trans. A. 2006, Vol.37A, No.3, p.929-937.
- 30) H. K. D. H. Bhadeshia et al. Mathematical Modelling of Weld Phenomena. The Institute of Materials, 1993, p.109-180.