

## 鋼中粒子周囲のMn濃度制御による溶接熱影響部の組織微細化技術

## Microstructural Control of Weld Heat-Affected Zone of Steel by Mn Depletion Around Inclusions

粟飯原 周二<sup>(1)</sup> 重里 元一<sup>(2)</sup> 杉山 昌章<sup>(3)</sup> 植森 龍治<sup>(4)</sup>  
 Shuji AIHARA Genichi SHIGESATO Masaaki SUGIYAMA Ryuji UEMORI

## 抄 録

低合金溶接熱影響部における粒内フェライト(IGF)変態におよぼすMn希薄域の影響をFE-TEM-EDSによる詳細解析に基づいて検討した。FIBによる薄膜作成により、非金属介在物周囲のMn濃度分布の直接測定が可能となった。溶接再現熱履歴の変化に伴うIGF生成量の変化は非金属介在物周囲のMn濃度低下量と強い関係が認められた。IGFの生成にはMn希薄域が強く関与していることが確認できた。

## Abstract

Role of Mn depleted zone formed around MnS precipitate in transformation of intra-granular ferrite (IGF) in low alloy steel subjected to simulated thermal cycle of weld heat-affected zone (HAZ) was studied. Mn distribution in austenite ( $\gamma$ ) adjacent to MnS were examined by field-emission type transmission electron microscope (FE-TEM) with energy dispersive X-ray spectroscopy (EDS). Foil samples for TEM were prepared using focused ion beam (FIB), which enabled a direct measurement of Mn concentration profiles near MnS. Change in area fraction of IGF with thermal cycle conditions was well explained by the extent of Mn depletion. It was concluded that the formation of IGF was controlled strongly by the Mn depletion effect in low alloy steels.

## 1. 緒 言

船舶や建築をはじめとする溶接鋼構造物の建造においては、大入熱溶接を適用することによる施工コストの削減と工期短縮のメリットが大きい。一方、最近の安全、安心への従来にも増した要求の高まりがある。特に、溶接鋼構造物では脆性破壊防止の観点から、高い靱性を確保することが必要である。このような社会からのニーズに応えるために、新日本製鐵(株)では、これまでに造船、海洋構造物、建築、橋梁をはじめとする広い分野で使用される鋼材の溶接熱影響部(HAZ)の靱性に優れた大入熱溶接用鋼を開発し、提供してきた<sup>1-3)</sup>。

HAZの靱性は、鉄マトリックスの特性、き裂発生の芽となる硬化相、有効結晶粒径に支配される<sup>4)</sup>。大入熱溶接HAZでは、鋼の溶融温度直下の1673K以上に晒される時間が長いために、結晶粒の粗大化が顕著となる。このため、特に有効結晶粒の粗大化抑制がHAZ靱性向上にとって重要なポイントとなる。有効結晶粒径は、体心立方格子の結晶方位がほぼ同一である領域の大きさとして定義されるものである。

HAZの有効結晶粒径を微細化して靱性を向上させるためには、オーステナイト( $\gamma$ )粒の成長を抑制すること、 $\gamma$ 粒内のマイクロ組織を微細化すること、及び両者の併用が有効である。 $\gamma$ 粒の成長抑制

のためには、従来から適用されてきたTiN粒子<sup>5)</sup>に加えて、高温でも安定なMgやCaなどを含有する酸化物・硫化物ナノ粒子によるピン止めが極めて有効である<sup>6,7)</sup>。 $\gamma$ 粒内のマイクロ組織微細化には、粒内フェライト(Intra-Granular Ferrite: IGF)変態が有効で、変態核として作用する粒子としてTiN<sup>5)</sup>、Ti<sub>2</sub>O<sub>3</sub><sup>8,9)</sup>、TiN·Fe<sub>23</sub>(CB)<sub>6</sub><sup>10)</sup>、TiN·MnS<sup>11)</sup>などの酸化物、析出物が報告されている。

IGF変態の機構は、フェライト( $\alpha$ )と変態核との格子整合性、MnS析出による $\gamma$ 中Mn希薄域形成などの観点から議論がされている<sup>11)</sup>が、大入熱溶接HAZのIGF変態にはMn希薄域の形成が重要な役割を果たしていると著者らは考えている。本報告は、IGF変態に及ぼすMn希薄域の影響を明らかにすることを目的とした。そのために、Al脱酸法Ti添加低合金鋼に種々のHAZを再現した熱履歴を施し、IGF生成挙動を調べるとともに、IGF生成サイトとなっている非金属介在物(以下介在物と略す)を集束イオンビーム(Focused Ion Beam: FIB)加工法を利用した手法で透過型電子顕微鏡(TEM)試料とし、介在物周囲のMn濃度をTEM-EDS分析により詳細に測定し、IGF変態機構について考察した。

## 2. 実験方法

表1に示す合金成分を含む鋼を実験室真空溶解し供試材とした。この鋼塊を1423Kで3.6ks加熱後熱間圧延して15mm厚の鋼板とした

<sup>(1)</sup> 技術開発本部 鉄鋼研究所 鋼材第二研究部長 主幹研究員  
 千葉県富津市新富20-1 〒293-8511 TEL: 0439-80-2221

<sup>(2)</sup> 先端技術研究所解析科学研究部 主任研究員

<sup>(3)</sup> 先端技術研究所解析科学研究部 主幹研究員

<sup>(4)</sup> 君津技術研究部 主幹研究員

表1 供試鋼の化学成分 (mass%)  
Chemical composition of steel tested (mass%)

C	Si	Mn	S	Ti	Al	N
0.08	0.19	1.47	0.004	0.012	0.026	0.004

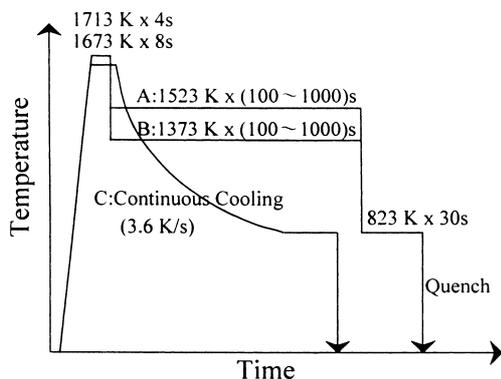


図1 溶接熱影響部再現熱サイクル条件  
Simulated HAZ thermal cycle patterns

的に冷却した(図1条件C)。残る二つは、1713Kまで昇温後、(A) 1523Kあるいは(B)1373Kまで5s以内で急冷しその温度で100~1000s保持し、その後823Kまで5s以内で急冷し823Kで30s保持して $\alpha$ 変態を生ぜしめた後に、室温まで急冷して変態を凍結した(図1条件A、B)。急冷はすべてHeガス吹き付けにより実施した。

熱履歴を付与した各試験片の断面を研磨後2%ナイトールにより腐食し、光学顕微鏡によりマイクロ組織観察し、IGFの面積率を測定した。マイクロ組織観察は熱電対直下の位置で行った。IGF面積率測定後、面積率の異なる3試料、すなわち、1713Kまで昇温後1373Kで、①100s、②1000s、及び③1523Kで1000s保持した試料について、IGFの生成サイトとなっている介在物を走査型電子顕微鏡(SEM)及びTEMで観察し、TEMに装着されたEDS分析装置により介在物周囲のMn濃度を測定した。TEM観察用の薄片試料は、SEM観察により介在物がIGF生成サイトとなっていることを確認後、その介在物を集束イオンビーム(FIB)加工法により断面薄片化することで作製した。FIB加工には日立製作所製FB2000Aを用いた。またTEM観察及びEDS分析には日立製作所製HF2000電界放出型電子銃搭載電子顕微鏡(FE-TEM)を用いた。

後、12mm角×100mmの熱サイクル試験片を採取した。この試験片に図1に示す熱履歴を高周波加熱装置により付与した。付与した熱履歴は3種類である。一つは、大入熱溶接における粗粒HAZ部の熱履歴を再現するため、最初に1673Kまで昇温しその後室温まで連続

### 3. 実験結果

図2、3に光学顕微鏡マイクロ組織を示す。 $\gamma$ 温度域で恒温保持する熱履歴(図1の条件A及びB)を付与した試料では、1373Kで100s保

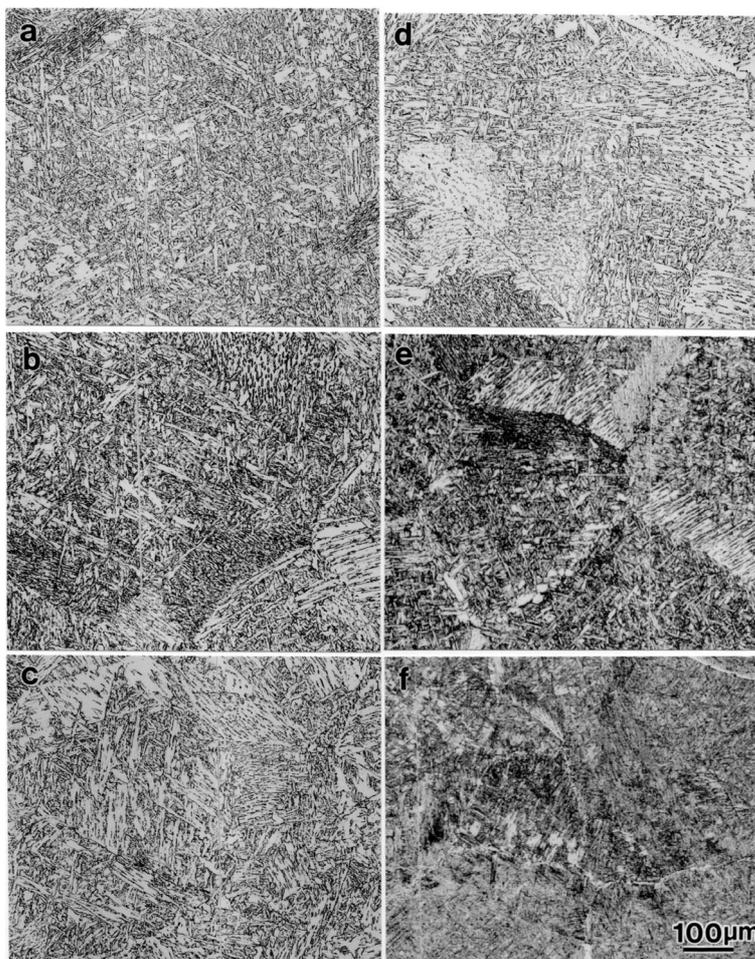


図2 ミクロ組織の熱サイクル条件による変化  
Microstructural changes with simulated HAZ thermal cycle conditions  
Held at (a)1373K for 100s, (b)1373K for 300s, (c)1373K for 1000s, (d)1523K for 100s, (e)1523K for 300s and (f)1523K for 1000s

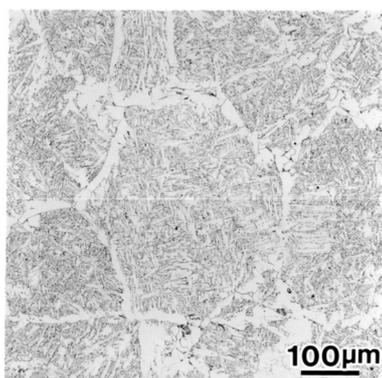


図3 連続冷却熱サイクル材のマイクロ組織  
Microstructure of continuously cooled specimen

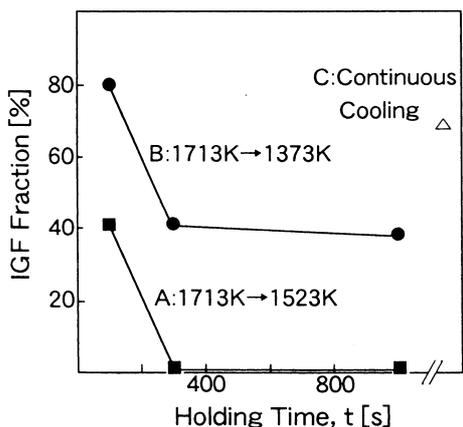


図4 IGF面積率に及ぼす $\gamma$ 中保持時間と温度の影響  
Influence of holding time and temperature in austenite region on IGF area fraction

持した場合に最も多くIGFが生成しており、保持時間が長くなるにつれてIGFは少なくなった。また保持温度が1523Kと高くなるとIGFが少なくなった。一方、1673Kから連続冷却した試料ではIGFは多数生成した。図4にこれらのマイクロ組織からIGFの面積率を測定した結果を示す。保持時間と保持温度によりIGF面積率は0~80%の間で変化しており、保持時間が長くなるにつれてIGF率は低下している。また、1373Kで保持した場合1000s保持してもIGF率は約40%までしか低下しないが、1523Kで保持した場合には300sの保持でIGFはほとんど生成しなくなることが分かった。

### 3.2 介在物周囲のMn濃度分布

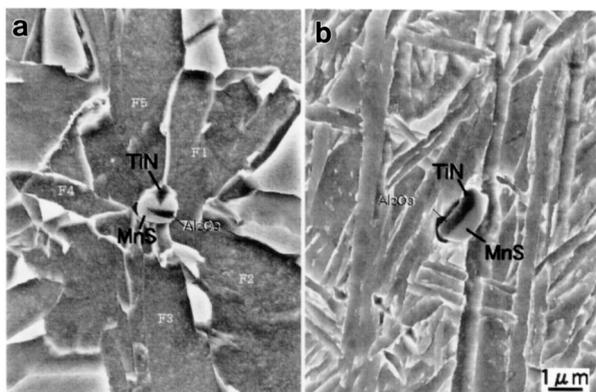


図5 介在物周囲のマイクロ組織(SEM)の $\gamma$ 中保持条件による変化  
Change in microstructure around an inclusion (SEM) with holding condition at austenite region, (a)1373K for 100s, (b)1523K for 1000s

図5に1713Kまで昇温後1373Kで100s保持した試料(IGF面積率約80%)と、1523Kで1000s保持した試料(IGF率0%)について、代表的な介在物のSEM観察像を示す。1373Kで100s保持した試料では $Al_2O_3 + MnS + TiN$ 複合介在物を核にIGFが生成している箇所が多数観察された。図5(a)はその一例であり、介在物から放射状に成長したIGFをF1~F5で示した。

一方、1523Kで1000s保持した試料では、同様の $Al_2O_3 + MnS + TiN$ 複合介在物が存在していてもIGFは生成しておらず、介在物周辺部は $\gamma$ 相から急冷されたためマルテンサイト組織となっている(図5(b))。図5(a)の介在物部分を拡大したSEM観察像、及びこの介在物をFIB加工法で薄片化し、TEM観察した結果を各々図6(a), (b)に示す。図6(a)と(b)は同一の介在物のSEM像及びTEM像であるが、TEM観察用試料作製時に、SEM観察の際に施した表面エッチングによるエッチング層を除去したため、若干組織が変化している。例えば、SEM像で見られていた $Al_2O_3$ , TiNがTEM像では見られなくなっている。しかし、TEM観察している介在物(MnS)がIGFの核生成サイトとなっていたことは明らかである。

図7にMnS周囲の鋼中Mn濃度をEDS分析により測定した結果を示す。横軸はMnSとフェライト( $\alpha$ )との界面からの距離を示しており、縦軸はEDS分析により測定した $\alpha$ 中のMn濃度である。ここで、EDS分析によるMn濃度測定は界面からの距離が同じである10か所において実施し、それらの分析値の平均値をその距離におけるMn濃度として用いた。分析に用いたビーム径は約2nmである。

1373Kで100s保持した試料(図6に対応)では、MnSと $\alpha$ との界面に近づくにつれてMn濃度が低下しており、界面から10nmの距離にある領域におけるMn濃度は界面から十分離れた領域におけるMn濃度に比べて約0.4mass%低かった。1373Kで1000s保持した試料でもMnSと $\alpha$ との界面近傍でMn濃度低下が見られるが、Mn濃度低下量

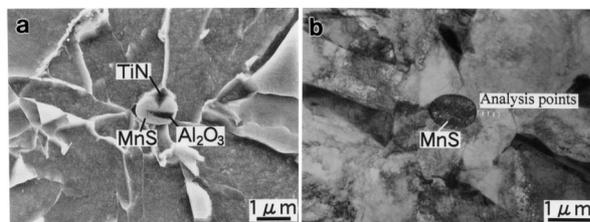


図6 介在物から生成したIGF組織, 1373K, 100s保持材  
IGF nucleated from an inclusion in the sample held at 1373K for 100s, (a)SEM image, (b) TEM image

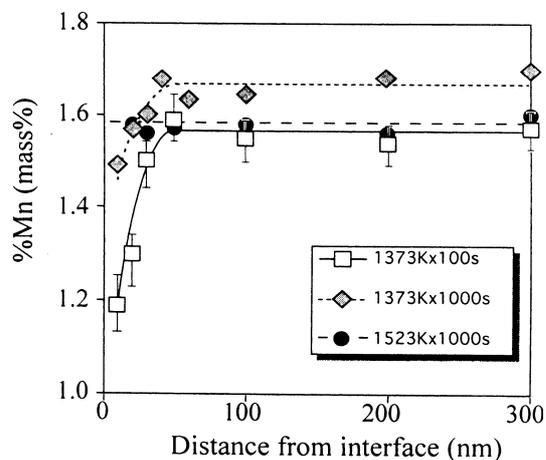


図7 MnS周囲のMn濃度分布  
Compositional profiles of Mn in steels adjacent to MnS

(界面から十分(200~300nm)離れた領域でのMn濃度との差)は界面から約10nmの距離にある領域で約0.2mass%とやや小さかった。一方、1523Kで1000s保持した試料では界面近傍でも鋼中Mn濃度は低下しなかった。

#### 4. 考察

##### 4.1 Mn濃度の測定精度

本実験では、界面からの距離が10nm未満の位置での実測値は測定していない。これは、MnSとFeの界面を電子線入射方向に対して完全に平行(エッジオン)にすることができなかったため、界面からの距離が10nm未満の位置ではMnSからの蛍光X線信号を検出してしまいうためである。界面をエッジオンにできなかった原因は、界面がフラットでないことと、FIB法による断面薄片化の際に薄片化した部分が介在物の中心部からずれていたためと考えられる。従って、この測定結果は実際のMn濃度分布をほぼ反映していると思われるものの、多少の精度改善の余地が残されている。

また、界面から十分に離れた位置におけるMn濃度は±0.03mass%の精度でほぼ一定となっており、Mn濃度の測定に問題ないことが分かる。EDS分析の精度を決定する因子の一つに計数誤差がある。計数誤差S(%)は総カウント数をNとすると近似的に100 N<sup>-0.5</sup>となる。本実験ではMnK α線の総カウント数は10,000以上(10測定点合計)であり、計測誤差は1%程度となる。従って、Mn濃度が1.5mass%の場合、計数誤差に基づく濃度変動は0.015mass%程度であり、上記の測定精度は実現可能である。ただし、界面から十分に離れた位置におけるMn濃度(母相のMn濃度)は測定試料により変動した。つまり、同じ熱履歴の試料であっても、母材から薄片試料を採取する場所によって母相のMn濃度は1.5~1.7mass%の範囲で変動していた。これはマイクロ偏析などの母材のMn濃度のゆらぎが影響したためであると考えられる。

このように、試料ごとに母相Mn濃度は変動するが、上述のごとく同一試料内では母相Mn濃度はほとんど変化せず一定であり、Mn欠乏量を評価することが十分可能であることが確認できた。

##### 4.2 Mn希薄域形成の計算による検証

前章で示したように、熱履歴により介在物周囲のMn希薄域形成の挙動が大きく変化することが実験的に確認できた。これを計算によりさらに検討した。

Mn及びSの濃度は希薄で、γ中におけるこれら元素の拡散はFickの第二法則に従うものと仮定した。

$$\frac{\partial C_{Mn}}{\partial t} = D_{Mn} \left( \frac{\partial^2 C_{Mn}}{\partial r^2} + \frac{2}{r} \frac{\partial C_{Mn}}{\partial r} \right) \quad (r_0 \leq r \leq r_{max}) \quad (1)$$

$$\frac{\partial C_S}{\partial t} = D_S \left( \frac{\partial^2 C_S}{\partial r^2} + \frac{2}{r} \frac{\partial C_S}{\partial r} \right) \quad (r_0 \leq r \leq r_{max}) \quad (2)$$

ここで、C<sub>Mn</sub>及びC<sub>S</sub>は各々MnとSの濃度(mass%)、D<sub>Mn</sub>とD<sub>S</sub>は各々MnとSの鋼中拡散係数で、温度T(K)の関数、tは時間、rは介在物(MnS)中心を原点とする球座標、r<sub>0</sub>は介在物を球と仮定した場合の半径、r<sub>max</sub>は介在物間平均距離の1/2である。

MnSとγの界面において、MnとSの溶解度積はMnSに対して局所的に平衡を保つと仮定すると、

$$\log_{10}(C_{Mn}C_S) = A - \frac{B}{T} \quad (r=r_0) \quad (3)$$

ここでA及びBは定数である。また、MnSの析出あるいは溶解において、濃度勾配によるMnとSのfluxがMnSの化学量論比(1:1)に等しいことから下式が成り立つ。

$$D_{Mn} \frac{\partial C'_{Mn}}{\partial r} \Big|_{r=r_0} = D_S \frac{\partial C'_S}{\partial r} \Big|_{r=r_0} \quad (4)$$

ここで、C'<sub>Mn</sub>及びC'<sub>S</sub>は各々Mn及びSの濃度(mole fraction)である。さらに、境界条件を、

$$\frac{\partial C_{Mn}}{\partial r} \Big|_{r=r_{max}} = \frac{\partial C_S}{\partial r} \Big|_{r=r_{max}} = 0 \quad (5)$$

とし、初期条件として1373Kにおいてγ中Mn及びSの濃度を各々1.5mass%、0.0001mass%の一定値として、昇温から冷却、保持の過程におけるMnS溶解・再析出、MnとSの拡散を(1)~(5)式を連立させることにより計算した。ここで、本供試鋼のSの濃度に合わせて、MnS半径の平均的な値r<sub>0</sub>=0.5μmに対してr<sub>max</sub>=10μmとした。なお、r<sub>0</sub>の変化は小さいので一定とした。

図8(a),(b)に、2種類の保持温度に対する計算結果、及び(c)に連続冷却に対する計算結果を示す。縦軸はγ中のMn及びS濃度、横軸は1523K(a)及び1373K(b)での保持時間、奥行き方向の軸はMnSとγの界面からの距離を表す。昇温過程においてMnSは溶解するために、介在物周囲のMnとSの濃度は高くなり、冷却過程においてMnSが再析出するために、介在物周囲のMnとSの濃度は低下し、希薄域が形成される。

1523Kで保持した場合(図8(a))、界面近傍におけるMn濃度低下量は小さく、最大で約0.1mass%(約50s保持した時点)である。保持時間が更に長くなると、界面近傍でのMn濃度の低下量はさらに小さくなり、約500s以上経過するとMn濃度分布は界面からの距離に関係なく一定となる。一方、1373Kで保持した場合(図8(b))、界面近傍におけるMn濃度低下量は最大で約0.3mass%になり(約100s保持した時点)、長時間保持しても界面近傍でのMn濃度低下は無くならず、1000s保持しても約0.2mass%のMn濃度低下がみられる。一方、連続冷却過程(図8(c))では、MnとSの溶解度積が温度とともに低下する

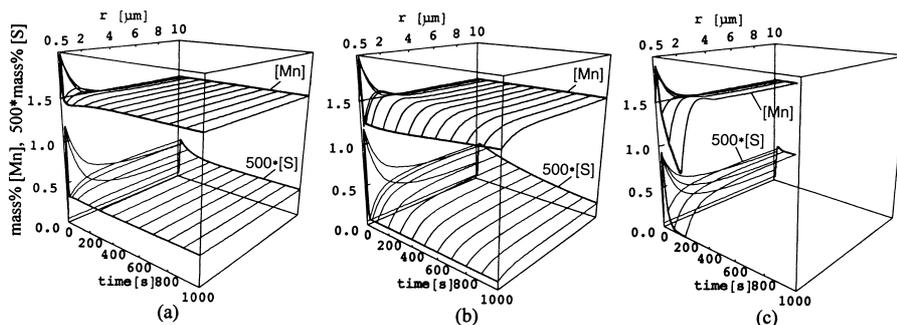


図8 Mn及びSの濃度分布変化の計算結果  
Calculated Mn and S concentration in samples held at (a)1523K, (b)1373K, and (c)continuously cooled

ので界面近傍のMn濃度低下量は大きくなる。

#### 4.3 Mn希薄域形成機構

表2に、四つの熱履歴条件に対して、MnS/母相界面近傍におけるMn濃度低下量(以下、Mn欠乏量と記述)の実測値と計算値をIGF面積率とあわせて示す。Mn欠乏量は実測値、計算値ともに界面から10nmの位置におけるMn濃度から求めた。また、計算値は $\gamma$ 中のMn濃度を計算したものであるのに対して、実測値は $\alpha$ 中のMn濃度を測定したものである。しかし、Mnの鋼中拡散係数から計算すると823Kでの短時間保持(30s)ではMnはほとんど拡散しないことから、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態前後でMn濃度分布はほとんど変化していないものと判断され、両者の直接比較が可能である。

Mn及びSの拡散方程式と局所平衡の仮定から計算したMn希薄域の形成は、FE-TEMでのEDS分析の実測値とほぼ一致していることから、本実験の計算シミュレーションに用いたモデルが実際のMn希薄域の形成過程をほぼ再現していると考えられる。Mn希薄域の形成とMn欠乏量に及ぼす熱履歴の影響を次のように理解することができる。すなわち、①Mnの拡散速度がSのそれと比べて小さいため、MnS析出に伴いMn希薄域が形成される。②MnS析出がさらに進むと、やがてSが枯渇しMnS析出が停止する。その後さらにその温度で保持するとMnの拡散のみ起こり、Mn希薄域が次第に消滅していく。1373Kでの保持時間が長い場合にMn欠乏量が小さくなるのはこのためである。③1523Kのように保持温度が高い場合には、MnとSの溶解度積が大きいためMnS析出停止が早く、その後のMn拡散も速いため、Mn希薄域は短時間で消滅する。

#### 4.4 IGF生成機構

表2に示したように、IGF面積率はMnS周囲のMn欠乏量とよい対応関係があり、Mn希薄域がIGF生成に重要な役割を果たしていることを示唆している。IGF面積率を議論する場合、個々の粒子のIGF生成能以外に冷却速度や介在物粒子の分散状態(個数密度)も考慮する必要がある。本実験では、介在物個数密度は各試料でほとんど変化せず約200個/mm<sup>2</sup>であったので、Mn欠乏量と冷却速度のみに着目して、本実験で得られたIGF面積率の変化について以下のように考察する。

Mnは $\gamma$ 形成元素であり、鋼中のMn濃度が1mass%低下すると $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態点は約50K上昇することが知られている<sup>12)</sup>。従って、MnS周囲でMn濃度が約0.4mass%低下していることから、変態点は約20K上昇し、MnS周辺部で優先的に変態が開始したものと考えることができる。ただし、この場合、Mn濃度の低下や格子整合性などの影響がない場合を想定すると、粒内変態開始温度は粒界変態開始温度より70K以上低い<sup>13)</sup>ことを考慮する必要がある。また、 $\gamma$ 粒界での変態開始温度は粒内のMnS周辺部よりもさらに高いと考えるのが妥当である。本実験条件では $\gamma$ 域温度から823Kまで急冷したために、粒界 $\alpha$ と同時にMnS周囲でIGFが生成したものと推定され、80%という高いIGFが得られたものと思われる。

また、1373Kの長時間保持材ではMn欠乏量が半減しており、短

時間保持材に比較してIGFの変態能が低下したものと解釈できる。1523Kの長時間保持材ではMn欠乏量が0となり、おそらく変態点<sup>14)</sup>が823Kよりも大きく低温側に変化し、その結果、粒界からの変態のみが生じ、IGF面積率が急激に低下したものと考えられる。これに対して、冷却速度が低い場合は $\gamma$ 粒界での変態が優先的に開始するために、IGF面積率は低くなる。連続冷却条件でのMn欠乏量が0.6mass%(計算値)と大きいにもかかわらずIGF面積率が約70%とそれほど高くない原因は、冷却速度が低く $\gamma$ 粒界での変態が先に進行したためと推定される。この点は図3に示した連続冷却条件のミクロ組織において粒界 $\alpha$ が比較的多く生成していることから支持される。

IGFの生成に影響を与える他の要因として、 $\alpha$ と格子整合性の高い析出物の存在により $\alpha$ と析出物の界面エネルギーを低下させ、 $\alpha$ 変態を促進することが考えられる。中炭素鋼においてV炭窒化物を核として生成した $\alpha$ が、V炭窒化物とミスフィットの最も少ない特定の方位関係(Baker-Nuttingの関係)にあることが確認されている<sup>15)</sup>が、一方で、特定の方位関係を有しない場合も報告されている<sup>14)</sup>。本実験においてIGF生成核の一部を構成しているTiNはV炭窒化物と同じB1型結晶構造を有し、 $\alpha$ と比較的格子整合性がよいとされている。

しかしながら、TiNが $\alpha$ と格子整合性が高いためにIGFの生成に寄与したと仮定すると、IGFとTiNは特定の方位関係を有することが必要となる。さらに、 $\gamma$ とIGFはK-Sの方位関係を有する<sup>15,16)</sup>ことから、 $\gamma$ と特定の方位関係を有するTiNからのみIGFが生成することになる。しかし、本実験でIGF面積率の高い試料では、測定面で観察されるほとんどすべての粒子からIGFが生成していることから、上記のような $\gamma$ とTiNの方位関係による選択性は考えにくい。さらに、 $\gamma$ 域における熱履歴の条件によりIGF生成挙動が変化する本実験の結果を格子整合性から説明することは困難である。

鋼中に存在するTi酸化物はMnを吸収し、Mn希薄域を形成することが知られている<sup>17)</sup>。また、Ti酸化物の周辺にMnSの析出を介在せずにMn希薄域が形成されIGFが生成することも指摘されている<sup>18)</sup>。このように、Ti酸化物からのIGF生成には本実験とは異なった機構によるMn希薄域形成機構が関与している可能性があり、詳細な調査が必要である。しかし、本実験と同様に、Ti酸化物からのIGF生成にもMn希薄域が深く関与しているものと推定される。

## 4. 結 論

- (1) オーステナイト中における保持の温度と時間により介在物からのIGF生成挙動は大きく変化した。保持時間が長くなると、IGF面積率は低下した。一方、連続冷却ではIGFは顕著に生成した。
- (2) MnS近傍のオーステナイト中におけるMn濃度分布をTEM-EDSにより測定した結果、Mn希薄域の形成が確認された。オーステナイト中における保持時間が長くなると、MnSとオーステナイト界面近傍のMn濃度低下量は小さくなった。

表2 Mn欠乏量実測値, 計算値とIGF面積率  
Measured and calculated Mn depletion and IGF area fraction

Annealing condition	Mn depletion (measured)	Mn depletion (calculated)	IGF area fraction
1373K for 100s	0.4mass%	0.3mass%	80%
1373K for 1000s	0.2mass%	0.2mass%	40%
1523K for 1000s	0mass%	0mass%	0%
Continuous cooling	-	0.6mass%	70%

- (3) MnS溶解・析出に伴うオーステナイト中のMn濃度分布を計算した結果、界面近傍のMn濃度低下量は上記(2)の測定結果とよく一致した。
- (4) MnSとオーステナイト界面近傍におけるMn濃度低下とIGF生成挙動とはよい対応を示し、Mn希薄域の形成がIGF生成に大きな役割を果たしていることが確認できた。

## 参考文献

- 1) Aihara,S., Tomita,Y., Tsuzuki,T., Saito,N., Yoshida,Y., Ohkita,S., Imai,S.: OMAE99/MAT-2100
- 2) Chijiwa,R., Kojima,A., Tsuruta,T., Date,A., Isoda,S., Aihara,S., Saito,N., Ohkita,S., Imai,S.: OMAE99/MAT-2101
- 3) 児島, 清瀬, 皆川, 平野, 吉井, 中島, 星野, 上島: CAMP-ISIJ.16, 360(2003)
- 4) 間瀬, 栗飯原: までりあ. 34 (3), 301-305(1995)
- 5) 金沢, 中島, 岡本, 金谷: 鉄と鋼. 61(11), 2589-2603(1975)
- 6) 植森, 小関, 栗飯原, 星野, 松原, 児島, 寺田, 吉田, 皆川, 船津: CAMP-ISIJ. 14, 1174 (2001)
- 7) 児島, 清瀬, 植森, 皆川, 星野, 中島, 石田, 安井: 新日鉄技報. (380), 2-5(2004)
- 8) 大北, 若林, 本間, 山本, 松田: 製鉄研究. (327), 9-14(1987)
- 9) Yamamoto,K., Matsuda,S., Haze,T., Chijiwa,R., Mimura,H.: ASTM STP 1042, 1989, 266-284
- 10) 大野恭秀, 岡村義弘, 松田昭一, 山本広一, 向井俊夫: 鉄と鋼. 73(8), 1010-1017 (1987)
- 11) Tomita,Y., Saito,N., Tsuzuki,T., Tokunaga,Y., Okamoto,K.: ISIJ Int. 34, 829-835(1994)
- 12) 日本鉄鋼協会編: 鋼中介在物による変態と組織の制御. 日本鉄鋼協会, 東京, 1998, p.929
- 13) Yamamoto,K., Hasegawa,T., Takamura,J.: Tetsu-to-Hagané. 79, 1169(1993)
- 14) Ishikawa,F., Takahashi,T., Ochi,T.: Metall. Mater. Trans. A. 25A, 929-936(1994)
- 15) Yamaguchi,J., Takemura,N., Furuhashi,T., Maki,T., Uemori,R.: CAMP ISIJ. 11, 1128 (1998)
- 16) 重里, 杉山, 栗飯原, 植森: CAMP ISIJ. 14,1173 (2001)
- 17) Gregg,J.M., Bhadeshia,H.K.D.H.: Acta metall. mater.42 (10), 3321-3330(1994)
- 18) 重里, 杉山, 児島, 篠原, 原, 栗飯原, 高濱, 山田: CAMP-ISIJ. 16, 1532(2003)