

オキサイドメタラジー—3  
—介在物利用による組織制御—

# 鋼中介在物における変態核発生のメカニズム

## Mechanisms for Nucleation of Transformations at Intragranular Inclusions in Steel

榎本正人  
Masato Enomoto

茨城大学 工学部マテリアル工学科  
教授

### 1 はじめに

編集委員会よりオキサイドメタラジーに関する連載解説の1つとして、表記のタイトルを与えられた。平成5年に鉄鋼協会の基礎研究会で「鋼中介在物による組織と材質制御の現状と制御メカニズムの検討」という名称の研究会が発足し、鉄鋼8社の方と介在物利用の実情を調査した。また、初歩的な計算モデルによって粒内変態挙動をシミュレートし、介在物の変態を促進、あるいは抑制する因子を検討した<sup>1)</sup>。この研究会はその後大学の委員を加えて、「鋼中介在物による変態と組織の制御」と題する研究フォーラムに引き継がれ、課題によっては突き進んだ検討が行われた<sup>2)</sup>。非金属介在物を凝固や溶接部の変態接種剤として利用し、組織を微細化する技術は国外でも多くの関心が払われ、レビュー記事がいくつか執筆されている<sup>3-9)</sup>。

研究会での調査の結果、溶接用炭素鋼、非調質中炭素鋼、機械構造用共析鋼、珪素鋼などで介在物が広範に利用されていることが判明した。利用の目的は、ピン止め効果によるオーステナイト( $\gamma$ )粒成長の抑制、粒内フェライト( $\alpha$ )変態や再結晶核発生の促進による組織微細化である。このうち粒成長の抑制は、Zenerの理論とそれから派生した多くの理論によって、研究開発の指針を得ている<sup>10)</sup>。これに対し、介在物を変態や再結晶の核発生の誘起するために利用しようとすると、頼れる指針は得られていないと言うべきである。Ti系酸化物やホウ素化合物のように、変態核発生の促進作用が認められているものもあるが、多くの努力にも拘わらず、メカニズムは突き止められていない。この連載の1回目と2回目では、溶接熱影響部(HAZ)の組織微細化を目的として、Ti酸化物、TやVなどの窒化物、Ca、Mnあるいは希土類(REM)の酸硫化合物、ホウ素系介在物、およびこれらの複合介在物の利用状況が紹介された<sup>11,12)</sup>。この解説は、粒内変態の機構面での現状の理解を整理したものである。

### 2 粒内フェライトのモルフォロジー

粒内フェライトには等軸状で介在物を取り囲むように生成しているもの(ferrite idiomorph、あるいはintragranular ferrite -IGF-と呼ばれる)と、プレート、ないし針状のもの(intragranular ferrite plate -IFP-)がある。Fig.1はFe-0.09C-1.48Mn-0.2Si (0.011S, 0.05V、および0.0066Nを含む)合金を1250°Cで10min オーステナイト化後、640°Cで40s保持した試料において、MnSに粒内核発生したIGFのシリアルセクションングによる3次元合成画像である<sup>13)</sup>。MnS(中央グレーの部分)の表面にはVNが析出していると考えられるが、光学顕微鏡による画像を合成したため、VNは見ることができない。研磨の途中、フェライト粒の中には粒界が観察されたので、EBSDで方位解析を行った結果、このフェラ

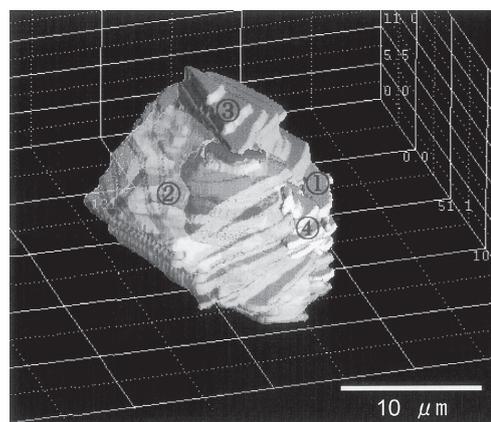


Fig.1 Three dimensional reconstruction of serial sectioning images of a ferrite particle nucleated at the intragranular inclusion, MnS plus VN (buried in the particle), in an Fe-0.09C-1.48Mn-0.2Si alloy austenitized at 1250°C for 10 min, and isothermally reacted at 640°C for 40s. The ferrite particle consists of six subgrains ①~⑥, two of them not visible from this angle<sup>13)</sup>

イト粒は①～⑥の6個のサブグレインから成っていることがわかった(うち2個のサブグレインは小さく、この角度では見ることができない)<sup>13)</sup>。

Fig.2は低炭素鋼を溶接金属としたSM490の溶接部から採取し、セクションングを行った試料の3次元合成画像である<sup>14)</sup>。中央付近でプレート(IFP)が交叉している箇所に介在物があり(Ti酸化物と思われるが、画像には含まれていない)、そこからフェライトプレートが特定の方向に放射状に生成している。プレートの長手方向は、母相の $\langle 110 \rangle_\gamma$ 方向、平坦な面は $\{111\}_\gamma$ 面に平行である<sup>15)</sup>。プレートの中には別のプレートの平坦な面に接しているものもあり、共鳴核生成によって核発生したものと思われる\*。これをウイドマンステッテンスター<sup>16)</sup>、あるいは1次フェライトプレート、2次フェライトプレート<sup>17)</sup>と呼ぶこともある。

### 3 粒内変態を促進する介在物と核生成能の評価

介在物による組織制御技術を確立するためには、介在物の核生成能を客観的に評価する必要がある。たとえば、多数のMnS粒子のうち、少数にフェライトが生成している組織を考えると、これをMnSには期待通り核発生を促進する効果があるとみるか、MnSの核発生促進効果はそれほどではないと判断するかによって、その後の研究計画は大きく左右され

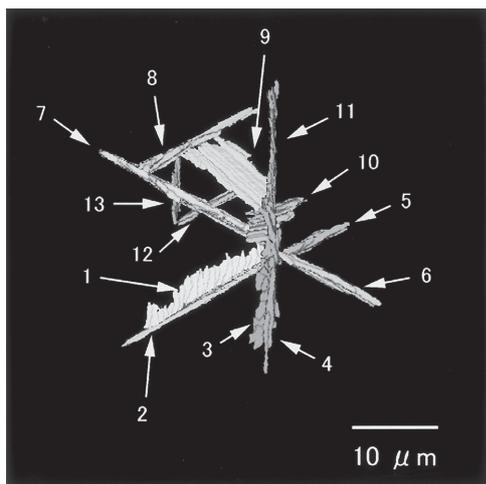


Fig.2 Three-dimensional reconstruction image of ferrite plates in a low carbon steel weld. The base steel plate was SM490. The inclusion, probably titanium oxide (not visible), was observed at the intersection of plates. The plates, the broad faces being parallel to $\{111\}_\gamma$ , grew along $\langle 110 \rangle_\gamma$  directions<sup>14,15)</sup>

る。Fig.3は粒内に核発生したフェライト粒子数を介在物表面積に対してプロットしたものであり<sup>1)</sup>、図の左上にある介在物が最も核生成能が大きいと目される。この図はフェライトや介在物の数密度、大きさを二次元断面で観察しており、可能な限り立体統計による3次元的な分布に変換することは必要であるが、それ以上に重要なのは核生成能の評価は過冷度、冷却速度、介在物の大きさ、競合する介在物の有無や母相粒径なども含め、総合的に判断する必要があるということである。実際Fig.4に示すように、粒内フェライトの数は冷却速度に大きく依存している。

さらに、状況を複雑にしているのは、介在物には複合介在物を形成して粒内変態を促進するものが多いことである。個別の介在物の核生成能を実験的に確認するために、

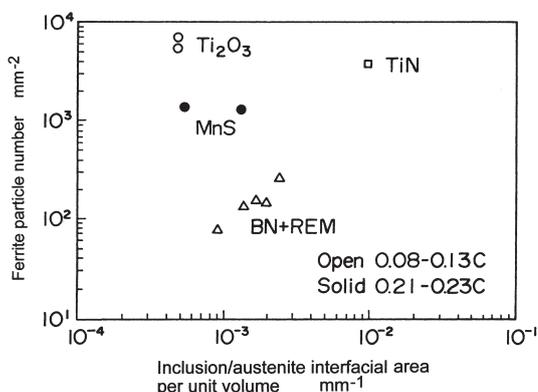


Fig.3 Nucleation potency of inclusions evaluated from the number of intragranularly nucleated ferrite particles per unit interfacial area of inclusions. Both the particle number and interfacial area were measured in the polished specimen surfaces<sup>1)</sup>

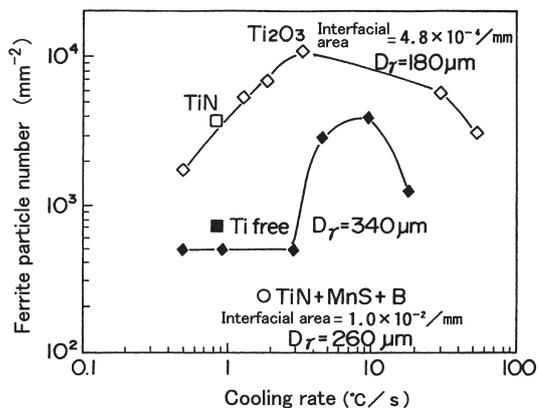


Fig.4 Variation of intragranular ferrite particle number with cooling rate in steel with titanium oxides (and nitrides) and in Ti-deoxidized steel.  $D_\gamma$  is the austenite grain size<sup>1)</sup>

\* 共鳴核生成とは、母相と組成が異なる析出相の表面に同じ相の析出物が核発生すること<sup>16)</sup>。

Bhadeshiaら<sup>18,19)</sup>はセラミクス化合物の粉末を両側からFeで挟み、粉末との接合界面におけるフェライトの生成挙動を観察した。その結果、化合物とFeマトリクスの化学反応をフェライト生成の重要な因子と考察している。また、Zhangら<sup>20)</sup>は焼結したセラミクスの多結晶をFeと接合して、接合界面におけるフェライトの生成挙動を観察し、6種類の介在物のうちVNが最もフェライトの核発生を促進すること、およびFig.5に示すように、オーステナイト粒界より接合面における粒子数が多いと報告している。

## 4 粒内フェライト変態の駆動力を増加させる介在物

MnSの周辺にはMnの欠乏層が存在して、フェライト変態の駆動力を増し、核発生を促進すると考えられている。実際、Mabuchiら<sup>21)</sup>はFig.6に示すように、FE-TEM-EDSを

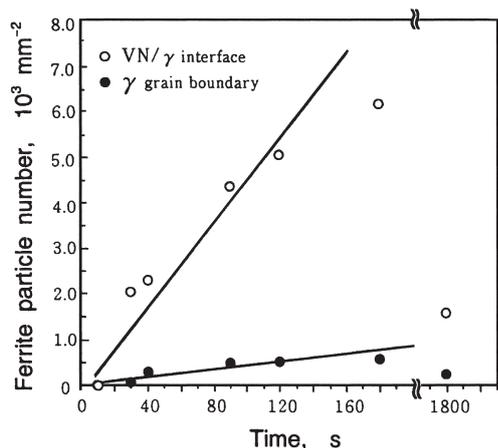


Fig.5 Variation of ferrite particle number per unit area of VN/γ pressure-bonded interface and austenite grain boundaries with reaction time at 700°C<sup>20)</sup>

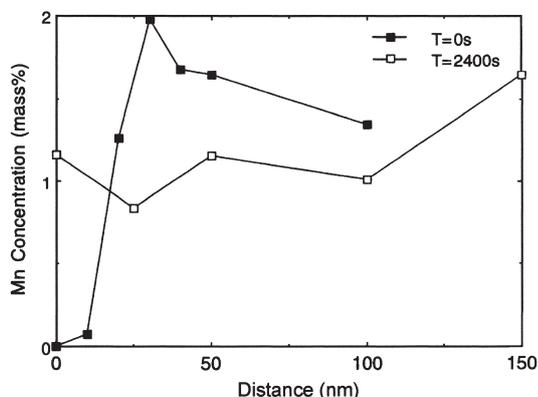


Fig.6 Mn concentration profile near the MnS particle observed in HAZ of a low carbon steel weld. The steel was cast and cooled at 2°C/s down to 900°C, and then quenched without holding (T=0s), and with holding at the same temperature for 2,400s<sup>21)</sup>

用い、低炭素鋼の溶接熱影響部において、MnS粒子の近傍に厚さが20～30nmのMn欠乏層が存在することを報告している。また、重里ら<sup>19)</sup>はMnSとそこに生成したフェライト粒子の近傍で0.3～0.5%のMn欠乏層を観測している。Mn欠乏層はMnSの周辺に常に存在するとは限らず、S量が少ない鋼では観察されにくく、γ域で一定時間保持すると、消失する傾向がある<sup>22,23)</sup>。

溶質原子の欠乏層による粒内変態駆動力の増加はMnだけでなく、炭化物や窒化物の周辺ではCやNの他に、焼入れ性を増加させるNbやVなども欠乏すると考えられる。これらが、含有量の小さい元素であることから組成分析によって欠乏層の存在を立証するのは容易ではない。Ti酸化物はFeとの脱炭反応により、周辺にCの低濃度領域を形成したり<sup>19)</sup>、陽イオン空孔にMnを吸収してMnの枯渇帯を形成するという報告もある<sup>24,25)</sup>。さらに、山本らはB添加鋼で、粒界に偏析する傾向の大きいBはTi<sub>2</sub>O<sub>3</sub>の表面にも偏析するが、やがてTi<sub>2</sub>O<sub>3</sub>内部の陽イオン空孔に吸収されるため、Bのγ/Ti<sub>2</sub>O<sub>3</sub>界面におけるフェライトの核発生を抑制する効果が粒界に比べて減少し、粒内フェライト変態を促進すると報告している<sup>24)</sup>。また、Bのこのような効果を最大限に活用して、大入熱溶接のHAZの限定的な領域にBを拡散させる方法も考案されていることはすでに紹介されたとおりである<sup>12)</sup>。

## 5 活性化エネルギーの低いフェライト核生成サイトとなる介在物

古典論によれば、介在物とオーステナイトの界面エネルギーが大きく、介在物とフェライトとの界面エネルギーが小さければフェライトはその介在物上に核発生し易くなる。実際、Grongら<sup>26)</sup>は、熔融状態で存在する介在物は凝固の後、母相とランダムな方位関係を有するが、フェライト粒にとって低い活性化エネルギーで核発生できる方位を有する介在物(方位がランダムに分布しているとする)全体の～12%がアシキュラーフェライトの有効な核発生サイトになると考察した。

界面エネルギーは界面を跨ぐ原子結合の種類が変わることによって生ずる部分と(これを化学成分と呼ぶことがある)、格子のミスフィットによる部分(構造成分)から成る<sup>27)</sup>。エピタキシャル成長における議論で見られるように、後者の格子ミスフィットにより界面エネルギーの大小が議論されることが多い。粒内核生成について、介在物と母相オーステナイト( $\sigma_{\gamma/Inc}$ )、および介在物とフェライト核との格子ミスフィットを使って界面エネルギー( $\sigma_{\alpha/Inc}$ )を計算し、両者の差( $\sigma_{\gamma/Inc} - \sigma_{\alpha/Inc}$ )と実験的に観測された核生成能を比較したと

ころ、Fig.7に示すようになった<sup>1)</sup>。立方晶ではない介在物は、母相格子との方位の組み合わせを変えて、 $\sigma_{\gamma/Inc} - \sigma_{\alpha/Inc}$ を計算している。図からわかるように、VNのように粒内核生成を促進すると考えられている析出物では、 $\sigma_{\gamma/Inc} - \sigma_{\alpha/Inc}$ は正の値になったが、Ti<sub>2</sub>O<sub>3</sub>では逆に負の値となり、観測事実を部分的にしか説明できなかつた。一方、NaCl型の結晶構造を有する炭化物や窒化物はオーステナイトとcube-on-cube、フェライトとはBaker-Nuttingの方位関係を有するため、格子ミスフィットが容易に計算でき、界面エネルギーと関係付けられる。Fig.8に示すように、フェライトがこれらの化合物とB-N関係にあるとすると、VN (LPR = 1.44)はNaCl型の炭、窒化物の中で最小となる<sup>28-30)</sup>。また、凝固の核発生では介在物と $\delta$ -フェライトの格子ミスフィットを表すパラメーター (planar disregistryと呼ばれる)が核生成能の目安として用いられる<sup>31,32)</sup>。これらのパラメーターは全体を俯瞰するのに有効であるが、最近では計算科学の進展により、

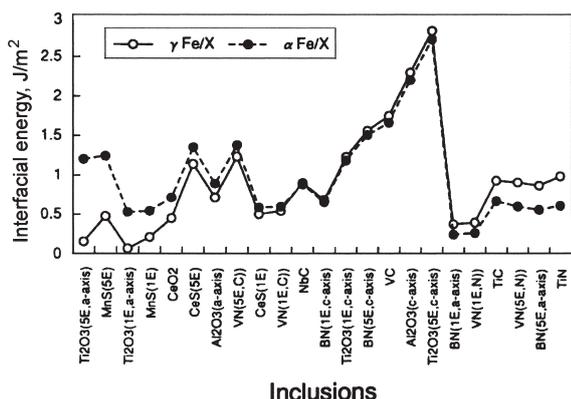


Fig.7 Interfacial energy of inclusions with  $\alpha$  and  $\gamma$  iron matrix, calculated varying the combination of parallel axes between the inclusion and the matrix. The interfacial energy was calculated from the lattice misfit using van der Merwe equation<sup>1)</sup>

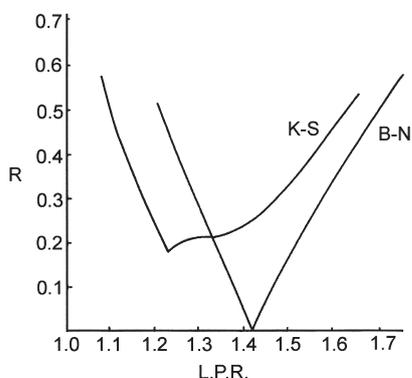


Fig.8 Relative interfacial energy plotted against lattice parameter ratio (LPR) for NaCl-type compounds, Baker-Nutting (B-N) oriented with the  $\alpha$ -iron matrix, and relative interfacial energy of Kurdjumov-Saches (K-S) oriented ferrite and austenite<sup>28,29)</sup>

原子埋め込み法 (EAM) や第一原理による界面エネルギーの計算も行われるようになり、ミスフィットのみを指針とするのではなく、化学成分も合わせた界面エネルギー計算も可能になってくるであろう。

## 6 介在物の形状と大きさの影響

Barbaroら<sup>17)</sup>は低炭素Mn鋼の溶接部で、介在物のサイズごとにアシキュラーフェライトが生成する割合を測定し、アシキュラーフェライトが生成する最小のサイズが存在すること、およびその大きさは0.4~0.6 $\mu$ mであると報告した (Fig.9参照)。このサイズは、オーステナイト粒径や冷却速度にあまり依存しない。T.K.Leeら<sup>33)</sup>も同様の報告をしている。また、Morikageら<sup>34)</sup>は、フェライトが核発生するTiN粒子の最小粒径が過冷度と共に減少することを見出し、そのメカニズムを介在物の形状を多面体として、考察している。一方、介在物が球形とすると、Fig.10に示すように核発生の活性化エネルギーは球面の曲率半径が小さくなると増大する、すなわち、介在物が大きく表面が平面に近づくほど活性化エネルギーは減少する<sup>35)</sup>。

## 7 母相オーステナイト粒径の影響

Ricksら<sup>36)</sup>はオーステナイト粒界と介在物表面に発生する核のエネルギーを比較し、Fig.11に示すように、介在物表面がオーステナイト粒界より優先核生成サイトになるためには、 $(\sigma_{\gamma/Inc} - \sigma_{\alpha/Inc}) / \sigma_{\alpha/\gamma}$ が0.3以上であることが必要とした<sup>37)</sup>。通常はこの値は0.3以下であり、オーステナイト粒界以上に核生成能を有する介在物はまだ報告されていない。

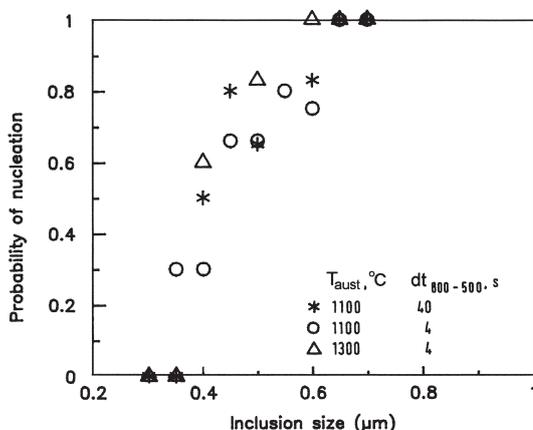


Fig.9 Fraction of inclusions on which acicular ferrite nucleation occurred plotted against the size of inclusions in a low carbon Mn steel weld.  $T_{aust}$  is the austenitizing temperature, and  $dt$  is the time for cooling<sup>17)</sup>

オーステナイト粒界にフェライトが生成すると、それによって炭素の枯渇域が広がっていき、粒内におけるフェライト核発生の駆動力が急速に減少する。このとき、Fig.12に示すように、粒界に近いところにある介在物‘1’は核発生が起こらず、母相の中央付近に位置する介在物‘2’には駆動力が残存している。Barbaroら<sup>17)</sup>は、アシキュラーフェライトの割合が、オーステナイト粒径とともに増加すること、およびこの効果は冷却速度が小さいと顕著なることを報告している。このような粒内における駆動力の減少はシミュレーションで追跡できる<sup>1)</sup>。

## 8 熱膨張係数の相違により発生する応力、歪の影響

加工により導入された応力、歪が変態の核発生を著しく促進することはよく知られている。介在物や炭、窒化物は熱膨張率が母相とは異なるため、冷却によって動径方向に圧縮、もしくは引っ張り応力を生じ、これが粒内核発生を促進する

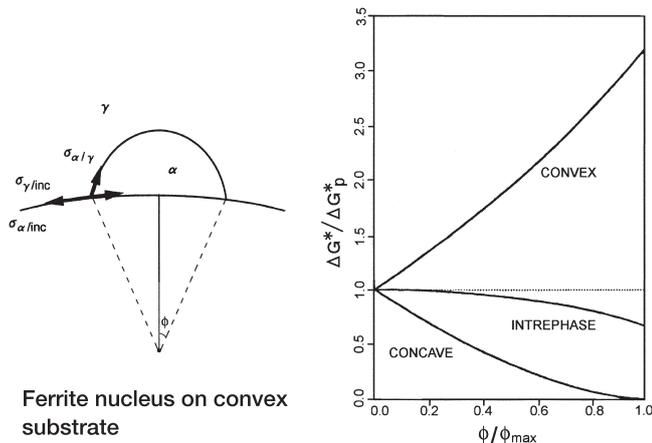


Fig.10 Variation of activation energy of nucleation on a curved substrate.  $\Delta G_p^*$  is the activation energy of nucleation on a planar substrate<sup>35)</sup>

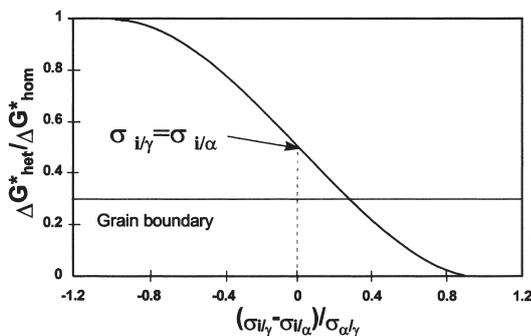


Fig.11 Comparison of activation energy of ferrite nucleation at inclusion/matrix interface with that at the austenite grain boundary<sup>37)</sup>

と考えられている。Table 1に代表的な介在物の熱膨張係数を示す。最密充填構造であるfccオーステナイトの熱膨張係数はbccのフェライトより大きく、ほぼ2倍である。そのためほとんどの介在物や析出物の熱膨張係数はオーステナイトより小さくなり、冷却時に動径方向に圧縮応力を発生させると考えられる。フェライトに変態した後は、炭、窒化物の熱膨張係数はフェライトより依然として小さいが、Ti酸化物はほぼ同程度であり、MnSはフェライトより大きくなる。

熱膨張係数の相違に由来する歪、応力の影響は2つの側面から検討を要する。1つは母相中に蓄えられる弾性歪エネルギー、もう1つは母相の降伏により発生する転位でのフェライトの核発生である。前者は等方弾性体を仮定すれば、弾性論によって歪エネルギーを計算することができる<sup>1)</sup>。その結果、過冷度が数十度でのフェライト核発生を考慮すると、歪エネルギーは変態の駆動力よりかなり小さくなる。しかしながら、連続冷却ではAe<sub>3</sub>点直下では歪エネルギーは相対的に大きくなり、空孔による歪エネルギーの緩和が起こらなければ、歪エネルギーの影響は排除できない。歪の発生する領域

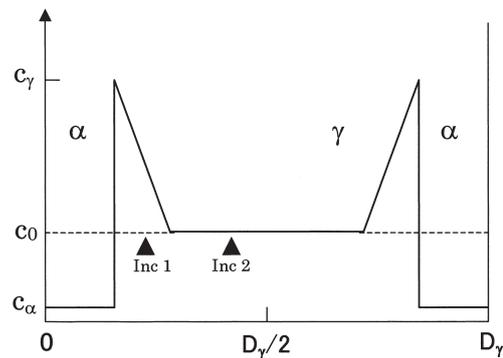


Fig.12 Loss of carbon supersaturation within the austenite grain due to carbon diffusion field emanated from ferrite particles at austenite grain boundaries.  $D_\gamma$  is the austenite grain size<sup>1)</sup>

Table 1 Thermal expansion of inclusions and precipitates

Inclusion or precipitate	$\alpha, 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$	Ref.
NbC	6.2	39)
TiN	9.3	39)
MnS	17.4	1), p.165
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	8.8	40)
Ti <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	10.04	1), p.165
$\gamma\text{Fe}$	23.0	42, 43)*
$\alpha\text{Fe}$	11.7	42, 43)

\* Obtained by the present author by linear regression of data by Basinski et al<sup>42)</sup>.

が極めて小さいため、介在物周辺の歪をその場観察することは現時点では困難と思われる。

角野<sup>2)</sup>は母相の降伏による転位ループの発生メカニズムを詳しく考察している。それによると、Fig.13に示すように、母相の降伏に伴って、介在物の表面で剪断応力が最大になる箇所から、 $\langle 110 \rangle$ 方向に転位ループが列状に発生する。これらの転位にフェライトが核発生して、Fig.2に示したような特徴的な花びら模様のフェライトプレートとなる<sup>38)</sup>。

## 9 おわりに

粒内変態の制御は、核生成が極めて重要な役割を果たす技術課題であるが、核生成研究の長年にわたる停滞もあって、未だに経験の域を脱していない。この間、EBSDや3次元アトムプローブなど、ミクロスケールの実験的な解析手段は大幅な進歩をとげ、計算科学も材料研究の中で急速に地歩を固めている。介在物による核生成の制御という魅力ある課題の克服のために、これらを最大限に活用し、弛まぬ努力を傾注していく必要がある。

### 参考文献

- 1) 鋼中介在物による組織と材質制御の現状と制御メカニズムの検討, 日本鉄鋼協会基礎研究会, 鋼中介在物利用による組織と材質の制御研究部会報告書, (1995)
- 2) 鋼中介在物による変態と組織の制御, 日本鉄鋼協会材料の組織と特性部会 鋼中介在物による変態と組織の制御研究フォーラム報告書, 鋼中介在物利用による組織と材質の制御研究部会, (1998)
- 3) O.Grong and D.K.Matlock : Int.Mater.Rev., 31 (1986), 27.
- 4) D.J.Abson and R.J.Pargeter : Int.Mater.Rev., 31 (1986),

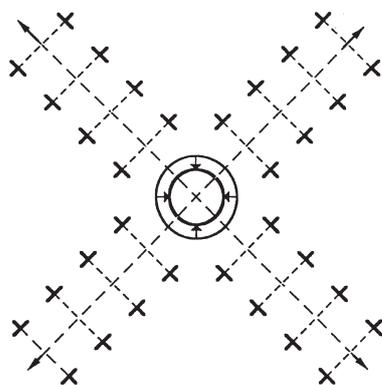


Fig.13 Formation of edge dislocation loops at the inclusion which has a larger thermal expansion coefficient than that of the Fe matrix (Sumino in ref.<sup>2)</sup>)

- 141.
- 5) D.J.Abson : Welding in the World, 27 (1989), 11.
- 6) G.Thewlis : Mater.Sci.Tech., 10 (1994), 110.
- 7) M.Enomoto : Metals and Materials, 4 (1998), 115.
- 8) M.Enomoto : Nucleation of Ferrous Solid-Solid Phase Transformations at Inclusions, Encyclopedia of Materials, Elsevier, (2001), 7898.
- 9) 古原忠 : まてりあ, 43 (2004), 103.
- 10) P.A.Manohar, M.Ferry and T.Chandra : ISIJ Int., 38 (1998), 913.
- 11) 植森龍治 : ふえらむ, 14 (2009) 7, 472.
- 12) 大井健次 : ふえらむ, 14 (2009) 8, 524.
- 13) T.Yokomizo, M.Enomoto, O.Umezawa, G.Spanos and R.O.Rosenberg : Mater.Sci.Eng., A343 (2003), 261.
- 14) K.M.Wu, Y.Inagawa and M.Enomoto : Mater.Char., 52 (2004), 121.
- 15) M.Enomoto, K.M.Wu, Y.Inagawa, T.Murakami and S.Nanba : ISIJ International, 45 (2005), 756.
- 16) H.I.Aaronson, G.Spanos, R.A.Masumura, R.G.Vardimin, D.W.Moon, E.S.K.Menon and M.G.Hall : Mater.Sci.Eng., B32 (1995), 107.
- 17) F.J.Barbaro, P.Krauklis and K.E.Easterling : Mater.Sci. Tech., 5 (1989), 1057.
- 18) M.Strangwood and H.K.D.H.Bhadeshia : Phase Transformations' 87, ed.by G.Lorimer, The Inst. Metals, (1988), 466.
- 19) J.M.Gregg and H.K.D.H.Bhadeshia : Metall.Mater., Trans., A, 25A (1994), 1603.
- 20) S.H.Zhang, N.Hattori, M.Enomoto and T.Tarui : ISIJ Int., 36 (1996), 1301.
- 21) H.Mabuchi, R.Uemori and M.Fujioka : ISIJ Int., 36 (1996), 1406.
- 22) 重里元一, 杉山昌章, 栗飯原周二, 植森龍治, 富田幸男 : 鉄と鋼, 87 (2001), 93.
- 23) M.Enomoto : Z.Metallkd., 90 (1999), 19.
- 24) 山本広一, 長谷川俊永, 高村仁一 : 鉄と鋼, 79 (1993), 1169.
- 25) J.H.Shim, J.S.Byun, Y.W.Cho, Y.J.Oh, J.D.Shim and D.N.Lee : Scripta mater., 44 (2001), 49.
- 26) Ø.Grong, A.O.Kluken, H.K.Nulund, A.L.Dons, and J.Hjelen : Metall.Mater.Trans.A, 26A (1995), 525.
- 27) D.Turnbull : Impurities and Imperfections, ASM, Metals Park, OH, 121.
- 28) P.R.Howell and R.W.K.Honeycombe : Solid → Solid Phase Transformations, ed. by H.I.Aaronson, D.E.Laughlin,

- R.F.Sekerka and C.M.Wayman, TMS-AIME, Warrendale, (1982), 399.
- 29) F.Ishikawa and T.Takahashi : ISIJ Int., 35 (1995), 1128.
- 30) F.Ishikawa, T.Takahashi and T.Ochi : Metall. Mater. Trans.A, 25A (1994), 929.
- 31) D.Turnbull and B.Vonnegut : Industrial and Engineering Chemistry, 44 (1952), 1292.
- 32) B.L.Bramfitt : Metall.Trans., 1 (1970), 1987.
- 33) T.K.Lee, H.J.Kim, B.Y.Kang and S.K.Hwang : ISIJ Int., 40 (2000), 1260.
- 34) Y.Morikage, K.Oi, F.Kawabata and K.Amano : CAMP-ISIJ, 9 (1996), 1353 ; 10 (1997), 1309.
- 35) J.K.Lee, J.H.Choy and Y.Choi : Mat.Res.Soc.Symp.Proc., 230 (1992), 121.
- 36) R.A.Ricks, P.R.Howell and G.S.Bariette : J.Mater.Sci., 17 (1982), 732.
- 37) I.Madariaga and I.Gutierrez : Acta mater., 47 (1999), 951.
- 38) M.F.Ashby and L.Johnson : Phil.Mag., 20 (1969), 1009.
- 39) F.S.ガラッソー著, 加藤誠軌, 植松敬三訳 : ファインセラミックスの結晶化学, アグネ技術センター, (1984)
- 40) W.D.Kingery, H.K.Bowen and D.R.Uhlmann : Introduction to Ceramics, 小松和蔵, 佐多敏之, 守吉佑介, 北澤宏一, 植松敬三訳, 応用編, 内田老鶴圃, (1981), 577.
- 41) W.B.Pearson : A Handbook of Lattice Spacings and Structures of Metals and Alloys, Pergamon, London, (1958)
- 42) Z.S.Basinski, W.Hume-Rothery and A.L.Sutton : Proc. Roy.Soc., A229, (1955), 459.
- 43) W.Hume-Rothery : The Structures of Alloys of Iron, Pergamon, London, (1966), Chap.2.

(2009年6月3日受付)