

# 相変態・析出における異相界面構造

古原 忠\*

Interphase Boundary Structures in Phase Transformation and Precipitation Processes

Tadashi FURUHARA

**Key words :** phase transformation ; interphase boundary ; diffusional transformation ; precipitation ; martensite ; bainite ; pearlite ; ledge mechanism.

## 1. はじめに

相変態・析出を利用して金属材料の組織を種々変化させる組織制御においては、相変態・析出のkineticsを理解することが重要である。このkineticsを支配する因子の中で、母相／生成相間の異相界面構造は、界面のエネルギーや易動度に直接関連し、相変態・析出の核生成・成長過程を理解する上で必要不可欠の情報である。近年TEM技術の進歩に伴って異相界面構造の研究が精力的になされ、その詳細がかなり明らかになっている。以前筆者ら<sup>1)</sup>は、析出物の成長と界面構造との関係について解説し、析出物の成長が界面でのステップ(レッジ)の移動によって起こることを示したが、最近相変態機構に関連して界面構造の重要性が改めて指摘されている<sup>2)</sup>。このような状況をふまえて、本稿では、相変態・析出における母相／生成相間の異相界面構造に関する近年の研究について紹介する。

## 2. 生成相の形態・結晶学と異相界面

相変態・析出における異相界面構造は、母相と生成相との間に満たされる結晶方位関係によって大きく影響される。生成相は、界面エネルギーや歪エネルギーの増加をできるだけ小さくして核生成の活性化エネルギーを下げるように核生成する。その結果、生成相は一般に母相に対して特定の結晶学的方位関係(例えばfcc/bcc変態でのKurdjumov-Sachsの関係)を満たして生成する。

一般に異相界面構造は次の3つに大別できる<sup>3)</sup>。

(1) 整合(coherent)界面—母相と生成相の間には特定の結晶学的方位関係が存在し、界面を挟んで原子列が1対1に対応している。界面での格子定数の違いによるミスフィット歪は弾性的に緩和されている。

(2) 半整合(semi-coherent)界面—整合界面と同様に母相と生成相とは特定の方角関係を満足しているが、ミスフィット歪が比較的大きいため、界面に規則的に配列したミスフィット転位による歪の緩和がなされている。転位間の領域では原子列は連続である。一方、マルテンサイト界面のようにミスフィット転位と異なる界面転位が存在する場合も、その界面は半整合として分類される<sup>4)</sup>。

(3) 非整合(incoherent or disordered)界面—原子列は界面を通して全く不連続で規則的な構造は存在しない。この界面では過剰な自由体積が存在するため、界面を越える原子の拡散が容易に起こると考えられる。2つの結晶の間に、特定の方角関係は一般にはない。

また、整合(または半整合)界面と非整合界面が組み合わさった界面を部分整合(partially coherent)という。

このような異相界面のエネルギーは生成相の形態・結晶学的特徴を決定する重要な因子である。歪エネルギーを無視すると、生成相の形状は単位体積当たりの界面エネルギー最小の条件で与えられる。Fig. 1は界面方位による界面エネルギーの変化( $\gamma$ -plot<sup>5)</sup>)の2次元の模式図である。内接

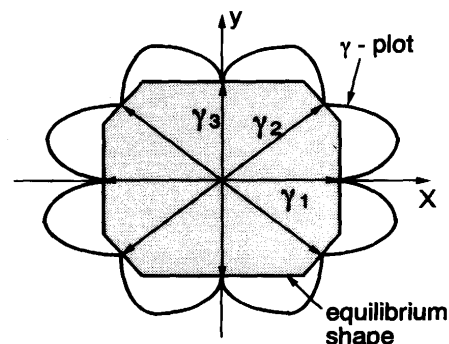


Fig. 1. 2-dimensional  $\gamma$ -plot and the equilibrium shape.

平成6年9月19日受付 平成6年11月4日受理 (Received on Sep. 19, 1994; Accepted on Nov. 4, 1994) (依頼解説)

\* 京都大学大学院工学研究科材料工学教室 (Department of Materials Science and Engineering, Kyoto University, Yoshidahonmachi, Sakyo-ku, Kyoto 606-01)

する多角形 (Wulff construction<sup>6)</sup>) は、界面エネルギーが最小になる生成相の形状を表す。これを平衡形状 (equilibrium shape<sup>5)</sup>) という。界面エネルギーは、組成や規則度の変化による界面での原子間結合の差から生じる化学的成分 (chemical component) と、結晶構造や格子定数の差より生じる構造的成分 (structural component) の和で表される<sup>3)</sup>。化学的成分は界面での原子間結合の数より見積もることができる<sup>7)</sup>。一方、構造的成分は、整合界面では整合歪エネルギーと不可分であるが、半整合界面ではミスフィット転位の自己エネルギーと相互作用エネルギーの和として見積もることができる<sup>8)</sup>。最近、異相界面エネルギーを理論的に見積もり平衡形状を求めて、相変態・析出の核生成kineticsの取扱いに応用する試みがなされている<sup>9)10)</sup>。

半整合界面の構造はO格子理論<sup>11)</sup>のような幾何学的理論によって予測できる。O格子は、2つの結晶の単位格子を考えて、与えられた方位関係に基づいてそれらの格子を対応させたときの最も整合性の良い位置を表す。そして隣接するO格子点の間にはミスフィット転位が存在し、界面は通常2組以上のミスフィット転位の網目構造によって記述される。界面での整合性はO格子の単位格子の体積が小さいほど良く、それが最小になるような方位関係を生成相は母相に対して満たす可能性が高い。また、与えられた方位関係の下で界面エネルギー最小となる界面方位も求めることができる。詳細は他の教科書<sup>11)</sup>や解説<sup>12)~14)</sup>を参照されたい。最近、O格子理論の結果が挿入原子法<sup>15)</sup>などの多体間ポテンシャルを用いた界面構造の計算でも再現できることが指摘されている<sup>16)</sup>。ただし生成相が母相に対して整合である場合には、整合歪エネルギーも形態や結晶学に影響をおよぼすと考えられる。整合な生成相に関する理論的取扱いは別の教科書<sup>17)</sup>を参照されたい。

O格子理論と同様に幾何学的手法により生成相の結晶学的特徴を予測する手段として、マルテンサイト変態の結晶学に関する現象論<sup>18)19)</sup>がある。詳細は他の教科書<sup>20)21)</sup>や解説<sup>22)</sup>を参照されたい。この理論では、マルテンサイト板と母相との間の界面が無歪かつ無回転すなわち格子不変面 (lattice invariant plane) になると仮定する。そして、母相と生成相の格子対応および格子定数を与えることにより、その結晶学的特徴 (方位関係、晶癖面) や形状歪が決定される。

一方、Dahmen<sup>23)</sup>は現象論より格子不変変形の部分を除くことにより格子不変線理論を抽出した。Fig. 2 (a) は、円で代表される母相が、楕円形の生成相に変形されたことを示している。この時、線分OBは長さを変えずにOB'に変換される。もし剛体回転(R)によってOB'がOBに重ねられれば (Fig. 2 (b)), その方向は無歪かつ無回転の格子不変線 (lattice invariant line) となる。析出物はこのような不変線を形成するように生成するため、一般に母相に対して特定のものから少しずれた方位関係を満たす。析出物の形態も不変線と深く関係しており、針状析出物の優先成長方向

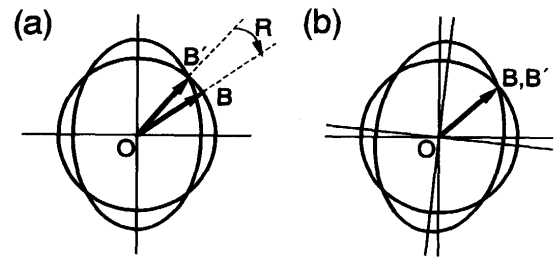


Fig. 2. Schematic illustration of (a) the lattice change, and (b) the formation of a lattice invariant line.

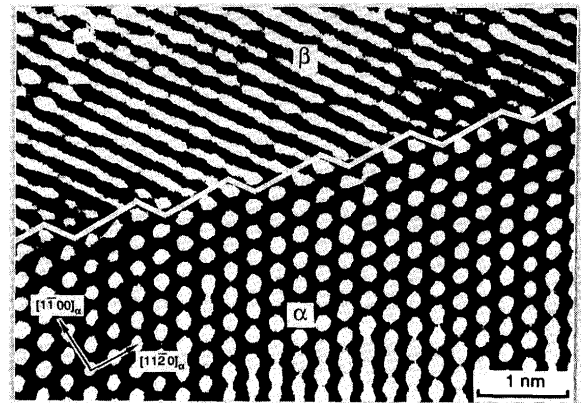


Fig. 3. Structural ledges on the  $\beta/\alpha$  interface in a Ti-7Cr alloy<sup>29)</sup>.

が不変線と一致し<sup>24)</sup>、板状析出物の晶癖面が不変線を含む<sup>25)</sup>ことが明らかになっている。その他にも不変線理論を応用した多くの研究がなされ<sup>26)~30)</sup>、拡散変態の結晶学や界面構造が現象論と同様の幾何学的手法を用いて表されることが明らかとなっている。O格子理論では不変線はO-lineとして表され<sup>31)</sup>、界面構造は不変線に沿った一組のミスフィット転位で表される。この時O格子の体積もゼロになり、界面の整合性は最も良くエネルギーも最小であると考えられる。

格子不変線の方法は一般にはirrationalであるため、それを界面に含む生成相の晶癖面もirrationalになる場合がある。このような晶癖面は、ミクロには低指数面をテラス面とする原子レベルでのステップが規則的に配列することによって形成される。このステップは構造レッジ<sup>32)</sup>と呼ばれ、界面での整合領域の割合を増加させ界面エネルギーを下げる役割を持っている<sup>33)</sup>。Fig. 3にTi-Cr合金の $\beta$  (bcc)/ $\alpha$  (hcp) 界面上の構造レッジ<sup>29)</sup>を示す。テラス面は $(2\bar{1}\bar{1})\beta // (1\bar{1}00)\alpha$ で、レッジ高さは $(2\bar{1}\bar{1})\beta$ の2原子層分 (約0.25nm)、レッジ間隔は約1 nmである。マクロな晶癖面は $(13, \bar{1}\bar{1}, \bar{1}\bar{1})\beta$ となり、構造レッジの階段方向は変態の不変線方向 ( $\sim [533]\beta$ )<sup>34)</sup>に一致する。

### 3. 粒内生成相の異相界面構造

#### 3・1 拡散変態・析出

拡散変態の生成物の界面は核生成時には完全整合で、成

長時には整合歪を緩和するため半整合になると考えられる<sup>35)</sup>。整合界面では、母相と生成相の結晶構造が同じか非常に似ている場合(例えばfcc/fccやfcc/fct), 界面の移動は格子のわずかな膨張収縮によって起こるが<sup>3)</sup>, 界面が半整合であるとその移動はミスフィット転位の上昇運動によって規制される。一方、母相と生成相の結晶構造が大きく異なり界面を挟んで積層が変化する場合(例えばfcc/bcc, fcc/hcp, bcc/hcp), 界面は法線方向への易動度をほとんど持たない。このため、生成相の成長は整合性の良いテラス上に生成したステップ(レッジ)の水平方向の移動によって起こる(Fig. 4 (a))。このような成長をレッジ機構<sup>35)36)</sup>という。Fig. 4 (b)にNi-Cr合金のfcc/bcc界面での成長レッジ<sup>37)</sup>を示す。レッジ機構による成長は様々な系で観察されている<sup>36)</sup>。成長レッジのテラス面はirrationalな晶癖面を持つ場合があるが<sup>3)</sup>, これは前述した構造レッジの存在による。

生成相の成長時には、レッジ構造の中のライザーやキンク界面で原子の着脱が起こる。従来、それらの界面は少なくとも局所的に非整合な構造を持ち、原子の着脱はランダムな拡散ジャンプによって起こる<sup>2)35)</sup>と考えられてきたが、最近HRTEM観察により成長レッジのライザー界面は原子列が母相から生成相にかけて連続、すなわち整合であることが明らかとなりつつある。Fig. 5は、Al-Ag合金の $\alpha$  (fcc)相から析出した $\gamma'$  (hcp)板の板面上の成長レッジのHRTEM写真<sup>38)</sup>である。テラスおよびライザー界面を通じて母相と生成相の原子面が完全に連続になっており、界面が整合であることがわかる。この結果は、拡散変態の成長界面において母相/生成相間に一対一の格子位置の対応(atomic site correspondence)<sup>39)</sup>が存在することを示唆する。このような

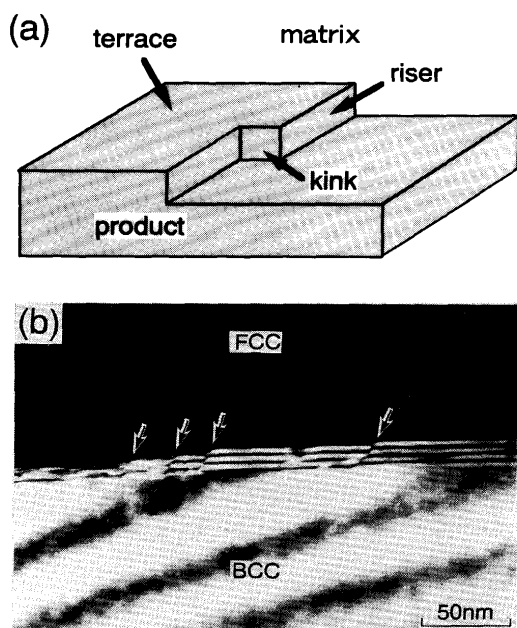


Fig. 4. (a) Schematic diagram of a ledge structure and (b) growth ledges on the fcc/bcc interface in a Ni-45Cr alloy<sup>37)</sup>.

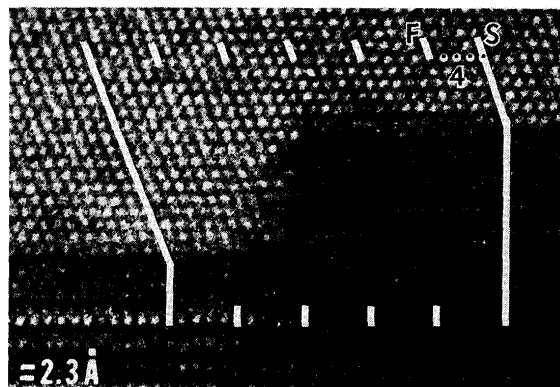


Fig. 5. Atomic structure of a growth ledge on the broad face of a  $\gamma'$  plate in an Al-15Ag alloy<sup>38)</sup>.

格子位置の対応があるならば、拡散変態におけるマルテンサイトサイトに類似した表面起伏の存在<sup>40)~42)</sup>も、至極妥当な結果であろう。

格子位置の一対一対応の存在は、生成相の形成に伴って、マルテンサイトと同様に変態歪(transformation strain)が発生することを意味する。変態歪には、格子定数の違いから生じる体積歪と、積層変化から生じるせん断歪がある(Fig. 6)。生成相のサイズが増すとこれらの歪による歪エネルギーが蓄積されるため、さらなる成長には歪の緩和が起こることが必須条件となる。変態歪の緩和過程には拡散緩和と塑性緩和がある<sup>43)</sup>。マルテンサイト変態においては拡散の関与がないため、変態歪の緩和は生成相の格子不変形および母相の塑性変形によって担われる。一方、高温での変態に関しては拡散による緩和を無視することはできない。

拡散変態の生成物(特に析出物)の界面構造については数多くの研究が行われており、バーガースベクトルが成長界面に平行でかつ刃状成分を持つミスフィット転位が存在することが知られている<sup>44)</sup>。Fig. 7は、Ti-Cr合金の $\beta/\alpha$ 界面における成長レッジのライザー上に存在するsessileなミスフィット転位のHRTEM写真である<sup>45)</sup>。このような転位が存在すると界面移動に伴い転位の上昇運動が起こるため、生成相の成長は置換型原子の拡散を必要とする。このような転位をsessileであるという。

しかし、ミスフィット転位は体積歪を緩和するが、せん

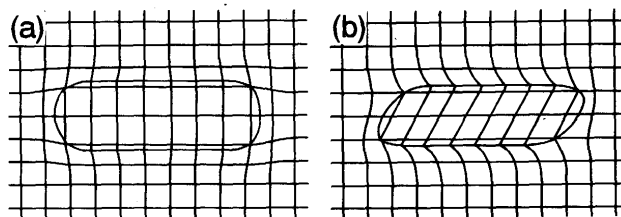


Fig. 6. Schematic illustration of a transformation strain; (a) dilatational component (b) shear component.

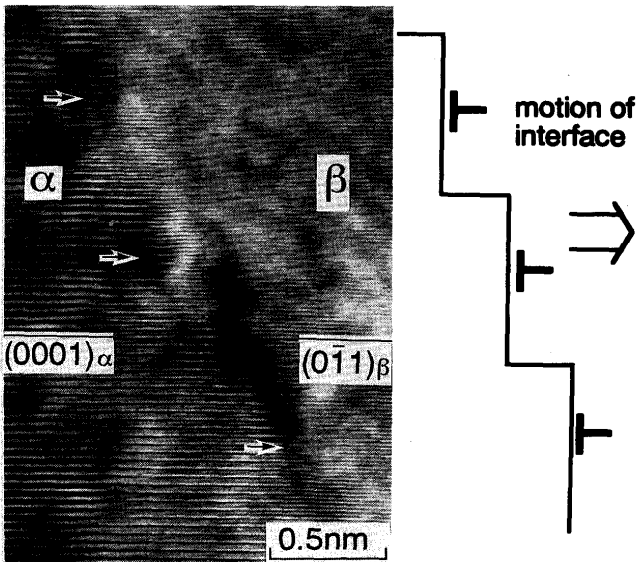


Fig. 7. Sessile misfit dislocations on the risers of growth ledges on a  $\beta/\alpha$  interface in a Ti-7Cr alloy<sup>45)</sup>.

断歪を緩和するものではない。Fig. 8は、Ni-Cr合金のfcc母相から析出したbccラスのbroad faceおよびedge界面のHRTEM写真である<sup>37)</sup>。ラスのbroad faceは互いに平行な最密面をテラスを持つ構造レッジを含む(Fig. 8 (a))。この構造レッジはfccからbccへの積層変化を担う変態転位の性質を持つ<sup>46)</sup>。一方、ラスのedgeには構造レッジが堆積しせん断歪が集中する。この歪の緩和は、塑性変形によって導入されたと考えられる(111)fccの6原子層ごとに配列した界面転位によって行われている(Fig. 8 (b))。この転位はバーガ

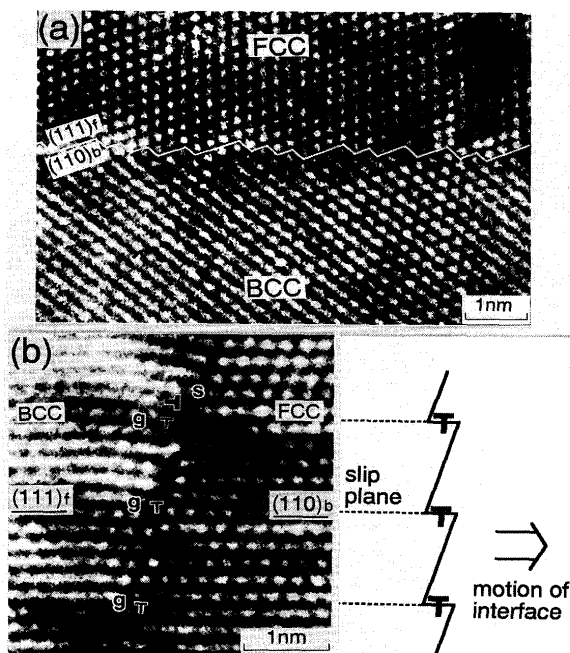


Fig. 8. Atomic structure of the fcc/bcc interfaces in a Ni-45Cr alloy; (a) structural ledges on the broad face and (b) glissile dislocations on the edge<sup>37)</sup>.

ースベクトルが界面の法線方向成分を持つ刃状または混合転位である。このような転位は界面移動に伴いすべり運動ができる。これを、glissileな転位という。すなわち、拡散変態の変態歪は体積歪およびせん断歪の両方とも緩和されており、その結果sessileな転位とglissileな転位の両方が界面に存在する。同様の転位がbcc/hcp界面でも存在する<sup>45)</sup>。fcc→hcp変態では(111)fcc上を $a/6\langle 112 \rangle$ ショックレー部分転位が2原子層ごとに運動することによって起こる<sup>47)</sup>が、同じバリエーションの生成相を形成するのに3つの等価な部分転位があり、それらが順番に等量活動する自己緩和機構が働くため、マクロなせん断歪は生じない<sup>38)48)</sup>。

### 3・2 マルテンサイト変態

マルテンサイトの成長界面の移動は拡散を伴わない保存運動である。そのため、界面構造は完全にglissileであることが必要である。Fig. 9は、Christianによるマルテンサイト界面の模式図<sup>49)</sup>である。(a)は格子不変変形がすべり変形によって起こった場合で、界面転位は破線部のように純粋なせん断転位であるか、実線部のようにバーガースベクトルが界面の法線方向の成分を持つ刃状または混合転位で、界面の移動に伴ってすべり運動をする。一方、(b)は格子不変変形が双晶変形の場合で、界面は整合と考えられる。

マルテンサイト界面についての理論的解析はかなり以前より行われている。Frank<sup>50)</sup>は鉄のマルテンサイトの界面モデルを初めて提唱し、界面には純粋なせん断転位が等間隔に存在すると考えた。Bilby<sup>51)</sup>は、マルテンサイト界面は原子レベルでのステップ(変態転位)によって囲まれている

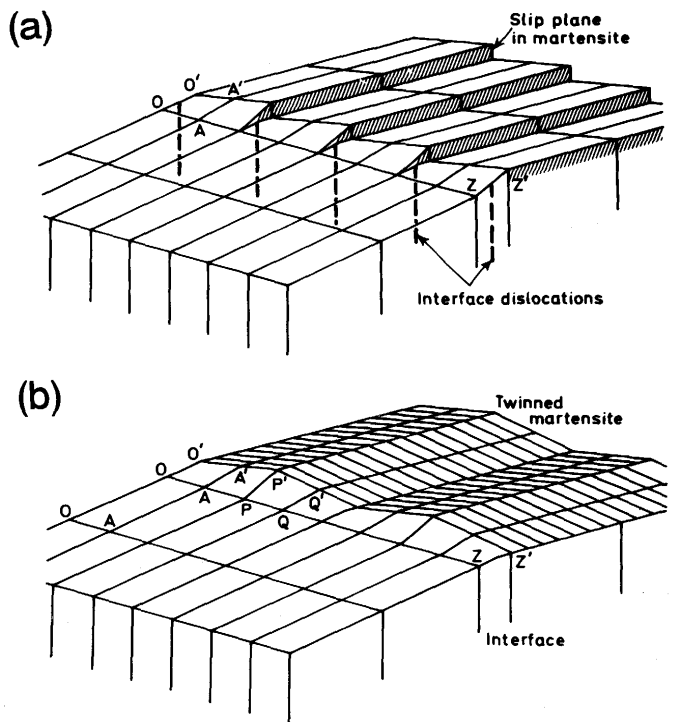


Fig. 9. Schematic illustrations of martensite interfaces with (a) the lattice invariant deformation by slip and (b) by twinning<sup>49)</sup>.

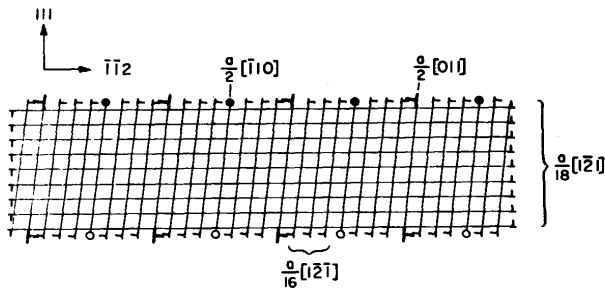


Fig. 10. Model of a bcc martensite formed in the fcc matrix with a glissile interface<sup>52)</sup>.

と提唱した。またOlsonら<sup>52)~54)</sup>は、固相変態の界面転位を、格子変形を司るcoherency dislocationと変態歪の緩和を担うanticoherency dislocationの2つに分類し、格子変形と格子不変変形の両方を界面でのglissileな転位の移動によって説明するマルテンサイトの界面モデルを提唱した。彼らによるfcc/bccマルテンサイト界面のモデル<sup>52)</sup>をFig.10に示す。

一方、マルテンサイトの界面構造を実験的に観察した例は少ない。Sandvikら<sup>55)</sup>は、Fe-Mn-Ni合金の $\alpha'$ マルテンサイトラスの界面をTEMにより観察し、その晶癖面( $\sim(557)\gamma$ )は構造レッジと同様のステップ構造を持ち、テラス面上の界面転位は純粹なせん断転位で界面移動に対してglissileであると考えた。このようなステップの存在は、Fe-Cr-C合金の $\alpha'$ マルテンサイト界面でHRTEMにより確認されている<sup>56)</sup>。一方、双晶を伴うマルテンサイトの界面は、Ti-Mn合金の $\alpha'$ (hcp)マルテンサイト<sup>57)58)</sup>およびTiNi形状記憶合金<sup>59)</sup>の研究の他はほとんどない。

### 3・3 ベイナイト変態

ベイナイト変態は、高温で起こる拡散変態と低温で起こるマルテンサイト変態に代表されるせん断変態との間の中間温度域で起こる変態であるが、変態に伴って組成変化と共にせん断変態に典型的な表面起伏を生じることが知られており、現在も変態機構についての議論がなされている<sup>60)61)</sup>。本節ではベイナイトの界面構造についての現在の知見を簡単にまとめる。

鉄鋼のベイナイトについては、Rigsbeeら<sup>62)</sup>がFe-Si-C合金においてベイナイト変態温度域で生成したフェライト板のTEM観察を行い、板面にsessileなミスフィット転位が存在することを報告している。Purdy<sup>63)</sup>は超高压電顕内でのその場観察によりフェライト板のレッジ機構による成長を確認した。さらに、Liら<sup>64)</sup>はFe-Ni-CおよびFe-Si-Mn-Mo-C合金のベイナイト/オーステナイト界面にsessileな転位が存在することを示した。しかし、これらのsessileな転位については、せん断機構によってベイナイトが生成した後の拡散による転位の再配列によって形成されたとする考え<sup>61)</sup>もある。一方、他の侵入型溶質元素の分配を伴う変態として、Cassidyら<sup>65)</sup>は、バナジウム中に生成した水素化合物の界面にglissileな転位が存在することを報告している。

一方、非鉄合金のベイナイトの界面構造については研究は非常に少ない。Cu-Zn系合金の $\beta$ (bcc)相からの $\alpha_1$ (9R)ベイナイトは形成初期から溶質濃度の変化が存在し変態に拡散が不可欠であることが知られている<sup>66)67)</sup>。Chattopadhyayら<sup>68)</sup>は、Cu-Zn合金の $\alpha_1'$ マルテンサイトと $\alpha_1$ ベイナイトの界面構造を調べ、マルテンサイト界面の転位はglissileであるのに対して、ベイナイトの場合はsessileな転位が存在することを報告している。一方、Wuら<sup>69)</sup>およびHamadaら<sup>70)</sup>は、Cu-Zn-Al合金の $\alpha_1$ ベイナイトが $\beta$ 母相の規則性を受け継いでいることから変態機構はせん断型であると結論している。

以上の結果からは、ベイナイト変態を拡散変態もしくはせん断変態のどちらかとして分類することはできない。最近、これらの現象を統一的に説明しようとする試みの一つとして、溶質原子の拡散が成長を律速するせん断変態機構が提唱されている<sup>71)</sup>。今後は、このような拡散とせん断の両方の側面を持った変態理論に基づいたベイナイト変態における諸問題のさらなる検討が望まれる。

## 4. 粒界生成相の異相界面構造

今までは、母相粒内で特定の結晶学的方位関係を持つ生成相の界面構造について述べてきた。本節では界面を挟んでirrationalな関係を持つ例として、粒界析出物およびパーライト変態の界面構造について紹介する。

粒界析出物は、従来、隣接する母相粒の片方に対して特定の方位関係を満たし部分整合界面を形成するが、反対側の粒に対する方位関係はランダムで一般にはirrationalでありその界面は非整合であると考えられてきた<sup>72)</sup>。この考えは粒界析出物の方位関係に関する多くの研究により間接的に支持されてきた<sup>73~80)</sup>。一方、一連の核生成kineticsの研究に基づいて、Aaronsonら<sup>81)</sup>は、粒界での臨界核は両方の母相に対してできるだけ整合に生成し界面は成長時に半整合になることを提唱した。そして、近年、筆者らの粒界析出物の界面構造のTEM観察<sup>82)~84)</sup>により、粒界析出物は、特定の方位関係を持つ母相側だけでなくirrationalな関係を持つ側においても、界面に成長レッジおよびミスフィット転位と思われる線欠陥を含み部分整合であることが見出された。さらに、ごく最近、極低炭素鋼の組織を理解する上でも重要であるマッシュ変態の粒界生成相についても両側の界面が部分整合であることが報告されている<sup>85)</sup>。

パーライト変態も、粒界核生成により起こり成長界面を通して生成相と母相との間に特定の方位関係がないことが知られ<sup>86)</sup>、成長界面は粒界析出物と同様に非整合であると思われてきた。しかし、近年Hackneyら<sup>87)88)</sup>によってFe-Mn-C合金のパーライトの成長界面に成長レッジが観察され、成長界面が部分整合であることが明らかとなっている。Fig. 11はパーライト/オーステナイト界面のTEM写真である<sup>87)</sup>。成長レッジが見られるが、一つの成長レッジがフェライト/

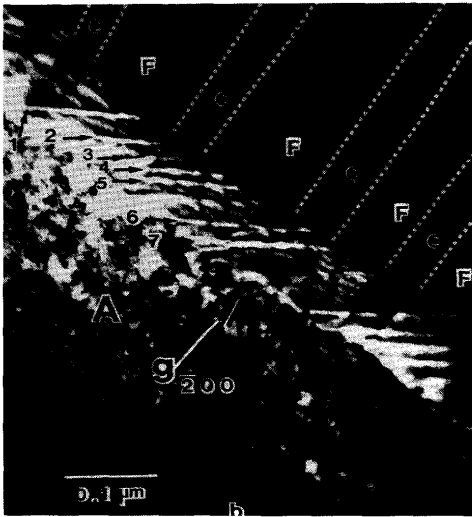


Fig. 11. Growth ledges on the pearlite/austenite interface in an Fe-12Mn-0.8C alloy<sup>86)</sup>.

オーステナイト界面からセメンタイト/オーステナイト界面にまたがって存在しており、ラメラを形成する二相は成長速度が同じで協調的に成長していることがわかる。

これらの観察結果は、異相界面で成り立つ方位関係のかなり広い範囲においてある程度の整合性が保たれることを示唆している。しかし、このような異相界面構造についての理論的解析には特定の方位関係の近傍を取り扱ったものしかなく、その詳細には不明な点が多い。

## 5. 結言

近年のTEM技術の進歩は様々な異相界面の原子構造に関する知見を我々に与えてくれている。組織制御においては、このような知見を相変態・析出のkineticsの予測に生かすことが次のステップであろう。その一方で、界面エネルギーや異相界面での拡散係数のような基礎データの測定も非常に重要である。筆者は、より多くの方が異相界面に興味を持って下さり、この分野の研究がさらに活発なることを希望する次第である。

最後に本稿の執筆にあたり多大なるご助言をいただきました京都大学工学部牧正志教授ならびに津崎兼彰助教授に深く感謝いたします。また本稿で引用した写真および図の転載を許可していただきましたMetallurgical and Materials Transactions, Taylor & Francis, Elsevier Science LtdおよびIntstitute of Materialsに謝意を表します。

## 文 献

- 1) 榎本正人, 古原 忠: 鉄と鋼, **77** (1991), p.735
- 2) H.I.Aaronson, T.Furuhara, J.M.Rigsbee, W.T.Reynolds and J.M.Howe: Metall. Trans. A, **21A** (1990), p.2369
- 3) D.A.Porter and K.E.Eastering: Phase Transformations in Metals and Alloys, (1981), p.142 [Van Nostrand Reinhold]

- 4) J.W.Christian: Martensite, ed. by G.B.Olson and W.S.Owen, (1992), p.103 [ASM International]
- 5) C.Herring: Structure and Properties of Solid Surfaces, (1953), p.5 [University of Chicago Press]
- 6) G.Wulff: Zeit. f. Kristallog., **34** (1901), p.449
- 7) Y.W.Lee and H.I.Aaronson: Acta Metall., **28** (1980), p.539
- 8) J.P.Hirth and J.Lothe: Theory of Dislocations, 2nd ed., (1982), p.740 [John Wiley & Sons]
- 9) F.K.LeGoues, H.I.Aaronson and Y.W.Lee: Acta Metall., **32** (1984), p.1845
- 10) R.V.Ramanujan, J.K.Lee and H.I.Aaronson: Acta Metall. Mater., **40** (1992), p.3421
- 11) W.Bollman: Crystal Defects and Crystalline Interfaces, (1970), [Springer Verlag]
- 12) 石田洋一: 日本金属学会会報, **22** (1983), p.80
- 13) 橋本 敏: 日本金属学会会報, **22** (1983), p.151
- 14) 加藤雅治: 鉄と鋼, **78** (1992), p.209
- 15) M.S.Daw and M.I.Baskes: Phys. Rev. Lett., **50** (1983), p.1285
- 16) 関 彰: 日本金属学会会報, **32** (1993), p.14
- 17) A.G.Khachaturyan: Theory of Structural Transformations in Solids, (1983), [John Wiley & Sons]
- 18) M.S.Weschler, D.S.Lieberman and T.A.Read: Trans. Metall. Soc. AIME, **197** (1953), p.1503
- 19) J.S.Bowles and J.D.Mackenzie: Acta Metall., **2** (1954), p.129, p.138, p.224
- 20) C.M.Wayman: Introduction to the Crystallography of Martensitic Transformations, (1964), [The Macmillan Company], 清水謙一訳: マルテンサイト変態の結晶学, (1969), [丸善]
- 21) 西山善次: マルテンサイト変態 基本編, (1971), [丸善]
- 22) 清水謙一: 日本金属学会会報, **8** (1969), p.391
- 23) U.Dahmen: Acta Metall., **30** (1982), p.63
- 24) U.Dahmen, P.Ferguson and K.H.Westmacott: Acta Metall., **32** (1984), p.803
- 25) U.Dahmen and K.H.Westmacott: Acta Metall., **34** (1986), p.475
- 26) C.P.Luo and G.C.Weatherly: Acta Metall., **35** (1987), p.1963
- 27) C.P.Luo and G.C.Weatherly: Phil. Mag. A, **58** (1988), p.445
- 28) V.Perovic and G.C.Weatherly: Acta Metall., **37** (1989), p.813
- 29) T.Furuhara, J.M.Howe and H.I.Aaronson: Acta Metall. Mater., **39** (1991), p.2873
- 30) K.Ameyama, G.C.Weatherly and K.T.Aust: Acta Metall. Mater., **40** (1992), p.1835
- 31) U.Dahmen: Scripta Metall., **15** (1980), p.77
- 32) M.G.Hall, H.I.Aaronson and K.R.Kinsman: Surf. Sci., **31** (1972), p.257
- 33) J.H.van der Merwe, G.J.Shiflet and P.M.Stoop: Metall. Trans. A, **22A** (1990), p.1165
- 34) T.Furuhara and H.I.Aaronson: Acta Metall., **39** (1991), p.2857
- 35) H.I.Aaronson: The Decomposition of Austenite by Diffusional Processes, ed. by V.F.Zackey and H.I. Aaronson, (1962), p.387 [Interscience]
- 36) H.I.Aaronson, C.Laird and K.R.Kinsman: Phase Transformations, (1970), p.313 [ASM]
- 37) T.Furuhara, K.Wada and T.Maki: Metallurgical and Materials Transactions に投稿中
- 38) J.M.Howe, U.Dahmen and R.Gronsky: Phil. Mag. A, **56** (1987), p.31
- 39) J.M.Howe: Metall. Mater. Trans. A, **25A** (1994), p.1917
- 40) Y.C.Liu and H.I.Aaronson: Acta Metall., **18** (1979), p.845
- 41) H.McI.Clark and C.M.Wayman: Metall. Trans., **3** (1972), p.1979
- 42) H.J.Lee and H.I.Aaronson: Acta Metall., **36** (1988), p.787
- 43) J.W.Christian and D.V.Edmonds: Phase Transformation in Ferrous Alloys, ed. by A.R.Marder and J.I.Goldstein, (1984), p.293 [TMS-AIME]
- 44) H.I.Aaronson: J.Microscopy, **102** (1974), p.275
- 45) T.Furuhara, T.Ogawa and T.Maki: Philosophical Magazine Letters に投稿中
- 46) U.Dahmen: Scripta Metall., **21** (1987), p.1029
- 47) J.W.Christian: Proc. Roy. Soc. **206A** (1951), p.51

- 48) J.W.Christian : The Decomposition of Austenite by Diffusional Processes, ed. by V.F.Zackey and H.I.Aaronson, (1962), p.371 [Interscience]
- 49) J.W.Christian : Dislocations and Properties of Real Materials, (1985), p.194 [Institute of Metals]
- 50) F.C.Frank : Acta Metall., **1** (1953), p.15
- 51) B.A.Bilby : Phil. Mag., **44** (1953), p.782
- 52) G.B.Olson and M.Cohen : Metall. Trans. A, **7A** (1976), p.1905
- 53) G.B.Olson and M.Cohen : Acta Metall., **27** (1979), p.1907
- 54) G.B.Olson : Acta Metall., **29** (1981), p.1475
- 55) B.P.J.Sandvik and C.M.Wayman : Metall. Trans. A, **14A** (1983), p.823, p.835
- 56) G.J.Mahon, J.M.Howe and S.Mahajan : Phil. Mag. Lett., **59** (1989), p.273
- 57) K.M.Knowles and D.A.Smith : Acta Metall., **29** (1981), p.1445
- 58) K.M.Knowles : Proc. Roy. Soc. Lond. A, **380** (1982), p.187
- 59) R.Sinclair and H.Mohamad : Acta Metall., **26** (1978), p.623
- 60) 榎本正人, 椿野晴繁 : 日本金属学会会報, **28** (1989), p.732
- 61) 大森靖也 : 日本金属学会会報, **29** (1990), p.542
- 62) J.M.Rigsbee and H.I.Aaronson : Acta Metall., **27** (1979), p.365
- 63) G.R.Purdy : Scripta Metall., **21** (1987), p.1035
- 64) C.Li, V.Perovic and G.R.Purdy : Proc. of the Conference of Phase Transformations '87, ed. by G.W.Lorimer, (1988), p.326 [Institute of Metals]
- 65) M.P.Cassidy, B.S.Muddle, T.E.Scott, C.M.Wayman and J.S.Bowles : Acta Metall., **25** (1977), p.829
- 66) Y.Nakata, T.Tadaki and K.Shimizu : Mater. Trans., JIM, **30** (1989), p.107
- 67) T.Tadaki, C.J.Qiang and K.Shimizu : Mater. Trans., JIM, **32** (1991), p.757
- 68) K.Chattopadhyay and H.I.Aaronson : Acta Metall., **34** (1986), p.695, p.713
- 69) M.H.Wu, J.Perkins and C.M.Wayman : Acta Metall., **37** (1989), p.1821
- 70) Y.Hamada, M.H.Wu and C.M.Wayman : Mater. Trans., JIM, **32** (1991), p.747
- 71) G.B.Olson, H.K.D.H.Bhadeshia and M.Cohen : Acta Metall., **37** (1989), p.381
- 72) C.S.Smith : Trans. ASM, **45** (1953), p.533
- 73) R.F.Mehl and O.T.Marzke : Trans. AIME, **93** (1931), p.123
- 74) P.L.Ryder and W.Pitsch : Acta Metall., **14** (1966), p.1437
- 75) P.L.Ryder, W.Pitsch and R.F.Mehl : Acta Metall., **15** (1967), p.1431
- 76) D.Vaughan : Acta Metall., **16** (1968), p.563
- 77) D.Vaughan : Acta Metall., **18** (1970), p.183
- 78) A.D.King and T.Bell : Metall. Trans. A, **6A** (1975), p.1419
- 79) J.K.Park and A.J.Ardell : Acta Metall., **34** (1986), p.2399
- 80) 船山 恵, 牧 正志, 田村今男 : 日本金属学会誌, **50** (1986), p.602
- 81) H.I.Aaronson and K.C.Russell : Proc. of an International Conference on Solid-Solid Phase Transformations, ed. by H.I.Aaronson, D.E.Laughlin, R.F.Sekerka and C.M.Wayman, (1983), p.371 [TMS-AIME]
- 82) T.Furuhara, A.M.Dalley and H.I.Aaronson : Scripta Metall., **22** (1988), p.1509
- 83) T.Furuhara and H.I.Aaronson : Acta Metall. Mater., **39** (1991), p.2887
- 84) T.Furuhara and T.Maki : Mater. Trans. JIM, **33** (1992), p.734
- 85) Y.Mou and H.I.Aaronson : Acta Metall. Mater., **42** (1994), p.2159
- 86) M.Hillert : The Decomposition of Austenite by Diffusional Processes, ed. by V.F.Zackey and H.I.Aaronson, (1962), p.197 [Interscience]
- 87) S.A.Hackney and G.J.Shiflet : Scripta Metall., **19** (1985), p.757
- 88) S.A.Hackney and G.J.Shiflet : Acta Metall., **35** (1987), p.1007, p.1019