

# 鋼の変態集合組織とその予測計算

富田俊郎\*

## 1. 緒言

変態集合組織とは、鋼をオーステナイト( $\gamma$ )域で熱間圧延したのち冷却して得られるフェライト( $\alpha$ )の集合組織のように変態に伴って発達する集合組織のことである<sup>(1)(2)</sup>。これは、変態前の母相と変態生成相の間に Kurdjumov-Sachs (K-S)<sup>(3)</sup>や西山-Wasserman (N-W)<sup>(4)(5)</sup>などの結晶方位関係があるために、母相の集合組織が形を変え生成相に遺伝する現象である。K-SやN-Wの関係には24もしくは12種のバリエーションがあるため、変態集合組織は再結晶などの集合組織に比べ弱いものであると思われがちであるが、ときには母相の集合組織と変わらない強さになる場合もある。鉄鋼材料の機械特性(例えばr値、ヤング率、割れ性、穴広げ性など)や磁気特性などは少なからず結晶方位の影響を受ける<sup>(1)(2)</sup>。したがって、このような集合組織形成の機構を理解し、定量的な予測計算を行うことは材料の開発にとって大変重要なことである。

近年の計算機の計算速度の飛躍的に向上によって、製造プロセスを上から下まで通して組織や集合組織の変化を予測計算しようという機運や期待も高まりつつある。しかし、それにはそこに含まれる諸現象の正確かつ定量的な理解が必要である。そこで本稿では、鋼の製造プロセスの中で最も重要な要素の一つである相変態に着目し、そこで発達する変態集合組織の特徴や形成機構、また、それを予測計算する方法の最近の進展について述べることにする。

## 2. 変態集合組織の特徴

### (1) 熱延鋼板の集合組織

鋼の変態集合組織の代表的なものは前述のように熱間圧延集合組織である。ここでは、まずその特徴の概略について述べることにする。詳細については、Ray<sup>(2)</sup>らや稲垣<sup>(6)</sup>の文献が詳しいので御一読いただきたい。

熱延鋼板の変態集合組織は二つに大別できる。一つは図1

(a)<sup>\*</sup>に示すような $\{100\}\langle 011\rangle$ と $\{110\}\langle 011\rangle$ を主方位とし、 $\{311\}\langle 011\rangle$ や $\{211\}\langle 011\rangle$ から $\{332\}\langle 113\rangle$ の帯状に連なる弱い方位成分を持つものである。これは、440 MPa程度以下の低強度で単純組成のC-Si-Mn鋼板に多く見られる。もう一つは図1(b)<sup>\*</sup>に示すような、前述の $\{311\}\langle 011\rangle$ や $\{211\}\langle 011\rangle$ から $\{332\}\langle 113\rangle$ の帯状に連なる成分が強く発達し、 $\{100\}\langle 011\rangle$ や $\{110\}\langle 011\rangle$ 方位成分がほぼ消失したものである。これは、前者とは逆に高強度で、Nb, Ti, Vなどが添加された鋼に多く見られる。ODF (orientation distribution function)<sup>(1)(7)</sup>の見方については図2 (b)を参照されたい。

これら二種に大別される主な理由は、熱間圧延中に発達した加工 $\gamma$ の集合組織を元にしたものか、再結晶 $\gamma$ の集合組織を元にしたものかという点にあり、前者は再結晶 $\gamma$ 、後者は加工 $\gamma$ に由来する。低強度の単純組成鋼で前者が発達しやすいのは、加工後に $\gamma$ が容易に再結晶するためである。したがって、単純組成鋼であっても、再結晶の生じ難い低温 $\gamma$ 域で圧延を行ったり、圧延直後に急冷を加えて変態させたりすると、図1(b)のような後者の型の変態集合組織が発達するようになる。

熱間圧延中の $\gamma$ の集合組織は、その後の冷却で生じる $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態のために容易には測定できない。しかし、積層欠陥エネルギーに近いNi合金や銅などのfcc金属の圧延集合組織

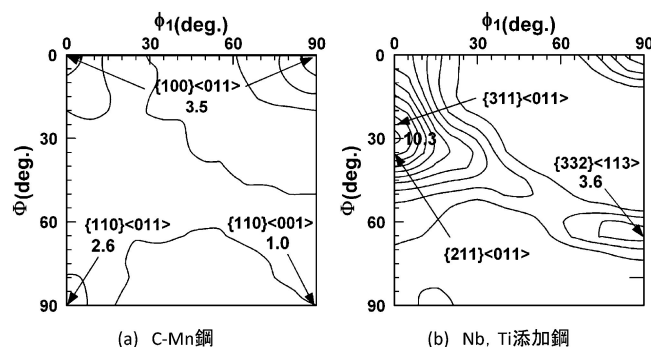


図1 熱延鋼板の $\alpha$ 集合組織例、ODFの $\phi_2 = 45^\circ$ 断面。

\* 日鉄住金テクノロジー株式会社；尼崎事業所統括主幹(〒660-0891 尼崎市扶桑町1-8) Transformation Texture in Steel and Its Prediction; Toshiro Tomida (Nippon Steel & Sumikin Technology Corp., Amagasaki) Keywords: steel, transformation texture, variant selection, texture prediction, orientation relation, orientation distribution function

† 未出版データ，実験室で作製した熱延鋼板の板厚中心の集合組織。2014年2月28日受理[doi:10.2320/materia.53.253]

から、熱延中に発達する $\gamma$ の加工集合組織は図2(a)<sup>†</sup>に示すような純銅型の圧延集合組織となっていることが知られる。また、その再結晶集合組織は立方体方位、 $\{100\}\langle 001\rangle$ である。したがって、図1(a)の変態集合組織は $\gamma$ の立方体方位に由来し、図1(b)のものは $\gamma$ の純銅型の圧延集合組織に由来する。

## (2) 集合組織の記憶効果

変態を何度も繰り返すと一般に集合組織は弱まるが、弱まり方が遅く、ほとんど元通りの集合組織が再現する場合がある。この現象を「集合組織の記憶効果」と呼ぶ<sup>(8)-(12)</sup>。一見特殊な現象のように思えるが、鋼に限らずTi<sup>(13)</sup>, Zr<sup>(14)</sup>, クォーツ(SiO<sub>2</sub>)<sup>(15)</sup>などでも生じ、変態集合組織の機構を考える上で大変重要な現象である。

鋼の場合、徐加熱・冷却して $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ 変態させたときに生じる集合組織のみが復元する現象と(組織は変化する), Ni-Cr鋼やNi-Mo鋼を $\gamma$ 域から急冷してマルテンサイトに

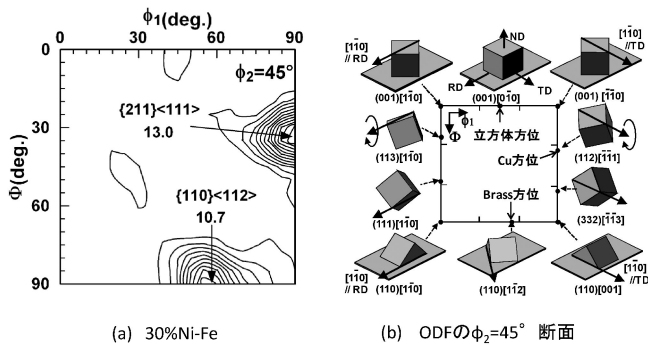


図2 (a) 純銅型の圧延集合組織を持つ30% Ni-Feのfcc集合組織と(b) ODFの $\phi_2=45^\circ$ 断面の見方。周囲の4辺上に主要な方位が現れる。圧延方向(RD), 幅方向(TD), 板面法線方向(ND)に対する立方晶の向きと回転方向を示す。純銅型ではCuとBrass方位が発達する。

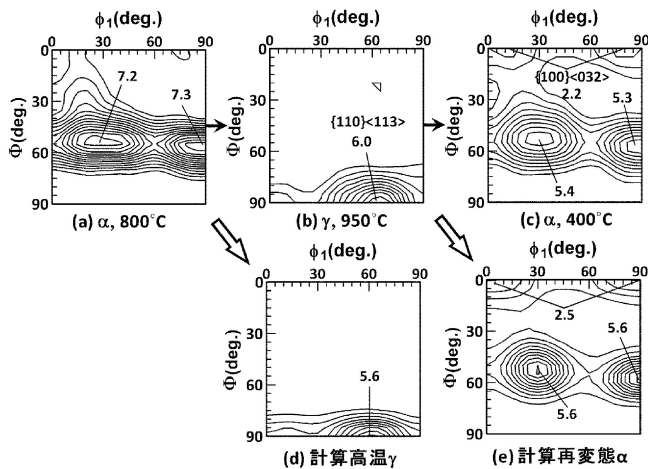


図3 (a)-(c) パルス中性子回折による冷延純鉄板の集合組織の記憶効果のその場観察結果と(d)-(e) 計算予測。ODFの $\phi_2=45^\circ$ 断面。

<sup>†</sup> 未発表データ, 30%Ni-Feを室温より少し高い温度で90%冷間圧延した後, X線回折により測定。

した後、再加熱して $\gamma$ へ逆変態をさせたときのように、元の $\gamma$ 粒が結晶方位のみならず、結晶粒の形状もほぼそのままに復元される場合の二通りがある。後者をオーステナイトメモリーと呼ぶことがある<sup>(16)(17)</sup>。図3(a)から(c)に前者の例を示す。純鉄の冷延再結晶板の集合組織変化をパルス中性子回折によって調べたものである<sup>(9)</sup>。冷延と再結晶によって発達した $\{111\}$ 集合組織が、 $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ 変態サイクルを経た後に、ほとんど元の集合組織に戻っていることが良く分かる。この現象に関しては、後に詳述する。

## 3. 変態集合組織発達の機構

### (1) 方位関係とバリエント選択

変態集合組織の発達は、母相の持つ集合組織が母相と生成相の間の結晶方位関係によって生成相に遺伝することによる。たとえば、K-Sの方位関係を持つ $\gamma$ と $\alpha$ の結晶は、共通の $\langle 112\rangle$ 軸の回りに $90^\circ$ 回転した関係となっている(図4)。言い換えると、母相中のある方位成分は、その方位を $\langle 112\rangle$ 軸の回りに $90^\circ$ 回転した方位成分として、変態相中の集合組織に現れると言うことができる。

しかし、これだけでは観察される変態集合組織を説明することは困難である。K-S関係の24種のバリエントが全て同じ確率で生成すると、変態集合組織はかなり弱まるはずである。しかし、図1や3に示したように、母相のそれと大差無い強さの変態集合組織が現れる場合もある。したがって、特定のバリエントが優先して生成する機構“バリエント選択則”が存在すると考えられる。

ではどのような機構が考えられるのだろうか? 表1にこれまで提案されている主なバリエント選択則をまとめた。多くはマルテンサイトの剪断変態機構に関連したものである。表1では選択則を微視的な機構と、それに影響を与える巨視的な駆動因子の二つに分けて記載した。微視的な機構が巨視的な変態集合組織に影響を及ぼすには、材料に加えられた何らかの“巨視的”な異方性(駆動因子)が存在しなければならないからである(これが無ければバリエント間で差が無いか、もしくは影響が相殺し合う)。

最も多くの研究者が関心を寄せた機構は恐らく活動滑りモデル<sup>(18)(19)</sup>である。BishopとHillはK-S関係(たとえば

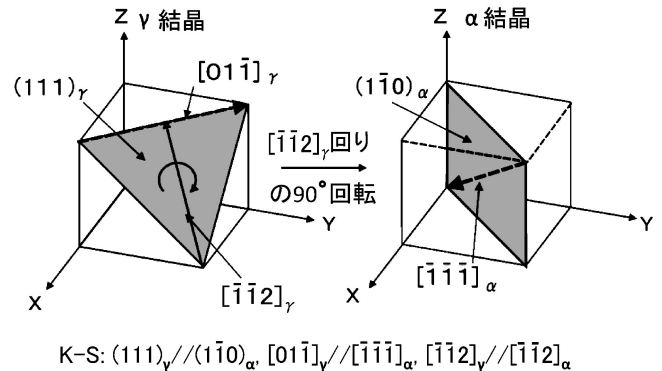


図4 K-S関係による $\gamma$ 結晶と $\alpha$ 結晶の回転関係の模式図。  
K-S:  $(111)_\gamma // (1\bar{1}0)_\alpha$ ,  $[01\bar{1}]_\gamma // [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\alpha$ ,  $[\bar{1}\bar{1}2]_\gamma // [\bar{1}\bar{1}2]_\alpha$

表1 バリエント選択の微視的機構と巨視的駆動因子.

関与する微視的機構	必要な巨視的駆動因子(異方性)
①活動滑り系とマルテンサイトのバリエントの対応関係 <sup>(18)(19)</sup> .	
②マルテンサイト変態の外形変化による歪エネルギーの大小 <sup>(21)</sup> .	
③ペインの格子変形による歪エネルギーの大小 <sup>(22)</sup> .	母相中の圧延応力や残留応力
④二重滑り理論における双晶型剪断変形 <sup>(23)</sup> .	
⑤晶癖面と活動滑り面の関係 <sup>(24)</sup> .	
⑥マルテンサイト変態の外形変化による歪エネルギーの表面からの解放 <sup>(25)</sup> .	試料形状
⑦隣接する二つのマルテンサイトの外形変化の歪み相互作用 <sup>(26)</sup> .	母相集合組織
⑧晶壁面と母相結晶粒界の平行関係 <sup>(27)</sup> .	
⑨針状 $\alpha$ もしくはマルテンサイトラスの成長方向 <sup>(28)</sup> .	母相結晶粒形状
⑩二つの母相結晶粒と同時に結晶方位関係を持つ(二重K-S関係) <sup>(11)(12)(29)-(31)</sup> .	母相集合組織

(111)<sub>γ</sub>//(01 $\bar{1}$ )<sub>α</sub>, [01 $\bar{1}$ ]<sub>γ</sub>//[ $\bar{1}\bar{1}\bar{1}$ ]<sub>α</sub>)によって変態するマルテンサイトは(111)<sub>γ</sub>面上の[01 $\bar{1}$ ]<sub>γ</sub>方向の滑りによって誘発され易いと考えた<sup>(20)</sup>. したがって, K-S関係の24種のバリエントは $\gamma$ 中の24種の滑り系と一対一の対応が付く. 対応する母相中の滑り系が圧延などにより活動していれば, そのバリエントは優先して生成すると考えるのである. したがって, この選択則の巨視的駆動因子は圧延による応力や転位組織である. しかし, このモデルに従って, 圧延応力を仮定して, 対応する滑り系に働く分解剪断応力が大きいバリエントが優先するとして熱延鋼板の変態集合組織を計算しても, 図1(b)に示したような実際の変態集合組織が得られないことも明らかにされている<sup>(19)</sup>. 図5†は著者らが計算した結果であるが, 主方位を生成すべきバリエントの滑り系が圧延応力によって活動せず, {211}<011>近傍の主方位成分が現れないことが分かる. Wittridgeら<sup>(19)</sup>は転位が反応を起して, この不活性な滑り系が活性化するというモデルを提唱したが, そのような複雑な機構の正当性は未だ検証されていない.

これ以外にも, マルテンサイト変態の外形変化と外部から加わる応力の相互作用を考えたり<sup>(21)</sup>, マルテンサイトの現象論的理論で重要な役割を担うペイン変形と応力の相互作用を取り入れたりするモデル<sup>(22)</sup>など数多くのモデル<sup>(23)(28)</sup>がある. しかし, これらも集合組織の定量的な予測を与えるものではない. また, これらの多くのモデルは応力や転位組織があって初めて働き得る機構であるが, 実験事実は再結晶によってそれらが緩和された時でも選択則は働くこと示しており(たとえば図1(a)や図3(a)-(c)), これらをどのように解釈するのかという課題も残されている.

† 第4章で示す変態集合組織計算の解析的方法に活動滑りモデルを導入して計算した例. 変態前 $\gamma$ は図7(b)のもの.

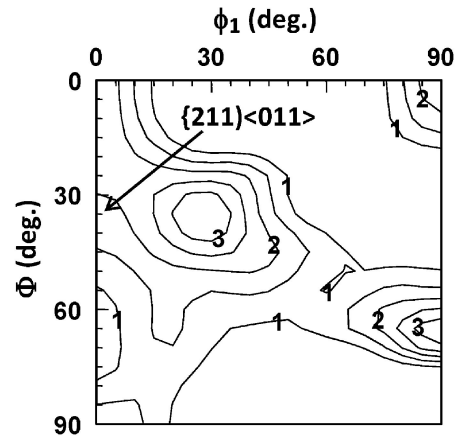


図5 活動滑りモデルによる熱延鋼板の $\alpha$ 集合組織の予測計算例. ODFの $\phi_2 = 45^\circ$ 断面.

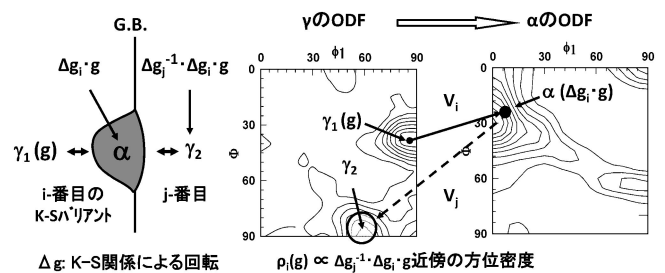


図6 二重K-S関係とバリエント選択則への $\gamma$ 集合組織の影響.

## (2) 二重K-S関係

著者らは, 再結晶によって歪が解放された母相からの変態の場合でも働き得る機構として二重K-S関係と呼ぶバリエント選択則を提案している<sup>(12)(29)(31)</sup>. 次にこれについて述べる.

ここで,  $\gamma$ から $\alpha$ への変態を考える.  $\alpha$ は $\gamma$ 粒界上で核生成する際, 隣接する両側の $\gamma$ 粒とK-Sもしくはそれに近い方位関係を持つバリエントが選択されると考えることにする(図6). もちろん, このような関係は従来からも報告されている. しかし, それらの多くは両側の $\gamma$ 粒とかなり正確な方位関係(たとえばK-S関係から2~3°程度以内)を持つ場合に限定されたものであった. したがって, 双晶境界など極めて特定の $\gamma$ 粒界でしか成立しない現象として捉えていた<sup>(8)(10)</sup>.

ここでは, そのような正確な方位関係を両側に持つ場合だけに限定しないこととして, 相界面エネルギーがある程度低下すると考えられる範囲でK-S関係からの“ずれ”があっても, そのようなバリエントは優先されると仮定する. 相界面エネルギーが低下すれば, 変態の核生成が容易になるということがその理由である. そのずれの許容範囲は概ね10°程度ではないかと考えている. 少なくとも片方の界面にこのような大きなずれを許容すると, 一般の $\gamma$ 粒界でこの関係を持って $\alpha$ が核生成できるようになる.

次に, 二重K-S関係がどのように変態集合組織に影響を及ぼすのか, そのときの巨視的な駆動因子は何であるのかに

ついて考える。ここで、図6に示すように、 $\gamma$ 粒界上に $\alpha$ が核生成するとき左側の $\gamma$ 粒( $\gamma_1$ )とK-S関係の*i*番目のバリエント $V_i$ で方位関係を持つ確率を $\rho_i(g)$ とする。 $g$ は $\gamma_1$ の結晶方位である。二重K-S関係が働くと、 $\alpha$ は粒界の反対側の $\gamma_2$ ともK-Sもしくはそれに近い方位関係を持たなければならない。この $\alpha$ と $\gamma_2$ の関係がK-S関係の*j*番目のバリエントであるとする、 $\gamma_2$ の結晶方位は $\Delta g_j \cdot \Delta g_i^{-1} \cdot g$ と書き表せる。ここで、 $\Delta g_i$ は $V_i$ が働いたときの母相結晶と生成相の回転関係を表す回転行列である。したがって、粒界の左側で $V_i$ が働こうとすると、その反対側に $\Delta g_j^{-1} \cdot \Delta g_i \cdot g$ に近い方位の $\gamma$ 粒が存在しなければならない。

つまり、材料全体について平均した統計確率 $\rho_i(g)$ は、下式のように $\Delta g_j \cdot \Delta g_i^{-1} \cdot g$ 近傍の結晶方位の $\gamma$ 粒が材料中に存在する確率に比例すると考えて良い。

$$\rho_i(g) \propto \sum_j f(\Delta g_j^{-1} \cdot \Delta g_i \cdot g) \quad (1)$$

ここで $f(g)$ は材料の結晶方位分布関数ODFである。したがって、このバリエント選択則の巨視的な駆動因子は $\gamma$ の集合組織であることが分かる。

式(1)は不完全であるので、予測計算には以下の式を用いる。

$$\rho_i(g) = \frac{\omega}{N} \sum_j f(\Delta g_j^{-1} \cdot \Delta g_i \cdot g) + \rho_c(g) \quad (2)$$

$$\rho_c(g) = 1 - \frac{\omega}{24 \cdot N} \sum_{i=1}^{24} \sum_j f(\Delta g_j^{-1} \cdot \Delta g_i \cdot g) \quad (3)$$

式(2)は、式(1)の比例関係を係数 $\omega$ で置き換え、物質収支の式( $\rho_i(g)$ の*i*に関する和が24)を満たすように $\rho_c(g)$ を第二項として加えたものである。これらの式*j*に対する和は24通り有り得るが、そのうちの3通りは $\gamma_1$ と $\gamma_2$ の方位が同じか $10.5^\circ$ の方位差であるので(小角粒界上での核生成に対応)、ここでは和から除外しておく。Nはその通りの数で21である。 $\omega$ は二重K-S関係の強さのパラメーターで、零のとき $\rho_i(g)$ は常数の1となって選択則は働かない。ここで $\rho_c(g)$ の第二項目は $f(g)$ の24×21通りの方位に関する平均値(1近傍の値)を $\omega$ 倍したものとなっている。即ち、式(3)の $\rho_c(g)$ は常に $1-\omega$ に近い値を取る。つまり、 $\omega$ が1を超えると $\rho_c(g)$ は負になり、バリエントの活動確率 $\rho_i(g)$ も集合組織が強い場合は負の値を取り得るようになる。したがって $\omega$ は概ね0から1の間の数となるべきものである。 $\omega$ は二重K-S関係に従って変態する部分の比率(存在確率)であり、 $\rho_c(g)$ は二重K-S関係に従わない変態の確率を表現していると言い換えることができる。

たとえば、 $\alpha$ 核が $\gamma$ 粒界の片側で正確にK-S関係を持ち、もう一方の側でK-S関係から $10^\circ$ 以内の関係をもち得る確率は約60%である。無論、一方の側でもある程度のずれを許容すれば、その確率はさらに高まる。このことは、 $10^\circ$ 程度までのずれを許容する二重K-S関係が(可能な核生成場所では)必ず生じるとすれば、 $\omega$ の値は0.6前後、もしくはそれを超える値であり、その範囲で組織に依存すると予測される。

#### 4. 変態集合組織の予測計算法

上述のように母相と生成相の間の方位関係とバリエントの働く確率が決まれば、変態集合組織を計算することができる。その方法には大きく分けて解析的方法<sup>(32)</sup>と離散的方法の二種がある。どちらの方法も、変態による集合組織の変化を方位関係に従った結晶方位回転として捉えて計算することには変わりはない。K-S関係であれば、前述の<211>軸回りの $90^\circ$ 回転操作を、バリエント選択を考慮しながら母相の各結晶粒に対して加えることで変態後の集合組織が求められる。

解析的方法は、ODFの球調和関数展開法による展開係数の変化として式(4)を導く<sup>(32)</sup>。

$$\alpha C_{\lambda}^{\mu\nu} = \sum_{\lambda_1=0}^{\infty} \sum_{\mu=1}^{M(\lambda_1)} \sum_{\nu=1}^{N(\lambda_1)} \gamma C_{\lambda_1}^{\mu\nu} \left[ \sum_{\lambda_2=0}^{\infty} \sum_{\nu_2=1}^{N(\lambda_2)} \sum_{m=-\lambda}^{\lambda} \sum_{s=-\lambda}^{\lambda} \rho_{\lambda_2}^{\nu_2} \dot{A}_{\lambda_1}^{\mu\nu} (\lambda_1 \lambda_2 \ m r | \lambda s) \{ \lambda_1 \lambda_2 \nu_1 \nu_2 | \lambda \nu \} \dot{T}_{\lambda}^{\mu s*} (\Delta g) \right]. \quad (4)$$

ここで $\alpha C_{\lambda}^{\mu\nu}$ 、 $\gamma C_{\lambda}^{\mu\nu}$ および $\rho_{\lambda}^{\nu}$ は各々 $\alpha$ と $\gamma$ のODF、およびバリエント選択則 $\rho$ の球調和関数展開係数、 $\dot{A}_{\lambda}^{\mu\nu}$ および $\dot{T}_{\lambda}^{\mu s}$ は対称性に関与した係数および球調和関数、 $(\lambda_1 \lambda_2 \ m r | \lambda s)$ および $\{ \lambda_1 \lambda_2 \nu_1 \nu_2 | \lambda \nu \}$ はClebsch-Gordan係数およびそれに対称性を考慮したものである。

一方、離散的方法では、母相の集合組織を幾つかの方位に分割して表し、これらの方位に対して方位関係の回転操作を加え、回転後の各方位に母相の集合組織とバリエント選択則で決まる重み掛けて変態後の集合組織を求める。分割数が十分大きければ、離散的方法は、当然、解析的方法と同じ結果を与える。違いは、解析的方法は逆解析を可能にする点である。すなわち、式(4)の方程式を解くことで、変態後の集合組織から変態前の集合組織を求めることができる。時間を遡る計算が行えるのである。

式(2)および(3)の二重K-S関係のバリエント選択則は、式(5)のように球調和関数によって容易に展開できるので<sup>(12)(30)</sup>、この解析的方法を適用し易い選択則である。そのため、著者らの計算では解析的方法を採用している。

$$\rho_{\lambda}^{\mu\nu} = \frac{\omega}{N} \sum_{\mu=1}^{M(\lambda)} \gamma C_{\lambda}^{\mu\nu} \times \left[ \sum_k \dot{T}_{\lambda}^{\mu\nu} (\Delta g^{-1} \cdot g_k \cdot \Delta g) - \frac{1}{24} \sum_{i=1}^{24} \sum_{k=1}^N \dot{T}_{\lambda}^{\mu\nu} (\Delta g^{-1} \cdot g_k^i \cdot \Delta g \cdot g_i^c) \right] \quad (5)$$

#### 5. 二重K-S関係による変態集合組織予測とその実験的検証

二重K-S関係によるバリエント選択則によって $\gamma \Leftrightarrow \alpha$ 変態による変態集合組織をどれだけ定量的に予測し得るかに関し、いくつかの実験的検証<sup>(12)(29)-(31)</sup>を行っているの以下にその例を示すことにする。

##### (1) X線回折によるTRIP (transformation induced plasticity) 熱延鋼板の集合組織解析<sup>(29)-(31)</sup>

まず、残留 $\gamma$ の集合組織を母相の集合組織とみなせるとして、残留 $\gamma$ を含むTRIP熱延鋼板の集合組織を用いて最初

の検証を行った(図7(a)参照). 0.2%C-1.3%(Si+Al)-2.5%Mn鋼を $\gamma$ 域圧延後,  $\alpha$ 析出温度まで水冷してその温度で数秒保定し, さらにベイナイト温度域へ水冷した後に徐冷して, 残留 $\gamma$ を体積率で約10%含む熱延鋼板を作製した. その後, 残留 $\gamma$ と $\alpha$ (ベイナイトを含む)のODFをX線回折と球調和関数展開法によって求めた.

実験結果と予測計算結果を各々図7と8に示す. 図7(b)の残留 $\gamma$ の集合組織は, 少量の立方体方位成分を含むものの, 図2(a)に示した純銅型方位成分を多く含んでおり, 変態が概ね加工 $\gamma$ から生じていることが分かる. また, それに対応して変態後の集合組織(図7(c))は $\{311\}\langle 011\rangle$ や $\{211\}\langle 011\rangle$ から $\{332\}\langle 113\rangle$ の帯状に連なる発達した成分を持っている(2.(1)節参照). この残留 $\gamma$ の集合組織を基に, 二重K-S関係を用いて予測計算した変態集合組織が図8(a)である. 図7(c)と比較することで, 予測計算結果が実験結果に極めて良く一致していることが分かる. さらに予測計算の定量性の詳細を見るために, 実験と予測の差分の絶対値を取った. それを図8(b)に示す. ほとんどの方位で差分は0.5以

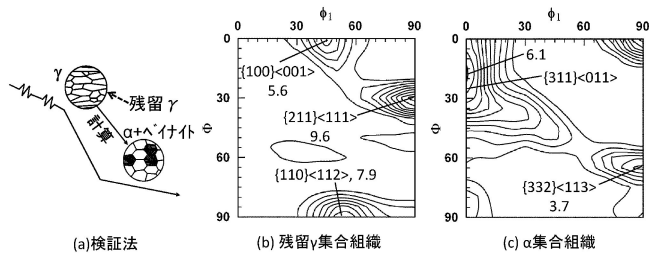


図7 (a) 検証法の概略, および熱延鋼板中の(b) 残留 $\gamma$ と(c)  $\alpha$ の集合組織. ODFの $\phi_2=45^\circ$ 断面.

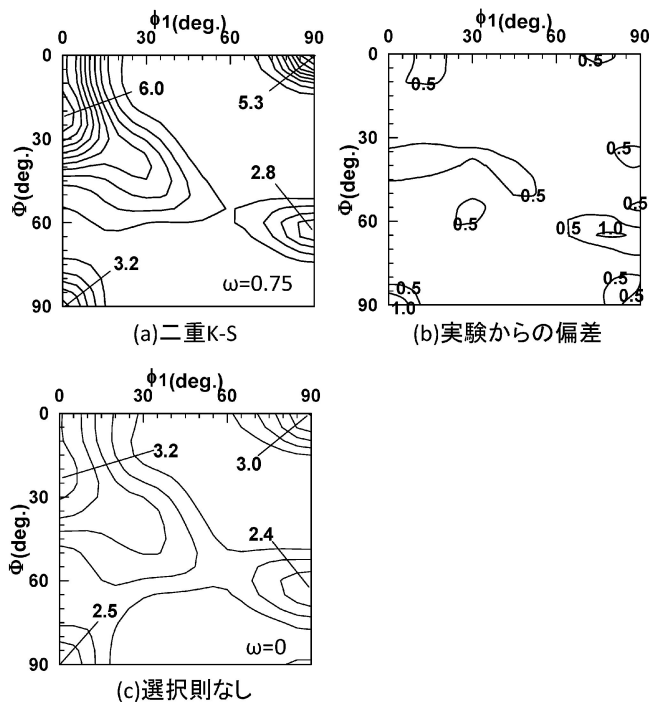


図8 (a) 二重K-S関係による $\alpha$ 集合組織の予測計算, (b) 実験からの偏差, (c) 選択則なしの $\alpha$ 集合組織の予測計算. ODFの $\phi_2=45^\circ$ 断面.

下となっており, どの領域においても一致の精度は高い. このように, 二重K-S関係の唯一つのパラメーター $\omega$ を適切な値に取ることで, 全方位空間でこのような一致が見られるのである( $\omega$ の値は測定結果と予測結果の差の二乗平均が最小になるように決定した). これは二重K-S関係による変態集合組織予測が定量的であることを明瞭に示している.  $\omega$ の値を零としてバリエーション選択則の無い計算を行うと図8(c)のように主方位の強度が半減する. 計算に含まれる唯一のパラメーターである $\omega$ の適切な値は, 熱延鋼板に対して概ね0.6から1の範囲にあることが分かっており<sup>(29)-(31)</sup>, これは前述の $\omega$ の予測値に近い.

## (2) パルス中性子回折による集合組織記憶効果のその場観察<sup>(12)</sup>

TRIP鋼を用いた検証に対する疑問は, 高々10%程度しかない残留 $\gamma$ の集合組織が,  $\gamma$ 全体の集合組織と一致しているとして良いかということである. 変態前後の集合組織をその場観察できれば良いが, 熱延プロセスに対して現状の技術では不可能である. そこで, 図3に示した集合組織の記憶効果を用いることにした. この現象はゆっくりと加熱・冷却する過程でも生じるので, パルス中性子回折によって集合組織をその場観察することが可能である. 現在までに, 熱延鋼板<sup>(12)</sup>, 冷延純鉄板<sup>(12)</sup>, ECAP(equal-channel angular pressing)<sup>†</sup>加工した純鉄の3種の材料について, この方法による検証が行われている. ここでは熱延鋼板と冷延純鉄板についての結果を示す.

### (a) 熱延鋼板の集合組織記憶効果

0.1%C-1%Mn鋼の熱延板を実験室で作製し, 板厚中心部の300 $\mu$ m厚さの領域を化学研磨で削り出して回折実験に使用した. 集合組織の測定は米国のロスアラモス研究所のパルス中性子回折装置<sup>(33)</sup>による. 加速器を用いた強い中性子線と試料の周囲を覆うように配置された多くの検出器によって, 集合組織測定に要する時間は数分から10分程度と短い(図9, 我が国のJ-PARCにも同様の装置がある<sup>(34)</sup>). まず, 室温近傍の温度で初期の $\alpha$ 集合組織を測定し, 次いで $\gamma$ 温度域の875 $^\circ$ Cへ加熱後, および $\alpha$ 温度域の450 $^\circ$ Cへ再冷却後に集合組織を測定した. 予測計算は, 測定した初期 $\alpha$ 集合組織および高温 $\gamma$ 集合組織から, 各々高温 $\gamma$ 集合組織および再変態 $\alpha$ 集合組織を求めること, さらに測定した初期 $\alpha$ 集合組織から(試料作製時の)変態前の $\gamma(\gamma_{pre})$ を逆解析することとした. 逆変態( $\alpha \rightarrow \gamma$ )の二重K-S関係は, 無論, 両側の“ $\alpha$ ”粒と同時にK-Sもしくはそれに近い方位関係を持つ“ $\gamma$ ”のバリエーションが $\alpha$ 粒界上に優先して核生成するとしている(図10).

測定した熱延鋼板の集合組織と予測計算による集合組織を図11に示す. 初期の $\alpha$ 集合組織(図11(a))は前述のTRIP鋼熱延板のそれに類似したものである. つまり, 加工 $\gamma$ からの変態集合組織の特徴を持っている. その集合組織が逆変態によって $\{211\}\langle 111\rangle$ や $\{110\}\langle 112\rangle$ 近傍に主方位を持つ組織となり(図11(b)), 次いで冷却して $\alpha$ へ再変態させると元の集

<sup>†</sup> ECAPの結果については出版予定.

合組織にかなり近いものに戻ることが良く分かる(図11(c)). また、ここで $\{211\}\langle 111\rangle$ や $\{110\}\langle 112\rangle$ 近傍に主方位を持つ高温の $\gamma$ の集合組織が図2(a)や7(b)に示した加工fccの集合組織に類似していることにも注意して頂きたい. これは、記憶効果が初期 $\alpha \rightarrow$ 高温 $\gamma \rightarrow$ 再変態 $\alpha$ のサイクルだけでなく、 $\gamma_{pre} \rightarrow$ 初期 $\alpha \rightarrow$ 高温 $\gamma$ の(試料作製の熱延プロセスで生じる変態も含めた)変態サイクルでも生じていることを示唆している.

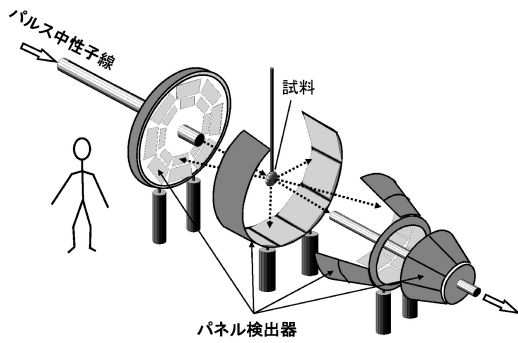


図9 パルス中性子回折装置の概略図.

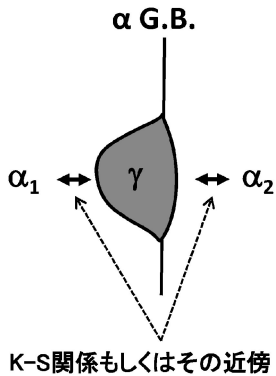


図10 昇温過程の逆変態における二重 K-S 関係.

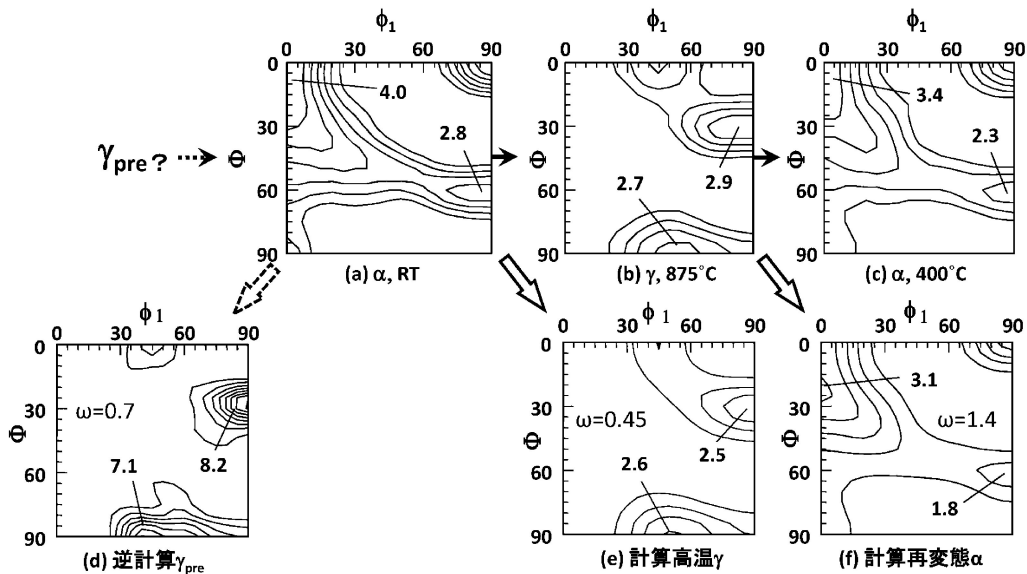


図11 (a)-(c) パルス中性子回折による熱延鋼板の集合組織記憶効果のその場観察と(d)-(f) 二重 K-S 関係による計算予測. ODF の  $\phi_2 = 45^\circ$  断面.

予測計算(図11(e)と(f))は、この場合も前節の熱延鋼板と同様、測定結果を非常に良く再現する. 図11は  $\phi_2 = 45^\circ$  断面しか示していないが、どの断面においても同様な再現性が認められた. したがって、再結晶 $\alpha$ からの逆変態、およびその後の $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態のその場観察によっても、二重 K-S 関係の定量的予測能が検証できたと言える. また、ここでもう一つ重要な点は、5.(1)で説明した加工を受けた $\gamma$ 相からの変態だけでなく、歪の無い母相からの変態集合組織も定量的に説明し得たことである. すなわち、加工 $\gamma$ に働くバリエーション選択則と再結晶 $\gamma$ のそれが一つの機構で不変的に説明し得ることをこれは示している.

一方、検証という点からは若干逸脱するが、式(4)を解くことによる逆解析の結果(図11(d))が予測通り加工 $\gamma$ の特徴を強く持つ集合組織を再現していることは、二重 K-S 関係を‘解析的方法’に組み込むことの重要性を意味している(4章で述べたように離散的計算法では逆解析を行えない). この逆解析によって、 $\gamma_{pre} \rightarrow$ 初期 $\alpha \rightarrow$ 高温 $\gamma$ の変態サイクルにおける集合組織の記憶効果が明瞭に見て取れる.

#### (b) 冷延鋼板の集合組織記憶効果

「では図3に示した冷延純鉄板の記憶効果も同様に説明できるのだろうか?」と考えるのは当然のことである. Wenkら<sup>(9)</sup>による図3の観察も、前述の熱延鋼板の場合とほぼ同じ方法による. 実験方法や測定結果の詳細は文献(9)を参照頂きたいが、熱延鋼板とは出発組織が異なることに加えて、以下で説明するように単純な“記憶”効果では説明し得ない特徴も有するので、測定データを提供していただいて、同様な解析を行った<sup>(12)</sup>.

図3の初期の $\alpha$ 集合組織は典型的な冷間圧延再結晶組織で、発達した $\{111\}$ 集合組織を持っている. その後、 $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態によって $\{110\}\langle 113\rangle$ 近傍に主方位を持つ組織が現れ、さらに再冷却して $\alpha$ へ変態させると元の集合組織に非常に近い集合組織が現れる. このような変化は、集合組織の方位や強度が異なることを除けば熱延鋼板のそれと同じ現象であ

る。しかし、この冷延純鉄板は、 $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ 変態の後に初期の $\alpha$ 集合組織には存在しなかった{100}<032>近傍の成分を持つようになるという面白い特徴を有する(図3(a)と(c)の比較)。すなわち、記憶効果は元の方位に戻る現象ではなく、元の集合組織に類似するが実は異なる集合組織へと変化する現象であることをこれは示唆している。

そこで、前述と同様、初期の $\alpha$ 集合組織と高温 $\gamma$ の測定集合組織を基に、一段階先の変態集合組織を予測計算することにした。その結果を図3(d)と(e)に示す。驚くことに、前述の記憶効果とは呼べない{100}<032>近傍の成分の発達も含めて計算結果は実験を見事に再現している。“記憶”では説明できない部分も二重K-S関係は説明するのである(同様の現象がECAP加工した純鉄でも生じ、二重K-S関係はそれも説明する)。

このように、従来の“記憶”を説明する機構(変態の応力<sup>(8)</sup>や特殊粒界<sup>(8)(10)</sup>の存在など)とは根本的に異なる二重K-S関係による変態の繰り返し、あたかも集合組織を記憶するかのように振る舞うことが記憶効果の原因ではないかと最近では考えられるようになって来ている<sup>(11)(12)</sup>。

もちろん、十分に説明されていない部分も多く残されている。たとえば、二重K-S関係の $\omega$ の値は0.6前後(体積率で60%)から1の範囲の値が予測されるにもかかわらず、記憶効果の二回目の変態( $\gamma \rightarrow \alpha$ )の $\omega$ 値は1.2から1.6とこれよりもかなり大きい。粒界3重点での核生成の影響や、最初の変態の時に生成される二重K-S関係を満たし易い特殊粒界の存在などが考えられているが、この理由は未だ十分には解明されていない。組織によってどのように $\omega$ の値が変わるのかは、残された課題の一つである。

## 6. おわりに

鋼の変態集合組織の特徴と発達機構、さらにその予測法に関する最近の研究の進展について述べた。特に、古くて新しい、かつ概念的には比較的単純な二重K-S関係というバリエーション選択則によって、 $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ 変態に伴う変態集合組織を定量的に予測し得ることについて説明した。このバリエーション選択則は母相の集合組織が強くなればなるほど強く働くと言う従来の選択則とは少し異なる側面を持ち、加工された母相のみならず再結晶後の母相からの変態集合組織も良く説明する。現在までの検証の多くは巨視的集合組織の観察とそれを基にした予測から行われてきているが、最近では、EBSDを用いたその場観察による微視的な直接検証も行われるようになって来ている<sup>(11)</sup>。そのような微視的な解析がさらに進めば、前述の $\omega$ の組織依存性のみならず、K-S関係からのずれに伴う界面構造の変化や界面の易動度など変態核の生成・成長に関する未解明の要点が明らかになり、より精度の高い予測に繋がるのではないだろうか。

最後に、本稿が鉄の変態集合組織生成の仕組みや予測法の理解に幾ばくかでも役立てば幸いである。

## 文 献

(1) 長嶋晋一 編: 集合組織, 丸善, (1984).

- (2) R. K. Ray and J. J. Jonas: Int. Mater. Reviews, **35**(1990), 1-35.
- (3) G. Kurdjumov and G. Sachs: Z. Physik, **64**(1930), 225.
- (4) Z. Nishiyama: Sci. Rep. Res. Tohoku Univ., **23**(1934), 638.
- (5) G. Wassermann: Arch. Eisenhüttenwesen, **16**(1933), 647-654.
- (6) H. Inagaki: The 6th International Conference on Textures of Materials, ed. by S. Nagashima, The Iron and Steel Institute of Japan, Tokyo, **1**(1981), 149-163.
- (7) H. J. Bunge: Texture Analysis in Materials Science, Butterworths, London, (1982).
- (8) B. Hutchinson and L. Kestens: Applications of Texture Analysis, ed. by Rollett AD, The American Ceramic Society, John, Wiley & Sons, New Jersey, (2008), 281.
- (9) H. R. Wenk, I. Huenschel and L. Kestens: Metall. Mater. Trans. A, **38**(2007), 261.
- (10) N. Yoshinaga, H. Inoue, K. Kawasaki, L. Kestens and B. C. De Cooman: Mater. Trans., **48**(2007), 2036-2042.
- (11) I. Lischewski and G. Gottstein: Acta Mater., **59**(2011), 1530-1541.
- (12) T. Tomida, M. Wakita, M. Yasuyama, S. Sugaya, Y. Tomota and S. C. Vogel: Acta Mater., **61**(2013) 2828-2839.
- (13) I. Lonardelli, N. Gey, H. R. Wenk, M. Humbert, S. C. Vogel and L. Lutterotti: Acta Materialia, **55**(2007), 5718.
- (14) H. R. Wenk, I. Lonardelli and D. Williams: Acta Mater., **52**(2004), 1899-1907.
- (15) H. R. Wenk, E. Rybacki, G. Dresen, I. Lonardelli, N. Barton, H. Franz and G. Gonzalez: Phys. Chem. Minerals, **33**(2006), 667.
- (16) 本間亮介: 鉄と鋼, **58**(1972), 119.
- (17) N. Nakada, T. Tsuchiyama, S. Takaki and S. Hashizume: ISIJ Int., **47**(2007), 1527.
- (18) H. Abe and K. Ito: J. Japan Inst. Met., **31**(1967), 1300.
- (19) N. J. Wittridge, J. J. Jonas and J. H. Root: Metall. Mater. Trans. A, **32**(2001), 889.
- (20) J. F. Bishop and R. Hill: Philos. Mag., **43**(1951), 414.
- (21) J. R. Patel and M. Cohen: Acta Metall., **1**(1953), 531.
- (22) 古林英一: 鉄と鋼, **10**(1985), 1359.
- (23) Y. Higo, F. Lecroisey and T. Mori: Acta Metall., **22**(1974), 313.
- (24) F. Borick and R. H. Richman: Trans Metall. Soc. AIME, **239**(1967), 675.
- (25) M. Humbert, F. Wagner, W. P. Liu, C. Esling and H. J. Bunge: The 8th International Conference on Textures of Materials, The Metallurgical Society, Warrendale, **2**(1988), 743.
- (26) P. Bate and B. Hutchinson: Acta Mater., **48**(2000), 3183.
- (27) K. Ameyama, T. Maki and I. Tamura: J. Japan Inst. Met., **50**(1986), 602.
- (28) J. J. Jonas, M. P. Butrón-Guillén and C. S. Da Costa Viana: The 11th International Conference on Textures of Materials, International Academic Publishers, Beijing, **1**(1996), 575.
- (29) T. Tomida, M. Wakita, M. Yoshida and N. Imai: The 15th International Conference on Textures of Materials, ed. by R. D. Rollett, John & Wiley & Sons, New Jersey, (2008), 325.
- (30) T. Tomida, M. Wakita, M. Yoshida and N. Imai: Mater. Sci. Forum, **638-642**(2010), 2846-2851.
- (31) T. Tomida and M. Wakita: ISIJ Int., **52**(2012), 601-609.
- (32) H. J. Bunge, M. Humbert and P. I. Welch: Textures and Microstructures, **6**(1984), 81.
- (33) H. R. Wenk, L. Lutterotti, S. Grigull and S. Vogel: Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. A, **515**(2003), 575-588.
- (34) 鈴木徹也, 徐平光: 塑性と加工, **54**(2013), 106-110.



富田俊郎

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★  
 1982年 大阪大学理学研究科修士課程修了  
 同年 住友金属工業入社, 中央技術研究所  
 1989-1991 (米)ペンシルバニア大学客員研究員  
 2012年 新日鐵住金へ統合後, 技術開発本部, 鉄鋼研究所  
 2014年 4月より現職  
 専門分野: 集合組織, 熱延鋼板, 磁性材料  
 ◎自動車鋼板, 電磁鋼板, アモルファスなどの開発研究に従事, 微細粒化, 集合組織制御, 組織予測を中心に活動。  
 ★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★