鉄鋼のマルテンサイト/ベイナイト変態における結晶学的拘束

宮本 吾郎¹ 金下 武士^{2,*} 知場 三周^{2,*} 古原 忠¹

¹東北大学金属材料研究所

²東北大学大学院工学研究科金属フロンティア専攻

J. Japan Inst. Met. Mater. Vol. 79, No. 7 (2015), pp. 339–347
© 2015 The Japan Institute of Metals and Materials
OVERVIEW

Crystallographic Restriction in Martensite and Bainite Transformations in Steels

Goro Miyamoto¹, Takeshi Kaneshita^{2,*}, Tadachika Chiba^{2,*} and Tadashi Furuhashi¹

¹*Institute for Materials Research, Tohoku University, Sendai 980-8577*

²*Department of Metallurgy, Graduate School of Engineering, Tohoku University, Sendai 980-8577*

Attention to lath martensite and bainite in steels has been increasing due to their good mechanical properties. Various boundaries between K-S variants contained in those microstructures contribute to their high strength and toughness so that deeper understanding of nature of those boundaries is required. EBSD analyses have revealed that different variant grouping tendencies appear depending on composition and transformation temperature, such as variants belonging to the same Bain group, variants sharing the same close-packed plane parallel relationship. Kinematical compatibility (KC) condition can explain variant pairs coupled preferentially in lenticular and thin plate martensite satisfactorily. In addition, it is revealed that some of the variant pairs observed in lath martensite and bainite are favorable for the KC condition when double shears are assumed for lattice invariant shear. [doi:10.2320/jinstmet.J2015017]

(Received February 12, 2015; Accepted April 2, 2015; Published July 1, 2015)

Keywords: martensite, bainite, crystallography, variant, steel

1. はじめに

近年の鉄鋼材料に対する高強度化ニーズの高まりにより、他の相変態組織に比べて高い強度を有するマルテンサイトやベイナイト組織が改めて注目されている。マルテンサイトやベイナイトは、置換型原子の集団かつせん断的な変位を伴うせん断型変態であるため、組織形成に結晶学的な拘束が強く働く。その結果、特定方位のマルテンサイトやベイナイト晶が集団で生成し、階層的な組織が形成される。力学特性の観点からは、この階層組織に含まれる結晶粒界の密度および粒界性格を理解し、制御していくことが不可欠である。

1990年代後半から電子線後方散乱回折(EBSD)を利用した局所方位測定法が一般に広まり初め、せん断型変態を含む各種相変態組織の解析に利用されるようになってきた¹⁾。特に、従来の光学顕微鏡および透過型電子顕微鏡による観察や、X線回折測定ではよく分からなかった複雑な階層組織を持つラスマルテンサイトやベイナイト組織の理解は、主としてEBSD法を用いた研究によりここ10年ほどで大きく飛躍した。そこで、本稿では我々の研究グループで最近得られている結果を中心として、マルテンサイト/ベイナイト組織の結

晶学的特徴について概説するとともに、その生成機構について議論したい。

2. せん断型変態組織の形成過程と力学特性との関係

2.1 自己緩和とバリエーション選択

せん断型変態は表面起伏を伴うことから分かるように、母相と生成相間の結晶構造変化に起因した形状変形を伴う。鉄合金のfcc-bcc(bct)マルテンサイト変態における形状変形は、0.2~0.25という極めて大きなひずみ量となる。形状変形は母相の弾性変形や、母相強度がある程度低ければその一部は塑性変形によって緩和される(Fig. 1(a))。この弾塑性ひずみ場が個々のマルテンサイトの成長限界つまり厚さを決めるとともに、周囲の母相中での新たなマルテンサイト/ベイナイト晶の核生成に影響を及ぼす(Fig. 1(b), (c))²⁾。

せん断型変態では、生成相/母相間には特定の結晶方位関係が存在するが、結晶の対称性に起因して1つの母相粒から複数の結晶方位を有するマルテンサイト/ベイナイト晶が生成できる。これを兄弟晶(バリエーション)と呼ぶ。OlsonとOwen³⁾はマルテンサイト周囲の母相中の弾性ひずみ場の計算により、マルテンサイトプレートの端部では同一バリエーションの核生成が誘起されるようなひずみ場が発達することを示している。また、Shimizuら⁴⁾は、マルテンサイト周囲の母

* 東北大学大学院生(Graduate Student, Tohoku University)

Fig. 1 (a) Shape strain for displacive transformation and plastic accommodation in austenite, (b) auto-cathartic nucleation, (c) self-accommodation, (d) single variant nucleation by strong variant selection at grain boundary, (e) multi-variant formation by self-accommodation.

相に導入された積層欠陥に、特定のバリエントが自己触媒的 (auto-cathartic) に核生成することを報告している。一方、異なるバリエントが組み合わせられて生成すると、Fig. 1(c) に示すように、形状変形によって発生するひずみ場が部分的に相殺される。これを自己緩和 (self-accommodation) 機構と呼ぶ。実際には、マルテンサイト変態やベイナイト変態は母相粒界が核生成サイトとなるため、特定方位のバリエントが優先的に核生成するバリエント選択 (もしくはバリエント規制) も考慮する必要がある (Fig. 1(d))。自己緩和が強く働く場合には、Fig. 1(e) に示すように比較的初期段階から複数のバリエントが集団を形成しながら、変態が進行する。

2.2 K-S 関係における 24 バリエントとその分類

せん断型変態組織形成を考える上で最も基礎となるものは母相に対する方位関係である。鉄鋼材料の fcc→bcc マルテンサイト変態では、マルテンサイトは Kurdjumov-Sachs (K-S) ($(111)_\gamma // (011)_\alpha$, $[\bar{1}01]_\gamma // [\bar{1}\bar{1}1]_\alpha$) の関係や Nishiyama-Wassermann (N-W) ($(111)_\gamma // (011)_\alpha$, $[\bar{1}\bar{1}2]_\gamma // [0\bar{1}1]_\alpha$) の関係に近い方位関係をもって生成することが、残留オーステナイトを多く含む高合金マルテンサイトで古くから知られている⁵⁾。K-S 関係には 24 種類のバリエントが、N-W 関係には 12 種類のバリエントが存在する。最近、残留オーステナイトを含まないラスマルテンサイトやベイナイト組織においても、EBSD 測定により得られた方位データの数値フィッティングにより、結晶方位関係が精密に測定できるようになり、実際の方位関係は K-S 関係や N-W 関係から数度ずれていることが明らかとなっている⁶⁾が、ここでは、実測の方位関係に近い K-S 関係を基にして説明する。Table 1 に K-S 関係の 24 バリエント^{7,8)}を、Fig. 2(a) に 24 バリエントの結晶方位をプロットした $(001)_\gamma$ ステレオ投影図を示す。Takayama ら⁸⁾は最近、この K-S 関係の 24 バリエントを CP と Bain という 2 つのグループに分類することを提唱した。Fig. 2(b) に CP グループ/Bain グループと各種結晶方位関係の相対的な関係をまとめる⁹⁾。

fcc 構造が $\langle 001 \rangle_\gamma$ 方向に圧縮されることで、bcc 構造が生じるような格子対応を Bain 対応という。Bain 対応は 3 つの $\langle 001 \rangle_\gamma$ に対応して 3 種類存在する。それぞれの Bain 対応に 10° 程度の比較的小さな格子の回転を加えることで、fcc/bcc 間の最終的な結晶方位関係である N-W 関係の 12 バリエン

Table 1 24 variants in K-S orientation relationship.^{7,8)}

No	Close-packed plane parallel relation	Close-packed direction parallel relation	Bain	Misorientation from V1 (deg)
V1	$(111)_\gamma // (011)_\alpha$ CP1	$[\bar{1}01]_\gamma // [\bar{1}\bar{1}1]_\alpha$	B1	
V2		$[\bar{1}01]_\gamma // [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\alpha$	B2	60.0
V3		$[01\bar{1}]_\gamma // [\bar{1}\bar{1}1]_\alpha$	B3	60.0
V4		$[01\bar{1}]_\gamma // [\bar{1}1\bar{1}]_\alpha$	B1	10.5
V5	$(\bar{1}\bar{1}1)_\gamma // (011)_\alpha$ CP2	$[\bar{1}\bar{1}0]_\gamma // [\bar{1}\bar{1}1]_\alpha$	B2	60.0
V6		$[\bar{1}\bar{1}0]_\gamma // [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\alpha$	B3	49.5
V7		$[\bar{1}\bar{1}0]_\gamma // [\bar{1}\bar{1}1]_\alpha$	B2	49.5
V8		$[\bar{1}\bar{1}0]_\gamma // [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\alpha$	B1	10.5
V9	$(\bar{1}\bar{1}1)_\gamma // (011)_\alpha$ CP3	$[\bar{1}\bar{1}0]_\gamma // [\bar{1}\bar{1}1]_\alpha$	B3	50.5
V10		$[\bar{1}\bar{1}0]_\gamma // [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\alpha$	B2	50.5
V11		$[011]_\gamma // [\bar{1}\bar{1}1]_\alpha$	B1	14.9
V12		$[011]_\gamma // [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\alpha$	B3	57.2
V13	$(\bar{1}\bar{1}1)_\gamma // (011)_\alpha$ CP4	$[0\bar{1}1]_\gamma // [\bar{1}\bar{1}1]_\alpha$	B1	14.9
V14		$[0\bar{1}1]_\gamma // [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\alpha$	B3	50.5
V15		$[\bar{1}01]_\gamma // [\bar{1}\bar{1}1]_\alpha$	B2	57.2
V16		$[\bar{1}01]_\gamma // [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\alpha$	B1	20.6
V17	$(111)_\gamma // (011)_\alpha$ CP4	$[\bar{1}10]_\gamma // [\bar{1}\bar{1}1]_\alpha$	B3	51.7
V18		$[\bar{1}10]_\gamma // [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\alpha$	B2	47.1
V19		$[\bar{1}10]_\gamma // [\bar{1}\bar{1}1]_\alpha$	B3	50.5
V20		$[\bar{1}10]_\gamma // [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\alpha$	B2	57.2
V21	$(111)_\gamma // (011)_\alpha$ CP4	$[0\bar{1}\bar{1}]_\gamma // [\bar{1}\bar{1}1]_\alpha$	B1	20.6
V22		$[0\bar{1}\bar{1}]_\gamma // [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\alpha$	B3	47.1
V23		$[101]_\gamma // [\bar{1}\bar{1}1]_\alpha$	B2	57.2
V24		$[101]_\gamma // [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\alpha$	B1	21.1

ト、K-S 関係の 24 バリエントが派生する。Bain グループとは、同一 Bain 対応から派生したバリエントのグループであり、1 つの Bain グループには 8 種類の K-S 関係のバリエントが含まれる。Table 1 に示すように同一 Bain グループ内のバリエント間の方位差は約 20° 以内と小さいのに対して、異なる Bain グループのバリエント間の方位差は 45° 以上と大きい。一方、CP グループとは、K-S 関係の最密面平行関係 ($(111)_\gamma // (011)_\alpha$) を共有するバリエントグループであり、1 つの CP グループには 6 種類のバリエントが含まれる。

前述したようにこれらの 24 バリエントがある一定の法則を持ちながら生成することでマルテンサイトおよびベイナイト組織が形成される。Fig. 3 に低炭素鋼ラスマルテンサイトの模式図を示す。旧オーステナイト粒はほぼ同じ晶癖面を持つバリエントの集団 (パケット) で分割され、個々のパケットは、ほぼ同じ結晶方位を持つバリエントの集団である 3 種類のブロックからなる。一方向に伸長した板状の微細なマルテンサイト晶 (ラス) がラスマルテンサイトの最小構成組織であり、ブロックはほぼ同じ結晶方位の多数のラスで構成される。また、一般的には上部ベイナイトもマルテンサイトと同様にパケットやブロック構造を有すると考えられている。パケットやブロックを上記の CP グループや Bain グループで考えると、同一 CP グループに属するラスの晶癖面 ($(011)_\alpha \sim // (111)_\gamma \sim (575)_\gamma$) はたがいに平行に近いので、1

Fig. 2 (a) 001_γ stereographic projection showing directions of $\langle 001 \rangle$ ferrite having K-S orientation relationship with γ , (b) Bain lattice correspondence and variants of N-W and K-S orientation relationships.⁹⁾

Fig. 3 Schematic illustration of lath martensite in low carbon steel.

つのパケットは同一 CP グループに属するバリエントから構成され、ブロックはその中の同一 Bain グループに属するバリエントに対応する。

2.3 バリエント境界と力学特性の関係

パケット境界やブロック境界は、方位差の大きな粒界であるため、変形や破壊の抵抗として働く。Morris ら¹⁰⁾は、パケットやブロック境界は異なる Bain グループのバリエント境界であるため、 $\{001\}_\alpha$ 劈開面が不連続であり、破壊の抵抗になると提唱している。このことは、これまでの観察結果と一致している¹¹⁻¹³⁾。一方、Morris ら¹⁰⁾は異なる Bain グループに属する方位差の大きなバリエント境界であっても、 $\{011\}_\alpha$ 面については平行に近い場合があることからすべり変形に対する抵抗は小さく、ブロック境界の強化に対しての寄与は小さいと考えている。しかしながら、Morito ら¹⁴⁾はブロック幅が減少するほど、フェライト鋼と同様にマルテンサイト鋼の強度が Hall-Petch 則に従って増加することを報告しており、また、ナノインデンテーション実験¹⁵⁾や微小試験片の変形実験^{16,17)}によってもブロック境界が変形転位の

障害として働くことが示されている。さらに、ラス境界が変形の抵抗となると報告もされている¹⁸⁾。

パケット境界やブロック境界とひとくくりにしても、Table 1 に示すように、その方位差は約 10° から 60° までであるため、力学特性と組織の関係を理解するためには、24 バリエントを区別しながらその粒界性格を議論する必要がある。さらに、バリエント隣接傾向の詳細な調査は、その支配因子の解明にもつながることが期待される。そこで、著者らは組成や変態温度がバリエント隣接傾向に及ぼす影響を解明するため、種々の鉄鋼材料のマルテンサイトやベイナイト組織におけるバリエント構造を詳細に調べている。

3. ラスマルテンサイトおよび上部ベイナイトのバリエント構造

Fig. 4 に低炭素鋼ラスマルテンサイトのフェライト(α)方位マップおよび黒枠で示した領域に対応する $(001)_\alpha$ 極点図を示す。図中白点線で囲まれた領域が 1 つのパケットであり、その中に複数のブロック組織が明瞭にみられる。1 つ 1 つのマルテンサイト晶がどのバリエントに対応しているかを知るためには、Fig. 4(b) に示す極点図と Fig. 2(a) を比べればよい。また、Fig. 4(b) は Fig. 2(a) を回転した極点図になっているが、これはオーステナイト母相の $\langle 001 \rangle$ 方位がステレオ投影図上の基底軸からずれているためであり、この極点図から逆にオーステナイト母相の結晶方位を正確に求めることも可能である^{19,20)}。また、最近では、個々のマルテンサイト晶のバリエントを自動決定するソフトウェアも報告されている²¹⁾。

Fig. 5 に Fe-C 合金で生成するマルテンサイトの光学顕微鏡写真と α 方位マップを示す²²⁾。Fig. 5(a) に示す極低炭素鋼(IF 鋼)のマルテンサイトでは、比較的粗大なパケットやブロック組織が観察される。また、この合金では、同一 CP

バリエントかつ方位差の小さなバリエント対(V1/V4, V2/V5, V3/V6)が集団で生成して、個々のブロックを形成している。ブロックに含まれる小角のバリエント対はサブブロックと呼ばれる⁷⁾。一方、炭素濃度が 0.35% に増加すると (Fig. 5(b)), 組織は微細化するが、パケットやブロック組織は依然として観察される。この試料でも同一 CP グループのバリエントが集団で生成しており、サブブロック組織

(V1/V4, V2/V5) および、双晶の方位関係を持つバリエント対(V1/V2, V3/V4, V5/V6)が多く形成されている。さらに炭素量が増加すると (Fig. 5(c)), 光学顕微鏡では明瞭なパケット、ブロック組織は観察されないが、バリエント構造としては、同一 CP グループのバリエントが集団で生成し、その中でも特に V1/V2 のバリエントが隣接しやすいことが分かる。

このようなバリエント隣接傾向を定量化する手段として、バリエント境界長さに注目して解析を行った。具体的な解析法としては、個々のバリエント対は固有の方位差および方位回転軸を有することから、精密に測定したマルテンサイト/オーステナイト間の方位関係からバリエント間の方位関係を算出し、その方位関係を満たす粒界の長さを比較している^{8,22)}。その結果の一例を Fig. 6 に示す。Fig. 6(a) に示すように、極低碳素鋼では方位差の小さな V1/V4 や V1/V8 の粒界が多く検出される。しかしながら、V1/V8 バリエント対は実際の方位マップ中にはほとんど見られないため、これは異なる回転軸方位を有する方位差の小さな境界の区別が困

Fig. 4 (a) Ferrite orientation map of lath martensite in Fe-1.5Mn-0.15C alloy, (b) 001_{α} pole figure taken from the region surrounded by solid line in (a). The region surrounded by white-dotted line in (a) represents a single packet.

Fig. 6 Length fractions of inter-variant boundaries for martensite in (a) IF steel, (b) Fe-0.35C, (c) Fe-0.75C alloys.²²⁾

Fig. 5 Optical images and ferrite orientation map showing variants of martensite in (a) IF steel, (b) Fe-0.35C, (c) Fe-0.75C alloys.²²⁾

難であることに起因する誤差であると考えられる。炭素量が増加するにつれて (Fig. 6(b), (c)), 方位マップで確認されたように, V1/V4 のバリエント隣接傾向が低下する一方で, V1/V2 のバリエント対が増加する。高炭素ほど方位差の大きなバリエントが隣接しやすくなることは, 炭素濃度増加に伴うラスマルテンサイト組織微細化の一因と考えられる。

従来, 上部ベイナイト組織にもマルテンサイトと同様のパケット, ブロック組織が形成されると考えられていたが, 最近の調査では, 変態条件によっては全く異なるバリエント構造が現れることが明らかになっている。Fig. 7 に低炭素鋼のベイナイトおよびマルテンサイト組織およびバリエント構造を示す⁸⁾。ここではバリエントの隣接傾向を表すために, α 方位マップとともに, 同一 CP グループもしくは同一 Bain グループに属するバリエントを同じ色で表した CP マップ (Fig. 7(c), (g), (k)) および Bain マップ (Fig. 7(d), (h), (l)) を示している。Fig. 7(a)~(d) に示すマルテンサイトでは, Fe-C 合金と同様, CP グループが集団で生成し (Fig. 7(c)), 同一 CP 領域の中に小角粒界が多くみられることから, サブブロックが形成されていることが分かる。723 K で変態させたベイナイト組織 (Fig. 7(e)~(h)) では, CP グループが集団で生成するものの (Fig. 7(g)), マルテンサイ

ト組織とは違い, 小角粒界が少なくサブブロック組織は発達していない。ベイナイト変態温度が上昇すると (Fig. 7(i)~(l)), フェライト方位マップ中にはほとんど大角粒界がなく, 小角粒界が著しく増加する。また, Fig. 7(l) に示すように同一 Bain グループのバリエントが集団で生成していることが分かる。

以上の傾向を, Fig. 8 に示すバリエント粒界長さよりみると, 853 K 変態材には, 同一 Bain グループ間のバリエント境界が多く含まれ, その中でも特に V1/V8 ペアが多く生成するのに対して, 変態温度が下がるにつれて V1/V8 ペアは隣接しにくくなり, 逆に V1/V2 ペアが多く生成するようになる。

Fig. 9 は方位差 15 度以上の大角粒界の平均切片長さに及ぼす変態温度の影響を炭素量の異なる 2 つの合金 (Fe-2Mn-(0.2, 0.35)C) を用いて調べた結果である。どちらの合金でもベイナイト変態温度が低下すると組織は微細化するが, 0.2C 合金では, 方位差の大きなバリエント対 (V1/V2) が隣接しやすい低温変態ベイナイトよりも, サブブロックが発達して方位差の小さなバリエント (V1/V4) が隣接しやすいマルテンサイト組織の方がやや粗大である。同様の逆転現象は, 実用鋼の破面における有効結晶粒径においても報告され

Fig. 7 (a) SEM image, (b) ferrite orientation map, (c) CP map, (d) Bain map of lath martensite, (e)–(h) bainite transformed at 723 K, (i)–(l) bainite transformed at 873 K in Fe-1.5Mn-0.15C alloy.⁸⁾

Fig. 8 Length fractions of inter-variant boundaries in the Fe-1.5Mn-0.15C alloy transformed at (a) 853 K (bainite), (b) 773 K (bainite), (c) 723 K (bainite), (d) quenched in to martensite.⁸⁾

Fig. 9 Variations in grain size in Fe-2Mn-(0.2, 0.35)C alloys as a functions of transformation temperature.

ている¹¹⁾。一方、中炭素鋼(0.35C)マルテンサイトではサブブロックが発達せず、ベイナイト組織よりもマルテンサイト組織は微細化する。

ラスマルテンサイトおよび上部ベイナイト組織を模式的に Fig. 10 にまとめる⁹⁾。低炭素マルテンサイトでは、Fig. 10 (a)に示すように同一 CP グループのバリエントが隣接しやすく、さらにその中でも方位差の小さな V1/V4 が隣接してサブブロック組織を形成する。炭素量が増加すると (Fig. 10 (b))、同一 CP バリエントが集団で生成するものの、双晶関係を持ち方位差の大きな V1/V2 バリエントが隣接するようになり、組織が微細化する。一方、高温で生成したベイナイト組織 (Fig. 10(c)) では、同一 Bain バリエントが集団で生成するが、変態温度の低下に伴い、V1/V2 が隣接するようになる (Fig. 10(b))。次節ではこのような特定バリエントが隣接する理由について考察する。

4. バリエント構造を支配する因子

ラスマルテンサイトや上部ベイナイトはいずれもオーステナイト粒界から核生成する。その際、Fig. 11(a), (b)に示すように駆動力が小さい場合には強いバリエント選択が働き結晶方位の近いバリエントのみが核生成する^{23,24)}。ラスマルテンサイトおよび上部ベイナイト変態で選択されるバリエントとしては、核生成時の界面エネルギーの増加分が小さく、なるべく多くのオーステナイト粒界面を消費するように、成長しない側のオーステナイトに対しても K-S 関係に近い方位関係を持ち (Fig. 11(c))、成長方向が粒界面に平行に近い (Fig. 11(d)) バリエントが選択されることが明らかになっている^{24,25)}。強いバリエント選択が働きながらマルテンサイト/ベイナイト晶が成長すれば、Fig. 1(d)に示したように結晶方位の近いバリエントが隣接しながら生成して組織は粗大化する。この場合、同一 Bain グループのバリエントが集団で生成するケースが多いようである²⁴⁾。同一 Bain グループのバリエントが生成する理由として、バリエント境界の方位差が小さく境界エネルギーが低いと考えられること⁸⁾と、V1 と V4 はマルテンサイトやベイナイト晶内部の塑性変形(格子不変変形)を担う 2 種類のすべり系を共有するため^{8,26)}と考えられている。

オーステナイト強度は変態温度の低下および炭素濃度の増加に伴い著しく増加するため (Fig. 12²⁷⁾)、高炭素マルテンサイトもしくは低温でのベイナイト変態では、変態ひずみが母相の塑性変形によって緩和されにくくなり、核生成におけるバリエント選択よりもその後の自己緩和がバリエント隣接傾向を決定するようになる。

ここで、自己緩和の観点からのバリエント隣接傾向の議論に立ち入る前に、ラスマルテンサイトとは形態の大きく異なるレンズマルテンサイトのバリエント構造をラスマルテンサイトおよび上部ベイナイトのものと比較したい。Fig. 13 にサブゼロ処理を施した Fe-25Ni-0.5C 合金で生成したレンズマルテンサイトの α 方位マップとバリエント境界長さを示す²⁸⁾。レンズマルテンサイトではパケットやブロックは発達せず、ラスマルテンサイトや上部ベイナイトとは異なり、晶癖面が平行に近い 4 種類のバリエント (V1(3 15 10)_γ, V6(3 10 15)_γ, V16(-3 15 10)_γ, V17(-3 10 15)_γ) が隣接して生成する。これらのバリエントグループは、晶癖面 (HP) グループと呼ばれている。レンズマルテンサイトのミドリブは本質的に薄板状マルテンサイトと同じと考えられており²⁹⁾、薄板状マルテンサイトでもレンズマルテンサイトと同様に同一 HP グループのバリエントが隣接することが報告されている³⁰⁾。以上を踏まえて、マルテンサイトおよび上部ベイナイトのバリエント隣接傾向を Table 2 にまとめる。

マルテンサイトおよびベイナイト晶生成に伴う形状変化を表すテンソルを P_i (i : バリエント番号) とすると、あるバリエント対もしくはバリエントグループに含まれる P_i の算術平均が単位行列に近いほど、巨視的な平均変態ひずみが小さいバリエントの組み合わせであると考えられてきた³¹⁾。この考え方によれば、CP グループに属する 6 つのバリエントが生成すると、変態ひずみは大きく緩和されるため、CP グ

Fig. 10 Schematic illustrations of variant structure of martensite and bainite, (a) low carbon martensite, (b) high carbon martensite and bainite transformed at relatively low temperature, (c) bainite transformed at relatively high temperature. The same color and elongated direction represent the same Bain and CP groups, respectively.⁹⁾

Fig. 11 Bainitic ferrite nucleated at prior austenite grain boundary in the Fe-9Ni-0.15C alloy transformed at 723 K for 0.4 ks (a) SEM image, (b) corresponding ferrite orientation map. (c), (d) represent dominating rules for variant selection in grain boundary nucleation of bainite.²⁴⁾

Fig. 12 Variations in austenite strength with carbon content and temperature.²⁷⁾

ループの発達に自己緩和に有利であると考えられている^{7,32)}。一方、よく観察されるバリエント対(V1/V4, V1/V2)は、巨視的な変態ひずみ緩和の観点からは不利であり⁷⁾、その生成理由は不明であった。

最近、 β チタン形状記憶合金の隣接バリエント対を決定する因子として、2つのバリエントの変態ひずみが接合面で連続する Kinematic compatibility (KC) 条件 (Fig. 14) が注目され、巨視的な平均変態ひずみよりも、KC 条件に有利なバリエントが優先的に生成することが報告されている³³⁾。KC 条件は下式で表される³⁴⁾。

$$QP_i - P_j = n \otimes p \quad (1)$$

ここで、 P_i , P_j はそれぞれバリエント i, j の形状変形行列、 Q は回転行列、 n , p は接合面法線および接合面でのひずみを表すベクトルである。KC 条件を満たすために、回転 Q が

必要となるが、この回転によって個々のバリエントの形状変形は不変面ひずみからずれてしまうため、 Q の回転角が 0 以外の場合には KC 条件と不変面ひずみ条件を同時に満たす

Fig. 13 Lenticular martensite in the Fe-25Ni-0.5C alloy after sub-zero cooling to 77 K, (a) ferrite orientation map, (b) length fractions of inter-variant boundaries.²⁸⁾

Table 2 Groups and pairs of variant observed in martensite and bainite structures.

Morphology	Variant group	Favorable variant pair
Lath M	CP	V1/V4 (Low C)
		V1/V2 (High C)
Upper B	Bain	V1/V8, V4 (High Temp.)
	CP	V1/V2 (Low Temp.)
Lenticular M/Thin palte M	HP (V1/V6, V16, V17)	

ことはできないが、ひずみエネルギーを減少させるためには Q の回転角が小さい方が好ましい³³⁾.

KC 条件に有利なバリエント対を評価するため、24 バリエントの P_i を現象論計算により求め、V1/V2~V24 の 23 通りの組み合わせについて Q を求めた. その際、格子不変変形として、レンズ状および薄板状マルテンサイトの結晶学的特徴をよく再現できることが知られている $(112)[\bar{1}\bar{1}1]_\alpha$ を仮定した single shear model と、ラスマルテンサイトや上部ベイナイトの晶癖面を再現できる 2 種類の格子不変変形を仮定した double shear model から得られる形状変形行列を用いた. Double shear model における格子不変変形のすべり系としては、Ross and Crocker³⁵⁾ (RC model) ($(112)[\bar{1}\bar{1}1]_\alpha$, $(\bar{1}12)[1\bar{1}1]_\alpha$) および Kelly³⁶⁾ ($(112)[\bar{1}\bar{1}1]_\alpha$, $(110)[\bar{1}1\bar{1}]_\alpha$) が提唱したものを仮定し、格子定数は Fe-0.75% C 合金のものを用いた³⁷⁾. Table 3 に現象論計算で得られた晶癖面と形状変形、およびそれらを用いて評価した Q を示す. Single Shear model では、V1/V17, V6 が KC 条件に最も有利なバリエント対である. V6/V16, V16/V17 もこれらのバリエント対と等価であることから、KC 条件の検討からは同一 HP グループのバリエント (V1, V6, V16, V17) が集団生成することが裏付けられる. Okamoto ら³⁰⁾ もバリエント境界でのひずみの等価性を評価することで、同一 HP グループのバリエントが隣接しやすいことを示している. 一方、double shear model では、RC モデルおよび Kelly モデルの

Fig. 14 Schematic illustration of kinematic compatibility (KC) condition between variants i and j .³⁴⁾ P_i and P_j indicate shape strain of those variants.

Table 3 Analyses of variant compatibility by assuming single and double shears for lattice invariant shear. Lattice parameters are estimated from equations in reference 37 for Fe-0.75% C alloy; d_a : 0.2857 nm and d_c : 0.2953 nm for bct martensite, d : 0.3598 nm for austenite.

PTMC calculation						
Single shear			Double shear			
			RC model		Kelly model	
Habit plane	$(0.180, 0.798, 0.575)_y$		$(0.393, 0.831, 0.393)_y$		$(0.448, 0.774, 0.448)_y$	
Shape strain direction	$[-0.202, 0.736, -0.646]_y$		$[-0.422, 0.755, -0.501]_y$		$[-0.263, 0.751, -0.606]_y$	
Shape strain	0.200		0.132		0.183	
Compatible variants						
Rank	Variant pair	Q (deg.)	Variant pair	Q (deg.)	Variant pair	Q (deg.)
1st	V1/V17	0.34	V1/V2	0.0	V1/V2	0.0
2nd	V1/V6	0.74	V1/V17	1.3	V1/V17	1.1
3rd	V1/V16	4.1	V1/V21	1.8	V1/V6	1.3
4th	V1/V2	6.2	V1/V6	2.1	V1/V4	3.3
5th	V1/V21	6.4	V1/V4	2.5	V1/V21	3.7

いずれにおいても、KC 条件に有利な上位 5 つのバリエーションに同一 CP グループのバリエーションである V1/V2, V6, V4 のペアが含まれる。V5/V6, V3/V4 もこれらのバリエーション対と等価なため、ラスマルテンサイトや上部ベイナイトで同一 CP グループのバリエーションが集団生成することと合致する。さらに、高炭素マルテンサイトや低温変態ベイナイトで頻出する V1/V2 は KC 条件を満たすための回転が小さく、平面ひずみ条件と KC 条件を同時に満たしやすいバリエーション対であることが分かる。一方、比較的高温で生成するベイナイト組織では同一 Bain グループのバリエーションが集団で生成するが、これらは自己緩和や KC 条件には有利ではないことから、塑性緩和が起こりやすい条件ではひずみエネルギーがバリエーション隣接傾向を支配しなくなる結果、他のバリエーション選択則が現れるものと考えられる⁸⁾。

このように KC 条件に有利か否かは、 β チタン合金でのマルテンサイトと同様に鉄鋼材料のマルテンサイトやベイナイト組織の隣接バリエーションを支配する重要な因子であると考えられる。さらに KC 条件に有利なバリエーションが格子不変変形様式に依存することは、マルテンサイト形態の遷移と同様に格子不変変形様式の変化がバリエーション隣接傾向の遷移をも引き起こしていることを暗示している。組成や変態条件によって異なる格子不変変形様式が現れる理由は、いまだ明らかになっていないが、鉄鋼材料の多様なせん断型変態組織が現れる根本的な原因となっているのではないだろうかと考えている。

5. お わ り に

鉄鋼材料のマルテンサイトおよびベイナイト組織の結晶学的特徴およびその支配因子について述べた。ラスマルテンサイトやベイナイト組織は鉄鋼材料における典型的なせん断型変態組織であるが、多くの非鉄合金マルテンサイトとは異なり、母相の塑性変形を伴いながら変態が進行する³⁸⁾。一方、現象論計算や KC 条件解析には、母相の塑性変形は考慮されておらず、ラスマルテンサイトやベイナイト変態に関する理論と実験の不一致の原因の 1 つであると考えられる。今後、理論の発展や実験手法の高度化により鉄鋼材料のせん断型変態組織形成の理解がさらに深まることを期待するが、本稿がその一助となれば望外の喜びである。

最後に、学生時代より鉄鋼材料のせん断型変態についてご教授・ご議論頂きました京都大学 牧正志名誉教授、島根大学 森戸茂一准教授、京都大学 柴田暁伸准教授に深く感謝申し上げます。また、本稿に紹介した実験を遂行していただいた東北大学 金属材料研究所 古原研究室の学生・留学生諸氏に心より御礼申し上げます。

文 献

- 1) A. F. Gourgues-Lorenzon: Int. Mater. Rev. **52**(2007) 65-128.
- 2) T. Furuhashi: Ferrum **14**(2009) 97-102.
- 3) G. B. Olson and W. S. Owen: Proc. 1st JIM Int. Symp. on New Aspect of Martensitic Transformations, Suppl. to Trans. JIM, Vol. 17, (1976) pp. 105-110.
- 4) K. Shimizu, M. Oka and C. M. Wayman: Acta Metall. **18**(1970) 1005-1011.
- 5) C. M. Wayman: Adv. Mater. Res. **3**(1968) 147.
- 6) G. Miyamoto, N. Takayama and T. Furuhashi: Scr. Mater. **60**(2009) 1113-1116.
- 7) S. Morito, H. Tanaka, R. Konishi, T. Furuhashi and T. Maki: Acta Mater. **51**(2003) 1789-1799.
- 8) N. Takayama, G. Miyamoto and T. Furuhashi: Acta Mater. **60**(2012) 2387-2396.
- 9) T. Maki, T. Furuhashi, N. Tsuji, S. Morito, G. Miyamoto and A. Shibata: Tetsu-to-Hagane **100**(2014) 1062-1075.
- 10) J. W. Morris, C. S. Lee and Z. Guo: ISIJ Int. **43**(2003) 410.
- 11) S. Matsuda, T. Inoue, H. Mimura and Y. Okamura: Proc. Int. Symp. on Toward Improved Ductility and Toughness, Kyoto, (Climax Molybdenum Co., 1971) pp. 45-66.
- 12) E. Bouyne, H. M. Flower, T. C. Lindley and A. Pineau: Scr. Mater. **39**(1998) 295-300.
- 13) A. F. Gourgues, H. M. Flower and T. C. Lindley: Mater. Sci. Technol. **16**(2000) 26.
- 14) S. Morito, H. Yoshida, T. Maki and X. Huang: Mater. Sci. Eng. A **438-440**(2006) 237-240.
- 15) T. Ohmura, K. Tsuzaki and S. Matsuoka: Scr. Mater. **45**(2001) 889-894.
- 16) A. Shibata, T. Nagoshi, M. Sone, S. Morito and Y. Higo: Mater. Sci. Eng. A **527**(2010) 7538-7544.
- 17) Y. Mine, K. Hirashita, H. Takashima, M. Matsuda and K. Takashima: Mater. Sci. Eng. A **560**(2013) 535-544.
- 18) Y. Ishimoto, M. Michiuchi, S. Nambu, K. Asakura, J. Inoue and T. Koseki: J. Japan Inst. Metals **73**(2009) 720-727.
- 19) G. Miyamoto, N. Iwata, N. Takayama and T. Furuhashi: Acta Mater. **58**(2010) 6393-6403.
- 20) G. Miyamoto, N. Iwata, N. Takayama and T. Furuhashi: ISIJ Int. **51**(2011) 1174-1178.
- 21) A. H. Pham, T. Ohba, S. Morito and T. Hayashi: Mater. Trans. **54**(2013) 1396-1402.
- 22) A. Stormvinter, G. Miyamoto, T. Furuhashi, P. Hedström and A. Borgenstam: Acta Mater. **60**(2012) 7265-7274.
- 23) T. Furuhashi, H. Kawata, S. Morito and T. Maki: Mater. Sci. Eng. A **431**(2006) 228-236.
- 24) T. Furuhashi, H. Kawata, S. Morito, G. Miyamoto and T. Maki: Metall. Mater. Trans. A **39**(2008) 1003-1013.
- 25) S. Morito, J. Nishikawa, T. Ohba, T. Furuhashi and T. Maki: Proc. Int. Conf. on Martensitic Transformations (ICOMAT-08), (Japan Inst. Metals, 2008) pp. 649-653.
- 26) K. Iwashita, Y. Murata, Y. Tsukada and T. Koyama: Philos. Mag. **91**(2011) 4495-4513.
- 27) S. B. Singh and H. K. D. H. Bhadeshia: Mater. Sci. Eng. A **245**(1998) 72-79.
- 28) T. Chiba, G. Miyamoto and T. Furuhashi: Scr. Mater. **67**(2012) 324-327.
- 29) A. Shibata, T. Murakami, S. Morito, T. Furuhashi and T. Maki: J. Japan Inst. Metals **73**(2009) 290-298.
- 30) H. Okamoto, M. Oka and I. Tamura: Trans. JIM **19**(1978) 674-684.
- 31) K. Otsuka: *Gokinn no marutennsaito-hennntai to keijyoukioku-kouka*, (Uchida Rokakuho, 2012).
- 32) V. Pancholi, M. Krishnan, I. Samajdar, V. Yadav and N. B. Ballal: Acta Mater. **56**(2008) 2037.
- 33) T. Inamura, H. Hosoda and S. Miyazaki: Philos. Mag. **93**(2013) 618-634.
- 34) K. Bhattacharya: *Microstructure of Martensite*, (Oxford University Press, Oxford, U.K., 2003).
- 35) N. D. H. Ross and A. G. Crocker: Acta Metall. **18**(1970) 405.
- 36) P. M. Kelly: Mater. Trans., JIM **33**(1992) 235.
- 37) L. Cheng, A. Bottger, T. H. de Keijser and E. J. Mittemeijer: Scr. Mater. **24**(1990) 509.
- 38) G. Miyamoto, A. Shibata, T. Maki and T. Furuhashi: Acta Mater. **57**(2009) 1120.