

鉄鋼の相変態 —マルテンサイト変態編 I

— 鉄合金のマルテンサイト変態の特徴 —

牧 正 志*

1.1 はじめに

金属、合金の固相から固相への相変態には、原子の拡散によって結晶構造や組成の変化がおこる拡散変態と、原子の拡散を伴わずにせん断的に結晶構造が変化する無拡散変態(マルテンサイト変態)がある。

本講義は、鉄鋼のマルテンサイト変態に関する基礎的事項について2回に分けて述べていく。今回は、①鉄合金のマルテンサイト変態の特徴(駆動力, 変態挙動, 結晶学, 内部微視組織, 速度論, 焼入性)について、2回目(次回)では、②鉄合金の形態と内部微視組織と③加工誘起変態と関連現象について述べる。鉄鋼のマルテンサイトに関しては、変態の基礎に加えて、焼もどし挙動や機械的性質についても理解する必要があるが、これらについてはここでは触れない。

鋼を焼入れると非常に硬くなる(焼入硬化)ことが古くから経験的に知られており、その実用的重要性のために、19世紀末に焼入鋼の研究が始まった。マルテンサイトという名称は、当初、鋼を焼入れた時に現れる微細で硬い組織に対して付けられたものであるが、その後の研究で、マルテンサイトの特徴はその組織にあるのではなく、変態様式そのものにあることが明らかになり、鉄鋼に限らずTiやCuなど多くの非鉄合金でもこの種の変態が見出されるようになった。その結果、今日では、原子の拡散を伴わずに固相間で結晶構造が変化する変態のことをマルテンサイト変態とよび、この変態によって生成した組織をマルテンサイトと呼んでいる。

1.2 鉄鋼におけるマルテンサイト変態の重要性

鉄鋼材料は我々の生活に欠かすことができない重要な構造

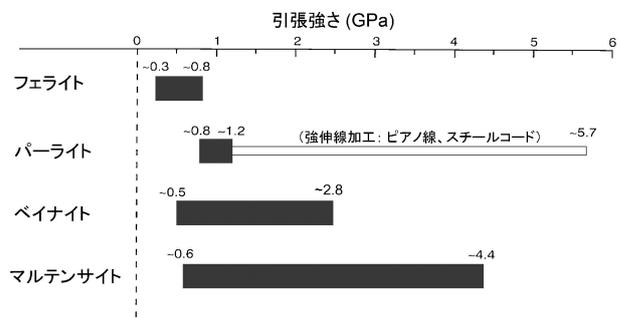


図1.1 鋼の各種変態組織の強度レベル。

材料である。鉄鋼材料が多様な用途に対応できる最大の理由は、フェライト、パーライト、ベイナイト、マルテンサイトなどの様々な相変態があるために、300 MPa という軟らかく加工しやすいものから4 GPa程度という強く硬いものまで非常に広範な強度レベルをカバーできることにある。各変態相の強度レベルは図1.1⁽¹⁾に示したようにそれぞれ大きく異なる。この中で、マルテンサイトは0.6~4.4 GPa程度の強度をカバーできる唯一の変態組織であり、鉄鋼材料にとってマルテンサイト変態、つまり焼入れ焼もどし処理がいかに重要であるかが分かる。

なお、マルテンサイトは鉄鋼において最も強い変態組織であるが、実用鋼で最高強度を示すのはパーライトを強伸線加工したピアノ線やスティールコードで、細線材ではあるが5~6 GPaの強度に達する。

1.3 鉄合金のマルテンサイト変態の特徴

マルテンサイト変態は、「母相の隣り合う原子が別個に動

* 京都大学; 名誉教授

Phase Transformations in Steel —Martensite Transformation I: Characteristic of Martensite Transformation in Ferrous Alloys; Tadashi Maki (Emeritus Professor, Kyoto University, Kyoto)

Keywords: phase transformation, martensite, austenite, kinetics, ferrous alloys, crystallography, morphology, M_s temperature, retained austenite
2014年11月17日受理[doi:10.2320/materia.54.557]

くのではなく、互いに連携を保ちながらせん断変形的に移動し(1原子間距離以下)新しい結晶構造に変化する変態」のことで、無拡散変態とかせん断型変態ともいう。パーライトや初析フェライトなどの拡散変態は原子が拡散できる高温でしかおこりえないのに対し、マルテンサイト変態は原子が拡散しない低温でも変態がおこるのが特徴である。

鉄合金、非鉄合金を問わず、マルテンサイト変態に共通してみられる特徴をあげると、①単相から単相への変態で組成の変化がない、②変態により形状変化および表面起伏が生じる、③母相とマルテンサイト相の間に一定の結晶方位関係がある、④母相の一定の結晶面(晶癖面)に沿って生成する、⑤マルテンサイト相中には高密度の格子欠陥(転位、双晶、積層欠陥など)が存在する。ただし、このような特徴はマルテンサイト変態のみに現れるものではなく、③、④は固相変態に共通してみられる一般的特徴で、拡散変態(析出)でも現れる。②の表面起伏(平滑な試料表面が変態による形状変化のために凹凸になる現象)は、マルテンサイト変態の特徴と一般に言われているが、原子の拡散を要する変態や析出の場合にも観察されており²⁾、必ずしもマルテンサイト変態のみに現れる特徴ではない。⑤の高密度の格子欠陥は、マルテンサイト変態のみに現れる特徴である。

①のマルテンサイトは単相であるという特徴は重要である。鋼の基本となるFe-C合金では、高温のオーステナイト(γ)には多くの炭素(以下C)が固溶できるので γ 単相になるが、低温のフェライト(α)にはCがほとんど固溶しないので、室温では α とセメンタイト(Fe_3C)の2相状態が安定組織である。ところが、 γ から原子の拡散を伴わないマルテンサイト変態がおこると、 γ に固溶していたC(その他の合金元素も)はそのままマルテンサイトに強制的に固溶される。つまり、鋼のマルテンサイトはCが過飽和に固溶した α 単相のことであり、平衡状態図には示されていない準安定組織である。それゆえこれを加熱(焼もどし)すると、炭化物が析出して、平衡状態図が示す α +セメンタイトの安定な二相組織に変化する。

マルテンサイト変態は大きな外形変化を伴うが、周囲の母相に拘束されているためできるだけ外形変化が小さくなるように、マルテンサイト内で塑性変形がおこる(これを補足変形、または格子不変変形という)。これが、⑤のマルテンサイトが高密度の格子欠陥を含む理由である。

上述の①~⑤の特徴は、鉄合金、非鉄合金のいずれのマルテンサイトにもみられる一般的特徴であるが、それ以外に鋼のマルテンサイトには、変態速度が大きい(音速の1/3程度)とか、硬いという特徴がある。非鉄合金のマルテンサイトは一般に変態速度が遅く、また、マルテンサイトは強くなく、母相よりもやわらかい場合すらある。マルテンサイトが硬いのは鋼特有の性質で、Cが侵入型位置に過飽和に固溶しているためである。ここで特徴的なことは、図1・2³⁾に示すようにマルテンサイトの硬さ(強さ)はC量依存性が非常に大きいことで、C量の増加に伴い急激に硬くなる。それゆえ、中・高炭素鋼の焼入れ状態のマルテンサイトは非常に強

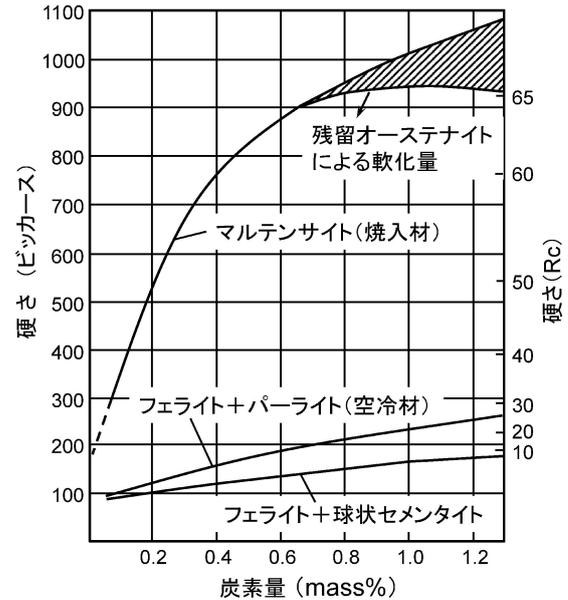


図1・2 鋼の様々な組織の硬さに及ぼすC量の影響。

くて硬いが、低炭素鋼(例えば0.1 mass% C以下)の場合にはそれほど硬くなく、焼入れたままでも十分に延性がある。

1・4 鉄合金マルテンサイトの結晶学、形態および内部微視組織

1・4・1 鉄合金マルテンサイトの種類と結晶構造

鉄合金の場合、母相のオーステナイト(γ) (fcc, 面心立方構造)から次の3種類の結晶構造の異なるマルテンサイトが生成する。

- ① α' マルテンサイト : bcc(体心立方構造)または bct(体心正方構造)
- ② ϵ マルテンサイト : hcp(稠密六方構造)
- ③ fct マルテンサイト : fct(面心正方構造)

これらのうち、 α' マルテンサイトは、Fe-CやFe-Niなどの多くの鉄合金およびほとんどの実用鋼で生成する最も重要なマルテンサイトである。 ϵ マルテンサイトはオーステナイトの積層欠陥エネルギーの小さい合金で生成するもので、実用的に重要なFe-Cr-Ni合金(18-8ステンレス鋼など)やFe-Mn合金で現れる。fct マルテンサイトは非常にめずらしく、Fe-PdおよびFe-Pt合金のみで見出されている。

C(およびN)を含む鉄合金の α' マルテンサイトの構造は、bccの一軸だけがわずかに伸びたbct構造になる。これは、侵入型元素であるCやNが、bcc格子の一軸だけを伸ばす侵入型位置(八面体位置)に固溶するためである。bct構造の軸比 c/a を正方晶性(tetragonality)といい、C量の増加とともに、 $c/a = 1.000 + 0.045 \times (\text{mass}\% \text{C})$ に従って直線的に大きくなる。なお、Fe-C合金のマルテンサイトではC量が約0.6 mass%以上(以降、mass%のことを単に% Cと表記する)でbctになる。約0.6% C以下でtetragonalityを示さない

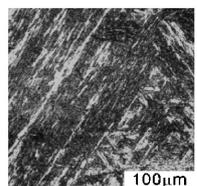
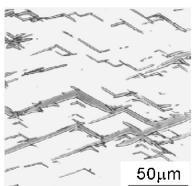
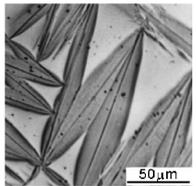
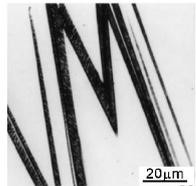
	ラスM	バタフライM	レンズM	薄板状M
				
	(Fe-9%Ni-0.15%C)	(Fe-20%Ni-0.73%C)	(Fe-29%Ni-0.26%C)	(Fe-31%Ni-0.23%C)
下部組織	転位	転位 (112) _{α'} 双晶	転位 (112) _{α'} 双晶 (ミドリブ)	(112) _{α'} 双晶
晶癖面	{111} _γ {557} _γ	{225} _γ	{259} _γ {3 10 15} _γ	{3 10 15} _γ
M _s 点	高温 ←			→ 低温

図1・3 鉄合金のα' マルテンサイトの4つの形態(光顕組織)と組織の特徴.

理由として、低炭素になるとM_s点が高温になるため、例えば急冷しても冷却中にマルテンサイトの自己焼もどし(auto-tempering)がおこるためと考えられている。ちなみに auto-tempering を阻止するためにM_s点を室温以下に低くしたFe-高Ni-Cマルテンサイトでは0.2% C程度の低Cでも tetragonality を示す。

Cを含まない置換型鉄合金でも、母相が規則構造(L1₂型)になるFe-25at%Pt合金や整合なγ'-Ni₃Ti析出物(L1₂規則構造)を含むFe-Ni-Ti合金ではbct構造のマルテンサイトが生成する。これは、母相の規則構造を引き継いだマルテンサイトの規則構造が、底心正方構造の対称性を持つためである。

1・4・2 鉄合金マルテンサイトの結晶学

鉄合金では、fccの母相(γ)とbccまたはbctのマルテンサイト相(α')の間には次の3つの結晶方位関係が知られている。

(111)_γ//(011)_{α'}, [1̄01]_γ//[1̄1̄1]_{α'} : K-S 関係

(111)_γ//(011)_{α'}, [1̄2̄1]_γ//[01̄1]_{α'} : N-W 関係

(111)_γ~1°(011)_{α'}, [1̄01]_γ~2.5°[1̄1̄1]_{α'} : G-T 関係

ここに、K-S: Kurdjumov-Sachs, N-W: Nishiyama-Wasserman, G-T: Greninger-Troiano である。

K-S関係とN-W関係は面平行関係は同じで方向平行関係がわずか5°16'の差しかなく、G-T関係はさらにその間にあり、3つの結晶方位関係の差は非常に小さい。

マルテンサイトは通常、板状もしくはそれに近い形状を取り、その板面が母相のある特定の結晶面に沿って生成する。その面を晶癖面といい、母相の面で表示される。鉄合金では、{111}_γ, {225}_γ, {259}_γ, {3 10 15}_γが報告されている。

εマルテンサイトの場合には、(111)_γ//(0001)_ε, [1̄01]_γ//[1120]_ε(庄司-西山関係)の結晶方位関係があり、晶癖面は{111}_γである。

なお、上述した結晶方位関係や晶癖面は標準的なものであ

って、実測値はそれから幾分ずれており、同じ試料でも個々のマルテンサイト毎にばらついているのが特徴である。

1・4・3 鉄合金マルテンサイトの形態と内部微視組織

鉄合金のα'マルテンサイトには図1・3に示すように、ラス、バタフライ、レンズ、薄板状の4つの形態のマルテンサイトが存在し、それぞれが異なる生成温度を有している。最も高温で生成するのはラスマルテンサイトで、低温になるにつれて、バタフライ、レンズ、薄板状と形態が変化する。図にはこれらのマルテンサイトの内部微視組織および晶癖面も示してある。ラスは、内部組織は高密度の転位からなり、晶癖面は{111}_γ~{557}_γであり、最も低温で生成する薄板状は内部組織が双晶、晶癖面は{3 10 15}_γである。両者の中間の温度域で生成するバタフライやレンズは、内部組織や結晶学的特徴が、ラスと薄板状の両方の特徴を持っている。

これらのマルテンサイトのうち、実用的に重要なのはラスマルテンサイトであり、ほとんどの熱処理用鋼に現れる。一方、薄板状マルテンサイトは生成する鉄合金は限られているが、他の形態のα'マルテンサイトには見られない特異な変態挙動を示し、形状記憶効果を示すマルテンサイトとして重要である。上記4つの形態のマルテンサイトの内部微視組織、結晶学的特徴および変態挙動の特徴については、第2章(次号)で詳しく述べる。

なお、hcp構造のεマルテンサイトは薄板状で、内部には積層欠陥が存在し、近年注目を浴びているFe-Mn-Si形状記憶合金はこのマルテンサイトに由来している。

1・4・4 代表的な鉄合金のマルテンサイトの種類とM_s点

図1・4⁽⁴⁾、1・5⁽⁵⁾、1・6⁽⁶⁾に代表的な鉄合金であるFe-C、Fe-NiおよびFe-Mn合金のM_s点および生成するマルテンサイトの種類や形態と合金組成の関係を示す。いずれの場合も、合金元素量が増すにつれてM_s点は低下し、それに伴い

マルテンサイトの形態や種類が変化する。

実用鋼の基本となる Fe-C 合金では、C 量が 0~0.6% ではラスが、1.0~1.5% ではレンズマルテンサイトが、0.6~1.0% では両者が共存する。Fe-Ni 合金では、約 29% Ni 以下ではラスが、29~33% Ni で M_s 点が室温以下になりレンズが生成する。Fe-C, Fe-Ni 合金では α' マルテンサイトのみが生成するが、Fe-Mn 合金では 10% Mn 以下で α' マルテン

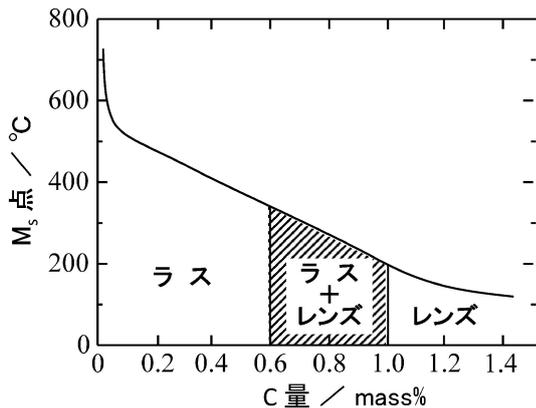


図1.4 Fe-C 合金の M_s 点およびマルテンサイトの形態に及ぼす C 量の影響。

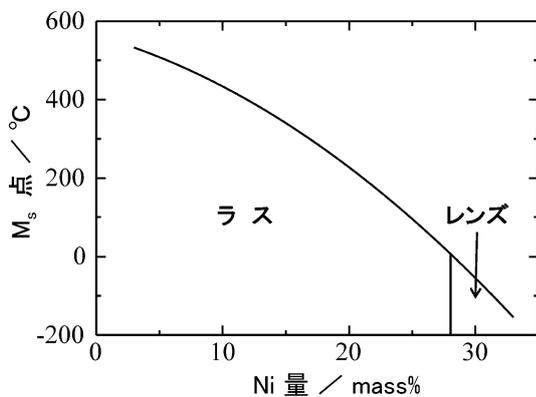


図1.5 Fe-Ni 合金の M_s 点およびマルテンサイトの形態に及ぼす Ni 量の影響。

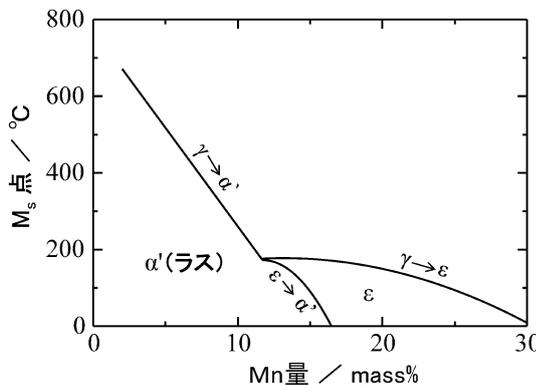


図1.6 Fe-Mn 合金の M_s 点およびマルテンサイトの種類に及ぼす Mn 量の影響。

サイト(ラス)が、15% Mn 以上で ϵ マルテンサイトが生成する。10~15% Mn では両者が混在し、この場合、最初の $\gamma \rightarrow \epsilon$ 変態で生成した ϵ が $\epsilon \rightarrow \alpha'$ という 2 段目の変態をする。

1.5 鉄合金マルテンサイトの変態挙動

1.5.1 マルテンサイト変態の駆動力と M_s 点

図1.7(b)の(a)のような状態図を持つ合金における種々の温度での自由エネルギー-組成曲線(b)であり、高温の γ 相から低温の α 相が生成する場合の、拡散変態による α (γ と組成が異なる)の核生成の駆動力と組成変化を伴わない $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態の駆動力を示してある。いま、組成 x_0 の合金を考えると、拡散変態の場合には、温度 T_2 以下の ($\gamma + \alpha$) 2 相域に入れば、例えば温度 T_3 に示すように x_0 より濃度の低い α 相の核を生成する駆動力 (RS) が発生する。さらに温度が低下すると、 T_4 で γ と α の自由エネルギーが等しくなる。この温度を T_0 温度といい、組成変化を伴わないマルテンサイト変態の駆動力は温度 T_0 (図では T_4) 以下で発生する。例えば温度 T_5 に示した PQ がマルテンサイト変態の駆動力である。種々の組成での T_0 温度を状態図にプロットしたものを図1.7(a)に示したように T_0 線という。

図1.8は同じ組成の γ 相(オーステナイト)および α' 相(マルテンサイト)の自由エネルギーと温度の関係を示す。図1.7示したように、 T_0 温度以下でマルテンサイト変態の駆動力 ($\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha'}$) (図1.7(b)の PQ) が発生し、その大きさは温度が

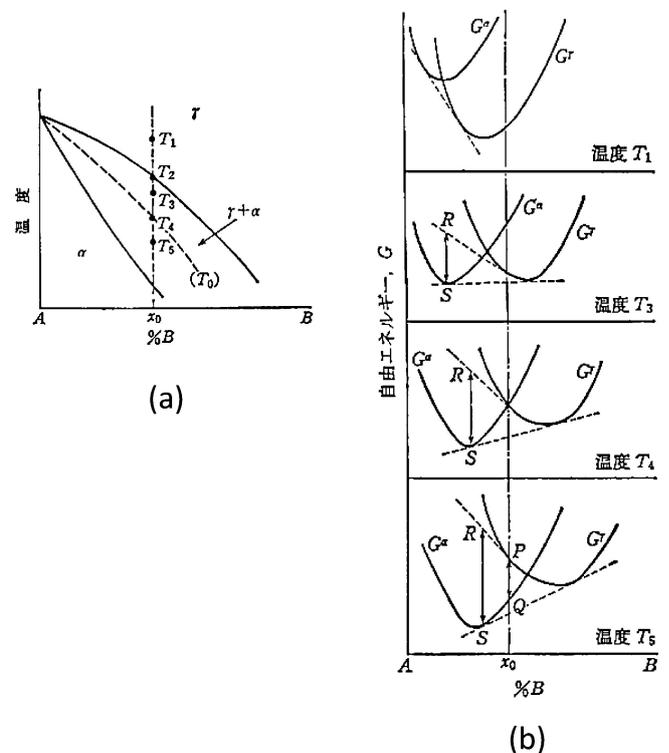


図1.7 母相 (γ) と組成の異なる α 相の核生成の駆動力 (RS) および組成が変化しない変態の駆動力 (PQ) の比較。

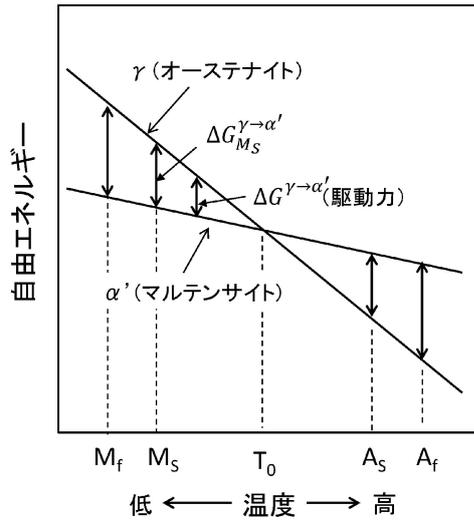


図1-8 同じ組成の母相 γ (オーステナイト)と変態相 α' (マルテンサイト)の自由エネルギーと温度の関係。

低くなるほど大きくなる。

拡散変態の場合は、少しでも駆動力が発生すると必ず変態は起こるが、マルテンサイト変態の場合には駆動力がある一定の大きさになるまで過冷されなければ変態がおこらない。それは、マルテンサイトが生成すると、界面エネルギーや弾性ひずみエネルギーが発生したり、マルテンサイト中や周囲の母相でおこる塑性変形に余分なエネルギーを必要とするからである。このような変態に伴い発生する付加的エネルギーに打ち勝つだけの過剰なエネルギー(駆動力)が母相に蓄積される温度に達して初めて、マルテンサイト変態が開始する。この温度を M_S 点という。鉄合金では変態に必要な駆動力($\Delta G_{M_S}^{\gamma \rightarrow \alpha'}$)は $800 \sim 1200 \text{ J/mol}$ 程度と非常に大きく、 T_0 と M_S 点の温度差も $150 \sim 200^\circ\text{C}$ と大きい。

鉄合金では、図1-4～1-6にも示したようにほとんどすべての元素は M_S 点を低下させる。例えば、 M_S 点と合金元素量(mass%)の関係として、次の実験式が提唱されている⁽⁸⁾。

$$M_S(^{\circ}\text{C}) = 539 - 423(\% \text{C}) - 30.4(\% \text{Mn}) - 17.7(\% \text{Ni}) - 12.1(\% \text{Cr}) - 7.5(\% \text{Mo})$$

1-5-2 速度論

冷却時に M_S 点に達してもその温度で母相がすべてマルテンサイトになるのではなく、図1-9に示すように、さらに温度が低下することによって変態が刻々進行してマルテンサイト量が増していき、 M_f 点に達して変態が完了する。この場合、 M_S 点と M_f 点の間の一定温度に保持しても変態は進行しないのが特徴である。それは、一つのマルテンサイト晶が形成されるとその周囲の母相には弾性的なひずみが与えられ、さらに変態をおこすにはより大きな駆動力を必要とするためである。このように、変態量が温度だけに依存し、保持時間に依存しない変態を、アサーマル(athermal)型変態という(非等温型変態とも呼ばれる)。ただし、例外的にFe-Ni-

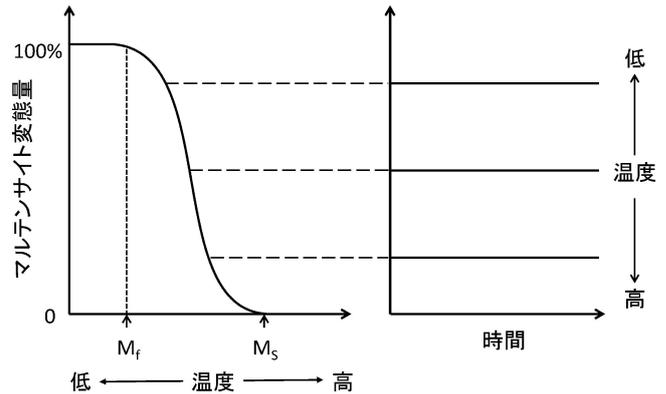


図1-9 鉄合金マルテンサイトの冷却時および等温保持時の変態量の変化。

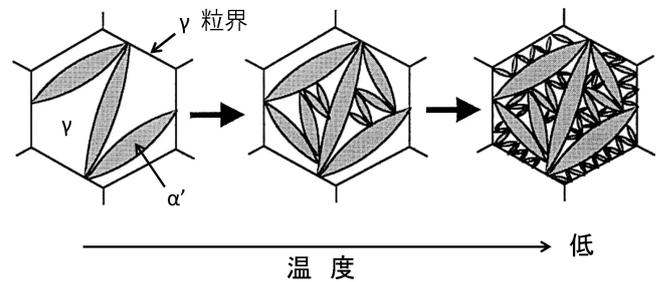


図1-10 鉄合金マルテンサイトの変態の進行の様相。

Mn合金では一定温度保持で変態が進行する等温マルテンサイト変態がおこる場合がある⁽⁹⁾。

このように、マルテンサイト変態の進行の様相は、通常の拡散変態の場合と異なる。拡散変態の場合には、核生成の駆動力が発生すれば必ず変態がおこり、一定温度に保持することにより変態は進行していく。この時、母相から核生成した新相はその後の保持により徐々に成長し大きくなる。これに対しマルテンサイトの場合には、図1-10に示すように核生成後瞬時に最終の大きさに達し、さらに冷却しても成長せず、母相の別なところから新しいマルテンサイトが次々と生成することで変態が進行するのが特徴である。なお、この図はレンズマルテンサイトの生成の様相を示したものである。ラスマルテンサイトの生成の様相は図1-10とは異なるが、それについては次号で述べる。

マルテンサイトを高温に加熱すると母相に戻る。これを逆変態というが、この場合にも、拡散変態と無拡散(マルテンサイト)変態のいずれかがおこる。逆変態がマルテンサイト変態的におこる場合には、図1-8に示したように A_S 点、 A_f 点という開始、終了の温度がある。

1-5-3 残留オーステナイト

図1-11に示すように、Fe-C合金を焼入れると高炭素(約0.6% C以上)になると室温で未変態のオーステナイトが残る。この未変態で残ったオーステナイトを残留オーステナイトという。残留オーステナイトが生成すると、図1-2に示し

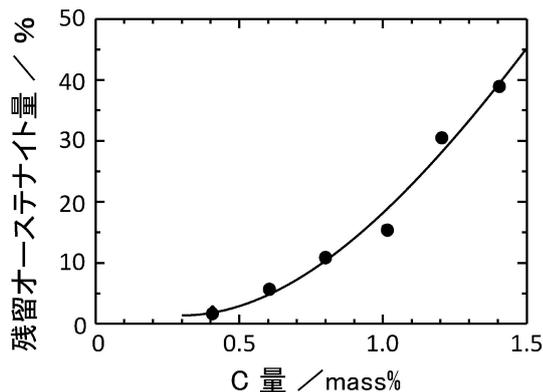


図1-11 Fe-C合金の焼入後の残留オーステナイト量とC量の関係。

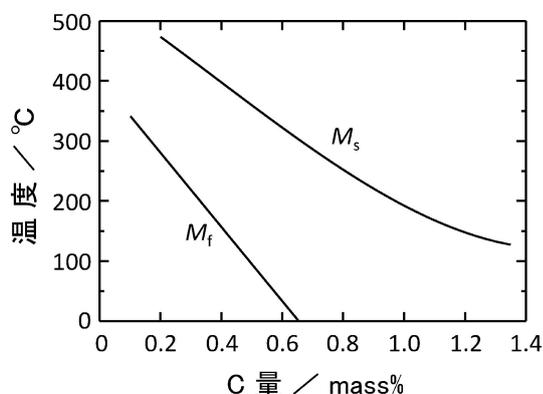


図1-12 Fe-C合金のMs点およびMf点のC量による変化。

たように焼入鋼の硬さを低下させるので、工具や歯車のように高硬度を必要とするものでは、硬さ不足となる。

残留オーステナイトが生成する理由は、図1-9のM_f点が室温以下になるためである。図1-12⁽¹⁰⁾にFe-C合金のM_s点、M_f点とC量の関係を示す。約0.6%C以上でM_f点は室温以下になり、未変態オーステナイトが室温で残留するようになる。それゆえ、残留オーステナイトを減らすには、室温以下にあるM_f点まで冷却すればよい。室温以下の低温に冷却して残留オーステナイトを低減する処理をサブゼロ処理という。

1-6 臨界冷却速度と焼入性

鋼でマルテンサイト組織を得るには、高温のオーステナイトからある臨界の冷却速度以上で冷却する必要がある。この速度を上部臨界冷却速度といい、CCT線図(連続冷却変態線図)から知ることができる。図1-13は共析炭素鋼(0.8%C)のCCT線図の模式図であるが、パーライト変態のノーズ(鼻)を切る冷却速度①が上部臨界冷却速度であり、これ以上の冷却速度で冷やすと完全に焼きが入る、つまり完全にマルテンサイト組織になる。冷却速度①と②(下部臨界冷却速度)の間

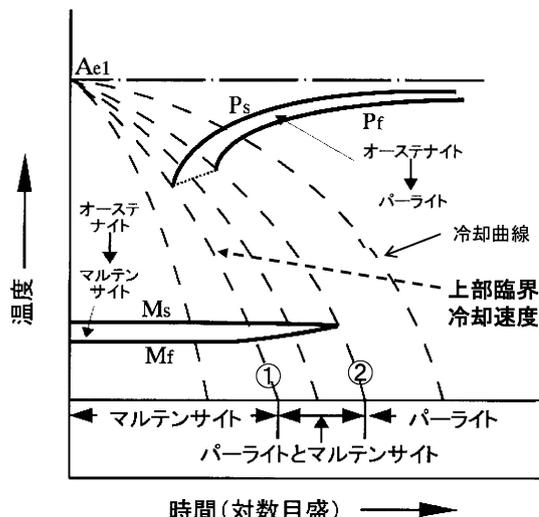


図1-13 共析炭素鋼(0.8%C)のCCT線図(模式図)。

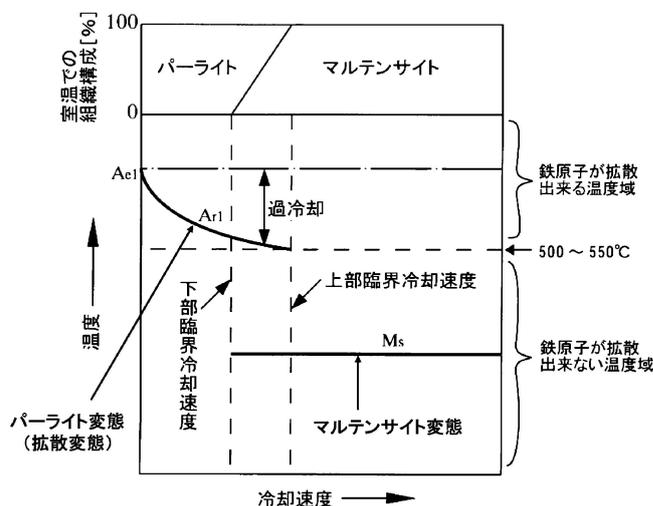


図1-14 共析炭素鋼の変態温度に及ぼす冷却速度の影響。

で冷却すると、パーライトとマルテンサイトが混在した不完全焼き入れ組織になる。

図1-14は、共析炭素鋼オーステナイトの変態開始温度におよぼす冷却速度の影響を示した説明図である。冷却速度の増加とともに、パーライト変態開始温度(A_{r1}点)は次第に低下し過冷されていくが、ある冷却速度(上部臨界冷却速度)以上になるとパーライト変態がおこらなくなり、代わりにより低温のM_s点でマルテンサイト変態がおこるようになる。拡散変態であるパーライト変態がおこらなくなったのは、冷却速度が大きくなると、鉄原子の拡散が困難になる温度(大体500~550°C程度とみなせる)までオーステナイトが過冷されるからである。これが、上部臨界冷却速度が存在する理由である。なお、図1-14に示したように、パーライト変態や初析フェライト変態のような拡散変態の開始温度は冷却速度が大きくなるほど低下するのに対して、マルテンサイト変態の開始温度(M_s点)は冷却速度に依存せず一定であるのが特徴

である。

鋼の焼きの入り易さ(マルテンサイト組織になり易さ)を焼入性という。上部臨界冷却速度が小さい鋼ほど焼入性が大きい。つまり、焼入性の大きい鋼とは、ゆっくり冷やしてもマルテンサイトになる鋼であり、CCT線図の拡散変態のノーズが長時間側(右側)にあるものほど焼入性が大きい。拡散変態のノーズを長時間側に移行させる(つまり変態を遅らせる)には合金元素の添加が有効である。それゆえ、実際の焼入用鋼(機械構造用鋼など)では、通常、Cr, Ni, Mo, Bなどが適量添加されている。(次号へつづく)

文 献

- (1) 牧 正志: ふえらむ, **13**(2008), 544-548.
- (2) 古原 忠, 牧 正志: まてりあ, **36**(1997), 483-490.
- (3) E. C. Bain and H. W. Paxton: Alloying Elements in Steels, 2nd ed., ASM, (1961).
- (4) A. R. Marder and G. Krauss: Trans. ASM, **60**(1967), 651-660.

- (5) W. S. Owen, E. A. Wilson and T. Bell: High Strength Materials, ed. by V. F. Zackay, J. Wiley & Sons, New York, (1965), 167.
- (6) A. P. Gulyaev, T. F. Volynova and I. Ya. Georgieva: Met. Sci. Heat Treatment, **20** (1978), 179-182.
- (7) 杉本孝一他著: 材料組織学, 朝倉書店, (1991), 123.
- (8) K. W. Andrews: JISI, **203**(1965), 721-727.
- (9) 掛下知行, 山岸昭雄, 遠藤将一: 日本金属学会会報, **32** (1993), 591-600.
- (10) A. R. Troiano and A. B. Greninger: Metal Progress, **50**(1946), 303-307.

参 考 書

- (1) 西山善次: マルテンサイト変態・基礎編(1971), 応用編(1974), 丸善.
- (2) C. M. Wayman, 清水謙一訳: マルテンサイト変態の結晶学, (1969), 丸善.
- (3) Phase Transformations in Steels, vol. 2, Diffusionless transformations, high strength steels, modeling and advanced analytical techniques, ed. by E. Pereloma and D. V. Edmonds, Woodhead Publishing Ltd., (2012).