

12%Mn鋼のマルテンサイト変態

Watanabe, Satoshi / Sato, Shoji / 佐藤, 昭治 / 渡辺, 敏

(出版者 / Publisher)

法政大学工学部

(雑誌名 / Journal or Publication Title)

法政大学工学部研究集報 / 法政大学工学部研究集報

(巻 / Volume)

18

(開始ページ / Start Page)

1

(終了ページ / End Page)

7

(発行年 / Year)

1982-03

(URL)

<https://doi.org/10.15002/00004109>

12% Mn 鋼のマルテンサイト変態

渡 辺 敏*・佐 藤 昭 治*

Martensitic Transformation of 12% Manganese Steel

Satoshi WATANABE

Shoji SATO

Abstract

An aspect of martensitic transformation was studied on a 12% Mn steel with low energy for stacking fault. The sequence of transformation was not a direct mode of $\gamma \rightarrow \alpha'$ but $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$ that has been proposed by Venable¹⁾

1. ま え が き

面心立方構造 (fcc) を有するオーステナイト組織から急冷による体心構造 (bcc) のマルテンサイト組織への変態は焼入れとして知られており、工業的に重要な意味を持つ。

この種の変態は非拡散的に起るせん断形格子変態であり、そのユニークな変態機構について数多くの研究が行なわれてきた。変態前後の結晶格子関係はX線回析によって明らかにされ、1.4%炭素鋼については Kurdjumov と Sachs によって示された方位関係

$$(111)_A \parallel (011)_M, [\bar{1}01]_A \parallel [\bar{1}11]_M$$

が著名であり、K-S 関係とよばれている。サフィックスの A と M は、それぞれオーステナイトとマルテンサイトを表わす。一方西山は Fe-40% Ni 鋼について調べ、

$$(111)_A \parallel (011)_M, [\bar{2}11]_A \parallel [01\bar{1}]_M$$

なる N 関係を発表した。いずれにしても、オーステナイトの $(111)_A$ 面はマルテンサイトの $(011)_M$ 面にそのまま移行するため、この面が格子不変面 (invariant plane) となる。

* 機械工学科

2 (昭57. 3) 鋼のマルテンサイト変態

図1はK-S関係やN関係に従う原子のせん断移動を側面図と平面図によって図解したものである。K-S関係に従って変態するためには、 $(111)_A$ 面を底面とする傾いた結晶要素中の一群の原子が瞬間的に移動して直立し、少し回転して格子定数の調整を行なえばよいことになる。

2. マルテンサイト変態と Venable モデル

オーステナイト (通常記号 γ で表わす) からマルテンサイト (通常記号 α' で表わす) への変化, すなわち $\gamma \rightarrow \alpha'$ 変態については熱力学的にも多くの検討が加えられ, M_s 点 (マルテンサイト変態開始温度) は変態の駆動力とその温度におけるオーステナイトの剛性率との競合によ

って決定されるものと考えられている。最近, この変態が常磁性から強磁性への変化であることから, 自由エネルギーの低下に対抗するエネルギー障壁として 3d 電子のスピンの影響が注目され, このような観点から M_s 点に及ぼす合金元素の効果を統一的に解釈しようとする試みがある。しかし, いずれにしても変態の進行には大きなエネルギーを必要とする。

Venable¹⁾ は, 積層欠陥エネルギーの低い鋼の場合は上述のような $\gamma \rightarrow \alpha'$ 直接変態の形式より, 途中 ϵ 相とよばれる六方晶構造 (hcp) を経由する $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$ 変態の形式を取る方がエネルギー的に容易であることを示した。

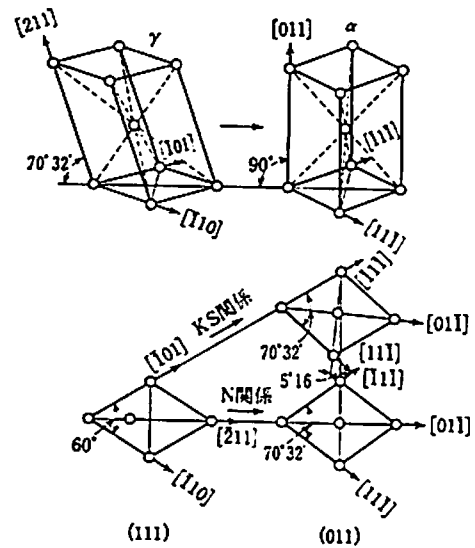


図1 $\gamma \rightarrow \alpha'$ 形マルテンサイト変態に伴う結晶のせん断変形機構

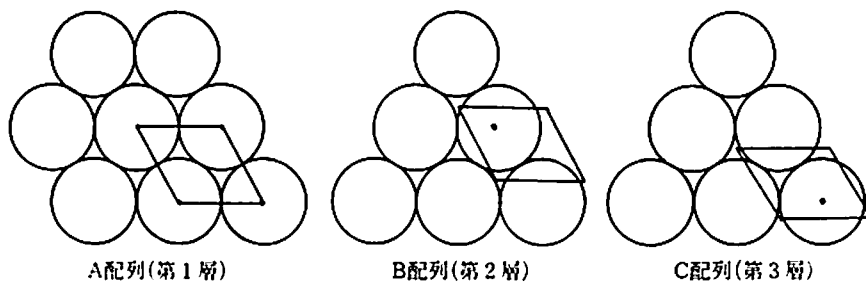


図2 fcc 構造の (111) 面上における原子配列

周知のように, fcc の $\{111\}_A$ 面は最密原子配列となっており, 原子を剛体球で表わせば図2のようになる。この種の配列には, 空間的に全く等価であるが互いに主軸に関して 60° ずつ回転した3種のものが考えられ, これを A, B, C として区別する。実際の fcc 構造は, この3種の原子面が ABCABC... のように周期的に重ね合わされた $\{111\}$ 積層面から成立っている。

さて, 一般に積層欠陥エネルギーの低いオーステナイト中に存在する転位は, 例えば

$$a/2[\bar{1}01]_A \rightarrow a/6[211]_A + a/6[\bar{1}\bar{1}2]_A$$

のように拡張している。そこで今、図3の第2層(図1の側面図左側の中段の原子に相当)、すなわちB配列の原子面上を $a/6 [211]_A$ の部分転位が通過したとすれば、この面上にある一群のB原子はそのバークスベクトルに従ってC配列の位置に移動する。当然第3層上にあるC原子も移動して、同図(b)に示すように第1層のA配列と完全に重なる。このような積層順序の周期性の乱れ、すなわち積層欠陥が一層おきに発生したとすれば、その関係は ABAB... のように変わる。これはすなわち (0001) を基底面とする hcp 構造である。そして、この部分が同図(c)のようにわずかにせん断変形することにより、マルテンサイトの $(011)_\alpha$ 上の積層が現われる。

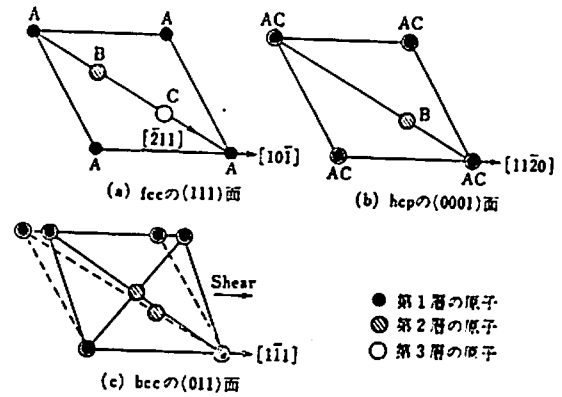


図3 $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$ 変態における原子の移動

3. 12% Mn 鋼による Venable モデルの検証

筆者らは、積層欠陥エネルギーを低下させる効果の著しい Mn を多量に含む 0.2C-12Mn-2Mo 鋼について電子顕微鏡薄膜透過観察を行ない、Venable の説を支持する実験結果を得た。

本鋼の M_s 点は室温付近にあり、組織は未変態の γ と ϵ との混合からなっているので、上記の目的に対して極めて好都合であった。写真1は 800°C から水中に急冷した状態の組織であって、白いマトリックスの部分はオーステナイト、また中央を斜めに走る黒い帯状組織が ϵ 相である。制限視野回折により、この部分の回折図形を角度補正して示すと、 ϵ 相の surface trace は $[1\bar{1}00]_\epsilon$ 方向と正確に一致していることが分る。そこで、この方向が $(111)_A$ trace に平行であるとして試料面を六方晶指数で表わすと、この面は $(1\bar{1}00)_\epsilon$ と $(10\bar{1}2)_\epsilon$ に垂直な面として決定されるので

$$h_1 h_2 + k_1 k_2 + 1/2(h_1 k_2 + h_2 k_1) + 3/4(a/c)^2 l_1 l_2 = 0$$

なる条件式 (a, c は六方晶の格子定数) から面指数 ($HKIL$) として下式が求まる。

H	K	I	L
-0.385	-0.385	0.77	1

オーステナイトと ϵ 相が庄司—西山の関係

$$(111)_A \parallel (0001)_\epsilon, [\bar{1}2\bar{1}]_A \parallel [10\bar{1}0]_\epsilon$$

に従う場合の指数変換式は

4 (昭57. 3) 鋼のマルテンサイト変態

$$h = 3/2(a/c)L + 2/3(H - K)$$

$$k = h + 2K$$

$$l = h - 2H$$

で表わせるので, この関係に従って試料面の立方晶軸変換を行うと

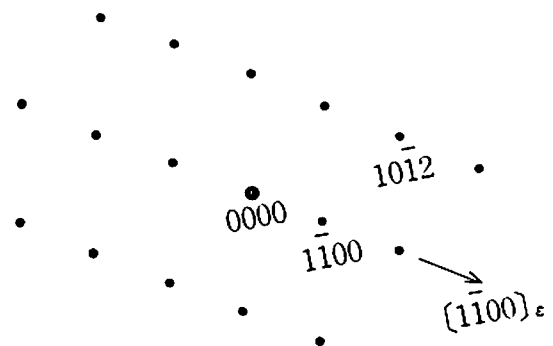
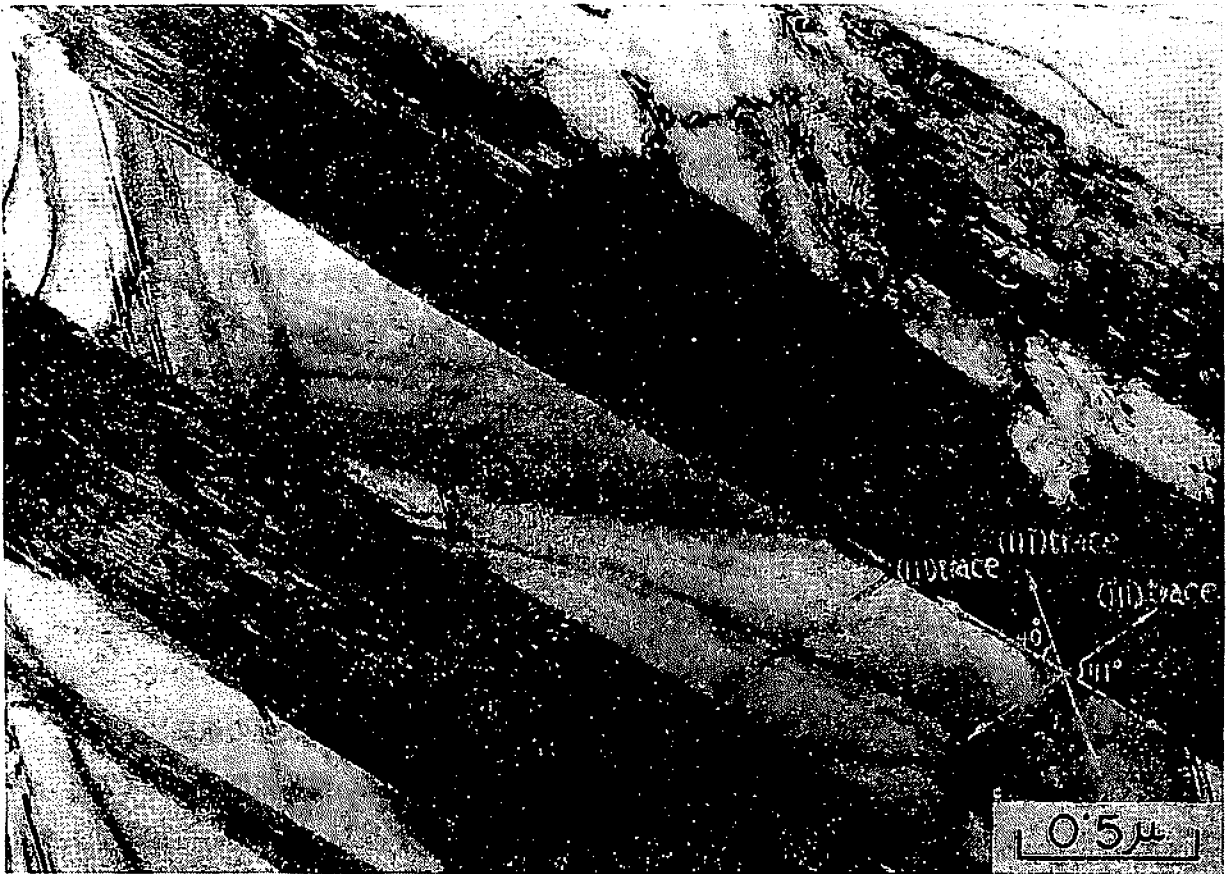


写真1 Fe-0.2C-12Mn-Mo 合金の変態組織 (透過電子顕微鏡組織)

h	k	l
0.19	-0.58	0.96

となる。さて、任意の二つの平面($h_1k_1l_1$)と($h_2k_2l_2$)が空間的に交差した場合の交線方向(hkl)は

$$h = k_1l_2 - k_2l_1, \quad k = l_1h_2 - l_2h_1, \quad l = h_1k_2 - h_2k_1$$

で与えられるので、独立なすべての $\{111\}_A$ と本試料面との交線方向を上式に従って計算すると表1のようになる。

表1 試料面と $\{111\}_A$ 面との交線のミラー指数

試料面との交線	h	k	l
$(111)_A$	-1.54	0.77	0.77
$(\bar{1}11)_A$	-1.54	-1.15	-0.39
$(1\bar{1}1)_A$	0.38	0.77	0.39
$(11\bar{1})_A$	-0.38	1.15	0.77

これらの交線間の角度 ϕ は

$$\cos \phi = \frac{h_1h_2 + k_1k_2 + l_1l_2}{\sqrt{(h_1^2 + k_1^2 + l_1^2)(h_2^2 + k_2^2 + l_2^2)}}$$

によって計算されるので、 ϵ 相の surface trace すなわち $(111)_A$ に対する $(\bar{1}11)_A$, $(1\bar{1}1)_A$ および $(11\bar{1})_A$ 各 trace 間の角度は、それぞれ $71^\circ 18'$, $80^\circ 02'$, $40^\circ 29'$ と求まる。この値を写真上に記入すると、 $(11\bar{1})_A$ trace は写真左側の斜め下に走る積層欠陥に、また $(\bar{1}11)_A$ trace は中央右下寄りの小さな積層欠陥に対応する。従って、この計算結果は実測値とよく合致していることが分る。

さて、右端中央の ϵ 相中にある白色の異相は現像後その存在に気付いたものであるが、マルテンサイトと推定される。この相と ϵ 相との実測交角は、写真上には記入されていないが約 30° となる。晶癖面が $\{225\}$ か $\{259\}$ か不明なので、すべての場合について前述と全く同様の計算を行なうと、 $\{259\}$ の場合に $30^\circ 04'$ となって実測値と一致する。

以上の結果からこの異相は確かにマルテンサイトであり、また同時に、変態が $\gamma \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha'$ の順序で起っていることが確認されたわけである。

写真2は同じく 12Mn 鋼の別の部分の透過電顕組織であるが、積層欠陥フリンヂが見事に現われていることが分る。

積層欠陥エネルギーの高い鋼、例えば高 Ni 鋼などでは、当然 $\gamma \rightarrow \alpha'$ 直接変態が起ることになる。筆者らは、積層欠陥エネルギーの低い鋼でも、ある条件下では直接変態が起ることを認めた。写真3は同じ Mn 鋼を 500°C で 32% 圧延したのち -70°C に冷却して変態（この種の処理をオーソフォームとよぶ）させた組織である。高温では転位が容易にクロススリップを起してセル組織

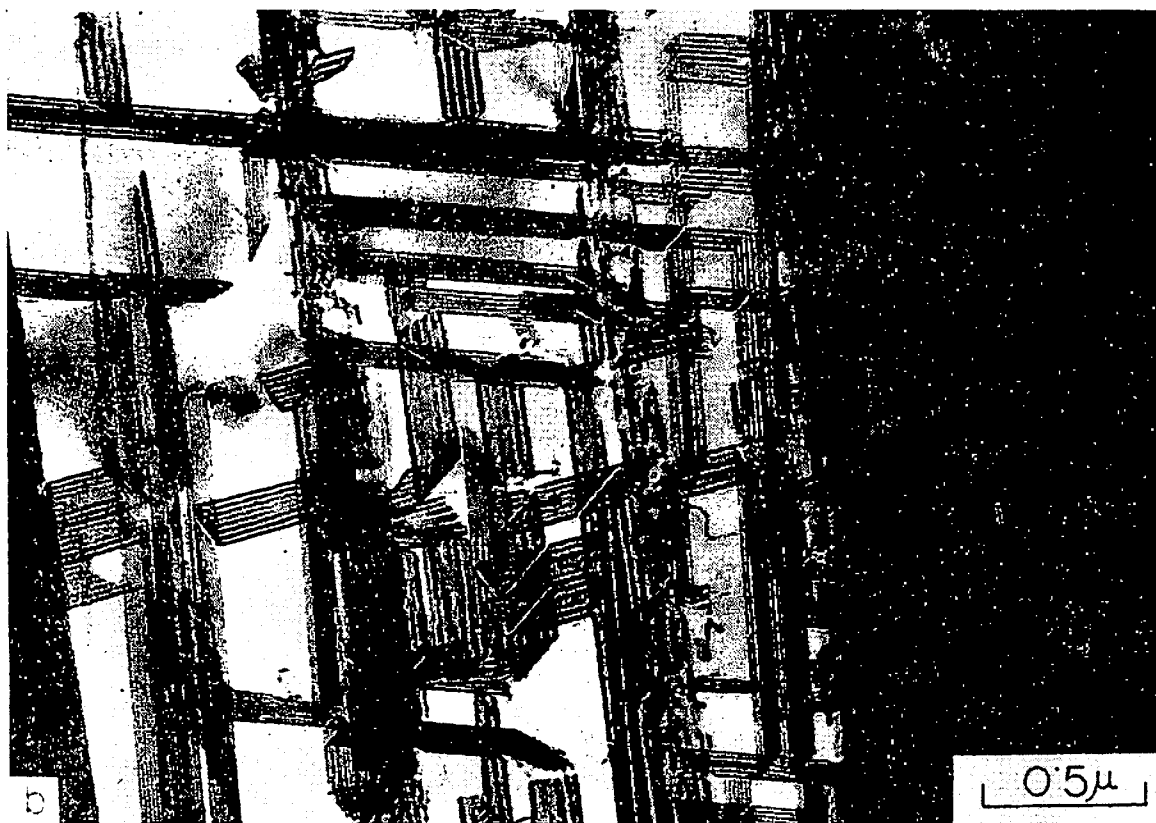


写真2 Fe-0.2C-12Mn-Mo 合金に現われた積層欠陥 (透過電子顕微鏡組織)



写真3 Fe-0.2C-12Mn-Mo 合金を 500°C で32%加工 (オースフォーム) 後, -70°Cに冷却した場合の変態組織 (透過電子顕微鏡組織)

を形成すると共に、マトリックス中に微細な合金炭化物を析出する。これらの炭化物の整合応力場によって転位の拡張が阻止されるので、写真3には γ と直接変態した α' のみしか認められない。