

UDC 621.771.016.2 : 621.785.79 : 669.14-175.2 : 669.14.018.292-122.2-415
: 548.735 : 539.55 : 669.112.227.1 : 621.771.012

論 文

制御圧延鋼における変態集合組織の形成*

柚 鳥 登 明**・小 川 陸 郎**

Formation of Transformation Texture in Controlled Rolled Steels

Toshiaki YUTORI and Rikuo OGAWA

Synopsis:

The formation of the transformation textures has been studied in low C-Mn-Nb-V and low C-Mn-Mo-Nb steels which were subjected to deformation in unrecrystallized austenite region. Using the method of crystallite orientation distribution function analysis, textures were quantitatively determined in as-rolled and as-quenched steels with polygonal ferrite-pearlite or acicular ferrite or martensite which were produced by an experimentally controlled rolling process. Transformation textures develop markedly by deforming austenite phase in unrecrystallized austenite region. The textures consist of two preferred orientations; $\{113\}\langle 110\rangle$ and $\{332\}\langle 113\rangle$. The density of these orientations, especially $\{332\}\langle 113\rangle$ in both acicular ferrite and martensite steels are greater than that in polygonal ferrite-pearlite steel. The orientation density of $\{332\}\langle 113\rangle$ in both steels increases with decreasing prior austenitic grain size. Crystallite orientation distributions after transformation of austenite having (110) $[\bar{1}12]$, (641) $[\bar{1}12]$, (321) $[\bar{2}14]$, and (211) $[\bar{1}11]$ were calculated for polygonal ferrite-pearlite and martensite steels. It was assumed that the austenite to polygonal ferrite transformation followed the Kurdjumov-Sachs lattice orientation relationship and that all the variants were operative during the transformation. While, in the case of the austenite to martensite transformation, such variants were assumed to operate that corresponded to the slip systems with the largest resolved shear stress in the slip deformation of anstentite phase. These calculated crystallite orientation distributions are in good agreement with observed results. The formation of the transformation texture of acicular ferrite steel seems to be similar to that of martensite steel.

1. 緒 言

制御圧延鋼では強い集合組織が発達する^{1)~5)}. この種のもは、その起源から変態集合組織と称され、制御圧延鋼のほか Fe-Ni 合金^{6)~8)}、オースフォームド鋼⁹⁾、軟鋼¹⁰⁾について研究されている。変態集合組織の形成機構に関するこれまでの研究結果は、かならずしも一致しておらず、種々の議論がある。たとえば、

オーステナイト (γ) の圧延集合組織が FCC 金属の $\{110\}\langle 112\rangle$, $\{112\}\langle 111\rangle$ およびそれらの中間方位を主方位とする純金属型、もしくは $\{110\}\langle 112\rangle$ 主方位の合金型のいずれであるか。

変態時に結晶学的に等価な格子関係のすべてが同確率に実現するか、もしくは特定の variant が選択的に実現するか。

これらの議論は鋼成分、圧延条件、変態様式 (拡散型変態、せん断型変態) の相異が関係していると考えられる。また実測および計算された極点図の集合組織表示における不明確さも一因となつていられる。すなわち、結晶方位は結晶主軸と試料座標軸の間の 3 つの角度変数によつて一義的に決定されるものであり、集合組織はそれらの 3 変数を用いた結晶主軸分布を表示する必要があるので、2 変数表示の極点図は厳密さを欠く。最近、集合組織の定量表示法として 3 次元結晶方位解析法が提案された^{11)~13)}. INAGAKI⁵⁾ はその手法を用いて制御圧延鋼の集合組織を解析し、主要方位を $\{113\}\langle 110\rangle$, $\{332\}\langle 113\rangle$ と同定した。そして、 $\{113\}\langle 110\rangle$, $\{332\}\langle 113\rangle$ はそれぞれ γ 相圧延集合組織の $\{112\}\langle 111\rangle$, $\{110\}\langle 112\rangle$ から Kurdjumov-Sachs 結晶格子方位関係²⁴⁾ (K-S 関係) に属するすべての variant が同確率に働いて α 変

* 昭和 52 年 4 月, 53 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 53 年 10 月 6 日受付 (Received Oct. 6, 1978)

** (株)神戸製鋼所浅田研究所 (Asada Research Laboratory, Kobe Steel, Ltd., 53-3 Aza-Maruyama Gomo Nada-ku Kobe 657)

Table 1. Chemical compositions of steels (wt%)

Steel	C	Mn	S	Si	Cu	Mo	V	Nb
A	0.11	1.36	0.004	0.26	0.16	0.01	0.045	0.041
B	0.08	1.97	0.006	0.12	0.22	0.34	0.005	0.036

態した場合に形成されるものであることを示した。しかし、 γ/α 変態において実現する variant は変態様式によつて異なることが考えられる。

本研究は3次元結晶方位解析法を用いて、まず制御圧延の主要な因子である γ 粒度と未再結晶 γ 圧延率の集合組織におよぼす影響を明らかにした。ついで、変態集合組織と変態様式の関係に観点を置いて、鋼成分と圧延後の冷却速度を変えることにより変態後の組織をポリゴナルフェライト・パーライト、アシキュラーフェライト、およびマルテンサイトにして、その時の変態集合組織の形成機構を変態の結晶格子方位関係から検討した。

2. 実験方法

2.1 試料および圧延条件

試料は工場圧延スラブを用いた。その化学成分と実験室の制御圧延条件をそれぞれ Table 1 と Fig. 1 に示す。C, Mn, Mo 量の異なる steel A および B を加熱温度と再結晶の容易な γ 域の圧延、 R_I によつて再結晶 γ 粒度(γ 粒度)を調整した。再結晶が著しく遅滞する γ 域での圧延、 R_{II} 後に水冷および空冷することによつて変態後の組織を変えた。圧延仕上げ温度は($\gamma+\alpha$)2相域圧延を避けるために高くした。圧延最終板厚は13.5 mm である。 γ 粒度の測定は R_I 圧延後に水冷し、 $550^\circ\text{C}\times 6\text{h}\rightarrow\text{F.C}$ 後旧 γ 粒界現出腐蝕し、単位面積あたりの粒数から求めた。 R_{II} 圧延は全圧延率を均等に分割して、各パス圧延率を20~25%で行った。圧延後に水冷し前述の熱処理後、旧 γ 粒界現出腐蝕した組織から、本実験の圧延仕上げ温度 830°C では未再結晶 γ 単相で圧延が終了したことを確認した。

2.2 集合組織

板厚中心部から0.07 mm厚さの試料を機械研削と化学研磨により採取し、 $\{110\}$, $\{200\}$, $\{211\}$ 全極点図を測定した。X線回折強度におよぼす変態組織の影響(結晶内部歪, 第2相体積率)を考慮するため、極密度は極点図全体にわたる積分値が 2π を満足するように計算から求めた¹⁴⁾。これらの極点図を原データにしてROEの手法¹¹⁾に基づいて3次元結晶方位分布関数, $\omega(\theta, \phi, \phi)$ を展開次数22次で計算した。

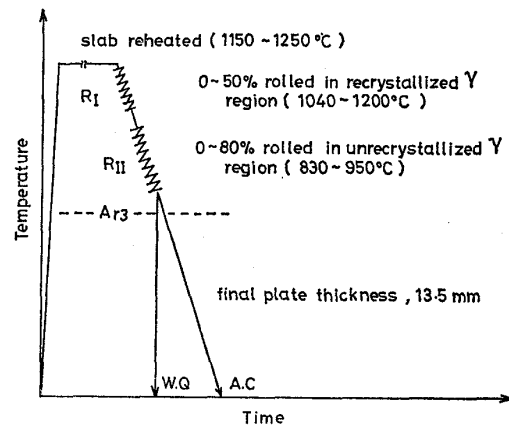


Fig. 1. Schematic diagram of the experimentally controlled rolling process.

3. 実験結果

3.1 変態組織

変態後の組織を Photo. 1 に圧延後(R_I : 25%, R_{II} : 70%) に水冷および空冷した steel A, B について示した。なお、写真中の数字は各試験材の引張強度を示す。空冷した steel A はポリゴナルフェライト・パーライト組織, Steel B ではアシキュラーフェライト組織¹⁵⁾である。水冷による組織は steel A, B ともにマルテンサイトである。

3.2 変態集合組織

圧延後、水冷および空冷した種々の変態組織を有する鋼の集合組織を Fig. 2 に $\phi=45^\circ$ 一定断面の3次元表示図で示す。方位成分は $\{113\}\langle 110\rangle$ ($\theta=25.2^\circ$, $\phi=90^\circ$) 近傍に集積を持つ $\langle 110\rangle\parallel RD$ (RD ; 圧延方向)方位群, および $\{332\}\langle 113\rangle$ ($\theta=64.8^\circ$, $\phi=0^\circ$) である。優先方位成分としては $\{113\}\langle 110\rangle$ と $\{332\}\langle 113\rangle$ である。変態組織が相異しても優先方位に変化は認められない。変態組織の相異は集合組織の集積度, すなわち, 各優先方位における存在密度に著しい変化を与えている。そこで, 各方位存在密度の圧延条件, 変態組織による変化を Fig. 3~5 に示してつぎに述べる。

3.2.1 γ 粒度の影響

Fig. 3 に示すように, 変態集合組織は未再結晶 γ の圧延によつて発達する。そして, R_{II} 圧延率の増大につれて各方位存在密度は顕著に高くなる。圧延後の冷却速度

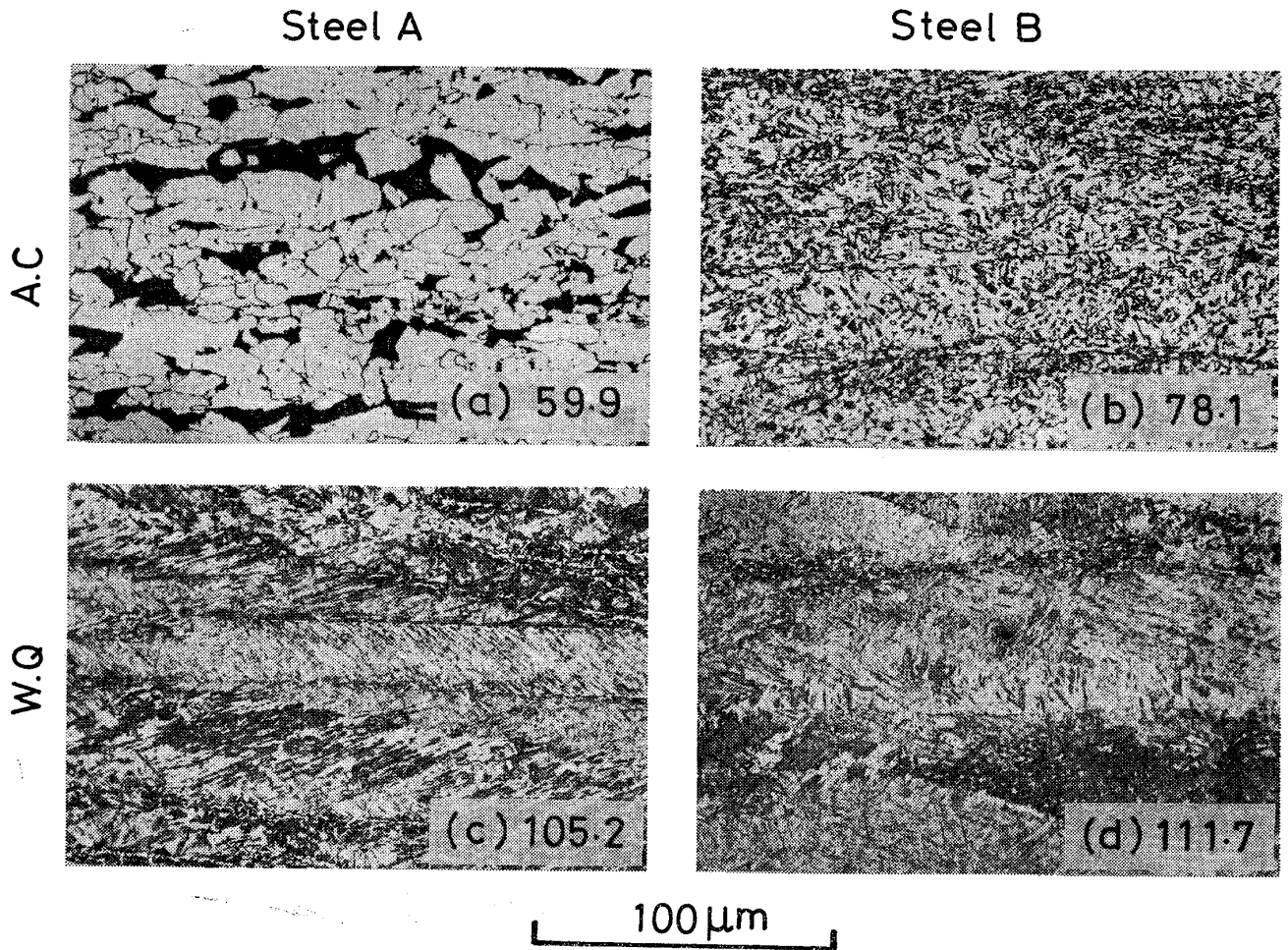


Photo. 1. Microstructures of controlled rolled steels. Digits indicate the tensile strength (kg/mm²) (a) polygonal ferrite-pearlite (b) acicular ferrite (c) and (d) martensite

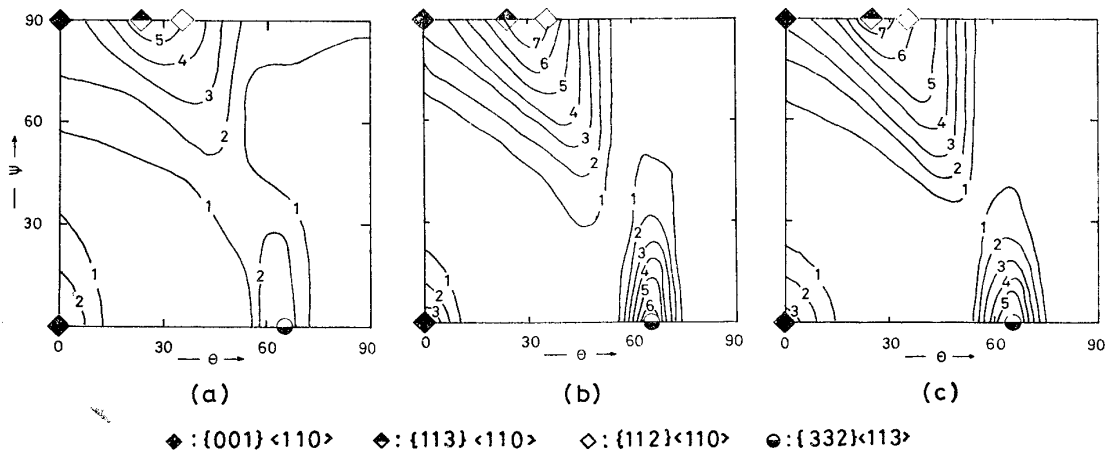


Fig. 2. Sections at $\phi=45^\circ$ of crystallite orientation distributions, showing transformation textures of controlled rolled steels with various structures. (a) polygonal ferrite-pearlite (b) acicular ferrite (c) martensite (steel A)

による集合組織の変化は steel A において認められ、水冷した鋼の集合組織は空冷のそれに比較して強い。

Fig. 4 は R_{II} 圧延率を一定にした場合の γ 粒度による集合組織の変化を示す。空冷した steel A の集合組織

は γ 粒度によらない。 γ 粒度の影響は steel A の水冷、 steel B の空冷および水冷した場合に強く現われる。とくに、細粒化にともない $\{332\}\langle 113 \rangle$ 存在密度が高くなる。したがって、細粒化するほど、 steel A では水冷と

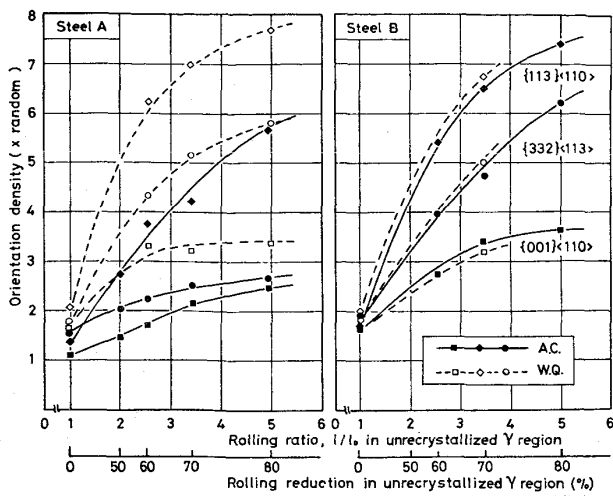


Fig. 3. The influence of rolling reduction in the unrecrystallized austenite region, R_{II} on transformation textures of steels which have similar prior austenitic grain size of about $30\mu\text{m}$.

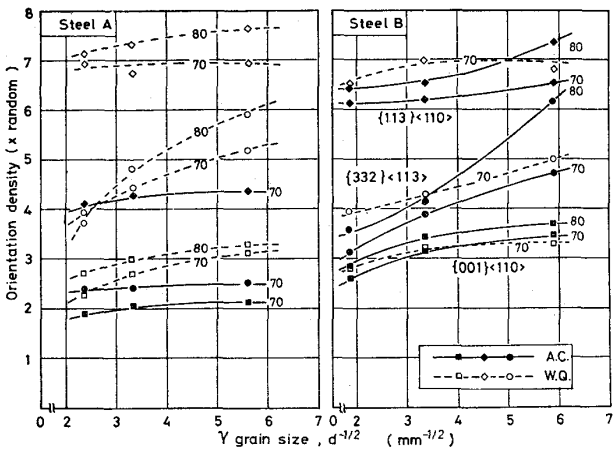


Fig. 4. The influence of the prior austenitic grain size on transformation textures in steels. Digits indicate rolling reduction in the unrecrystallized austenite region, R_{II} (%)

空冷による集合組織差が大きくなる。

3.2.2 変態組織との関係

Fig. 3 に示すごとく, steel A のポリゴナルフェライト・パーライト組織とマルテンサイト組織の変態集合組織を比較すると, 前者の集合組織は弱く, なかでも $\{332\}\langle 113 \rangle$ 存在密度が著しく低い. 一方, steel B のアシキュラーフェライト組織とマルテンサイト組織, および steel A と steel B のマルテンサイト組織の集合組織差は少ない. したがって, γ/α 変態後の組織と集合組織の間には, Fig. 5 に示すような関係が見いだせる. その一つはポリゴナルフェライト・パーライト変態で, 他の一つはアシキュラーフェライトとマルテンサイト変態であ

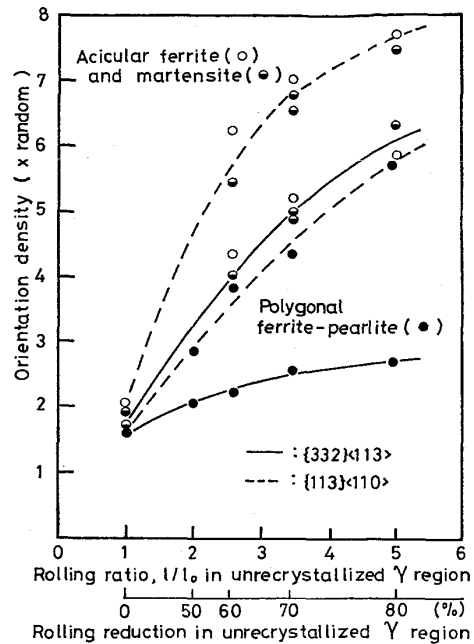


Fig. 5. The relationship between texture and structure after transformation. (Replotted from Fig. 3.)

る. それらの集合組織の特徴は

- (a) 優先方位成分は $\{113\}\langle 110 \rangle$, $\{332\}\langle 113 \rangle$ であり, 変態組織に関係しない.
- (b) アシキュラーフェライト, マルテンサイト変態は集積度が高く, かつ $\{332\}\langle 113 \rangle$ と $\{113\}\langle 110 \rangle$ 存在密度の相対比, $R = D\{332\}\langle 113 \rangle / D\{113\}\langle 110 \rangle$ が大きい.

4. 考 察

4.1 変態集合組織と γ/α 変態様式の関係

本実験結果より考えられる問題点を次に挙げる.

- (1) 変態集合組織の優先方位, $\{113\}\langle 110 \rangle$, $\{332\}\langle 113 \rangle$ の形成機構.
- (2) それらの優先方位は変態組織によらない理由.
- (3) 変態集合組織の集積度はマルテンサイト変態において高くなる理由.
- (4) 優先方位の存在密度の相対比, R はマルテンサイト変態において大きくなる理由.

制御圧延鋼の変態集合組織の形成に関して, これまでの研究^{1)~3)5)10)}を Table 2(I)にまとめて示す. 優先方位の表現は研究者間で若干相異しているが, いずれも類似の集合組織と思われる.

問題点(1)についてはこれまでに多くの提案がなされた. (4)については変態中およびその後の α 核成長過程で生じる可能性を指摘した報告⁵⁾がある. しかしながら, これまでのところ種々の変態組織を有する鋼の変態集合

Table 2. Previous publications and present study of texture formation in hot rolled and controlled rolled steels.

(I) Previous publications

Steel	Assumed austenite orientation	Lattice relationship	Main component of texture	Microstructure
4340 ¹⁾	(112) $[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$, (110) $[\bar{1}\bar{1}2]$	(a) or (b)		martensite
0.1C-0.8Mn-Nb ²⁾	(123) $[4\bar{1}\bar{2}]$, (146) $[\bar{2}\bar{1}\bar{1}]$	(b)	(112) $[\bar{1}\bar{1}0]$	acicular ferrite, martensite
0.05C-2.2Mn-Nb ³⁾	(110) $[\bar{1}\bar{1}2]$	(a) or (b)	near (111) $[\bar{1}\bar{1}2]$	bainite
0.1C-Mn-Nb ⁵⁾	{110} $\langle 112 \rangle$, {112} $\langle 111 \rangle$	(b)	{113} $\langle 110 \rangle$, {332} $\langle 113 \rangle$	ferrite-pearlite, acicular ferrite
0.05C-0.3Mn ¹⁰⁾	{110} $\langle 112 \rangle$, {112} $\langle 111 \rangle$	(c)	{100} $\langle 011 \rangle$, {011} $\langle 011 \rangle$	ferrite

(II) Present study

0.1C-1.4Mn-Nb-V (steel A)	(110) $[\bar{1}\bar{1}2]$, (641) $[\bar{1}\bar{1}2]$, (321) $[\bar{2}\bar{1}4]$, (211) $[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$	(b)	{113} $\langle 110 \rangle$, {332} $\langle 113 \rangle$	ferrite-pearlite
		(d)		martensite
0.08C-2Mn-Mo-Nb (steel B)		(d)		acicular ferrite, martensite

(a) : All variants of the Nishiyama relationship²⁵⁾

(b) : All variants of the Kurdjumov-Sachs relationship

(c) : Variants of the Kurdjumov-Sachs relationship, correspond to the γ slip systems having largest resolved shear stress

(d) : Variants of the Kurdjumov-Sachs relationship, correspond to the γ slip systems having lower energy of converted dislocations from γ to α within (c)

Table 3. Relative shear stresses and type of conversion of Burgers vector for slip systems of assumed anstelite orientations.

Slip system	Relative shear stress, τ/σ				Type of conversion**
	I(110) $[\bar{1}\bar{1}2]$	II(641) $[\bar{1}\bar{1}2]$	III(321) $[\bar{2}\bar{1}4]$	IV(211) $[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$	
a1($\bar{1}\bar{1}\bar{1}$) $[\bar{1}\bar{1}0]$	0	0.077	0.136	0	A
a2($\bar{1}\bar{1}\bar{1}$) $[\bar{1}0\bar{1}]$	-0.272	-0.326	-0.272	0	B
a3($\bar{1}\bar{1}\bar{1}$) $[0\bar{1}\bar{1}]$	-0.272	-0.249	-0.408	0	B
b1($\bar{1}\bar{1}\bar{1}$) $[\bar{1}\bar{1}0]$	0	0.231	0.311	0.408	A
b2($\bar{1}\bar{1}\bar{1}$) $[\bar{1}0\bar{1}]$	0	-0.116	-0.233	0.136	B
b3($\bar{1}\bar{1}\bar{1}$) $[0\bar{1}\bar{1}]$	0	0.116	0.078	0.544*	B
c1(111) $[\bar{1}\bar{1}0]$	-0.272	-0.442	-0.350	-0.544*	A
c2(111) $[\bar{1}0\bar{1}]$	-0.816*	-0.832*	-0.700	-0.544*	B
c3(111) $[0\bar{1}\bar{1}]$	-0.544	-0.390	-0.350	0	B
d1($\bar{1}\bar{1}\bar{1}$) $[\bar{1}\bar{1}0]$	0.272	0.134	0.175	0.136	A
d2($\bar{1}\bar{1}\bar{1}$) $[\bar{1}0\bar{1}]$	-0.544	-0.621	-0.166	-0.408	B
d3($\bar{1}\bar{1}\bar{1}$) $[0\bar{1}\bar{1}]$	-0.816*	-0.755	-0.836*	-0.544*	B

* : Slip systems have largest τ/σ for each orientation.

**A : For example, d1 $\left. \begin{matrix} 1/2a[\bar{1}\bar{1}0] \text{ or} \\ 1/6a[\bar{2}\bar{1}\bar{1}] + 1/6a[\bar{1}\bar{2}\bar{1}] \end{matrix} \right\}$ on $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})_\gamma \rightarrow a[0\bar{1}0]$ on $(\bar{1}0\bar{1})_\alpha$

**B : For example, d2 $\left. \begin{matrix} 1/2a[\bar{1}0\bar{1}] \text{ or} \\ 1/6a[\bar{1}\bar{1}\bar{2}] + 1/6a[\bar{2}\bar{1}\bar{1}] \end{matrix} \right\}$ on $(\bar{1}\bar{1}\bar{1})_\gamma \rightarrow 1/2a[\bar{1}\bar{1}\bar{1}]$ on $(\bar{1}0\bar{1})_\alpha$

組織の相異を、それらの変態時に活動する結晶格子方位関係の variant から議論した例は見られない。

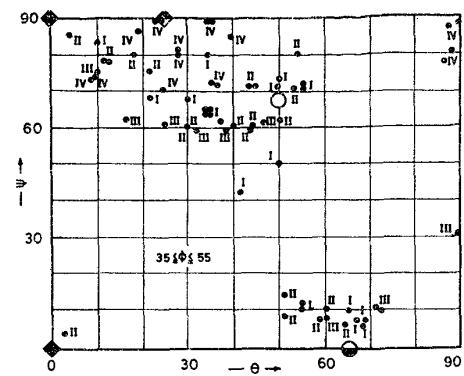
変形をうけた γ 相の拡散型変態においては、 α 核が伸長 γ 粒界や粒内変形帯に優先核発生することは周知であり、発生した α 核の変態 variant は γ 相の変形と直接的な関係は見いだされていない。一方、変形 γ 相のせん断型変態については、マルテンサイト核発生におけるカップリング形態の影響、 γ 作動すべり系の影響、および γ 相変形転位のマルテンサイトへの継承にかかわる問題が考えられ、すべての variant が同等に実現するのではなく、一部の variant に制限されることが知られている^{16)~20)}。これらの変態挙動に基づいて、Table 2(II) に示して次に述べる機構により変態集合組織を計算し、上述の問題点を検討する。

4.1.1 変態集合組織の計算

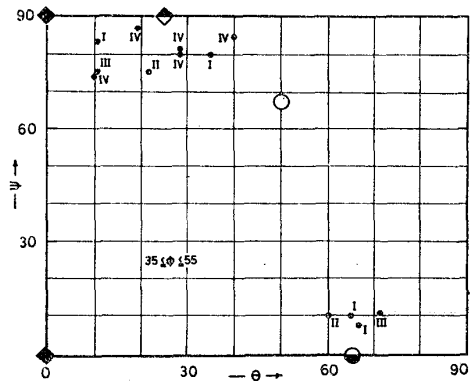
変態集合組織の計算にあたり次の仮定を行う。

- (1) γ 相圧延集合組織の主要方位を (110)[$\bar{1}12$]、(641)[$\bar{1}12$]、(321)[$\bar{2}14$]、(211)[$\bar{1}11$] とし、各方位の存在確率は同一とする。
- (2) γ/α 変態は K-S 関係にしたがうものとする。
- (3) 拡散型変態はすべての variant が同確率に実現する。
- (4) せん断型変態では γ の圧延変形時に最大の分解せん断応力を有するすべり系に属し、かつ、変態後のマルテンサイトに継承する転位のエネルギーの低いすべり系に相当する variant が優先的に実現する。

仮定した γ 方位の圧延変形 (圧縮応力、 $+\sigma$ と引張応力、 $-\sigma$ がそれぞれ板面法線方向、圧延方向に平行とする。) における各すべり系の分解せん断応力とバーガースペクトルの変換を Table 3 に示す。変態前後の転位エネルギーの変化は Type A で増加、Type B で減少する。WATANABE ら⁹⁾ が指摘したように、分解せん断応力が最大となるすべり系は Type B に相当するものが多い。拡散型変態では a1~d3 のすべての variant が同確率で、せん断型変態では (4) の制約から (110)[$\bar{1}12$]_r は c2, d3, (641)[$\bar{1}12$]_r は c2, (321)[$\bar{2}14$]_r は d3, (211)[$\bar{1}11$]_r は b3, c2, d3 をそれぞれの変態の variant にして α 方位を求めた。1つのすべり系には2つの variant がある。したがって、変態時に活動する variant の総数は拡散型変態で 96、せん断型変態で 14 となる。計算により求めた集合組織は {113}<110> ($\phi = 18^\circ, 45^\circ$ に現れる。) と {332}<113> ($\phi = 34^\circ, 45^\circ$ に現れる。) 理想方位に集積している方位群として $\phi = 45^\circ$ より ϕ 方向へ $\pm 10^\circ$ の範囲に分布する α 方位を選んだ。オイラー角 (ϕ, θ, ϕ) で表現される α 方位の中より $\phi =$



(a)



(b)

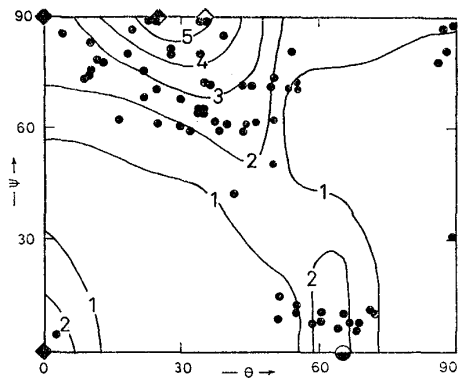
◆: {113}<110> ○: {332}<113>

Fig. 6. Calculated crystallite orientation distributions, showing textures after transformations from austenite to (a) polygonal ferrite-pearlite and (b) martensite. Numbers indicate prior austenite orientations. I: (110)[$\bar{1}12$] II: (641)[$\bar{1}12$] III: (321)[$\bar{2}14$] IV: (211)[$\bar{1}11$]

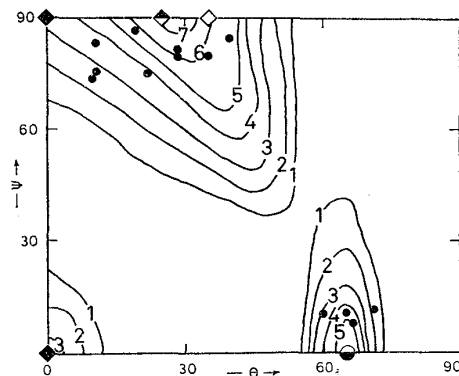
$45^\circ + n \cdot 90^\circ$ ($n=0, 1, 2, 3$) の $\pm 10^\circ$ の α 方位について、 $\phi = 45^\circ$ 断面への透影図で Fig. 6 に示し、実測集合組織 ($\phi = 45^\circ$) と比較する。Fig. 6 にプロットされ、かつ実測の結晶方位分布に合致する α 方位数、 N が全 α 方位数、 ΣN に占める割合、 $N/\Sigma N$ は拡散型変態とせん断型変態についてそれぞれ 64% と 97% である。ここで、変態時に活動する variant の数が変態様式や γ 方位によって異なるので、Fig. 6 に示した各 α 方位の重みは同一でない。したがって、 N は各 γ 方位における variant 数の逆数をかけて重みづけしたものとする。

4.1.2 変態集合組織の実測と計算の比較検討

計算集合組織は、拡散型、せん断型いずれの場合にも2つの方位集団から成り、その1つは $\theta = 25^\circ, \phi = 90^\circ$ の {113}<110>、他の1つは $\theta = 65^\circ, \phi = 0^\circ$ の {332}<113> に集積している。前者の {113}<110> _{α} は仮定したすべての γ 方位 (110)[$\bar{1}12$]、(641)[$\bar{1}12$]、(321)[$\bar{2}14$] および (211)[$\bar{1}11$] (I~IV) から導出され、{332}



(a)



(b)

◆: {113}<110> ●: {332}<113>

Fig. 7. The comparison between observed and calculated transformation textures for (a) polygonal ferrite-pearlite and (b) martensite transformation. (Replotted from Fig. 2 and 6.)

$\langle 113 \rangle_\alpha$ は $(211)[\bar{1}11]$ を除く γ 方位 (I~III) から導出される。 γ 相圧延集合組織が $\{110\}\langle 112 \rangle$, $\{112\}\langle 111 \rangle$ とそれらの中間方位 (I~IV) を主方位とする純金属型、もしくは $\{110\}\langle 112 \rangle$ (I) を主方位とする合金型のいずれであつても $\{113\}\langle 110 \rangle$, $\{332\}\langle 113 \rangle$ α 相優先方位は導かれる。また、変態様式に影響されない。これは 4.1 項の (2) の結果を説明するものである。また、これまでに提案された種々の解析結果とも矛盾しない^{1)~3)5)}。

以上のことから、優先方位の実測と計算を比較して、その形成機構を直接判断することはできないと思われる。

変態様式による集合組織の特徴的变化は 4.1 項 (3), (4) に現れるので、これらの定量的検討が集合組織の形成機構を議論する上に必要である。 Fig. 7 に実測と計算の比較を示す。計算集合組織の集積度は Fig. 7 の α 方位の分散分布や、前述の $N/\Sigma N$ より判断され、せん断型変態では鮮鋭な強い集合組織が予測される。このことは実測したマルテンサイトの集合組織が強い結果と合致する。

Table 4. Ratio of orientation densities of transformation texture, R .
 $R = D\{332\}\langle 113 \rangle / D\{113\}\langle 110 \rangle$

Transformation	Ratio of orientation densities	
	Calculated value	Observed value
Polygonal ferrite-pearlite	0.45	0.38
Martensite acicular ferrite	0.64 0.64	0.62 0.71

次に、 R を求めるため、方位量、 $D(hkl)[uvw]$ を以下に定義する。

$$D(hkl)[uvw] = \int_{\theta-\Delta\theta}^{\theta+\Delta\theta} \int_{\phi-\Delta\phi}^{\phi+\Delta\phi} \int_{\psi-10}^{\psi+10} \omega(\theta, \phi, \psi) \cos \theta d\theta d\phi d\psi \dots \dots \dots (1)$$

ここに、 ω は 3 次元結晶方位分布関数である。 θ, ϕ, ψ のオイラー角は結晶方位指数、 $(hkl)[uvw]$ より次式で一般的に決まる¹³⁾。

$$\theta = \cos^{-1} \left[\frac{l}{(h^2 + k^2 + l^2)^{1/2}} \right]$$

$$\phi = \cos^{-1} \left[\frac{w}{(u^2 + v^2 + w^2)^{1/2}} \cdot \frac{(h^2 + k^2 + l^2)^{1/2}}{(h^2 + k^2)^{1/2}} \right]$$

($h, k \neq 0$)

$$\psi = \cos^{-1} \left[\frac{-h}{(h^2 + k^2)^{1/2}} \right] \quad (h, k \neq 0) \dots \dots \dots (2)$$

$D\{hkl\}\langle uvw \rangle$ は $0^\circ \leq \theta, \phi, \psi \leq 90^\circ$ に存在する $\{hkl\}\langle uvw \rangle$ の等価な $(hkl)[uvw]$ について (1) 式を計算し、その総和から求める。 $\{113\}\langle 110 \rangle$ と $\{332\}\langle 113 \rangle$ 方位集積の分散角度、 $\Delta\theta, \Delta\phi$ については厳密に決定し難い。ここでは、これら 2 つの方位集積について、実測の結晶方位分布に合うように、 $\Delta\theta, \Delta\phi$ をそれぞれ、 $\{113\}\langle 110 \rangle$ に対して $20^\circ, 25^\circ$ 、 $\{332\}\langle 113 \rangle$ に対して $15^\circ, 20^\circ$ に設定した。計算集合組織に関しては、前述の重みを考慮した α 方位より求めた。 $R = D\{332\}\langle 113 \rangle / D\{113\}\langle 110 \rangle$ を Table 4 に示す。アシキュラーフェライトについてはせん断型変態と同様の仮定から求めた。実測と計算の結果は比較的よく一致している。

以上の検討した結果より、ポリゴナルフェライト・パーライトとマルテンサイトの変態集合組織の相異はマルテンサイト変態における特定 variant が選択的に実現することに起因すると推論される。

制御圧延したマルテンサイトの変態集合組織は Fe-Ni 合金⁶⁾⁸⁾ やオースフォームド⁹⁾ したマルテンサイトとほぼ類似の機構から説明できることがわかった。

4.2 初期 γ 粒径の影響

変態集合組織は未再結晶 γ 域圧延によつて発達し、圧延率の増大によりその集合組織は強くなる。これは γ 圧延集合組織の形成とその発達に対応すると考えられる。

γ 細粒化は圧延変形時の変形微細組織の形成に変化をおよぼす可能性が考えられる。ポリゴナルフェライト・パーライト変態においては、粒界面積の増大も作用するので α 核生成頻度が増大し、変態後のフェライト粒を微細化する。しかし、変態集合組織は γ 粒径による変化が少ない。この結果は次のことを示唆していると考えられる。

- ・ γ 粒径による γ 圧延集合組織変化は少ない。
- ・ 変態の variant が同確率に実現する限り、 α 核発生頻度が増大しても、集合組織の変化は少ない。

マルテンサイトの変態集合組織は γ 細粒化にともなつて $\{332\}\langle 113 \rangle$ が増大する。この方位の発達は変態時に活動する variant によつて変化することが予想される。

γ 粒径の活動するすべり系や変形によつて形成される微細組織に与える影響が考えられるが、室温において γ 相を残留しない本供試鋼では、その詳細は明らかでない。

4.3 鋼成分の影響

Mn 量高め、Mo を添加することにより圧延後空冷の集合組織は強くなる。変態組織はポリゴナルフェライト・パーライトからアシキュラーフェライトに変化している。水冷したマルテンサイトの集合組織に相異が認められないことから、これら合金元素の影響は γ/α 変態を通して現れると考えることができる。

高 Mn 鋼に強い集合組織が発達することは寺沢ら³⁾のベイナイト鋼や INAGAKI⁵⁾の Mn 量を系統的に変えた結果に示された。その理由として、INAGAKI⁵⁾によると、Mn 量と関係なく、変態はすべての variant が同確率に実現するとし、Mn 量の高い場合は変態温度が低下するので、変態中およびその後の α 核成長が抑制され、 α 核成長にともなう $\{113\}\langle 110 \rangle$ の増加、 $\{332\}\langle 113 \rangle$ の減少する変化が軽減されることを述べている。しかし、3次元表示図で示された Mn 量増加にともなう集合組織変化は $\{113\}\langle 110 \rangle$ において少なく、 $\{332\}\langle 113 \rangle$ において大きい。すなわち、 $\{113\}\langle 110 \rangle$ と $\{332\}\langle 113 \rangle$ 両方位間における核生成・成長の競合関係から生じた集合組織変化とは異なつた様子を呈しているように思われる。

本実験結果も Mn 量の高い場合に $\{113\}\langle 110 \rangle$ 、 $\{332\}\langle 113 \rangle$ が発達する。とくに、 $\{332\}\langle 113 \rangle$ の発達が著しい。これらの方位間における存在密度の相対比は変態時に活動する variant に関する。(Table 4) JONES ら²⁾も報告しているようにアシキュラーフェライトの集合組

織はマルテンサイトのそれに極めてよく類似している。

中・高炭素鋼における準安定 γ の加工誘起ベイナイト変態に関する研究によると^{21)~23)}、Bainitic ferrite strip-lath が γ のすべり帯に沿つて生成され、それらが γ 粒の分割効果を有し通常の熱処理で得られるベイナイトと様相を異にする。アシキュラーフェライトの生成機構についてはいまだ明確でないが、SMITH ら¹⁵⁾は下部組織に高密度の転位を有するフェライトで拡散・せん断混合様式の変態生成相と考えている。低炭素鋼における一種の加工誘起ベイナイト相と考えると、特定の晶癖面と成長方向を有する点においてマルテンサイトとの共通性を見出すこともできる。これらの類似性は変態の variant を考える上に重要と思われ、4.1 項で述べたマルテンサイト変態集合組織の形成機構をアシキュラーフェライトのそれに適用することによつて、実測と計算結果 (Table 4) がよく一致するので、アシキュラーフェライトの集合組織はマルテンサイトのそれと類似の機構によると思われる。

5. 結 言

ポリゴナルフェライト・パーライト、アシキュラーフェライト、マルテンサイト組織を有する制御圧延鋼の変態集合組織を3次元結晶方位解析法を用いて調べた。得られた結果を次に示す。

- 1) 変態集合組織は制御圧延における未再結晶 γ 域の圧延によつて発達し、その圧延率の増大とともに強くなる。
- 2) いずれの鋼においても、変態集合組織の主方位は $\{113\}\langle 110 \rangle$ 、 $\{332\}\langle 113 \rangle$ である。
- 3) アシキュラーフェライトとマルテンサイトの変態集合組織は極めてよく類似している。それらの鋼における集合組織の主方位、とくに $\{332\}\langle 113 \rangle$ 集積度はポリゴナルフェライト・パーライト鋼に比較して強い。アシキュラーフェライト、マルテンサイト両鋼における $\{332\}\langle 113 \rangle$ 集積度は γ 粒径の細粒化にともなつて増大する。
- 4) ポリゴナルフェライト・パーライトとマルテンサイトの変態集合組織を、仮定した γ 方位より K-S 関係から α 方位を計算し、3次元結晶方位解析した。
- 5) ポリゴナルフェライト・パーライト変態ではすべての variant が同確率に実現する。一方、マルテンサイト変態では γ 作動すべり系に属し、 γ からマルテンサイトへ継承される転位のエネルギーが低いすべり系に相当する variant が選択的に実現するとして求めた計算結果はそれぞれの実測結果とよく一致する。

マルテンサイトのそれと類似の機構によると思われる。

文 献

- 1) E.B. KULA and S.L. LOPATA: Trans. AIME, 215(1959), p. 980
- 2) A. JONES and WALKER: Metal Sci., 8(1974), p. 397
- 3) 寺沢 健, 東山博吉, 関野昌蔵: Toward Improved Ductility and Toughness, (1971), p. 101
- 4) U. LOTTER, L. MEYER, R.D. KONRR, and D. HAMBORN: Arch. Eisenhüttenw., 47(1976), p. 289
- 5) H. INAGAKI: Trans. ISIJ, 17(1977), p. 166
- 6) F. BORIK and R. H. RICHMAN: Trans. AIME, 239(1967), p. 675
- 7) 阿部秀夫, 伊藤邦夫, 福本亮一: 日本金属学会誌, 31(1967), p. 37
- 8) 阿部秀夫, 伊藤邦夫: 日本金属学会誌, 31(1967), p. 1300
- 9) S. WATANABE, T. ARAKI, and H. MIYAJI: Proc. ICSTIS, Trans. ISIJ, 11(1971), p. 1020
- 10) 久保寺治朗, 中岡一秀, 長嶺多加志: 鉄と鋼, 52(1966), p. 1171
- 11) R. J. ROE: J. Appl. Phys., 36(1965), p. 2024
- 12) P. R. MORRIS and A. J. HECKLER: Adv. in X-ray analysis, 11(1968), p. 454
- 13) G. J. DAVIES, D. J. GOODWILL, and J. S. KALLEND: J. Appl. Cryst., 4(1971), p. 67
- 14) 柚鳥登明, 小川陸郎, 福塚淑郎: 鉄と鋼, 59(1973), S 369
- 15) Y. E. SMITH, A. P. COLDREN, and R. L. CRYDERMAN: Toward Improved Ductility and Toughness, (1971), p. 119
- 16) K. W. ANDREWS: JISI, 184(1956), p. 274
- 17) E. HORNBOKEN and G. WASSERMANN: Z. Metallk., 47(1956), p. 427
- 18) J. C. BOKOS and E. R. PARKER: Acta Met., 11(1963), p. 1291
- 19) J. C. SHYNE and W. D. NIX: Acta Met., 13(1965), p. 869
- 20) H. P. SATTLER: Z. Metallk., 65(1974), p. 479
- 21) D. J. SCHMAN and V. F. ZACKAY: Trans. ASM, 51(1953), p. 476
- 22) P. R. V. EVANS and H. O'NEILL: JISI, 191(1959), p. 34
- 23) R. FREIWILLING, J. KUDRMAN, and P. CHRASKA: Praktische Metallographie, 14(1977), p. 571; Met. Trans., 7A(1976), p. 1091
- 24) G. KURDJUMOV and G. SACHS: Z. Phys. 64(1930), p. 325
- 25) Z. NISHIYAMA: Sci. Rep. Tohoku Univ., 23(1934-35), p. 637