

論 文

UDC 669.14-415 : 548.735 : 669.1.017.3 : 620.186.5

薄鋼板における $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ 変態による集合組織形成*

橋本 修**・佐藤 進**・田中智夫***

Formation of $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ Transformation Texture in Sheet Steel

Osamu HASHIMOTO, Susumu SATOH, and Tomo TANAKA

Synopsis:

For the purpose of investigating the formation mechanism of the texture which is developed by ferrite (α) $\rightarrow$ austenite (γ) $\rightarrow$ ferrite (α) transformation, the effects of heating and cooling rates during phase transformation and specimen thickness on the transformation texture have been studied by using extra low carbon sheet steel with the initial texture of {111}.

The results obtained are summarized in the following: (1) Rapid heating and rapid cooling produced weak {100} and {111} texture. (2) Rapid heating and slow cooling exhibited both {110} texture and the orientation shifted 20~30 degrees away from {100}. (3) Slow heating and slow cooling produced distinct {100} texture. (4) There was much difference in texture between surface and midsection of thick specimen: In the midsection, the texture similar to (1) was formed, independent of heating and cooling rates. While, specimen surface exhibited such textures as (1) to (3). (5) Those results were reasonably and consistently explained on the assumptions that the orientation relationship between bcc and fcc follows the Kurdjumov-Sachs relation, and that during $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ transformation with slow rate such variants preferentially operate that undergo larger elastic work in normal direction of sheet.

1. 緒 言

オーステナイト (γ) $\rightarrow$ フェライト (α) 変態により形成される鋼の集合組織に関する研究は数多く行われてきたが^{1)~25)37)}, それらは大別してつぎの4分野に分けることができる。(1) マルテンサイト変態に関する研究^{1)~10)37)}, (2) 板表面からの脱炭あるいは鉄以外の原子の拡散侵入による変態点の変化にともない, $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態が板厚中心部へと進行することにより形成されるフェライト柱状晶の集合組織の研究^{11)~15)}, (3) 熱延鋼板の集合組織に関する研究^{17)~22)}, および (4) 軟鋼板の絞り加工性を対象とした, α , γ 共存域での再結晶焼なましにより形成される集合組織に関する研究^{23)~25)} である。

(1) に関しては, ステンレス鋼^{1)~4)} や Ni 鋼^{2)5)~10)37)} などの合金鋼についての研究が主であり, 変態により形成される集合組織を母相と変態相の間に特定の結晶方位関係^{31)~33)} を想定して説明している。(2) については, 炭素鋼の脱炭柱状晶の集合組織に関して, [001] や [012] 型単純繊維組織が発達したり¹¹⁾, あるいは加炭, 脱炭の条件や表面状態の違いにより種々の集合組織が形成する

¹²⁾¹⁵⁾, との報告がある。また $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態後の {100} 集合組織を雰囲気中の H_2S 量との関係で論じたもの¹⁴⁾, あるいは Zn や Al の鋼中への拡散により {111} 集合組織が発達することなどが報告されている¹³⁾¹⁵⁾。そしてこれらの報告では, γ 粒あるいは α 核の表面エネルギーの問題¹¹⁾¹²⁾¹⁴⁾¹⁵⁾ として変態集合組織の成因を考察しているものがほとんどであり, α , γ 相間の結晶方位関係に言及しているものはほとんどない。これに対して, 柱状晶になつていくかどうかは不明であるが, 極低炭素鋼を乾水素中で処理することにより {100} $\langle uvw \rangle$ 変態集合組織が発達することも報告されている¹⁶⁾。(3) については (1) と同様基本的には $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態の方位関係を Kurdjumov-Sachs (以降では KS と略記) 関係^{29)~31)} とし, それにより変態集合組織の形成を説明しているのがほとんどであるが^{17)~22)}, 熱延時の歪と結晶のすべり系との関係からヴァリアントの選択則を導入したものもある¹⁷⁾。(4) については, α , γ 共存域での再結晶焼なましに際し, γ 体積率と集合組織の変化を定量的に調べた HORTA の研究²⁴⁾ がある。それによると γ 体積率の増加につれて {111} 強度は強くなり, 約 60% の γ 量のとき

* 昭和 52 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 54 年 2 月 1 日受付 (Received Feb. 1, 1979)

** 川崎製鉄(株)技術研究所 (Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp., 1 Kawasaki-cho Chiba 260)

*** 川崎製鉄(株)技術研究所 工博 (Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp.)

ろで最大値になり、それ以上の γ 量の増加では{111}集積は逆に弱まり、{321}、{100}、{210}集積が増大する。また、JENKINSら²³⁾あるいは済木²⁵⁾によると、急熱、急冷を伴う α 、 γ 共存域での高温焼なましにより、{100}強度が増加し、{111}強度が減少する。そして、この原因は $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ 変態による集合組織のランダム化に求められている。

上記のようなおもに変態集合組織を対象とした研究以外に、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態における個々の α 核の形成に関する研究も多い^{26)~29)38)}。これらの研究のなかには外力の影響を調べたもの³⁸⁾もあるが、いずれも γ 、 α 相関の方位関係として、KS関係³²⁾が合理的であると報告されている。ただし方位関係は外力により変化するという報告³⁷⁾もある。

さて、(1)~(4)に示した研究における変態集合組織の形成要因は基本的にはつぎの2つに分けられる。すなわち、(I)表面エネルギーが低下するよう、特定方位の γ 粒が優先変態するかあるいは特定方位の α 粒が優先形成するため、{100}、{110}あるいはその近傍方位の集合組織が発達するという説と(II)fcc $\rightarrow$ bcc変態には特定の結晶方位関係、たとえばKS関係が存在することによつて集合組織が形成されるという説である。しかしいずれの場合も{100}あるいは{110}およびそれらの近傍方位が比較的良好に発達する^{11)12)14)~20)23)~25)}という点で共通しており、この事実はこれらの集合組織が鋼板の $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態により形成される基本的な集合組織であることを示唆している。

ところで、もし $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態時の γ 、 α 相間に特定の結晶方位関係があるとすれば、 γ 相の集合組織が $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態後の集合組織に重要な影響を与えるはずである。しかし、変態後の集合組織を母相のそれと対応させて追求した研究は低炭素鋼の場合皆無であり、わずかにマルテンサイト変態^{1)~10)}と熱延集合組織^{17)~22)}に関して行われているだけである。

$\gamma \rightarrow \alpha$ 変態時に発達する集合組織の研究に関しては、前述のごとくである。逆に $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態集合組織の研究は60%Cu-40%Zn合金の一例³⁴⁾のみで、鉄に関する研究は皆無である。当然のことながら鉄について $\alpha \rightarrow \gamma$ さらに $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態を通じて、集合組織の一連の変化を追求した研究はない。そこで本研究では、{100}、{110}およびそれらの近傍方位を有する特定の集合組織のみが、高頻度で $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態後の鋼板に形成される原因を究明するために、 $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ 変態後の集合組織に及ぼす変態前初期集合組織、昇温および冷却速度、板厚の影響を調べ、さらにその結果を説明するために $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ 変態集合組

織の形成機構に関する理論を提案した。この理論によりはじめて前述の(I)あるいは(II)の説およびそれらの合成説によつても従来十分には説明しえなかつた{100}、{110}およびそれらの近傍方位を有するいわゆる“鋼板の変態集合組織”の形成機構を合理的かつ統一的に説明することができた。その結果によれば、{100}や{110}あるいはそれらの近傍方位は鋼板の $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ 変態後の基本的集合組織であり、脱炭や表面処理状態あるいは雰囲気ガスなどにより多少の影響を受けることがあつても、本質的には変態歪の結晶学的異方性により強く支配されるものと結論づけることができた。

2. 実験

供試材は熱延鋼板を脱炭焼なまし(以降の図中ではDCと略記)したものであり、その化学成分をTable 1に示す。この鋼板の平均結晶粒径は約100 μ である(以後 $d=100\mu$ と記す)が、それをそのままあるいは歪焼なまし法により、平均結晶粒径を約600 μ (以後 $d=600\mu$ と記す)としたものを実験に供した。これらの両試験材を冷間圧延、脱脂後種々の焼なまし条件で γ 変態させた。焼なまし時の試片間の密着を防止するためつぎのようにしてAr雰囲気中で処理した。すなわち、あらかじめ脱炭処理しておいた同組成の極薄軟鋼板で試片をAl₂O₃粉末とともにパックするか、あるいは試片間にシリカウールをはさみ石英管中にArガスとともに封入した。昇温速度は急熱で5~100°C/min、徐熱で14~100°C/hであつた。冷却は水焼入れ、空冷(約5°C/s)あるいは炉冷(50~100°C/h)で行つた。集合組織は(200)極点図および試料面に平行に存在する(200)、(211)、(222)、(110)各面のX線回折強度比(×ランダム)を測定することにより求められた。なお集合組織の測定はとくにことわらない限り板表面で行つた。

3. 実験結果

3.1 $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態前の鋼板の粒組織ならびに集合組織

供試材($d=100\mu$)を74%冷間圧延後、急熱(80°C/min)あるいは徐熱(50°C/h)により昇温し、800°Cで15min保持後空冷した(約5°C/s)。板厚方向の集合組織の変化をFig. 1に示す。加熱速度の緩急に

Table 1. Chemical composition of material used (wt %)

C	Si	Mn	P	S	N	O
0.001	0.091	0.34	0.011	0.014	0.0028	0.0049

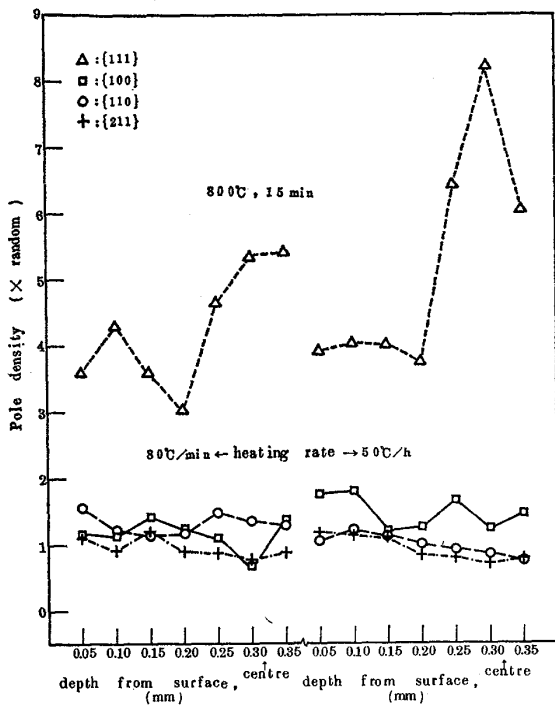


Fig. 1. Change in recrystallization texture with depth from sheet surface of specimen heated at 800°C for 15 min at heating rate of 80°C/min or 50°C/h.

かわらず、また板厚方向のどの位置においても $\{111\}$ 方位への集積がもつとも強い。しかし両熱処理材とも $\{111\}$ 集積は板表面から約 1/4 の位置で極小となり、板厚中心部で最大となる。同一位置で比較すれば徐熱材は急熱材より高い $\{111\}$ 集積を示す。一方 $\{100\}$, $\{112\}$, $\{110\}$ 各方位への集積はいずれも弱く、かつ位置による集積強度の変動も少ない。しかし徐熱すると $\{100\}$ が、急熱すると $\{110\}$ が相対的に強いという特徴がある。この試片の圧延方向に平行な断面の粒組織を Photo.1 に示す。ともに比較的整粒であり、徐熱材の結晶粒径が多少大きい傾向があるが、顕著な差ではない。

3.2 $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ 変態における昇温および冷却速度の影響

供試材 ($d=100\mu$) を 80% 冷間圧延して 0.48 mm の板厚とした。それを 800°C まで 50°C/h で加熱したのち、さらに 14, 100 および 300°C/h の昇温速度で 950°C まで加熱し、この温度で 15 min 保持後、一方は水冷、他方は炉冷 (700°C までの平均冷却速度 = 100°C/h) した。これらの試片の集合組織と加熱速度との関係を Fig. 2 に示す。また一部の試片についてはその (200) 極点図も同図中に示す。

水冷材では、昇温速度が速いと極点図 (a) に示すよ

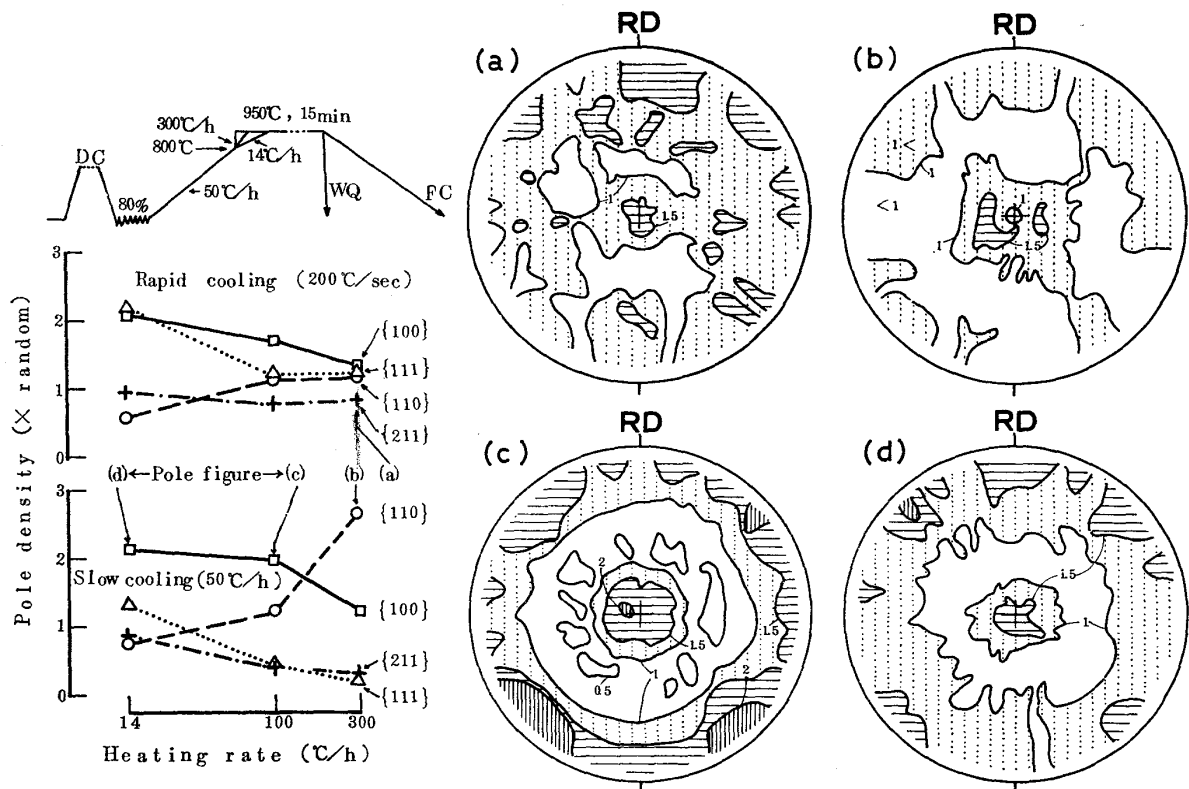


Fig. 2. Effect of heating and cooling rates during $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ transformation on texture; (a), (b), (c) and (d) show (200) pole figures.

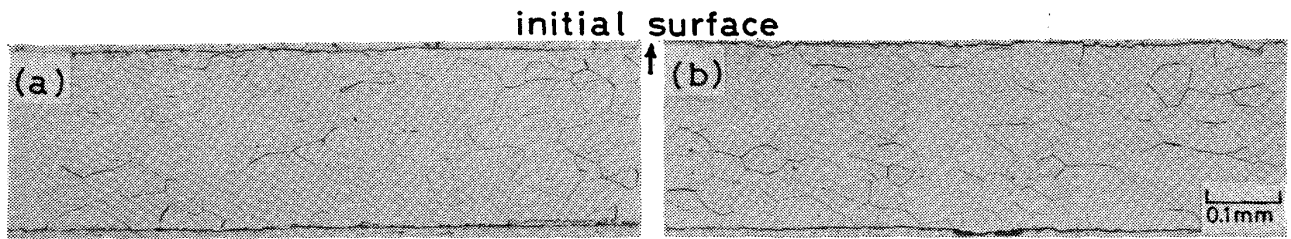


Photo. 1. Cross-sectional microstructure in specimen heated at 800°C for 15 min at heating rate of 80°C/min(a) or 50°C/h(b).

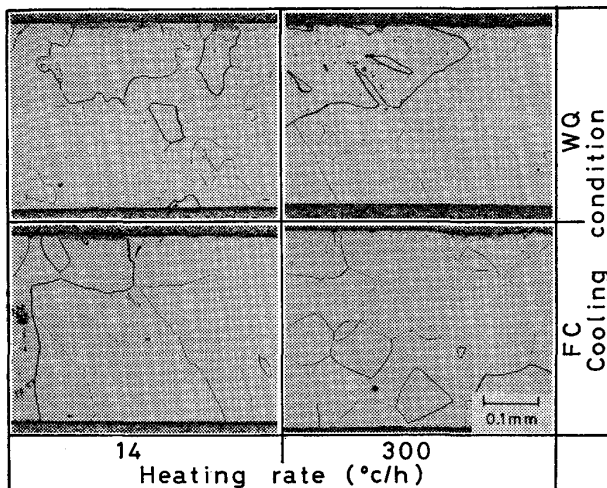


Photo. 2. Effect of heating and cooling rates during $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ transformation on cross-sectional microstructure in specimen heated at 950°C for 15 min.

うに $\{100\}$ と $\{111\}$ 近傍に弱い集積をもつがほぼランダムな集合組織であり、回折強度比の変化をみると昇温速度の低下につれて $\{110\}$ 集積は減少し、 $\{111\}$ と $\{100\}$ 集積は増加する傾向にある。炉冷材では急熱すると $\{110\}$ 集積が、徐熱すると $\{100\}$ 集積が増加する傾向にある。 $\{111\}$ と $\{211\}$ 集積は急熱すると低下することがわかる。

急熱→炉冷により $\{110\}$ 集積度をもつとも強くなった試片の極点図 (b) をみると $\{100\}$ から約 20° 離れた方位への集積がかなり強い。そして昇温速度が遅くなるにしたがつて最強度集積位置は $\{100\}$ 方位へ近づいていく傾向がある。Photo.2 は昇温速度 14°C/h と 300°C/h のものについて試片断面の粒組織を示す。粒組織は従来報告されているようないわゆる柱状晶^{11)~15)}とは異なる。

3.3 変態集合組織の板厚方向での変化

これまで板表面の変態集合組織を調べてきたが、板厚中心部に存在する結晶粒の集合組織は表層部に存在する粒のそれとは異なる可能性がある。そこで板厚の効果

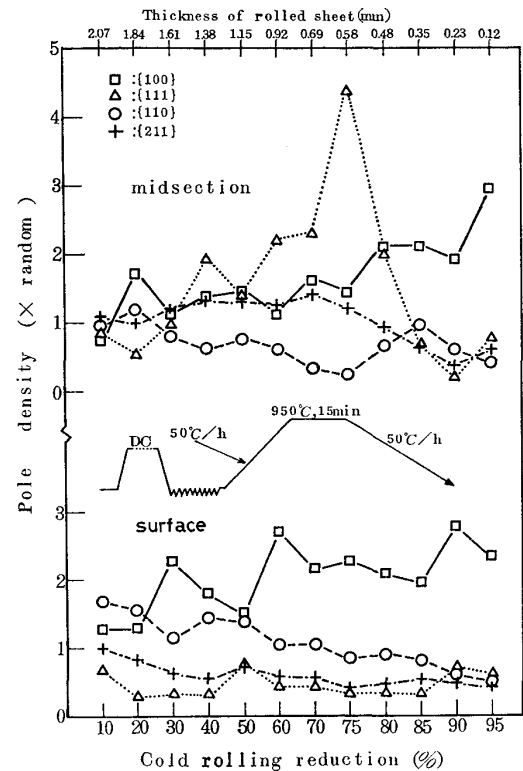


Fig. 3. Effect of thickness (cold rolling reduction) on transformation textures at midsection and surface of specimen heated at 950°C for 15 min at heating rate of 50°C/h.

をみるために、供試材 ($d = 100\mu$) を 10~95% の範囲で冷間圧延し、徐熱昇温して 950°C で 15 min 保持後炉冷した。板表面と中心部で測定した集合組織を板厚 (冷延率) との関係で Fig. 3 に示す。板厚中心部の集合組織は、板厚が約 1.38~0.48 mm の範囲では $\{111\}$ が主方位であり、これより板厚が厚いとはほぼランダム、薄いとは $\{100\}$ が主方位となる。 $\{110\}$ 集積は板厚 (冷延率) によりあまり変化しないが、 $\{100\}$ 集積は板厚の減少とともに増加する傾向にある。一方、板表面では冷延率が 20% 以下の場合を除いて $\{100\}$ 集積がほぼつねにもつとも強い。冷延率が 60% 以上では板厚が変化しても $\{100\}$ 集積はあまり変化しない。低冷延率側では $\{110\}$

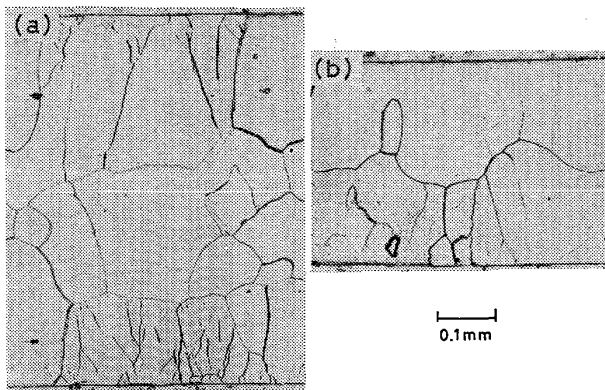


Photo. 3. Effect of thickness on cross-sectional microstructure in specimen shown in Fig. 3; (a) and (b) represent thickness of 0.69 mm and 0.35 mm, respectively.

集積が $\{211\}$ あるいは $\{111\}$ 集積に比較してかなり強い。 $\{211\}$ と $\{111\}$ 集積は冷延率に関係なくつねに弱い。冷延率が 85% 以上 (板厚 ≤ 0.35 mm) では板表層部と中心部で集合組織の違いはほとんどなくなり、ともに $\{100\}$ が主方位となる。Fig. 3 の板厚 0.69 mm および 0.35 mm 試片の断面の顕微鏡組織を Photo.3 に示す。板厚が厚いと表面層を形成している結晶粒が板厚中心部まで達せず、中心部にはそれらより若干細粒の組

織が形成する。一方板厚が薄いと両表面層の粒はほぼ完全に板中心部まで到達している。したがって後者の場合、表面と中心部の集合組織が一致する。

この傾向は急熱変態の場合には、板表面に $\{100\}$ のかわりに $\{110\}$ 集合組織が形成されるという点をのぞいては徐熱変態の場合と同様である (Fig. 2 参照)。すなわち板厚が厚い試片の板中心部では $\{111\}$ と $\{100\}$ 集積が多少強いほぼランダムな集合組織が形成され、板表面部では徐熱変態の場合 $\{100\}$ 、急熱変態の場合 $\{110\}$ 集合組織が強く発達することがわかる。もつとも、本実験結果は純粋に板厚の影響のみを抽出したものではなく、冷延率が異なることによる再結晶集合組織への効果が重畳されていることも考慮されねばならない。しかし Photo.3 に示した試料では冷延率がそれぞれ約 70% と 85% であり、一般にはこの程度の冷延率の相違が再結晶集合組織におよぼす影響は僅少であることが知られている。したがって約 60% 以上の冷延率の試片に限定すれば、板表面と板中心部での変態集合組織の相違は主として板厚の違いによるものであり、それは板断面からみた粒組織が 2 層になるか、3 層以上になるかの差であると判断される。

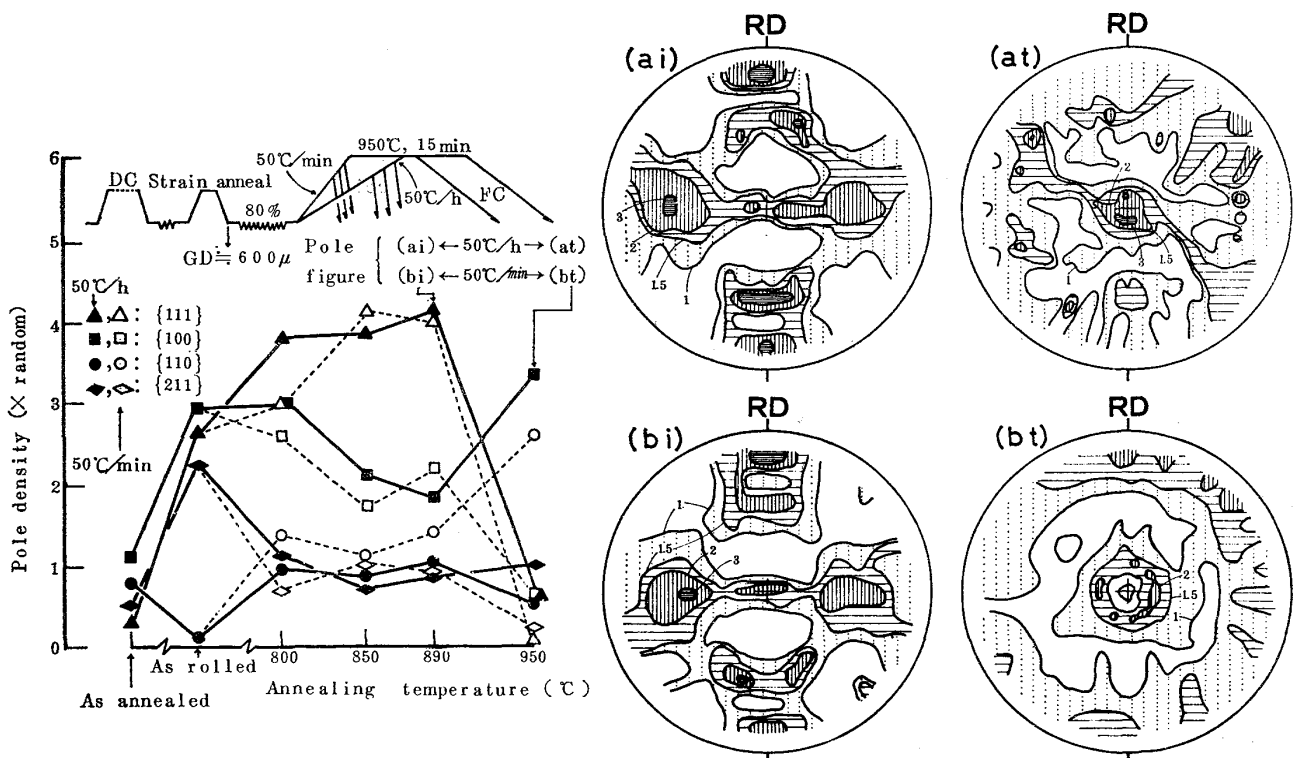


Fig. 4. Effect of heating rate on recrystallization and transformation textures of specimen heated at rate of 50°C/h or 50°C/min; (200) pole figures show recrystallization texture ((ai) and (bi)) and transformation texture ((at) and (bt)), respectively.

3.4 γ 変態前後の集合組織の対応関係

供試材 ($d = 600\mu$) を 80% 冷間圧延し、それを急熱あるいは徐熱昇温して 950°C で 15 mm 保持したのち、炉冷して変態集合組織を測定した。また昇温途中に 800, 850 および 890°C から空冷して $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態前の α の集合組織を調べた。冷間圧延前後、昇温途中、変態後と順次変化する集合組織を 4 面の回折強度比により、また γ 変態直前と $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ 変態後の集合組織を (200) 極点図により求めた結果を Fig. 4 に示す。

γ 変態直前の 890°C まで昇温させた状態では、昇温速度の緩急にかかわらず、 $\{111\}$ 集積がもつとも強く、ついで $\{100\}$ 集積が強く $\{110\}$, $\{211\}$ の集積は弱い。それに対して 950°C まで徐熱して変態させた場合は $\{100\}$ 、急熱変態させた場合は $\{110\}$ が発達するが他の方位への集積は弱くなる。この結果は冷延前の結晶粒径が小さい場合と同様である (Fig. 2 参照)。したがって冷延前の結晶粒径が数倍違つていても、 γ 変態前の集合組織がほぼ同じでかつ加熱、冷却条件が同じならば、 $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ 変態後の集合組織も同じである。つぎに極点図をみると、 γ 変態直前の集合組織は $\{111\} \langle 01\bar{1} \rangle$, $\{111\} \langle 211 \rangle$ および $\{100\} \langle 001 \rangle$ 方位を有しており、昇温速度の差はほとんどない。しかし、徐熱変態した試片は $\{100\}$ およびそれにきわめて近い方位に強い集積を示す。これに対して、急熱変態した場合は $\{100\}$ から 10° 以内への集積は弱く、その外側、すなわち $\{100\}$ から約 20° 離れた方位にドーナツ状の強い集積を示し、それは $\{110\}$ 方位まで広がっている。この傾向は Fig. 2(b) に示した $d = 100\mu$ の供試材における急熱・変態・炉冷材と類似している。

4. 考 察

前述の実験結果からつぎのことが判明した。すなわち (i) 変態前の集合組織が同一でも、 $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態時の昇温速度の違いにより、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態後の鋼板表面の集合組織は明らかに異なる。(ii) $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態時の冷却速度によつて $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態後の集合組織は異なる。(iii) 徐冷材の表層部に形成される集合組織は徐熱変態により $\{100\}$ 、急熱変態により $\{100\}$ から $20 \sim 30^\circ$ 離れた方位と $\{110\}$ 方位からなる集合組織となる。(iv) 板厚が厚い場合中心部では昇温、冷却条件にかかわらず $\{111\}$ および $\{100\}$ への弱い集積を有するほぼランダムな集合組織が形成される。それは急熱・変態・急冷された試片の板表面にみられる集合組織と類似する。

さて、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態により集合組織が発達することについては、(I) 気相との界面において表面エネルギーが低い

$\{110\}_\alpha$ あるいは $\{100\}_\alpha$ が優先的に形成されるという説と¹²⁾¹⁴⁾¹⁵⁾ (II) $\gamma \rightarrow \alpha$ 両相での結晶間には特定の方位関係があるために形成されるという説^{17)~22)} に大別できる。しかし変態集合組織が昇温速度に著しく影響されるという本実験ではじめて得た事実 (I), (II) いずれの説によつても説明できない。また板表面と板中心部での変態集合組織の相違は (II) の説では説明できない。阿部ら¹¹⁾ は γ 相中の特定方位粒が自由表面エネルギーを最小にすべく優先変態すると考えた。しかしこの場合、生成する α 相の方位が母相と特定の方位関係、たとえば KS 関係をもつて変態するとして、そのヴァリエーションのすべてが作動すればたとえ γ 相の 1 方位のみが優先変態するとしても、 α 相には 2 種類以上の明りように異なる方位を有する変態集合組織が形成されるはずである。本実験結果は上述の (I), (II) いずれの説をもつてしても、あるいは (I), (II) の双方を組み込んだ考えをもつてしても説明され得ない。そこで筆者は $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ 変態について新しい考えを導入し、これによつて変態集合組織に関する本実験結果を統一的に解釈しうることに成功した。以下にそのことを詳述する。

4.1 仮 説

$\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ 変態における $\text{bcc} \rightarrow \text{fcc}$ 間の結晶方位関係は基本的には KS 関係^{30)~32)} ($(110)_\alpha // (1\bar{1}1)_\gamma$, $[1\bar{1}1]_\alpha // [110]_\gamma$) に従うものとする。本研究で得た $\{100\}$ 集合組織、あるいは $\{100\}$ から約 $20 \sim 30^\circ$ 離れた位置に集積をもつ方位と $\{110\}$ 方位とからなる集合組織はいずれも薄鋼板の表面層に形成されたものである。したがってこれらの集合組織が形成される原因は、薄鋼板の板表面の特性と何らかの関係があると判断される。著者は変態歪の異方性と薄鋼板における板表面の特異性に着目し、表面層で生じる変態歪のうち板面垂直方向への歪は、他の方向への歪よりも容易に解放されうるものと考えた。すなわち弾性論により歪と応力の積として計算される仮想仕事のうち、板面垂直方向になされる仮想仕事に占める割合の大きなヴァリエーションほど、実際の変態仕事は少なくてすむと仮定する。この割合を $R_{\alpha i}$, $R_{\gamma i,j}$ とするが、前者は $\alpha \rightarrow \gamma_i$ 、後者は $\gamma_i \rightarrow \alpha_j$ 変態における値で、 i, j はそれぞれヴァリエーションを表わす。ところで昇温あるいは冷却速度とヴァリエーションの選択との関係はつぎのように考える。 α , γ 共存温度域を鋼板が一定速度 (昇温あるいは冷却) で通過する場合、鋼板の変態量は温度変化に対して一様に増減するものと考え、単位時間あたりの変態量を変態速度と定義する。そして変態速度が速いほどヴァリエーションの優先選択は生じにくく、変態速度が遅いほどヴァリエーションの優先選択は顕著に行わ

れると考えられる。したがって変態におけるヴァリエーション選択の優先性をつぎのように限定する。すなわち (i) $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ 変態温度域を急速に通過する場合は上述の理由により、また板厚の厚い試片の中心部で変態核が形成される場合には板厚方向の拘束度が面内方向のそれと同等になるため、両場合とも各ヴァリエーションは同等に作動し、特定ヴァリエーションの優先性はない。一方 (ii) 変態が徐々に進行する場合には、 R_{α}^i あるいは $R_{\gamma}^{i,j}$ の値が大きなものから順次変態、成長し、 R_{α}^i , $R_{\gamma}^{i,j}$ の小さい値のヴァリエーションの変態は抑制される。(iii) 完全に $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態したのちは γ 相における選択成長は起こらない。

4.2 変態歪、応力と仕事

変態により生じる歪は、24 種の各 KS 関係について bcc $\rightarrow$ fcc の構造変化を弾性論³⁹⁾における微小な一様変形として以下に示すように計算した。この場合 916°C での格子定数を γ 相では 3.6468 Å³⁹⁾ とし、 α 相については熱膨張を考慮し 2.9019 Å とした。応力については α , γ 両相における弾性定数として室温における $C_{11}=2.42$, $C_{12}=1.46$, $C_{44}=1.12$ ($\times 10^{12}$ dyn/cm²) を用い³⁶⁾て計算した。まず変態前の結晶においてたがい直交する三つの原子位置ベクトルをつぎのようにとる。すなわち各 KS 関係における平行関係を満たす面に垂直な方向、平行な方向、それらに直交する方向とする。つぎにそれらが変態によりそれぞれに対応する変態後の原子位置ベクトルに歪むとして、歪テンソルを計算した。つぎにこの歪を bcc あるいは fcc の各主軸方向を座標軸とする座標系に変換し歪および応力テンソル, E_{α}^i , S_{α}^i , E_{γ}^j , S_{γ}^j (それぞれ bcc 座標系での $i=1\sim 24$ の歪, 応力テンソル, fcc 座標系での $j=1\sim 24$ の歪, 応力テンソル) を求めた。つぎにこれを試片の座標系に変換した。この場合、板状単結晶試片を想定して、板面に垂直方向を x , 圧延方向を y , それらに直交する方向を z とする。それぞれのテンソル E_{α}^i , S_{α}^i , E_{γ}^j , S_{γ}^j を求めた。無限に大きな結晶における応力場での歪による単位体積あたりの仕事 W_{α}^i , $W_{\gamma}^{i,j}$ はそれぞれ

$$W_{\alpha}^i = \frac{1}{2} \sum_{n=x}^z \sum_{m=x}^z (E_{\alpha}^i)_{nm} \cdot (S_{\alpha}^i)_{nm} \dots \dots \dots (1)$$

$$W_{\gamma}^{i,j} = \frac{1}{2} \sum_{n=x}^z \sum_{m=x}^z (E_{\gamma}^{i,j})_{nm} \cdot (S_{\gamma}^{i,j})_{nm} \dots \dots \dots (2)$$

で表わせる。 γ 相における方位は α 相の一方位から $i=1\sim 24$ のヴァリエーションで計算した 24 種を用いる。したがって $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ 変態を考えた場合、上記の $W_{\gamma}^{i,j}$ は 576 種の各仕事量を表わす。さきに定義した板面に垂直方向の仕事量の割合 R_{α}^i , $R_{\gamma}^{i,j}$ は次式で表わすことができる。

$$R_{\alpha}^i = 1/2 (E_{\alpha}^i)_{xx} \cdot (S_{\alpha}^i)_{xx} / W_{\alpha}^i \dots \dots \dots (3)$$

$$R_{\gamma}^{i,j} = 1/2 (E_{\gamma}^{i,j})_{xx} \cdot (S_{\gamma}^{i,j})_{xx} / W_{\gamma}^{i,j} \dots \dots \dots (4)$$

各初期方位 (γ 変態前の α 相の各方位) における R_{α}^i , $R_{\gamma}^{i,j}$ をステレオ三角形上にプロットしたのが Fig. 5 である。ここでは α 相の各方位における R_{α}^i , $R_{\gamma}^{i,j}$ の最大値と最小値を曲面として図示した。 R_{α}^i の最大および最小値は初期方位により著しく変化し、最大値は (111) 方位近傍で小さくなり、最小値は (100) から約 30~45° 以上離れた領域ではほぼ零で、(100) に近づくほど上昇する。

さて、仮定どおり徐熱の場合 R_{α}^i の大きいヴァリエーション (たとえば $R_{\alpha}^i \geq 15\%$) が板表面で優先的に変態するならば、 γ 変態前の α の集合組織において多少 $\{111\}_{\alpha}$ 集積が強くても、 $\{100\}_{\alpha}$, $\{110\}_{\alpha}$ およびそれらの近傍の方位が $\{111\}_{\alpha}$ 方位よりも優先的に変態することになる。その結果、変態前の α 相がよほど鮮鋭な $\{111\}_{\alpha}$ 集合組織をもたないかぎりには、実質的に変態前に $\{100\}_{\alpha}$ あるいは $\{110\}_{\alpha}$ とその近傍の集合組織しか持たなかつたのに等しいことになる。したがってこの場合、 γ 変態前の α 相の集合組織が多少変化したとしても、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態後の集合組織は変わらないことになる。

一方急熱した場合は、試片の表面でも R_{α}^i の値とは無関係にどの α 方位も同等に γ 変態する確率が増すと考えられるので、 γ 変態前の α 相の集合組織が $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態後の集合組織に大きな影響をおよぼすことになると考えられる。急熱急冷の場合、あるいは変態処理条件にかかわらず板厚の厚い試片の板厚中心部ではすべてのヴァリエーションがエネルギー的に等価であるので、変態によりいわゆるランダム化するが、これらの場合でも $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態前の集合組織の影響は比較的強いと考えられる。

以上の解説はおもに $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態について行われたが、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態についても徐冷の場合優先選択が行われる。そしてもし γ 相のすべての方位について fcc のステレオ三角形上に $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態の優先性を表わせば Fig. 5 (a) のように示すことができる。Fig. 5 (b) は α 相の個々の方位が同等に γ 変態し、その各 24 方位の γ 相が α 変態するときの優先性を示したものである。 $R_{\gamma}^{i,j}$ の最大値は (111) 方位で若干小さくなるが、最小値は全領域にわたってほぼ零であり、全般にヴァリエーション数が多いため初期方位の相違による差が少ない。一方 γ 相のすべての方位について、もとのどの方位の α 粒からどのような優先性を持って変態してきたものかをステレオ三角形上に同時に示すことは困難である。ところが個々の α 方位については、 $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態の優先性を考慮したうえで選択された γ 相のすべての方位について、さらに $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態の優

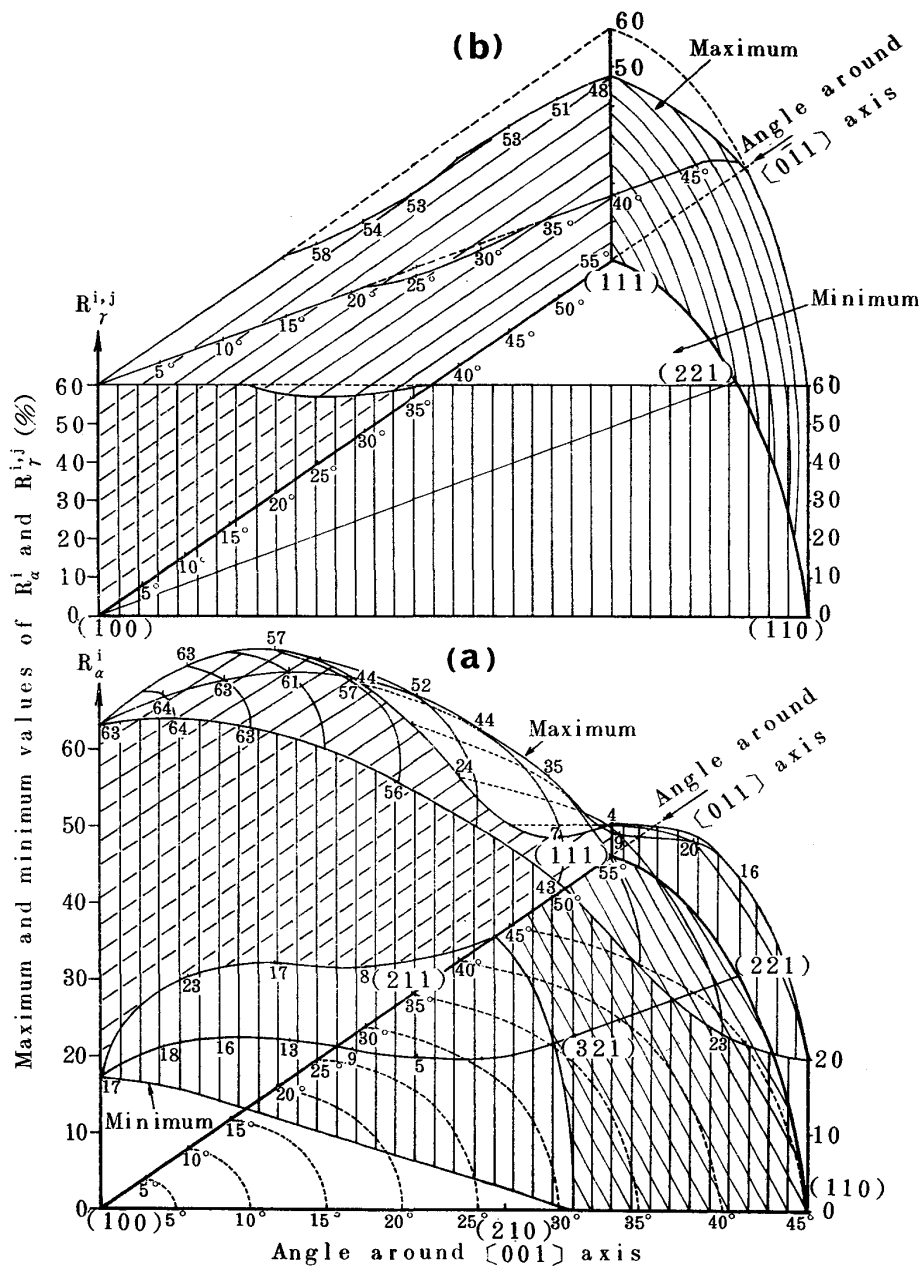


Fig. 5. Effect of initial orientation on ratio of elastic work in normal direction to total elastic work performed during $\alpha \rightarrow \gamma_i (R_{\alpha^i})$ or $\gamma_i \rightarrow \alpha_j (R_{\gamma^{i,j}})$ transformation; maximum and minimum values for R_{α^i} or $R_{\gamma^{i,j}}$ are shown by curved surfaces on unit triangle.

先性を考慮してヴァリエントを選択し、その結果を極点図として示すことは可能である。そこで初期方位 (γ 変態前の α 方位) の数を制限し、 $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ 変態に際しヴァリエントの選択を行つた場合に形成される集合組織については次節で極点図を計算することにより詳述する。

4.3 $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ 変態集合組織のシミュレーション

γ 変態前の初期集合組織のモデルとして Fig. 4 に示す 890°C 処理時の集合組織を採用する。そこで $\{111\} : \{100\} : \{110\} : \{211\} = 4 : 2 : 1 : 1$ の割合で存在

する集合組織を極点図の集積位置を考慮して以下の 9 個の方位で代表しうるものとする。すなわち結晶の対称性を考慮して、初期方位を $(111) [01\bar{1}]$, $(111) [0\bar{1}1]$, $(111) [2\bar{1}\bar{1}]$, $(111) [\bar{2}11]$ と 2 個の $(100) [010]$ と $(101) [010]$ および $(755) [01\bar{1}]$, $(755) [0\bar{1}1]$ 方位とする。これらの初期方位を KS 関係を維持させながら $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態させ、さらに γ 相の方位を同様に $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態させたときの集合組織を計算機で求めた。その際、 R_{α^i} および $R_{\gamma^{i,j}}$ によるヴァリエントの選択を付加させた。そ

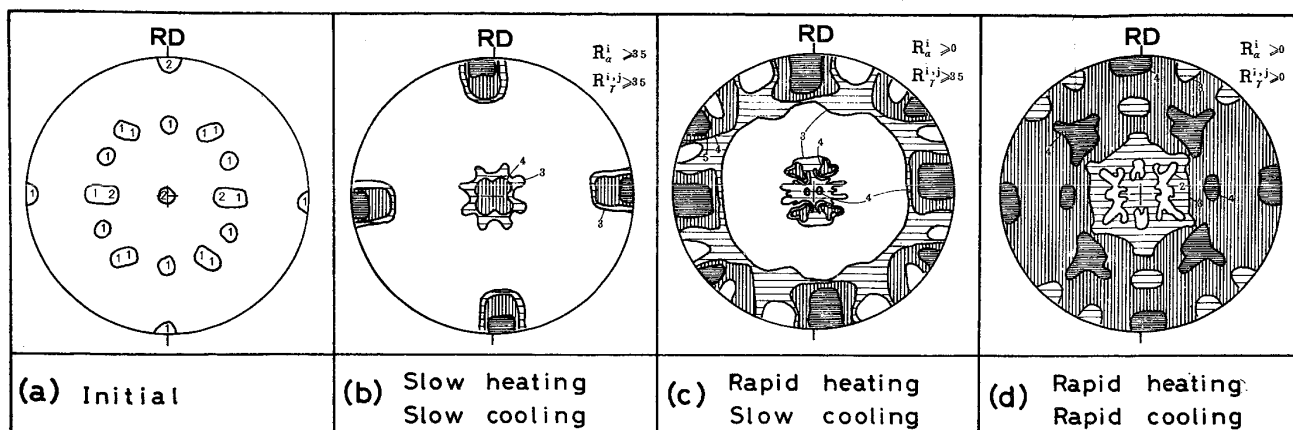


Fig. 6. (200) pole figures showing simulated transformation texture.

これらの値は変態速度が速いときは零以上とし、遅いときはそれらの最大値の約半分にあたる 35% 以上とした。このようにして計算した (200) 極点図を Fig. 6 に示す。すなわち初期方位 (a), 徐熱-徐冷 (b), 急熱-徐冷 (c), 急熱-急冷 (d) である。なお R_{α}^i , $R_{\gamma}^{i,j}$ の選択条件は各図中に示した。計算により得た極点図における集積度は、初期方位のものについては {200} 極点の数をそのまま示し、変態後のものについては全 {200} 極点が極点図上ランダムに均一分布したときの数に対する割合の平方根で表示した。計算で求めたこれら 3 種の極点図は実験結果と定性的ではあるがよく対応している。すなわち、 γ 変態前に {111} 集合組織をもつ試片は、(i) Fig. 6(b); 徐熱・変態・徐冷後 {100} 集合組織 [Fig. 2(d) や Fig. 4(at) に対応] を形成する、(ii) Fig. 6(c); 急熱・変態・徐冷後 {100} のまわりから 20~30° 離れた方位の集合組織 [Fig. 2(b) や Fig. 4(bt) に対応] を形成する、(iii) Fig. 6(d); 急熱・変態・急冷後弱い {111} と {100} 集合組織 [Fig. 2(a) に対応] を形成する、という実験事実がシミュレーション計算によつてよく再現された。

したがって著者が設定した仮説の妥当性が薄鋼板におけるもつとも一般的な {111} 再結晶集合組織を有する場合について証明されたことになる。さらに $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態前の α 相において {100} あるいは {110} などの集合組織をもつ場合の急熱あるいは徐熱変態後の集合組織についても同様に、本理論によりよく説明できることが確認されている⁴⁰⁾。

さて、変態集合組織に関する従来の研究では、種々の実験結果が報告されているが、それらを統一的に説明できる理論はなかつた。その主な理由はまず第 1 に変態処理における昇温ならびに冷却速度を十分に考慮していなかつたからであり、第 2 には γ 変態前後の集合組織の対

応関係を調べていなかったからである。したがってあるときは雰囲気ガスの、またあるときは表面状態の影響として解釈されていた。本報告では上に指摘した昇温、冷却速度ならびに変態前の α 相の集合組織の影響を詳細に調べた。その結果、それらが {100} を主体とする変態集合組織あるいは {110} を主体とする変態集合組織の形成を支配している事実を明らかにした。さらにこれらの変態集合組織の形成機構を合理的かつ統一的に説明することに成功した。本報告で著者らが提出した仮説はすでに発表されている実験結果を解釈するうえにも有効である。たとえば HORTA²⁴⁾ の軟鋼を用いての α , γ 共存域焼なまし実験を徐熱相当処理と判断すれば、約 60% γ 変態させたとき {111} 集合組織がもつとも強く発達するという事実を、つぎのごとく解釈できる。すなわち薄鋼板の表面特性が有効に作用する範囲内では、再結晶後形成された {111} 方位以外の {100} および {110} α 粒は、Fig. 5(a) より α , γ 共存域で優先的に γ 変態すると解釈でき、残った約 40% のほとんどが {111} 方位となる。つぎに冷却途上でこの残留 {111} α 粒が γ 相をくつて成長すると解釈すれば、きわめて強い {111} 集合組織が形成されることが理解できる。

5. 結 論

脱炭した軟鋼板を用いて $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ 変態時に発達する集合組織におよぼす昇温速度、冷却速度および試片板厚の影響を調べた。その結果、 γ 変態前の α 相が {111} 集合組織を有する場合以下のことが明らかとなつた。薄鋼板表面の変態集合組織は、(i) 急熱・変態・急冷処理により {100} と {111} への弱い集積をもつほぼランダムな方位となり、(ii) 急熱・変態・徐冷処理により {110} 方位および {100} から 20~30° 離れた方位となり、(iii) 徐熱・変態・徐冷により {100} 方位を主体とする

集合組織となる。(iv) 板厚の厚い試片の中心部では急熱・変態・急冷材の板表面の集合組織に類似したものとなる。(v) 以上の結果を統一的に理解するために変態集合組織の形成機構に関する理論をつぎの2つの仮定に立脚して提案した。すなわち① $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ 変態における結晶の方位関係はKS関係に従う。② そのヴァリエーションは変態処理中の昇温ならびに冷却速度の緩急に対応して、変態による仮想弾性仕事量の板面垂直方向への割合 (R_{α}^i , $R_{\gamma}^{i,j}$) の大小により選択される。具体的には a) 徐熱・変態・徐冷処理では R_{α}^i , $R_{\gamma}^{i,j}$ の大きなヴァリエーションが優先変態し, b) 急熱・変態・急冷処理では R_{α}^i , $R_{\gamma}^{i,j}$ 値の大小とは無関係に, c) また板厚の厚い試片の板中心部では昇温, 冷却速度にかかわらず (R_{α}^i , $R_{\gamma}^{i,j}$ の大小に無関係に) 全ヴァリエーションが同等に変態するものとして選択した。変態前の集合組織を数種の方位でシミュレートして, この理論により変態集合組織を計算した結果は実験結果をよく説明することができた。

文 献

- 1) K. W. ANDREWS : JISI, 184 (1956), p. 274
- 2) H. NEERFELD und K. MATHIEU : Arch. Eisenhüttenw., 20 (1949), p. 69
- 3) S. R. GOODMAN and H. HU : Trans. Met. Soc. AIME, 230 (1964), p. 1413
- 4) S. R. GOODMAN and H. HU : Trans. Met. Soc. AIME, 233 (1965), p. 103
- 5) E. B. KULA and S. L. LOPATA : Trans. Met. Soc. AIME, 215 (1959), p. 980
- 6) G. WASSERMAN : Arch. Eisenhüttenw., 6 (1932/33), p. 347
- 7) J. GREWEN und G. WASSERMAN : Arch. Eisenhüttenw., 32 (1961), p. 863
- 8) 阿部秀夫, 伊藤邦夫, 福元亮一 : 日本金属学会誌, 31 (1967), p. 37
- 9) 阿部秀夫, 伊藤邦夫 : 日本金属学会誌, 31 (1967), p. 1300
- 10) V. V. SAGARADZE, Y. A. VASERA, and K. A. MALYSHEV : Fizika Metal., 40 (1975), p. 1037
- 11) 阿部秀夫, 伊藤邦夫 : 日本金属学会誌, 32 (1968), p. 927
- 12) K. ITO : Trans. ISIJ, 11 (1971), p. 86
- 13) 吾妻 潔, 阿部秀夫, 後藤佐吉, 伊藤邦夫, 呉裕慶 : 日本金属学会誌, 31 (1967), p. 1034
- 14) R. G. ASPDEN, J. A. BERGEN, and H. E. TROUT : Acta Met., 16 (1968), p. 1027
- 15) G. T. HIGGINS, M. FANG, and R. De YOUNG : "Texture and properties materials" 4th International Conference on Texture, Cambridge, July (1975)
- 16) R. G. ASPDEN : J. Appl. Phys., 37 (1966), p. 1195
- 17) 久保寺治朗, 中岡一秀, 長嶺多加志 : 鉄と鋼, 52 (1966), p. 1171
- 18) A. JONES and B. WALKER : Metal Sci. J., 8 (1974), p. 397
- 19) A. JONES and B. WALKER : British Steel Corporation Report SM/612/A, (1974)
- 20) U. LOTTER, L. MEYER, und R. D. KNORR : Arch. Eisenhüttenw., 47 (1976), p. 289
- 21) 小指軍夫, 稲垣裕輔 : 日本金属学会会報, 15 (1976), p. 261
- 22) H. INAGAKI : Trans. ISIJ, 17 (1976), p. 166
- 23) R. D. JENKINS and D. V. WILSON : JISI, 209 (1971), p. 805
- 24) R. M. S. B. HORTA, D. V. WILSON, and W. T. ROBERTS : JISI, 210 (1972), p. 42
- 25) 済木捷朗 : 塑性と加工, 9 (1968-2), p. 108
- 26) R. C. SHARMA and G. R. PURDY : Met. Trans., 4 (1973), p. 2303
- 27) A. D. KING and T. BELL : Met. Trans., 6A (1975), p. 1419
- 28) J. E. MORRAL and T. B. CAMERON : Met. Trans., 8A (1977), p. 1817
- 29) R. P. ZERWEKH and C. M. WAYMAN : Acta Met., 13 (1965), p. 99
- 30) H. HU : Trans. Met. Soc. AIME, 223 (1965), p. 1071
- 31) G. KURDJUMOV und G. SACHS : Z. Phys., 64 (1930), p. 325
- 32) Z. NISHIYAMA : Sci. Rep. Tohoku Univ., 23 (1934/35), p. 637
- 33) G. WASSERMANN : Stahl u. Eisen, 55 (1935), p. 1117
- 34) G. J. DAVIES, J. S. KALLEND, and P. P. MORRIS : Acta Met., 24 (1976), p. 159
- 35) C. S. BARRETT and T. B. MASSALSKI : "Structure of Metals" (1966), p. 628 [McGraw-Hill,] New York
- 36) 宮原将平 : "金属結晶の物理" (1968), p. 211 [アグネ]
- 37) H. P. Sattler and G. WASSERMANN : J. Less-Common Metals, 28 (1972), p. 119
- 38) Y. HIGO, F. LECROISEY, and T. MORI : Acta Met., 22 (1974), p. 313
- 39) たとえば鈴木秀次 : "転位論入門" (1967), p. 35 [アグネ]
- 40) 橋本 修, 佐藤 進, 田中智夫 : 鉄と鋼, 66 (1980), p. 111