

論 文

UDC 669.14-415 : 548.735 : 669.1.017.3 : 620.186.5

薄鋼板の $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ 変態集合組織に及ぼす初期方位の影響*

橋本 修**・佐藤 進**・田中智夫***

Effects of Initial Texture on $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ Transformation Texture in Sheet Steel

Osamu HASHIMOTO, Susumu SATOH, and Tomo TANAKA

Synopsis:

By using low and extra low carbon sheet steels with the initial texture of {111}, {110}, or {100}, the effect of transformation condition has been investigated on the texture developed by ferrite (α) $\rightarrow$ austenite (γ) $\rightarrow$ ferrite (α) transformation. (1) In specimens with the {111} texture, slow heating to transformation temperature produced {100} texture, whereas rapid heating gave the texture consisting of {110} and orientations shifted away 20 to 30 degrees from {100}. (2) Rapid heating gave {100} texture as far as transformation was performed for long-duration of time as high temperature. (3) The before-mentioned results did not change with variation in annealing atmosphere. (4) In specimens with the {100} texture, slow heating and rapid heating produced respectively {100} texture and the texture consisting of {110} orientation and that shifted away 20 to 30 degrees from {100}. (5) In specimens with the {110} texture, slow heating produced {110} texture, while rapid heating gave {100} texture. (6) To explain these experimental results explicitly and consistently, the new theory on the transformation texture was proposed: Such variants with the Kurdjumov-Sachs relation that undergo larger elastic work in normal direction of sheet tend to operate preferentially with decreasing rate of transformation.

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集合組織に関する研究は、すでに数多く行われてきた^{1)~25)}。これらの研究によると、集合組織を形成する要因は基本的にはつぎの2つに大別することができる。すなわち、(1)試片の表面エネルギーを低下させるため、表面エネルギーのより高い結晶方位の γ 粒が優先変態する¹¹⁾か、あるいは表面エネルギーのより低い結晶方位の α 粒が優先形成されるという説¹²⁾¹⁴⁾¹⁵⁾と(2)fcc $\rightarrow$ bcc変態には特定の結晶方位関係^{26)~28)}が存在するため、集合組織が形成されるという説^{1)~10)17)~22)}である。前者はおもに鋼板表面からの脱炭あるいは鉄以外の原子の拡散侵入の結果として $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態が進行する際に発達するフェライト柱状晶の集合組織に関するものである^{11)~15)}。後者は合金鋼によるマルテンサイト変態やその逆変態の研究^{1)~10)}に関するもの、あるいは熱延鋼板の集合組織^{17)~22)}や軟鋼の α 、 γ 共存域での焼なましにより形成される集合組織に関するものである^{23)~25)}。

ところが(1)、(2)に共通の事柄として、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態後は{100}、{110}あるいはそれらの近傍方位の集合組織が多くみられることである^{11)12)14)~20)23)~25)}。このことはこれらの方位が鋼板の $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態後の基本的な集合組織であることを示唆しており、その形成機構も(1)、(2)のごとくまったく別個のものではなく、基本的には同一のメカニズムにより説明しうるものと考えられる。

ところで、もしも $\gamma \rightarrow \alpha$ 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、 α 変態前の γ 相における集合組織が α 変態後の集合組織にとってきわめて重要な役割を演じるはずである。ところが母相の集合組織との対応関係まで追求した研究は、マルテンサイト変態に関する研究^{1)~10)}と熱延鋼板の集合組織に関する研究^{17)~22)}以外ではほとんど行われていない。もつとも γ 相での集合組織の測定が困難であるとか、あるいは再結晶を伴う逆変態では変態集合組織を純粋な形で抽出するのが困難であるため、変態前後の集合組織の関係を明確にできないうらみはある。とくに低炭素鋼について $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態時の冷却速度が比較的遅い場合に発達する集合組織を母相

* 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.)

のそれとの関係において調べた研究は皆無である。

著者は前報³⁰⁾において $\{111\}$ 再結晶集合組織を有する鋼板を供試材として、 $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ 変態後の集合組織に及ぼす昇温、冷却速度、ならびに板厚の影響を調べた。その結果、板表面に形成される変態集合組織は昇温あるいは冷却速度に著しく影響され、急熱-徐冷の場合 $\{100\}$ から $20 \sim 30^\circ$ 離れた方位と $\{110\}$ 方位からなる集合組織を示し、徐熱-徐冷の場合 $\{100\}$ 優先方位を示すことがわかった。他方、急冷した場合あるいは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 $\{100\}$ と $\{111\}$ からなる集積の弱い集合組織が形成されることがわかった。そしてこれらの結果は、著者の理論によつて、すなわち α と γ 相間の結晶方位関係は Kurdjumov-Sachs(KS) 関係に従うものとし、弾性論により計算される板面垂直方向への変態仮想仕事の大きいヴァリエーションが徐熱あるいは徐冷時には板表面で優先的に活動するものとして説明することができた。

本研究では、この理論³⁰⁾が初期方位として $\{111\}$ 以外の $\{100\}$ あるいは $\{110\}$ をもつ場合でも成立することを確認するとともに、昇温、冷却速度以外の変態処理条件、すなわち γ 相での保持時間、保持温度および雰囲気ガス、が変態集合組織に及ぼす影響を明らかにする。

2. 実 験

Table 1 に示す組成の2種類の熱延鋼板を素材とした。ここでA鋼は 700°C での脱炭焼なましによりC量を 0.001% まで低減したもので、前報³⁰⁾ で用いたものと同一の試料である。これらの鋼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 $10 \sim 600\mu$ の範囲に調整したのち冷間圧延した。圧延後脱脂し、 Al_2O_3 粉末で試料間の密着を防止後バックして、Ar 気流中で、あるいは1枚ずつ石英管中に種々のガスとともに封入して変態処理に供した。パッキング用材料としてはあらかじめ脱炭処理した同組成の極薄軟鋼板を用いた。昇温速度は急熱の場合で $50 \sim 100^\circ\text{C}/\text{min}$ 、徐熱の場合で $20 \sim 100^\circ\text{C}/\text{h}$ とし、冷却はすべて炉冷 ($50 \sim 100^\circ\text{C}/\text{h}$) とした。試片の集合組織は (200) 極点図および試料面に平行に存在する (200), (211), (222), (110) 面のX線回折強度比 ($\times$ ランダム) を板表面で測定することにより求

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

Steel	C	Si	Mn	P	S	N	O
A	0.001	0.091	0.34	0.011	0.014	0.0028	0.0049
B	0.054	0.001	0.37	0.006	0.006	0.0010	0.0094

めた。

3. 実 験 結 果

3.1 $\{111\}$ 初期集合組織を有する試片について 変態処理条件の影響

前報³⁰⁾ では $\{111\}$ 初期集合組織を有するA鋼を用いて、その昇温ならびに冷却速度が $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ 変態後の集合組織に及ぼす影響を明らかにした。本実験では同一の鋼を用い γ 相での保持時間、温度および焼なまし中の雰囲気ガスが変態集合組織に与える影響を調べた。

3.1.1 γ 相での保持時間の影響

A鋼を 80% 冷間圧延したのち、急熱 ($50^\circ\text{C}/\text{min}$) あるいは徐熱 ($20^\circ\text{C}/\text{h}$) により、 950°C または 1000°C に昇温し $5 \sim 120 \text{ min}$ 間保持後炉冷した。Fig. 1 に保持時間に伴う集合組織の変化を示す。徐熱変態の場合保持温度、時間にかかわらず $\{100\}$ 集積がづねにもつとも強い。ただし 950°C で 30 min 以上保持すると $\{100\}$ 集積は低下し、 $\{110\}$ 集積は増加する傾向にある。一方、急熱変態した場合 950°C 保持では保持時間にかかわらず $\{110\}$ 集積がもつとも強い。しかし 1000°C 保持では保持時間が 15 min 以下では $\{110\}$ が、 30 min 以上では $\{100\}$ 集積が強くなる。

徐熱あるいは急熱で 950°C に 5 min あるいは 30 min 保持後炉冷した試片の断面の結晶粒組織を Photo. 1 に

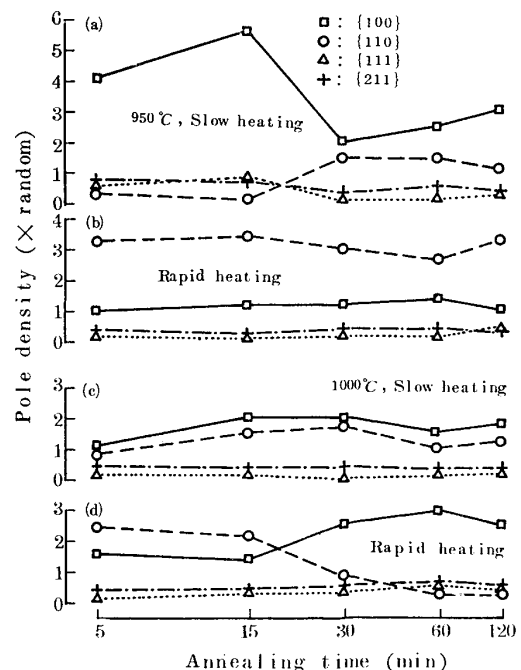


Fig. 1. Effect of holding time on transformation texture in steel A heated to 950 or 1000°C at rapid ($50^\circ\text{C}/\text{min}$) or slow ($20^\circ\text{C}/\text{h}$) heating rate.

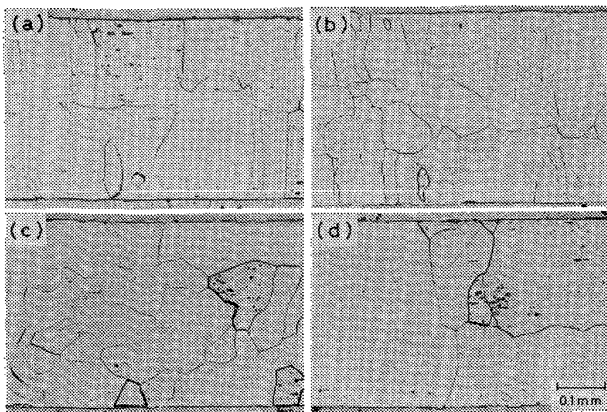


Photo. 1. Cross-sectional microstructures in steel A transformed rapidly ((a) and (b)) or slowly ((c) and (d)); (a) and (c), and (b) and (d) were held at 950°C for 5 min and 30 min, respectively.

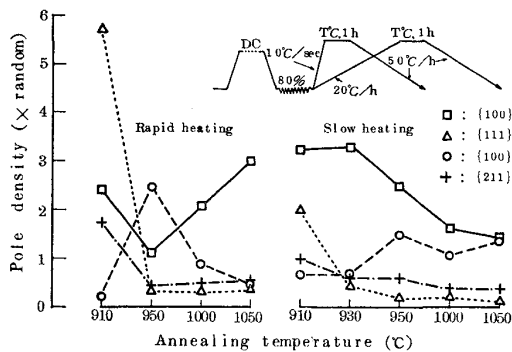


Fig. 2. Effect of annealing temperature on transformation texture in steel A, rapidly or slowly heated to given temperature and held for 1 h.

示す。徐熱変態により {100} 集合組織の発達した試片ではポリゴナルな結晶粒が多く、保持時間が長くなると粒は大きく成長している。一方、急熱変態により {110} 集合組織が発達した試片では、板表面から中心方向へ細長く伸びた粒が多く観察される。

3.1.2 γ 相での保持温度の影響

A鋼を 80% 冷間圧延したのち、急熱または徐熱により 910~1050°C に昇温、1 h 保持したのち炉冷した。保持温度と集合組織の関係を Fig. 2 に示す。急熱して 910°C に保持した場合 {111} 集積がもつとも強い。これは焼なまし温度が Ac_3 点直下であつたために再結晶集合組織が残っていたためである。一方、950°C では {110} 集積がもつとも強く、それより高温になると {110} 集積は低下し、{100} 集積が強くなる傾向にある。徐熱変態の場合は、保持温度にかかわらず {100} 集積がもつとも強いが、高温になるにしたがつて {100} の低下とともに {110} 集積が増加する傾向にある。これらの結果は

Fig. 1 に示した結果とよく対応している。すなわちいずれの場合も急熱では低温保持で {110} 集積、高温長時間保持で {100} 集積が強い。徐熱ではつねに {100} がもつとも強く、高温長時間保持により {110} 集積も増加する傾向にある。

3.1.3 雰囲気ガスによる影響

A鋼を 78% 冷間圧延後、0.01, 0.02 あるいは 0.03 気圧の O_2 , H_2 または N_2 とともに石英ガラス管に室温で封入し、20°C/h で昇温し 950°C で 15 min 保持後

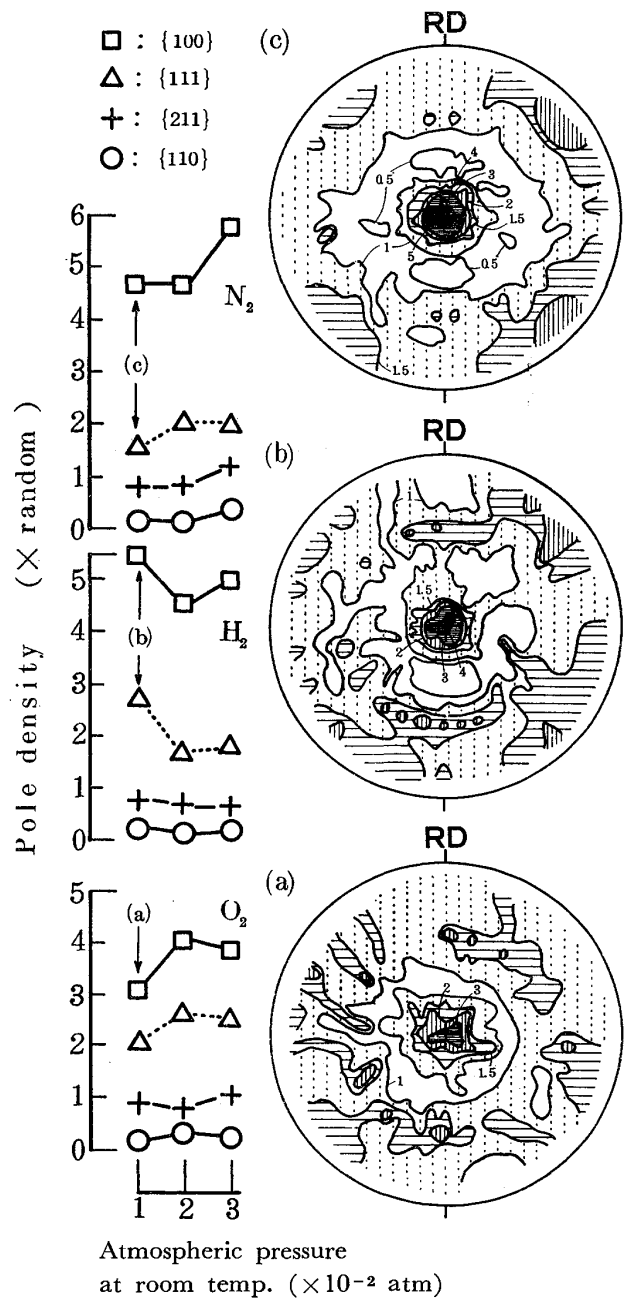


Fig. 3. Effects of annealing atmosphere and its pressure on transformation texture in steel A, 78% cold-rolled, slowly heated to 950°C, hold for 15 min; (200) pole figures are shown in (a), (b) and (c).

炉冷した。これらの試片の集合組織を Fig. 3 に示す。ガスの種類および圧力とは無関係にいずれの場合も $\{100\}$ 集合組織が発達しており、バック後 Ar 気流中で変態処理した試料と同様の集合組織が得られる。すなわち本実験の範囲内では雰囲気ガスの種類、圧力と変態集

合組織の間には関係のないことがわかる。

3.2 γ 変態前後の集合組織の対応関係

以下に初期方位が $\{111\}$ 集合組織以外の場合について述べる。

3.2.1 γ 変態前に $\{100\}$ 再結晶集合組織を有する場合

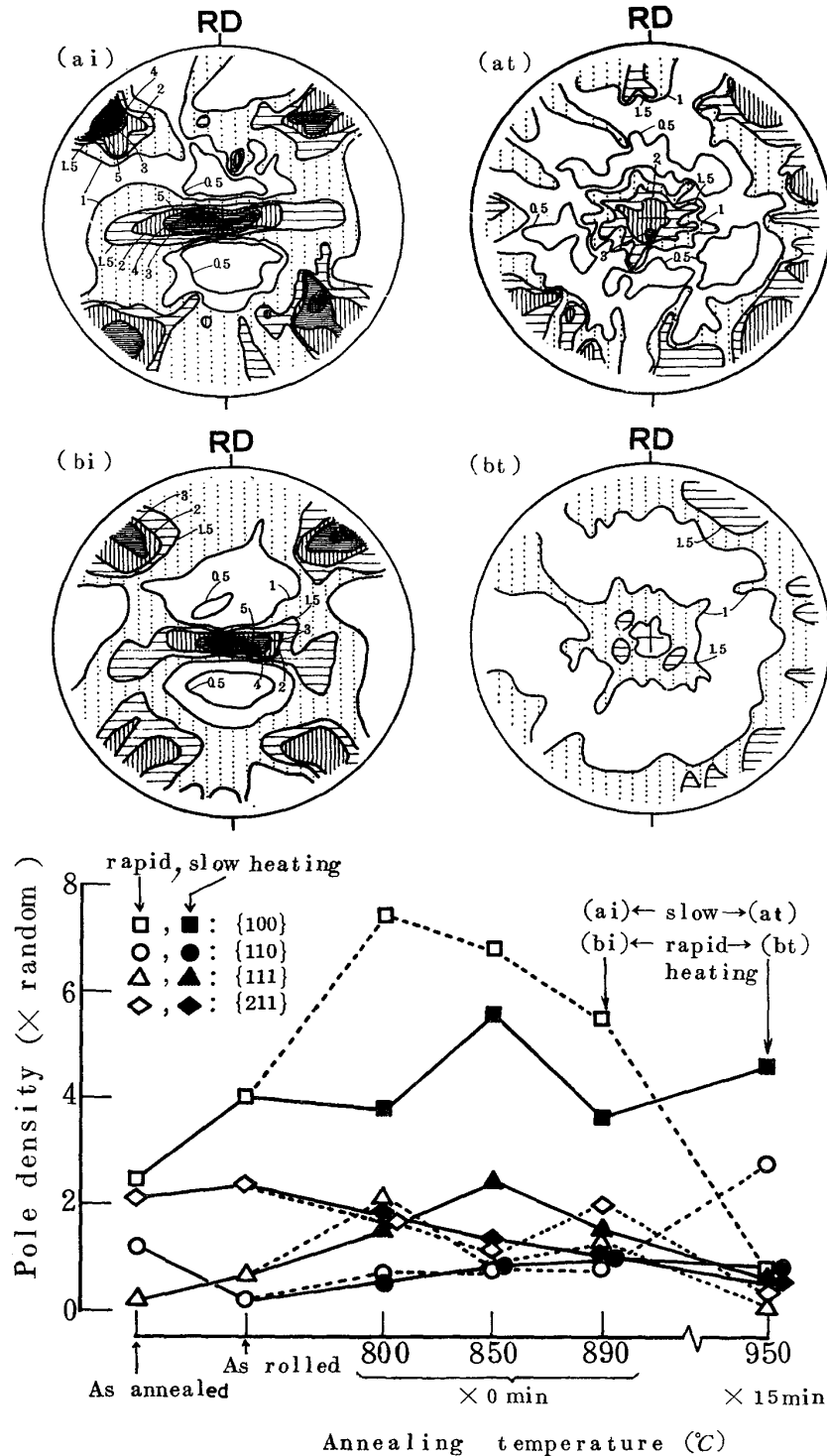


Fig. 4. Relation between recrystallization and transformation textures in steel A with prior grain diameter of 500μ , 40% cold-rolled and heated rapidly or slowly to given temperature; (ai) and (bi), and (at) and (bt) represent (200) pole figures for recrystallization texture and transformation texture, respectively.

歪焼なまし法によりA鋼の平均結晶粒径を約 500μ とし、それを 40% 冷間圧延後急熱あるいは徐熱により 950°C まで昇温して 15 min 保持後炉冷した。冷延板および昇温途中 800 , 850 および 890°C の各温度から空冷した試片を用いて γ 変態前の集合組織を調べた。得られた結果を Fig. 4 に示す。 γ 変態前は昇温速度にかかわらずつねに $\{100\}$ が主方位である。急熱変態材は $\{100\}$ のまわり $20\sim 30^{\circ}\text{C}$ の方位と $\{110\}$ 方位への集積

をもつ集合組織を示す (Fig. 4(bt)). これは前報³⁰⁾ で示した $\{111\}$ 初期集合組織を有する試片を急熱変態して得た集合組織と似ている。一方、徐熱変態材は $\{100\}$ 集合組織を形成し (Fig. 4(at)), これも前報³⁰⁾ で示した $\{111\}$ 初期集合組織を有する試片を徐熱変態して得られた集合組織あるいは Fig. 3 に示した集合組織と類似している。

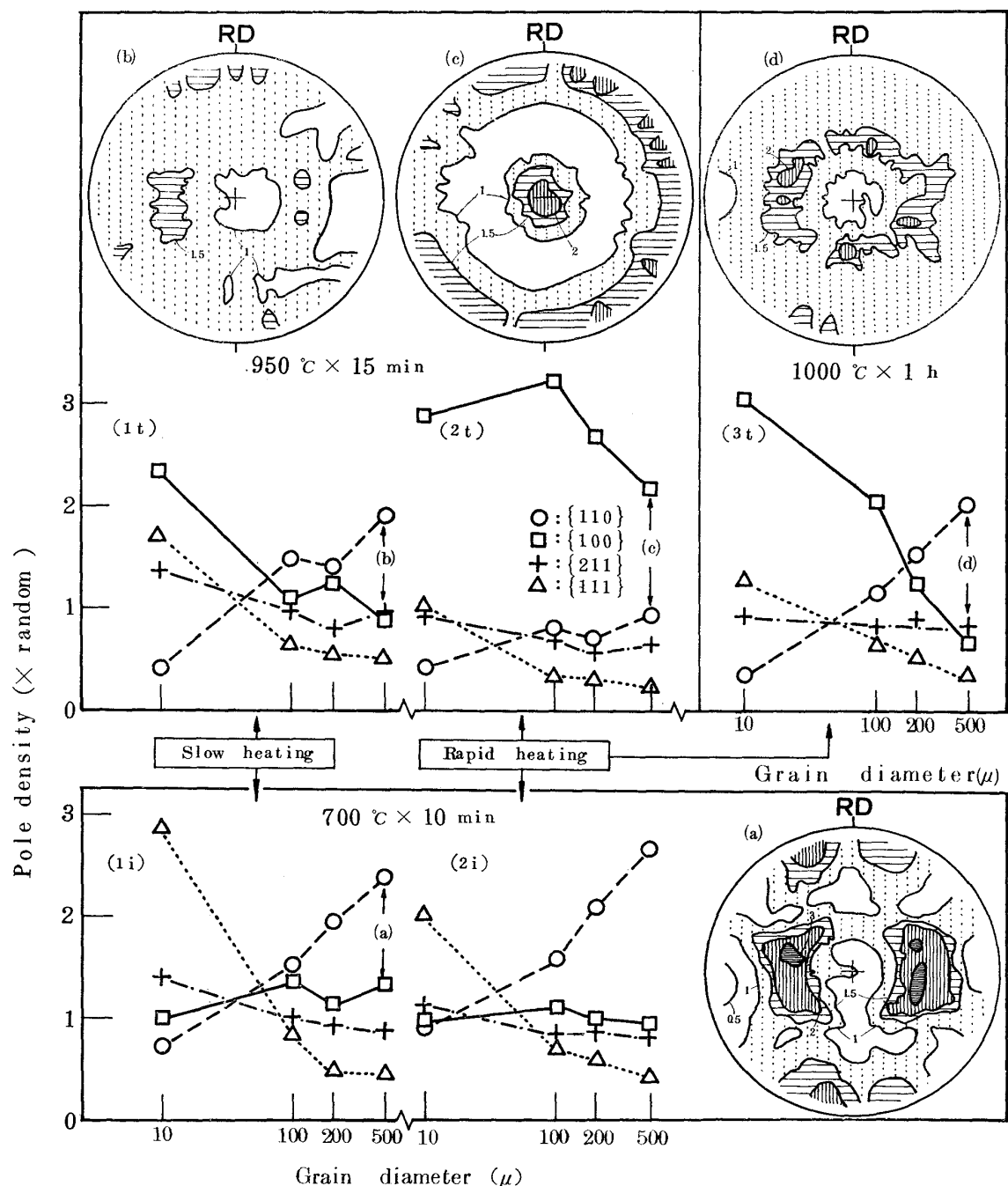


Fig. 5. Effects of initial (recrystallization) texture and heating rate on transformation texture in steel B with various grain size, 60% cold-rolled, heated at 700°C for 10 min, (1i), (2i), followed by further heating at 950°C for 15 min, (1t), (2t) or 1000°C for 1 h, (3t); (a), (b), (c) and (d) show (200) pole figures.

3.2.2 γ 変態前に $\{110\}$ 再結晶集合組織を有する場合
歪焼なまし法により平均結晶粒径を $10 \sim 500 \mu$ の範囲に調整した B 鋼を 60% 冷間圧延、再結晶焼鈍後変態処理を施した。すなわち急熱または徐熱により 700°C に昇温し 10 min 間保持後空冷した試片について再結晶集合組織を調べるとともに、同試片をふたたび急熱または徐熱により 950°C に昇温し 15 min 保持後炉冷した。また他の冷延板については急熱して 1000°C で 1 h の変態処理を行つた。これら各種処理材の集合組織を Fig. 5 に示す。昇温速度にかかわらず冷延前の結晶粒径が大きくなるにつれて α 相再結晶集合組織としては $\{110\}$ 方位が発達し $\{111\}$ と $\{112\}$ 強度が低下する。そして細粒になるにつれて $\{111\}$ 方位が強くなる。 950°C で処理した変態集合組織についてみると、急熱材では粒径の大小にかかわらず $\{100\}$ 強度がもつとも強く (Fig. 5 (2 t)), 700°C での集合組織とは一見関係ないようにみ

える。しかし徐熱変態材では再結晶集合組織の変化に対応する形で粗粒になるほど $\{110\}$ 強度は増加し、 $\{100\}$ $\{112\}$, $\{111\}$ 強度は減少する (Fig. 5 (1 t))。いずれにしても $\{110\}$ 初期集合組織を有した試片に限定すれば、徐熱変態で $\{110\}$ 、急熱変態で $\{100\}$ 集合組織がそれぞれ形成されることがわかる。

ところで γ 変態前に $\{111\}$ 集合組織を有する試片を急熱変態した場合、A 鋼では $\{100\}$ から $20 \sim 30^\circ$ 離れた方位と $\{110\}$ 方位とからなる集合組織となる³⁰⁾が、B 鋼では $\{100\}$ 集合組織になる (Fig. 5 の粒径 10μ 材を参照)。著者の理論³⁰⁾によれば、徐熱と急熱の本質的な相違は、前者では $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態時の変態速度³⁰⁾が遅いため活動するヴァリエントの優先選択が十分に行われるのに対して、後者では変態速度が速いためヴァリエントの選択は行われないという点にある。したがって上述の 2 鋼種間の相違を、著者はつぎのように考えた。すなわち B 鋼

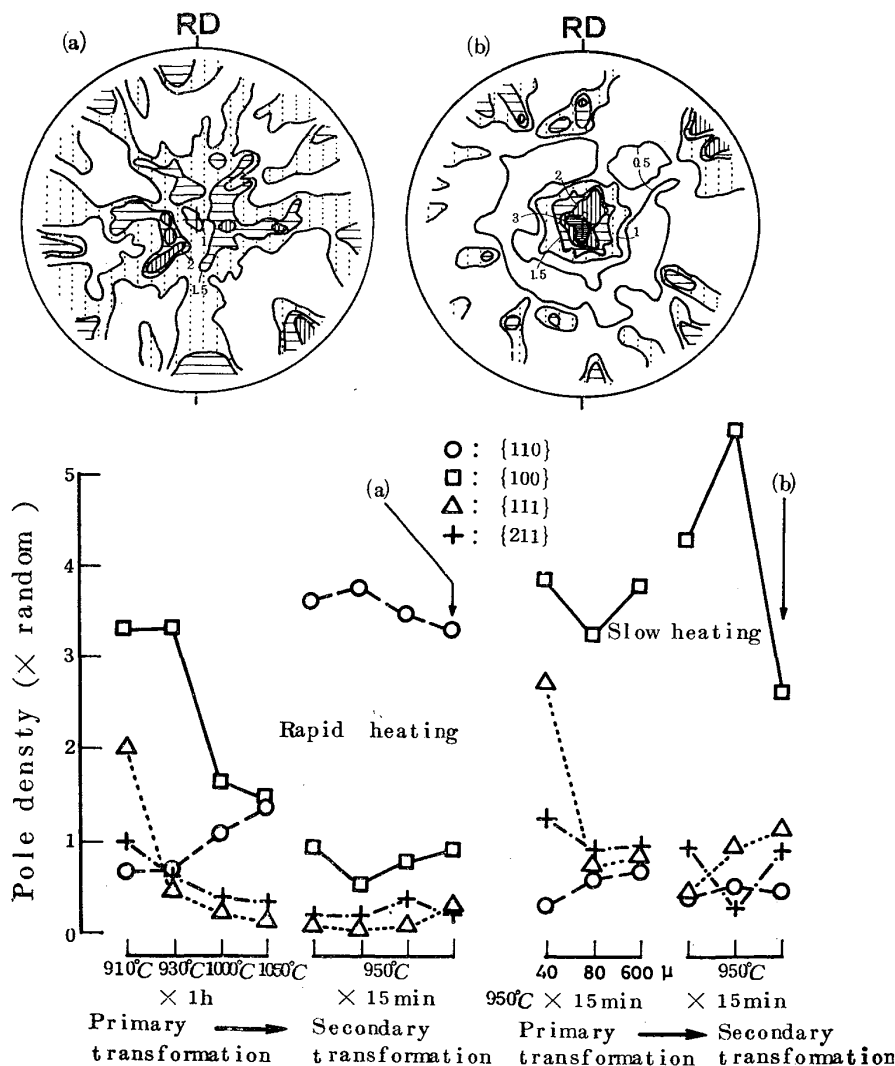


Fig. 6. Relation between primary and secondary transformation textures in steel A; (a) and (b) show (200) pole figures.

ではA鋼と比較してC含有量が多く、平衡状態図上 α 、 γ 共存温度域がA鋼の20倍以上あるため、昇温速度が同じでも変態速度は1/20以下となる。そのために{111}初期集合組織を有する試片に関して、B鋼の急熱変態後と、A鋼の徐熱変態後とは実質的に同一の集合組織になるものと考えられる。しかし{110}初期集合組織を有する試片については、Fig. 5(b)と(c)に示すごとく、徐熱と急熱の相違は明りように現われており、ヴァリエントの選択に関して{110}は{111}初期集合組織より変態速度に対して敏感である可能性がある。

急熱で1000°Cで1hの変態処理を施した場合、徐熱変態の場合と同じ傾向を示す。すなわち{110}強度が強いほど変態後も{110}強度は強くなる。なお急熱変態でも高温で長時間保持すると、徐熱—低温保持変態の場合と同じ集合組織となる現象は、初期優先方位が{111}でも(Fig. 1), {110}でも同様であり興味深い。この点に関しては γ 相での選択成長を考慮すれば、著者の理論の延長上で矛盾なく説明できる。すなわち急熱変態の場合はすべてのヴァリエントの γ 粒が形成されるが、そのなか

でも徐熱変態の場合に優先選択されるヴァリエントの γ 粒とそうでないヴァリエントの γ 粒とでは、変態順序の違いにより差が生じると考えられる。前者の γ 粒は後者の γ 粒より先に形成され、その粒径は大きくなるであろう。すなわち徐熱の場合におけるヴァリエントの優先性を急熱変態の場合も γ 変態直後は粒径の差として維持しうると考えられる。したがって急熱変態の場合でも、高温で長時間保持する間に大径粒が小径粒を食いつぶす結果として、あたかも R_d の小さい方位は $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態時に選択されなかつたのに等しい状況になり徐熱変態の場合と同様な集合組織が形成される。

3.2.3 変態により{100}あるいは{110}集合組織を形成した試片を再変態させた場合

前述の{100}あるいは{110}再結晶集合組織を有する試片を供試材とした場合、 $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態開始までにこれらの再結晶集合組織が変化してしまう可能性がある。そこでこの疑念をはらうため{100}あるいは{110}変態集合組織を有する試片を供試材として実験した。まず{100}変態集合組織を有する試片として下記のものを用

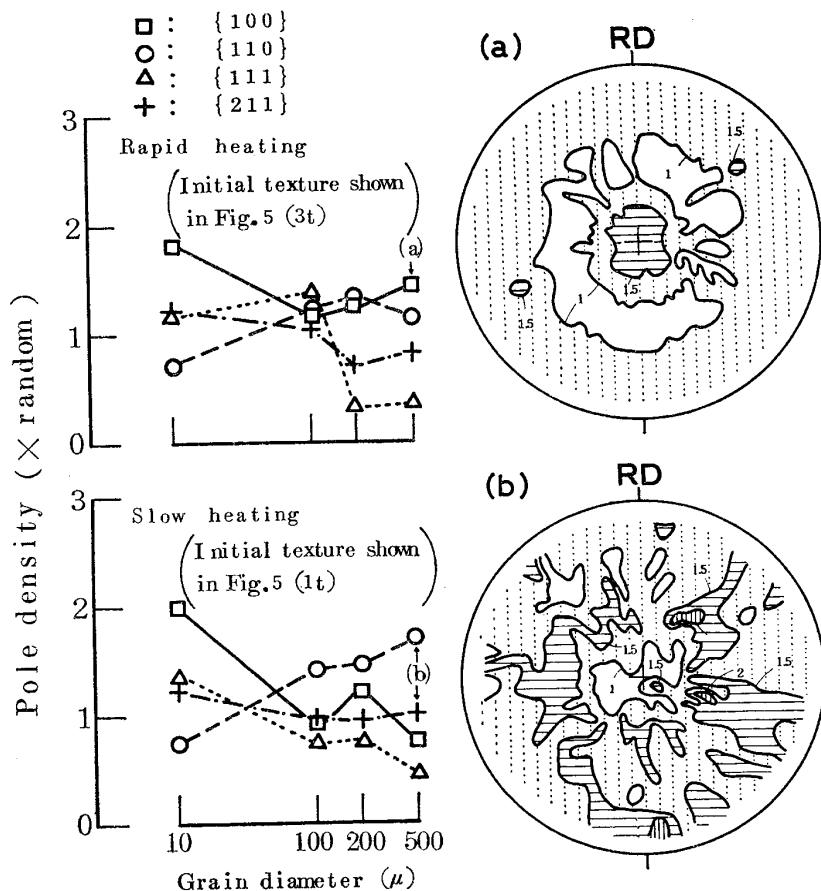


Fig. 7. Effects of initial grain size and primary transformation texture on secondary transformation texture; primary textures are shown in Fig. 5 (1t) and (3t); (a) and (b) show (200) pole figures.

いた。すなわち 910, 930, 1000 および 1050°C で徐熱変態した試片 (A鋼) (Fig. 2 参照), および A鋼を歪焼なまし法により平均結晶粒径を約 40~600 μ の範囲に調整し, 80% 冷間圧延後, 徐熱変態して {100} 集合組織を発達させた試片を用いた。再変態処理としては前者を急熱, 後者を徐熱により 950°C で 15 min 保持後炉冷した。再変態後の集合組織を Fig. 6 に示す。急熱材は {110} 集積と {100} から 20~30° 離れた方位への集積が強い。一方徐熱材では {100} 集合組織が発達する。この結果は 3.2.1 に述べたものとまったく同様である。すなわち {100} 初期集合組織を有する場合は, それが再結晶集合組織であれ, 変態集合組織であれ, 徐熱変態後は {100}, 急熱変態後は {100} から 20~30° 離れた方位と {110} 方位からなる集合組織となる。

つぎに {110} 変態集合組織を有する試片として徐熱後 950°C で 15 min (Fig. 5 (1 t)) または急熱後 1000°C で 1 h (Fig. 5 (3 t)) の変態処理を施した B鋼を用いた。初期結晶粒径が大きくなるにつれて {110} 変態集合組織が強く発達した前述の試片 (Fig. 5) である。

950°C × 15 min 処理材を徐熱, 1000°C × 1 h 処理材を急熱して 950°C で 15 min の変態処理を施した。得られた集合組織を Fig. 7 に示す。徐熱-再変態後は 1 度目の徐熱変態後と同様の集合組織を形成する (Fig. 5 参照)。すなわち, {110} 変態集合組織は徐熱再変態後も {110} 方位の, {100} 変態集合組織は同様に {100} 方位の集合組織を形成する。一方急熱した場合, {110} 変態集合組織は {100} 再変態集合組織となり, {100} 変態集合組織

Table 2. Relation between initial and transformation textures in steel A and B held for short time at low temperature.

Steel	Initial texture	Transformation texture	
		Slow heating	Rapid heating
A	{111}	{100}	{110} & 20~30° off {100}
	{100}	{100}	{110} & 20~30° off {100}
B	{111}	{100}	{100}
	{100}	{100}	{100}
	{110}	{110}	{100}

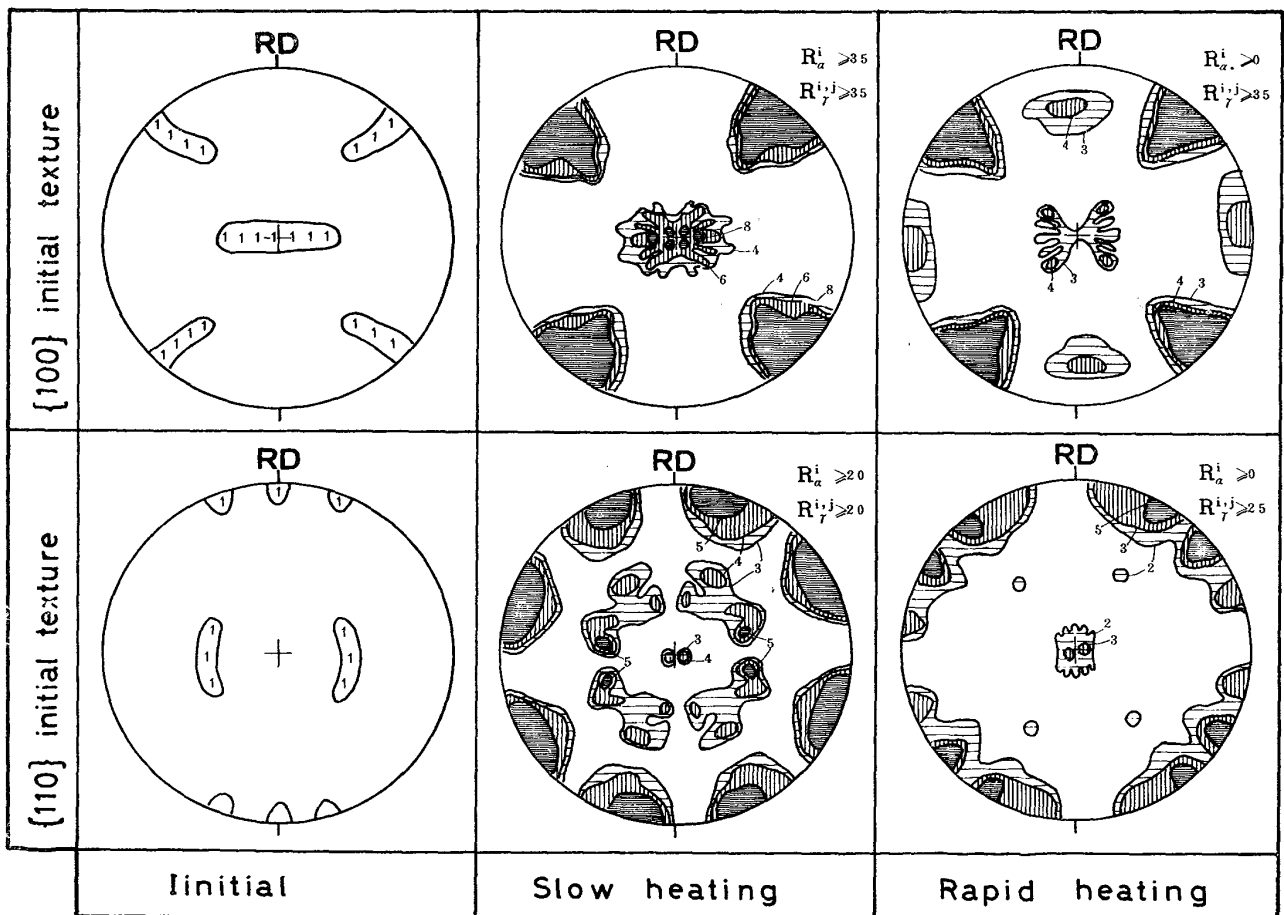


Fig. 8. (200) pole figures showing initial {100} and {110} textures and simulated transformation textures.

は {100} 再変態集合組織となる。

参考のために A, B 鋼における初期集合組織と変態集合組織の関係をまとめて Table 2 に示すが, C 量の多い B 鋼では初期優先方位が {100} の場合でも, {111} の場合同様に急熱変態後は, A 鋼を徐熱変態して得られる集合組織と同様 {100} 優先方位を形成する. 3.2.2 で述べたごとくこの結果も C 量が多くなると変態速度が実質的に遅くなると考えることによりよく理解できる. また, {110} 初期集合組織に限定すれば, それが再結晶によるものであれ, 変態によるものであれ, それを徐熱変態すると {110}, 急熱変態すると {100} 集合組織を形成することがわかる.

4. 考 察

著者は前報³⁰⁾において {111} 初期集合組織を有する薄鋼板を $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ 変態させたときに発達する変態集合組織に関して, 以下に述べる仮説ならびに条件を設定することにより, その形成機構を矛盾なく統一的に説明し得ることを述べた. 著者の理論の骨子を以下に示す.

(1) $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ 変態における bcc $\rightleftharpoons$ fcc 間の結晶方位関係は KS 関係とする.

(2) 弾性論で計算した変態による全仕事量に占める板面垂直方向への仕事量の割合を R_{α}^i ($\alpha \rightarrow \gamma$ 変態), $R_{\gamma}^{i,j}$ ($\gamma \rightarrow \alpha$ 変態, i, j はヴァリエント) とする. 変態速度が遅い場合は $R_{\alpha}^i, R_{\gamma}^{i,j}$ の大きな値をもつヴァリエントが優先変態し, 変態速度が速い場合は $R_{\alpha}^i, R_{\gamma}^{i,j}$ の値とは無関係にどのヴァリエントも同等に変態する.

(3) $R_{\alpha}^i, R_{\gamma}^{i,j}$ の選択は, 急速変態では $R_{\alpha}^i \geq 0, R_{\gamma}^{i,j} \geq 0$ とし, 緩速変態では $R_{\alpha}^i \geq 35, R_{\gamma}^{i,j} \geq 35$ とする.

本実験で得られた {100} あるいは {110} 初期集合組織を有する試片の変態集合組織を前述の理論にのっとり検討を行う. ここでも {100} を初期優先方位とする場合には, $R_{\alpha}^i, R_{\gamma}^{i,j}$ の制限は (3) と同様とするが, {110} を初期優先方位とする場合は R_{α}^i の値に 30 以上のものがないので, 緩速変態の場合のみ $R_{\alpha}^i \geq 20, R_{\gamma}^{i,j} \geq 20 \sim 25$ とした.

初期集合組織のモデルとして, 優先方位が {100} の場合は Fig. 4(bi) を, 優先方位が {110} の場合は Fig. 5(a) を採用する. これらの集合組織を代表的ないくつかの方位で置換し, $R_{\alpha}^i, R_{\gamma}^{i,j}$ の値を変態速度に応じて前述のごとく制限条件を付加することにより計算した. 初期ならびに変態集合組織を (200) 極点図として Fig. 8 に示す. ここで変態後の極点図に表示した集積度は, 全 {200} 極点が極点図上に均一分布したときの極点の数の倍数の平方根であり, 初期集合組織の極点図に関しては

単に {200} 極点の数のみを表示した. Fig. 8 によれば {100} 初期集合組織は徐熱すれば {100}, 急熱すれば {100} 方位のまわり $20 \sim 30^\circ$ の位置に集積を有する集合組織となり, Fig. 4(at) と (bt) に示した極点図をよく説明している. また {110} 初期集合組織は, 急熱すると {100} 集合組織, 徐熱すると {110} 集合組織となり, やはり Fig. 5 の (c) あるいは (b) に示した実験結果とよく対応している.

したがって前報³⁰⁾で述べた {111} 初期集合組織を有する場合と, 本論文で述べた {100} あるいは {110} 初期集合組織を有する場合について, 急熱または徐熱変態後に発達する集合組織を 1 つの理論のもとに矛盾なく統一的に説明することができた. また変態時の保持温度や時間が変態集合組織におよぼす影響に関しても, γ 相における選択成長に本理論を応用することにより説明でき, さらに C 含有量の相違による変態集合組織の変化をも C 量と変態速度との関係により矛盾なく説明することができた.

5. 結 論

C 含有量の異なる 2 種類の熱延軟鋼板をそのままあるいは歪焼なましにより結晶粒径を調整し, 冷間圧延後, 急熱あるいは徐熱昇温して $910 \sim 1050^\circ\text{C}$ の温度範囲で変態処理することにより, $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ 変態集合組織におよぼす γ 変態前の集合組織, 昇温速度, 保持温度, 時間ならびに熱処理雰囲気の影響を調べた. その結果, 薄鋼板表面の変態集合組織は, {111} 初期集合組織を有するものについて, $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ 変態後は (1) 徐熱した場合, 保持温度, 時間にかかわらず {100} 集合組織となる. (2) 急熱, 低温保持した場合, {100} から $20 \sim 30^\circ$ 離れた方位および {110} 方位への集積を示す. (3) 急熱, 高温長時間保持した場合, 徐熱した場合と同様に {100} 集合組織となる. (4) 以上の結果は処理中の雰囲気ガスの種類, 圧力が変化しても変わらない. (5) {100} 初期集合組織を有する場合は, {111} 初期集合組織を有する場合と同様に, 急熱変態すれば, {100} から $20 \sim 30^\circ$ 離れた方位と {110} 方位の集合組織となり, 徐熱変態すれば {100} 集合組織となる. (6) {110} 初期集合組織を有する場合は急熱変態により {100} 集合組織となり, 徐熱変態するかあるいは高温長時間保持すれば {110} 集合組織となる. (7) {100} あるいは {111} 初期集合組織を有する試片を急熱変態しても, C 量の高い試片では極低碳素試片の場合と同程度の昇温速度のときは, ともに {100} 集合組織となる. (8) 以上の実験結果は著者らが前報で提案した新理論によつて計算された極点図とよく

一致し、この理論が実験結果を統一的に説明し得ることが確かめられた。

文 献

- 1) K. W. ANDREWS: JISI, 184 (1956), p. 274
- 2) H. NEERFELD and 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. 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 of 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 Soc. 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) G. KURDJUMOV und G. SACHS: Z. Phys., 64 (1930), p. 325
- 27) Z. NISHIYAMA: Sci. Rep. Tohoku Univ., 23 (1934/35), p. 637
- 28) G. WASSERMANN: Stahl u. Eisen, 55 (1935), p. 117
- 29) G. J. DAVIS, J. S. KALLEND, and P. P. MORRIS: Acta Met., 24 (1976), p. 159
- 30) 橋本 修, 佐藤 進, 田中智夫: 鉄と鋼, 66 (1980), p. 101