

論 文

UDC 621.785.37 : 548.23 : 669.14-415

薄鋼板の α , γ 2 相域焼なましにおける集合組織の変化橋本 修*・佐藤 進*・田中 智夫*²

Change in the Texture of Low Carbon Sheet Steel by Intercritical Annealing

Osamu HASHIMOTO, Susumu SATOH, and Tomo TANAKA

Synopsis:

The effect of the volume fraction of γ phase on texture development has been investigated by making use of several extra low carbon sheet steels which were intercritically annealed in alpha plus gamma dual phase region. The results obtained are summarized in the following. (1) The texture with {111} component developed with increase in volume fraction of γ phase. The intensity of this component had two maxima; first at the γ fraction of less than 50% and second at the fraction of more than 60%. (2) The same behavior as (1) was obtained between the Lankford value and γ fraction. (3) The ratio of the {111} intensity of annealed sheet to that of cold rolled one was larger for a thinner specimen than for a thicker one, and also larger for surface layer than for midsection. (4) During slow cooling after intercritical annealing, {111} increased but {100} decreased in intensity. (5) In the residual α phase, {111} intensity increased with increase in γ fraction, and became maximum at 60~90% γ phase transformed. (6) Those results were reasonably explained by the new theory on the formation mechanism of the $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ transformation texture, which was proposed by the present authors.

1. 緒 言

絞り性のよい薄鋼板を製造する場合、鋼板を α , γ 2 相域温度で焼なましすると {111} 集合組織がよく発達するために絞り性が向上することは知られている。しかし 2 相域焼なましによる {111} 集合組織発達に関する研究は少ない¹⁾。したがって {111} 集合組織をもつとも強く発達させるための最適 γ 変態率あるいは α , γ 2 相域焼なましにより {111} 集合組織が発達する理由は明確ではない。現在までの研究によれば γ 変態率が約 30%³⁾, あるいは約 60%²⁾ 程度で {111} 集合組織がもつともよく発達すると報告されている。また 2 相域焼なましにより {111} 集合組織が強く発達する機構は以下のごとく考察されている。すなわち、2 相域焼なましは A_1 変態点以下の α 単相域焼なましよりも高温での焼なましであるため、 γ 変態せずに残留している α 相のなかで {111} 方位を有する粒が優先成長する³⁾。また γ 変態率の増加とともに残留 α 相中で {111} 方位を有する粒の体積率が増加している可能性も実験的に示されている²⁾。しかしこの {111} 集合組織の発達が真に選択成長によるものかど

うかは明確ではない²⁾。

一方薄鋼板を $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ 変態させれば、集合組織はランダム化するのが一般的である。また特定の条件下では鋼板の絞り性にとって好ましくない {100} や {110} 方位あるいはそれらの近傍方位の集合組織が発達することを著者は報告した⁴⁾⁵⁾。これらのことは 60% も γ 変態しなれば強く {111} 集合組織が発達するという事実⁶⁾とは一見矛盾するように思われる。すなわち、もしいかなる方位の α 粒も等しい頻度で γ 変態するものであれば、{111} α 粒もまたその 60% が γ 変態することになる。それでもなお {111} 集合組織が強く発達することを、単に残留 α 相における {111} 粒の優先成長のみでは説明しにくい。

本研究では、2 相域焼なましによる {111} 集合組織の発達を詳細に検討するとともに、著者が先に報告した薄鋼板の $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ 変態集合組織の形成機構に関する新理論⁴⁾に基づいて、実験結果の解明を試みた。その結果、極低炭素アルミキルド薄鋼板を 2 相域焼なましした場合、 γ 変態率が 50% 以下と以上の二つの領域に {111} 強度のピークがあること、とくに γ 変態率が 80% 程度

昭和 54 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 55 年 3 月 27 日受付 (Received Mar. 27, 1980)

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

*² 川崎製鉄(株)技術研究所 工博 (Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp.)

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

Steel	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	Nb	Ti	B
NB	0.004	0.12	0.31	0.022	0.003	0.068	0.0027	0.0070	0.020	—	0.0028
N2	0.006	0.011	0.15	0.002	0.001	0.015	0.0045	0.0021	0.027	—	—
N3	0.005	0.013	0.15	0.002	0.001	0.017	0.0048	0.0031	0.054	—	—
T	0.004	0.12	0.31	0.022	0.003	0.068	0.0022	0.0068	—	0.010	—
C2	0.005	0.010	0.15	0.002	0.001	0.019	0.0047	0.0023	—	—	—

で {111} 強度が最大となることがわかった。そして γ 変態率と {111} 強度との関係は著者の新理論により、矛盾なく説明できることを示した。

2. 実験方法

実験に用いた供試鋼は 50 kg 真空溶解材であり、その化学組成を Table 1 に示す。極低炭素 Al キルド鋼がベース (C2 鋼) であり、それに Nb, Ti あるいは Nb と B を添加したものである。Nb を添加したのは商用鋼として高温焼なまししても粗粒にならないためであり、Ti はその比較として、また B は Nb と複合添加することにより、一度 γ 変態した組織部分の判別を容易にするためである。

鋼塊を熱間鍛造により 10 mm 板厚とし、それを 1250 °C で 20 min 保持後、仕上げ温度が A_{r3} 点以上で熱間圧延し、3.5 mm 厚とした。引き続き冷間圧延により 0.7 mm 厚とした。なお一部のものについては集合組織に及ぼす板厚の効果を調べる目的で次の工程により最終板厚 2 種類の試片を作製した。すなわち、板厚 10 mm の熱間鍛造板を熱間圧延により 5 mm 厚とし、それに 950 °C, 1 h の焼準処理を施し、これを一方はそのまま、他方は両表面から等量研削して 1.5 mm 厚とした。これらをとともに圧下率 70% で冷間圧延して板厚 1.5 mm と 0.4 mm の試片とした。

これら冷延板を Fig. 1(a) に示す熱サイクル、すなわち急熱 (約 35 °C/s)、短時間焼なまし (均熱時間: 0~90 s、とくにことわらない場合は 60 s) して空冷 (500 °C までの平均冷却速度は約 10 °C/s) した。なお一部の試片は焼なまし後、0 °C の水に焼入れた。

集合組織を調べるために、X線反射法による (200) 極点図と、圧延面に平行に存在する (222), (211), (200) および (110) 面の回折強度比 (×ランダム) を測定した。

また鋼板の絞り性をよく表し、集合組織と密接な関係にあるランクフォード値 (r 値) も測定した。

α , γ 2 相域焼なまし時の鋼板の γ 変態率は Fig. 1(b) に示す熱サイクルで熱膨脹計 (Formaster-F, 富士電波工機製) により求めた。ここで均熱保持後 1100 °C

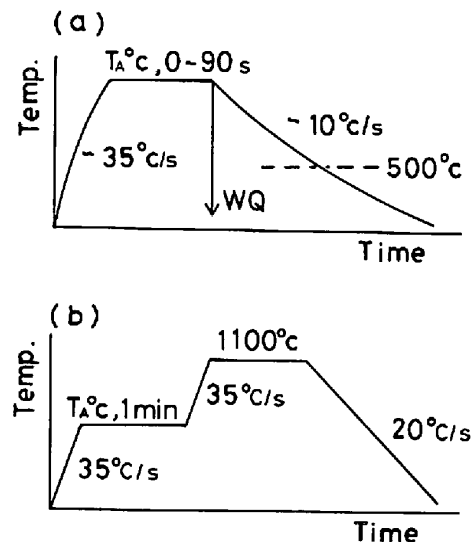


Fig. 1. Heat cycles for measuring texture Lankford value and microstructure (a), and volume fraction of γ phase (b). T_A : annealing temperature.

まで急熱したのは均熱保持後の未変態 α 量を測定するためである。

3. 実験結果

3-1 焼なまし温度による集合組織の変化

Nb, B 添加鋼 (NB 鋼) と Ti 添加鋼 (T 鋼) の冷延板 (板厚 0.7 mm) を 700~950 °C の温度で 1 min 間保持の焼なましを行った。空冷後の試片の板表面部における集合組織の変化を (222), (211), (200) および (110) 面の X 線回折強度比で Fig. 2 に示す。{111} 強度は NB 鋼, T 鋼ともに、約 800 °C と 900 °C で極大値を示し、約 850 °C で極小値を示す。NB 鋼の {100} 強度が 750 °C から 800 °C にかけて急激に減少することを除けば、{100}, {211}, {110} 強度の焼なまし温度による変化は両鋼とも微弱である。ここで {111} 強度の変化に着目してみよう。今日までに、この種類の実験はいくつか行われているが、焼なまし温度の変化につれて {111} 強度がこのような明りように二つのピークをもつという報告はない。

{111} 強度のピーク高さは、NB 鋼では高温側の方が

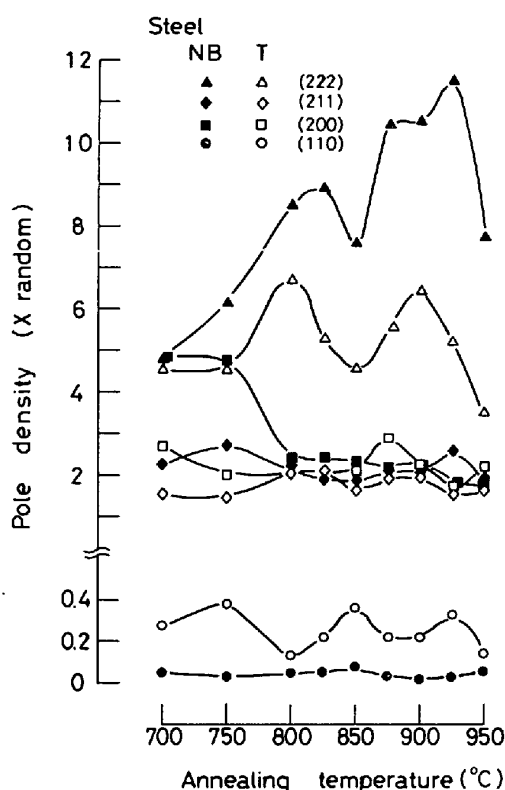


Fig. 2. Relation between annealing temperature and texture, in steel NB and T.

高く、T鋼では両ピークともほぼ同一高さである。したがって、これらのピーク高さの相違あるいは明りような二つのピークを示すかどうかは鋼の組成あるいは焼なまし条件などによって異なる可能性が強い。

3.2 γ 変態率と集合組織の関係

Fig. 2 に示す熱処理を NB 鋼に施した場合の γ 変態率を熱膨脹計により測定した。その結果を、Fig. 2 に示した集合組織の変化と対応させて、Fig. 3 に示す。1 段目のピークは 10% 以下の γ 変態率のところで生じており、2 段目のピークは 20~90% の変態率のところで生じている。同様の実験を N3 と C2 鋼を用いて行つた。その結果 $\{111\}$ 強度と γ 変態率の関係を Fig. 3 に示す。いずれの鋼においても γ 変態率の変化に対して二つの $\{111\}$ 強度のピークが存在しているが、化学組成の違いによつてこれらのピークの出現状況は異なる。一方 Si, Mn, P 等の含有量が少ない N3, C2 鋼における (211), (200) 強度は NB, T 鋼のそれより弱く、かつ γ 変態率に対する変化も微弱であつた。またどの鋼も高温側のピークは γ 変態率が 60% 以上のところで出現していることも共通している。とくに注目されるのは、C2 あるいは NB 鋼におけるピークは γ 変態率 80% 以上で生じている点である。これほど多く γ 変態してなおかつ $\{111\}$ 強度がもつとも高くなるという事実は、単に

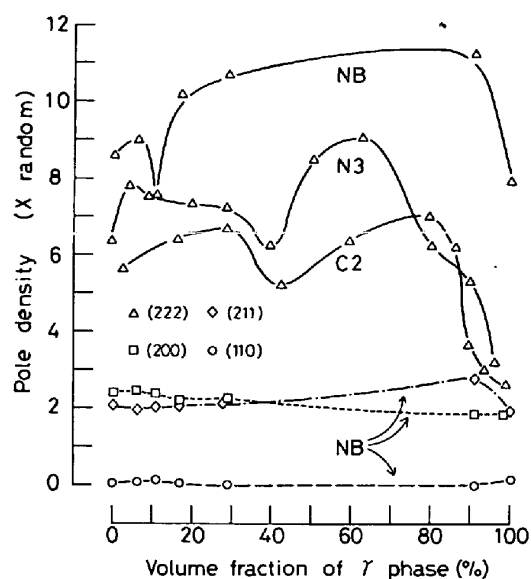


Fig. 3. Relation between volume fraction of γ phase and texture in steel C2, N3 and NB.

残留 α 相における $\{111\}$ 粒の選択成長だけでは説明しにくい。

Fig. 3 に示した C2 鋼の $\{111\}$ 極密度と γ 変態率との関係において、両ピーク (28% と 80% γ 変態率)、その谷間 (43% γ 変態率) およびほぼ完全に γ 変態した状態の試料の集合組織を (200) 極点図で Fig. 4 に示す。ほぼ完全に γ 変態したものを除く 3 試料では $\{111\}$ $\langle 11\bar{2} \rangle$, $\{554\} \langle 22\bar{5} \rangle$ および $\{111\} \langle 01\bar{1} \rangle$ 方位からなる集合組織を示す。これら方位の集積は Fig. 3 に示した $\{111\}$ 強度によく対応して変化している。一方ほぼ完全に γ 変態した試料では、 $\{111\} \langle 11\bar{2} \rangle$ 等への集積が極端に弱まり $\{100\} \langle 011 \rangle$ 方位が強くなつている。

3.3 γ 変態率と結晶粒組織

Fig. 3 に用いた NB 鋼のうち γ 変態率が 5.6%, 11%, 91% および 100% γ 変態した試片のマイクロ組織を Photo. 1 に示す。 γ 変態率が 11% 以下の組織と 91% 以上の組織では様相が著しく異なる。 γ 変態率が少ない試片では平均約 10μ 程度の細粒組織であり、11% 変態材は 5.6% 変態材と比較して、粒径は全体に多少大きくなつている程度である。しかし 91% 変態した試片では全体に結晶粒界が不明りようとなり、部分的に平均粒径が $20\sim 30\mu$ 程度の結晶粒が現出している。100% 変態材では前述の 91% 変態材とほぼ同一組織を示しており、これら両試片は、変態率 11% 以下の組織、すなわち α 相での再結晶組織とは異なり、一度 γ 変態して急冷された試片特有の組織となつている。

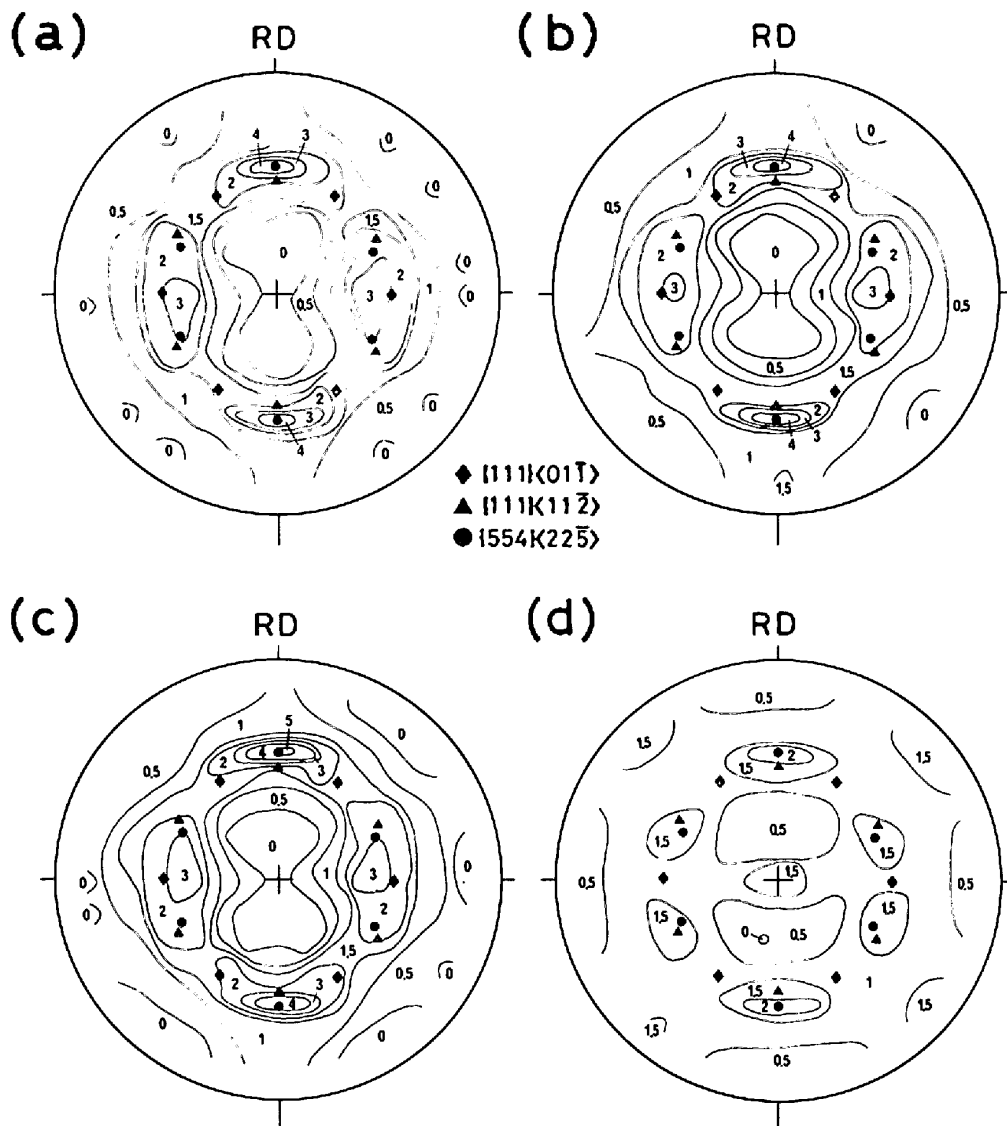


Fig. 4. (200) pole figures of the specimens with γ fractions of (a) 28%, (b) 43%, (c) 80% and (d) about 100%, respectively, in steel C2.

3.4 γ 変態率とランクフォード値の関係

板表面部で測定した $\{111\}$ 強度は γ 変態率の増加に従って、二つのピークを示すことがわかった。そこで、板全体の集合組織をある程度代表し、かつ鋼板の絞り性を表わすランクフォード値 (r 値) を γ 変態率との関係で調べた。その結果を C2, N2 および N3 鋼について Fig. 5 に示す。C2 鋼では r 値も $\{111\}$ 強度と同様、約 30% と 80~90% 変態率でピークを示す (Fig. 3 参照)。一方 N2 と N3 鋼は 20% 程度の γ 変態率でピークらしきものを示すが、明りようではなく、約 80% 変態率で大きなピークを示す。したがって単に $\{111\}$ 強度だけでなく、 r 値もまた高 γ 変態率側で最大値を示す傾向のあることがわかる。

3.5 集合組織に及ぼす板厚の影響

集合組織に及ぼす板厚の影響と、板厚方向での集合組

織の変化を調べるため、N3 鋼の熱延板 (板厚 5 mm) を 950°C で焼準した。この板の両表面から等量研削し板厚を 1.5 mm としたものと、もとの板厚 5 mm のものをともに 70% 冷延して板厚が 0.45 mm と 1.5 mm の試料を作製した。これら冷延板を 910°C で 1 min 保持後空冷した。この焼なましにより鋼板は 76% γ 変態していた。これら試片の板表面から板厚中心方向への集合組織の変化を Fig. 6 に示す。焼準材はほぼランダムな集合組織を有するが、その中では板表面部の $\{110\}$ 強度が強く、 $\{111\}$ 強度は弱い。1/6 板厚以上の内部では $\{111\}$ と $\{100\}$ 強度がやや強く、 $\{110\}$ 強度は弱い。70% 冷延材では全板厚にわたって $\{110\}$ 強度は弱く、 $\{111\}$ 強度が強い。しかし板表面では板厚の厚い試片の $\{100\}$ 強度は $\{111\}$ 強度並に強い。 α, γ 2相域焼なまし後は、両試片とも全板厚にわたって $\{111\}$ 強度がもつと

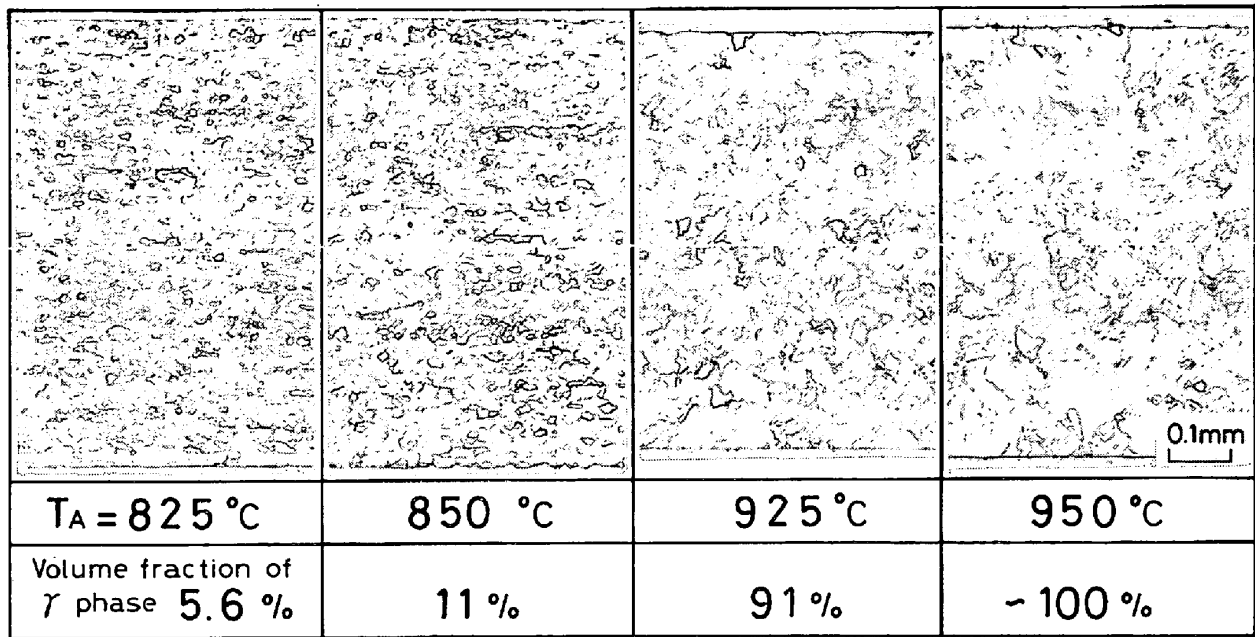


Photo. 1. Change in microstructure and volume fraction of γ phase with annealing condition in steel NB.

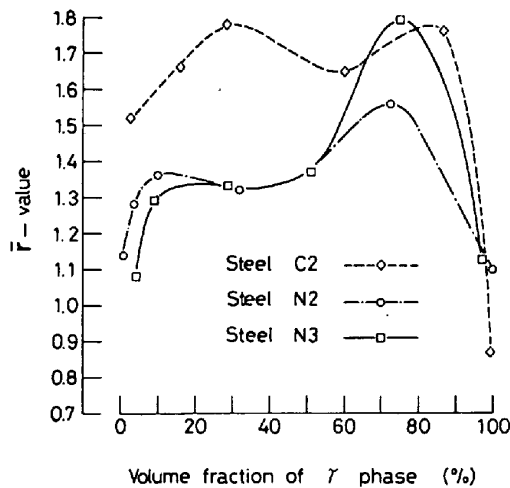


Fig. 5. Relation between volume fraction of γ phase and Lankford-value in steel C2, N2 and N3.

も強く、他の方位への集積はいずれも微弱である。そして $\{111\}$ 強度は板表面より板中心部の方が強くなる傾向がある。2 相域焼なましにより $\{111\}$ 強度が増加する程度を冷延板を基準として比較し、Fig. 6 に併記する。2 相域焼なましによる $\{111\}$ 強度の増加率は板厚の薄い試片の方が高く、また両試片とも板表面の方が大であることがわかる。

3.6 集合組織に及ぼす焼なまし時間と冷却速度の影響

N3 鋼の冷延板を 910°C で焼なまししたときの保持時間 (0~90 s) と冷却速度 (空冷と水冷) が集合組織に及ぼす影響を調べた。Fig. 2 や Fig. 3 に示した実験結

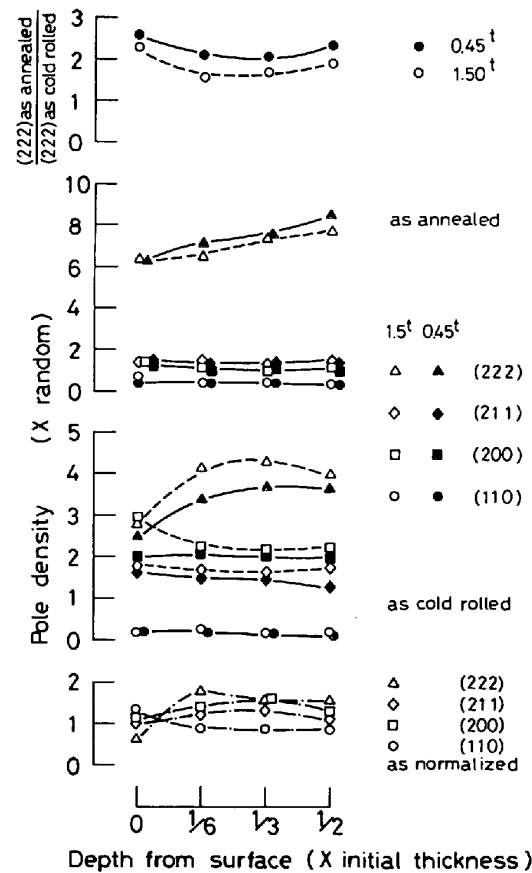


Fig. 6. Pole intensity plotted against depth from surface in normalized, cold rolled or annealed condition in steel N3; γ phase of 76% is obtained by annealing. (222) intensity ratio of annealed to cold rolled specimens is also plotted.

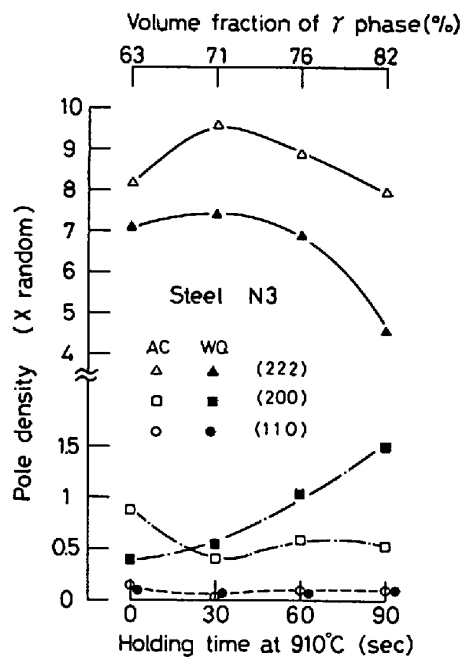


Fig. 7. Relation between holding time and texture in steel N3 annealed at 910°C and air-cooled or water-quenched.

果とは異なつた焼なまし方法によるこの実験では、(200)強度変化も明りように現出したので(222)強度変化とともに Fig. 7 に示す。なおこの焼なましによる γ 変態率は63~82%の範囲内にある。空冷材では保持時間が0から30sと長くなると{111}強度は増大する。同時に γ 変態率が63から71%と増加し、{100}強度は減少する。さらに保持時間が長くなると、 γ 変態率は増加し、{111}強度は低下する(N3鋼では γ 変態率が約60%で{111}強度は最大となる。Fig. 3 参照)。一方水冷材では、{111}強度は空冷材より弱く、{100}強度は空冷材より高い。保持時間に対する{111}強度の変化は、空冷材と類似しているが、{100}強度は保持時間が長くなるにつれて一様に増大する傾向がみられる。

以上の実験から、 α , γ 2相域焼なまし後の冷却速度が速く $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態速度が速い場合は、{111}強度が低下し、{100}強度が増加することがわかる。このことは2相域焼なましにより{111}集合組織が発達する理由として、単に $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態における残留 α 相中の{111}比率の増加のみを考えるだけでは不十分であり、冷却中の $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態に際して{111} α 粒が成長することも考慮する必要があることを示唆している。

4. 考 察

前述のごとく本実験結果のもつとも特徴的な点は2相域焼なましにより発達する{111}強度は γ 変態率により

変化し、明りような二つのピークを示す点と80%も γ 変態してなお強い{111}強度を示す点にある。前者については、過去に報告された研究のなかにも、そのデータを詳細に見直せば{111}強度が焼なまし温度に対して二つのピークを示していると判断されるもの⁶⁾もある。したがつてこの実験結果は2相域焼鈍における基本的な現象の一つと考えられる。

一方、2相域焼なましによる{111}集合組織の発達理由としては、従来残留 α 相における{111}方位粒の選択成長が考えられている⁹⁾。これにより γ 変態率と{111}強度変化の関係を理論的に説明されていたわけではないが⁹⁾、選択成長だけで本研究で得られた少なくとも一つの特徴的な実験結果の説明が困難であることが、以下のごとく容易に理解できる。まず選択成長過程では、保持温度を高くしたり、保持時間を長くすることによつて、残留 α 相における{111}粒の体積は単調に増加すると考えられる。同時に γ 変態率もまたそれらにより単調に増加する。したがつて従来のごとく $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態がすべての方位粒について等しい割合で進行すると考える限りは、{111}強度が γ 変態率に対して二つのピークを示すことを説明することができない。

そこでこの特徴的な実験結果を、 $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態における優先変態を基盤とする著者の新しい理論⁴⁾により説明すべく以下に考察を行う。

4.1 理論の骨子

著者は前報⁴⁾⁵⁾において、以下に示す仮定の下に薄鋼板の $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ 変態による集合組織の形成機構に関する新しい理論⁴⁾を考え、それにより変態前の集合組織が種々異なる場合でも同一の理論で変態集合組織の形成を説明し得ることを示した⁵⁾。すなわち、(1) $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ 変態におけるbcc \rightarrow fcc間の結晶方位関係は基本的にはKurdjumov-Sachs(以後KSと略記)関係に従うものとする。(2)変態歪みの拘束応力のうち、板面垂直方向成分は他の方向のものより弱く、その傾向は板表面近傍においてとくに顕著である。(3)変態による仮想仕事を弾性論により歪と応力の積として計算し、板面垂直方向になされる仮想仕事の全仮想仕事に占める割合が大きなヴァリエントほど実際の変態仕事は少なくすむものとする。なお、板厚方向の仕事量の割合を $\alpha \rightarrow \gamma_i$, $\gamma_i \rightarrow \alpha_j$ 変態について、それぞれ R_{α}^i , $R_{\gamma}^{i,j}$ とす⁴⁾。ここでi, jはそれぞれKS関係のヴァリエントを表す。(4)変態速度がおそい場合には、 R_{α}^i および $R_{\gamma}^{i,j}$ の値の大きなヴァリエントが優先的に変態する。以上四つの仮定を前提として変態集合組織の形成機構を解明したものが著者の理論⁴⁾であるが、この理論に基づいて本実験

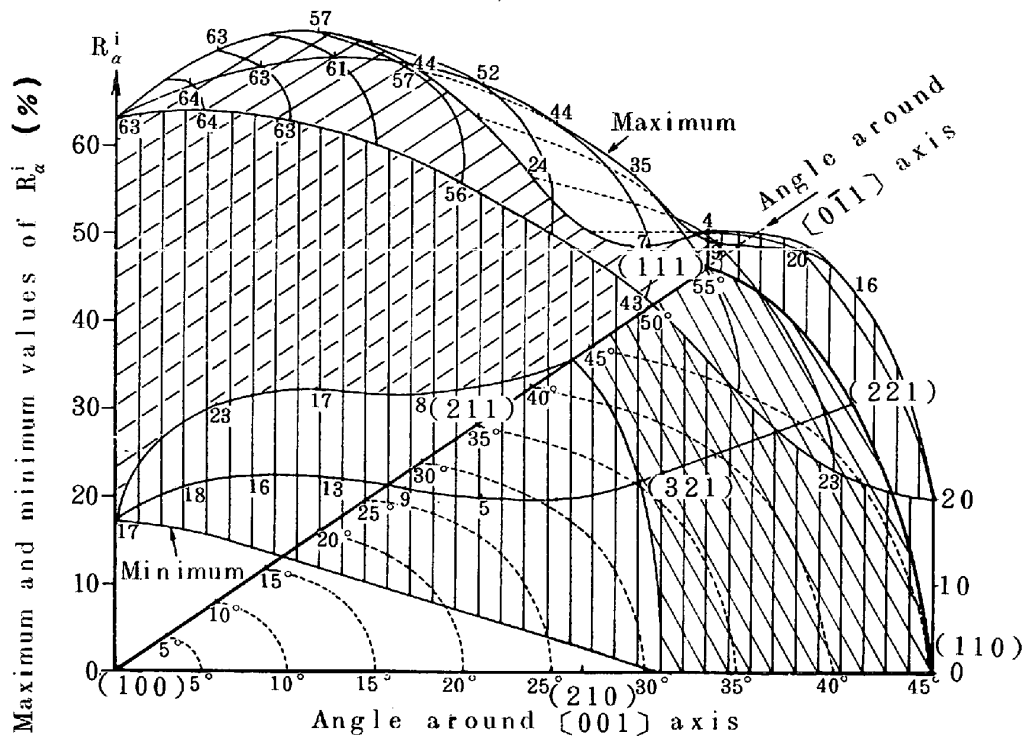


Fig. 8. Effect of initial orientation on ratio R_{α}^i of elastic work in normal direction to total elastic work performed during $\alpha \rightarrow \gamma_1$ transformation; maximum and minimum value for R_{α}^i are shown by curved surfaces on standard stereographic projection triangle.

結果を検討する。

前報に示した方法で求めた R_{α}^i の値を、ステレオ三角形上に三次元的に示したのが Fig. 8 である。ここでは、 α 相の各方位における R_{α}^i の最大値と最小値を曲面として図示した。これらの値は初期方位により著しく異なり、 R_{α}^i の最大値は (111) 方位近傍でもつとも小さくなり、 R_{α}^i の最小値は (100) から約 $30 \sim 45^\circ$ 以上離れた領域では零であり、(100) に近づくほど増大する。したがって前述の (4) に記した仮定から、変態速度がおそい場合は、{100} 方位とその近傍方位を有する α 粒が、 $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態に際しては優先的に変態し、{111} 方位とその近傍方位を有する α 粒は $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態ににくいことがわかる。

4.2 理論の適用

本理論に従えば、Fig. 8 に示した R_{α}^i と初期方位 (γ 変態前の方位) の関係から、{100} 近傍方位を有する α 粒は γ 変態しやすく、{111} 近傍方位を有する α 粒は γ 変態ににくいことがわかる。しかしこの機構が実際に働くためには、次の二つの前提条件が必要である。すなわち (i) $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態速度がおそいことと、(ii) 板厚全体にわたり板厚方向の拘束応力が他の方向のそれより弱いという条件である。(i) については、本実験は急熱焼なましであるが、試片は α , γ 2 相温度域で保持されてい

るので、 $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態速度は A_{c_3} 点以上に急熱する場合と比較すれば十分おそいと判断される。(ii) については、これを実証できる実験的証拠を示すことはできない。しかし Fig. 6 に示したように、2 相域焼なましによつて {111} 集合組織が発達する割合は板厚の薄い試片の方が強いことと、板表面部の方が板中心部より強くなるという 2 つの実験結果は、試片の板厚が少なくとも 1.5 mm 以下の場合には (ii) の条件が満たされている可能性を示唆している。

さて、以上の理論により {111} 近傍方位を有する粒以外、特に {100} 近傍方位を有する粒が優先的に $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態することが理解できる。そしてこのことは γ 変態が進行するに従つて、焼なまし中残留している α 相において {111} 集合組織が急速に発達することを意味している。この点を以下に示す様に確認した。

4.3 残留 α 相における集合組織の変化

2 相域焼なましにおいて、 γ 変態率とともに変化する残留 α 相の集合組織をつぎのようにして調べた。実験上残留 α 相の集合組織を直接測定することはできない。そこで C2 と N3 鋼を用い、まず各焼なまし温度に 1 min 保持後その温度から水冷した。水冷後の試片は焼なまし終了時の α 相の集合組織と、残留 α 相の影響を受けずに純粋に $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態することにより形成された変態集合組

織の重畳組織を有している。そして後者の変態集合組織は一度完全に γ 変態させて水焼入れした試片と同一の集合組織を有しているものとする。すなわち、焼なまし保持後 $x\%$ γ 変態していた試片について残留 α 相における(hkl)面の回折強度比 $P_{\alpha}^{(hkl)}$ は、2相域焼なまし後水冷した試片の(hkl)面の回折強度比 $P_{\alpha}^{(hkl)}$ から γ 域焼なまし後水冷した試片の(hkl)面の回折強度比 $P_{\alpha}^{(hkl)}$ を(1)式のごとく差し引くことにより求めることができる。

$$P_{\alpha}^{(hkl)} = \frac{100}{100-x} \cdot P_{\alpha}^{(hkl)} - \frac{x}{100-x} \cdot P_{\alpha}^{(hkl)} \dots \dots (1)$$

このようにして求めた残留 α 相における(222), (211), (110)および(200)面の回折強度比と γ 変態率との関係をFig. 9に示す。C2鋼の{111}強度は γ 変態率が増加するに従って単調に増大し、約90%の変態率で最大となる。一方N3鋼の{111}強度は変態率が約60%で最大となる。鋼の組成によつて多少の違いはあるが、 γ 変態率が60%を越えるまでは、残留 α 相において{111}集合組織が発達していることが確認できる。

4.4 α , γ 2相域焼なましによる{111} α 粒の体積率の変化

α , γ 2相域焼なましによる{111}集合組織の形成機構は、再結晶後 $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態が進行する過程と冷却中に $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態が進行する過程とに大別することができる。前者の過程には、残留 α 相における選択成長と、特定方位粒の優先形態とが含まれると考えられる。しかし前述のご

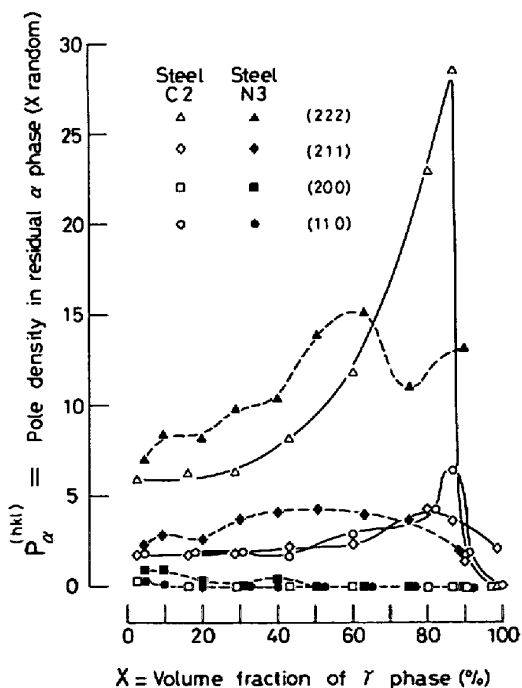


Fig. 9. Relation between volume fraction of γ phase and texture in residual α phase.

とく、選択成長のみでは本実験結果を説明することはできない。したがつて優先変態による集合組織の形成機構を考える必要がある。この機構に従えば $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態後残留している α 相に形成される集合組織の変化は、前述のごとく{100}近傍方位を有する α 粒の優先変態としてよく説明することができる。さて、第二の過程、すなわち、冷却中の $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態過程における集合組織の形成に関しては、次のように考えることができる。すなわち、Fig. 7に示した実験結果からは、冷却速度がおそい場合には $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態中に、{111}集合組織が発達すると判断できる。したがつて、冷却速度がおそいとき、残留 α 粒が γ 粒を食つて成長することにより $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態する割合が多くなり、冷却速度が速くなると、変態していた γ 相から新たに核形成して α 変態する割合が多くなると考えられる。

焼なまし後の集合組織を考察するためには、上述の二つの過程で生じていると考えられるそれぞれの機構の一つに結合して考えなければならない。そこでこの二つの機構の一つの簡単な理論式で表現することにより、本実験で得られた特徴的な二つの実験結果、すなわち{111}強度変化に二つのピークが出現する点と80%以上の高変態率で最高の{111}強度を示す点とを基本的に説明できることを以下に確認する。この理論式は γ 変態率と焼なまし後の{111}粒の体積率の関係として以下のごとく計算される。すなわち、単位体積あたりの試料について残留 α 相の体積を R_{α} 、 γ 変態した体積を T_{γ} 、残留 α 相における{111}方位粒の体積を $R_{\alpha 111}$ 、 γ 変態した部分が残留 α 相の影響を受けないでKS関係にしたがつて α 相変態するもののうち、{111}方位の α 粒となる体積率を計算により求め B_{111} とする。また γ 変態相が α 相変態する場合、上述のようにKS関係にしたがつて α 核を形成することにより変態する割合を N 、残留 α 相が γ 相を食つて成長することにより変態する割合を G とする。焼なまし材の単位体積あたりに占める{111}方位粒の体積 α_{111} は(2)式により求めることができる。

$$\alpha_{111} = R_{\alpha 111} + T_{\gamma} \cdot G \cdot R_{\alpha 111} / R_{\alpha} + T_{\gamma} \cdot N \cdot B_{111} \dots (2)$$

冷延鋼板の γ 変態開始直前における再結晶集合組織を初期集合組織として(2)式を計算するが、初期方位の種類は計算機に容量制限があるため最高4種類しか計算に入れることができなかった。したがつて{111}体積率の変化は、実験結果が示すごとくスムーズな曲線とはならず折線となる。なおここまでの議論では残留 α 相における選択成長の影響に関しては特に論じなかつたが、これを考慮する場合には、(2)式の計算の中で $R_{\alpha 111}$ を増加させることにより、その影響の程度を検討することが

できる。

一方 G や N の値は焼なましサイクルによつて変化すると考えられる。しかし本計算の目的は複雑な変態プロセスのすべてを詳細に明確化することではなく、またたとえば計算途中でこれらの値、すなわち残留 α 相の集合組織や G , N の値を変えたとしても、著者の提案する基本的な形成機構に大きな影響を及ぼすことはない。したがつてそれぞれの計算では初期集合組織や G , N の値は γ 変態率が変化しても初期条件のまま一定とするが、初期条件としてはこれらの値が種々異なる場合について計算する。それにより、これらの初期条件が途中で変化した場合でも、それが本計算結果に及ぼす影響の大きさを推察することができる。さて(2)式から計算される γ 変態率と焼なまし後の $\{111\}$ 粒の体積率の関係を Fig. 10 に示す。 G や N の値あるいは初期集合組織の設定の仕方により、 γ 変態率と $\{111\}$ 粒の体積率との関係は変化するが、(2)式は基本的には $\{111\}$ 強度が γ 変態率に対して、二つのピークを示すことや、80%も γ 変態してなお強い $\{111\}$ 強度を示すことをよく表現している。ただし、初期集合組織の設定の仕方あるいは G や N の値のとり方により、 $\{111\}$ 粒の体積率は Fig. 10 に示すような変化を示さず、従来報告されている²⁾³⁾ような30~60%の γ 変態率でただ一つの最高値を示す場合もある。

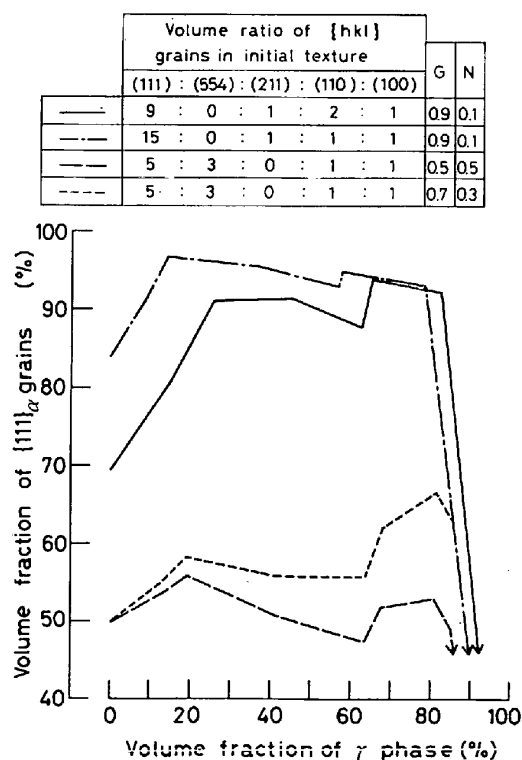


Fig. 10. Relation between volume fraction of γ phase and volume fraction $\{111\}_\alpha$ grains calculated by equation (2).

したがつて(2)式は単に本実験結果を説明するためだけの特殊な理論式ではなく、広く従来の実験結果をも基本的には説明しうるものと考えられる。さて $\{111\}$ 粒の体積率が γ 変態率の増加とともに Fig. 10 に示したように変化する過程は、以下に示す①~④のプロセスに大別して理解できる。① γ 変態率が約20%以下では、もつとも R_d の大きいヴァリエントをもつ初期方位、たとえば(100)が優先的に γ 変態して α 相から消滅するため、その $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態後は $\{111\}$ 体積率が増加する。② γ 変態率が約20~60%では、(554)や(111)初期方位のうち R_d の大きいヴァリエントが γ 変態して α 相から消滅し、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態時は α 相にまだ残留している(211)や(110)方位粒も成長するため(111)の消滅が(111)の生成より多くなり $\{111\}$ 体積率は低下する。③ γ 変態率が約60~90%では、 α 相に残留している(111)とその近傍方位以外のすべてが γ 変態してしまい(111)や(554)方位のみが α 相に残留するため、その $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態後は $\{111\}$ 体積率が増加する。④ γ 変態率が約90%以上では、残留している α 相の体積が極端に少ないため、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態により形成される(111)方位の量が、 $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態により消滅していく(111)方位の量より少なくなる。その結果、 $\{111\}$ 体積率が低下する。

以上のごとく著者の理論により、基本的には $\{111\}$ 強度が γ 変態率に対して二つのピークを示すことや、80%も γ 変態してなお強い $\{111\}$ 強度を示すことをよく説明することができる。

5. 結 論

薄鋼板の α , γ 2相域焼なましによる集合組織の発達を、極低炭素アルミキルド鋼(Nb, TiあるいはB含有)を用いて調べた。その結果、(1)鋼板の $\{111\}$ 集合組織は焼なまし温度が高くなり、 γ 変態率が増加するに従つて発達し、その強度は γ 変態率が50%以下の領域で一度極大値を示した後、約50%程度で極小値を示し、再び約60%以上の γ 変態率で極大値を示す。そして第二のピークは第一のピークよりも高い値を示す。ただしこれらの傾向は鋼板の組成によつて多少異なる。(2) r 値も $\{111\}$ 集積強度の変化にはほぼ対応して γ 変態率とともに変化する。(3)冷間圧延後、焼なまし終了までに $\{111\}$ 強度が増加する割合は、試片の板厚の薄い方が大きく、かつ板厚中心部よりも板表面部における方が大きい。(4)焼なまし保持後の冷却速度がおそい場合には冷却中に $\{111\}$ 強度が増大し、 $\{100\}$ 強度が減少する。(5) α , γ 2相域焼なまし中残留している α 相の $\{111\}$ 強度は γ 変態が進行するにつれて増加し、 γ 変態

率が 60~90% で最大となる。(6)以上の実験結果は著者が前報で提案した $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ 変態集合組織形成に関する新しい理論により合理的に解釈し得ることを示した。すなわちこの理論によれば {100} 方位とその近傍方位を有する α 粒が優先的に γ 変態して消滅し、残留 α 相において {111} 粒の体積率が増加する。また冷却中にはこの残留 {111} α 粒の成長により、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態が進行するため {111} 集合組織がさらに発達する。(7)この理論により、 γ 変態率と焼なまし後の {111} 粒の体積率の変化を計算した結果、本研究における特徴的な実験結果、すなわち {111} 強度が γ 変態率に対して二つのピークを示すこと、ならびに 80% 近くまで γ 変態してもなお強い

{111} 集合組織が発達することが説明できた。

文 献

- 1) R. D. JENKINS and D. V. WILSON: JISI, 209 (1971), p. 805
- 2) R. M. S. B. HORTA, D. V. WILSON, and W. T. ROBERTS: JISI, 210 (1972), p. 42
- 3) 済木捷郎: 塑性と加工, 19 (1968—2), p. 108
- 4) 橋本 修, 佐藤 進, 田中智夫: 鉄と鋼, 66 (1980), p. 102
- 5) 橋本 修, 佐藤 進, 田中智夫: 鉄と鋼, 66 (1980), p. 112
- 6) N. FUKUDA and M. SHIMIZU: Trans. ISIJ, 17 (1977), p. 339