

論 文

連続焼鈍の冷却速度制御による{111}
集合組織発達機構橋 本 修*・坂 田 敬*²Mechanism of {111}-Texture Development by Controlled Cooling on
Continuous Annealing

Osamu HASHIMOTO and Kei SAKATA

Synopsis :

The effect of the cooling rate during $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation on Lankford(\bar{r}) values and textures has been investigated in low and extra-low carbon cold rolled steel sheets. (1) \bar{r} -values increase, {111} textures develop and grain-sizes enlarge with decrease in the cooling rate during $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation in both steels. (2) These phenomena appear more distinctly in the extra-low carbon steel than in the low carbon steel. (3) Among the following steps(A) to (D), {111} texture develops most intensively during slow cooling step (D), (A) : during heating before γ -transformation, (B) : during heating after progress of γ -transformation, (C) : during holding and (D) : during slow cooling. (4) The development of {111} texture is suppressed by intermediate holding after rapid cooling at a low temperature in dual phase or at a high temperature in a single α -phase region. (5) These results can be reasonably explained by the application of the previous theory proposed by the author on the formation mechanism of $\alpha \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$ transformation texture. That is, {111} texture develops as the results of the fact that the growth of residual α -grains is preferred to the nucleation of new α -grains during slow progress of $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation.

1. 結 言

冷延鋼板の連続焼鈍に関する技術開発は多岐に渡って進展しており、鋼板の絞り性に関する分野においてもこの新しい焼鈍プロセスに対応して多くの研究が行われてきた^{1)~11)}。しかしこれら集合組織やランクフォード値(\bar{r} 値)に関する研究の多くは、新プロセスの特徴のうち急速加熱条件に関するものがほとんどで^{1)~5)}、高温均熱すなわち α , γ 二相温度域焼鈍条件との関係に関する研究は少ない^{7)~11)}。まして連続焼鈍の残る最大の特徴、すなわち急速冷却との関係においては集合組織に関する研究はなく、わずかに HORTA により $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態中の冷却速度が速くない場合に \bar{r} 値が高くなることが示されているにすぎず、その原因は不明である¹²⁾。

連続焼鈍の熱サイクルの特徴は、被焼鈍鋼の種類や用途により多少異なるが、基本的には前述の (a) 急速加熱, (b) 高温焼鈍, (c) 急速冷却に代表される。特に絞り加工用低炭素軟鋼板については、その焼鈍サイクルにおいて高温度領域を徐冷することにより延性が改善されることが知られている。したがって深絞り加工性が要

求される材料は、まず高 \bar{r} 値を得るために高温(二相域)焼鈍され、ついで高延性と高耐時効性を得るために 600~700°C まで徐冷後急冷されるのが一般的である。ただしこの徐冷速度については厳密な規制を行うに必要な理論的根拠は明らかにされていない。

本研究では、二相域焼鈍後の高温部の冷却速度が、 \bar{r} 値や集合組織の形成に及ぼす影響を調べた。その結果高温部を徐冷することにより、{111} 集合組織が発達することを見出した。またこの原因を解明すべく、著者が先に報告した変態集合組織の形成機構に関する新理論¹¹⁾¹³⁾に基づき、実験結果を解析した。その結果、二相共存域焼鈍中 γ 変態した部分が、引き続き冷却中に α 変態するに際し、その $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態速度がおそい場合には {111} 集合組織が発達することを合理的に説明することができた。

2. 実 験 方 法

実験に用いた供試鋼は、転炉出鋼、脱ガス処理後連続鋳造したスラブを熱間圧延した通常の商用鋼である。その化学組成は Table 1 に示すが、低炭素 Al キルド鋼

昭和 58 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 59 年 2 月 22 日受付 (Received Feb. 22, 1984)

* 川崎製鉄(株)技術研究所水島研究部 工博 (Mizushima Research Dept., Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp., 1 Kawasakidori Mizushima Kurashiki 712)

*² 川崎製鉄(株)技術研究所水島研究部 (Mizushima Research Dept., Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp.)

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

Steel	C	Mn	P	S	Al	N	Nb
A	0.018	0.20	0.011	0.009	0.041	0.0023	—
B	0.0028	0.15	0.010	0.004	0.048	0.0028	0.011

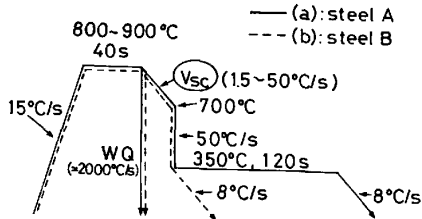


Fig. 1. Heat cycles (a) and (b) for steel A and B respectively.

(A鋼) と Nb 添加極低炭素 Al キルド鋼 (B鋼) の 2 種類である。熱延巻取温度は A 鋼で 640°C, B 鋼では 680°C で、これらを圧下率 75% で板厚 0.8 mm まで冷間圧延後焼鈍に供した。

焼鈍は試片に直接通電し抵抗加熱する方式の炉により行つた。まず均熱後 700°C までの冷却速度が \bar{r} 値と集合組織におよぼす影響を調べるために、両鋼を Fig. 1 に示す熱サイクルで焼鈍した。A 鋼は 800~860°C の温度範囲で均熱し、700°C から 350°C まで 50°C/s で急冷、350°C で 120 s の過時効処理を行つた。B 鋼については 900°C で均熱し、350°C 以下は 8°C/s で冷却した。両鋼とも昇温速度は 15°C/s で、均熱温度から 700°C までの冷却速度; V_{sc} を 1.5~50°C/s の範囲で変化させた。なお一部の試片については均熱後水冷により室温まで冷却した。つぎに、焼鈍中の集合組織の変化を各焼鈍状態から水冷することにより、また高温部での中間温度保持が集合組織におよぼす影響については中間保持前後から急冷することにより得た試片についてそれぞれ調査した。

焼鈍後の試片は \bar{r} 値を測定するもののみ 0.8% スキンパスを行つた。集合組織は板厚中心部で反射法による (200) 極点図と圧延面に平行に存在する (222), (211), (200) および (110) 面の回折強度比を測定することにより求めた。鋼板の γ 変態率は熱膨張計により各熱サイクルをシミュレートして測定した。

3. 実験結果

3.1 \bar{r} 値と集合組織に及ぼす高温部冷却速度の影響

A 鋼を 830°C, B 鋼を 900°C で焼鈍したときの高温部の冷却速度; V_{sc} (°C/s) と \bar{r} 値との関係を Fig. 2 に示す。両鋼とも V_{sc} が小さくなるに従つて \bar{r} 値が上

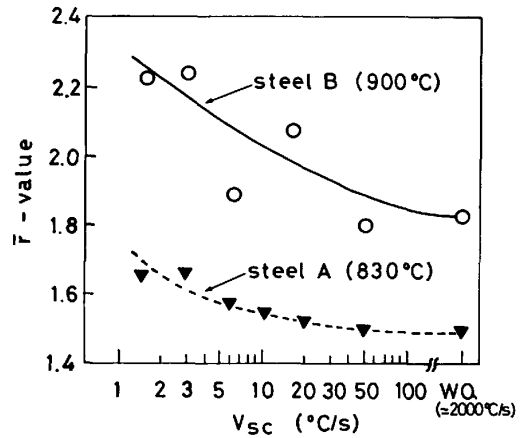


Fig. 2. Relations between V_{sc} (cooling rate during $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation) and \bar{r} -value in steel A annealed at 830°C and in steel B annealed at 900°C.

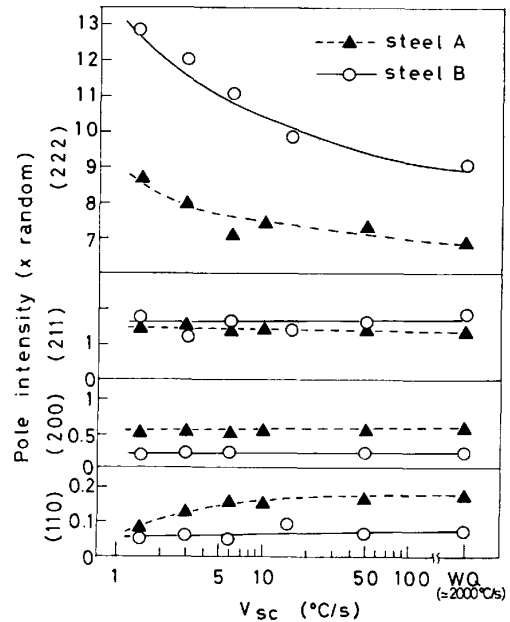


Fig. 3. Relation between V_{sc} and texture in steel A annealed at 830°C and in steel B annealed at 900°C.

昇するが、B 鋼の方が \bar{r} 値のレベルが高く、かつ冷却速度が WQ から 1.5°C/s までおそくなることによる \bar{r} 値の上昇の程度は約 0.4 と大きいものに対して、A 鋼は \bar{r} 値が低く、この範囲の V_{sc} の変化に対して \bar{r} 値の上昇は 0.2 程度と少ない。

V_{sc} が集合組織に及ぼす影響を調べた結果を、A 鋼と B 鋼について Fig. 3 に示す。前者は 830°C で、後者は 900°C で焼鈍した。両鋼とも V_{sc} が小さくなると (222) 面回折強度比が上昇する。この間の V_{sc} の変化に対して (222) 強度比が B 鋼の場合は約 1.4 倍、A 鋼では約 1.3 倍増加していることがわかる。したがって高温部徐冷による \bar{r} 値向上の原因は、{111} 集合組織の

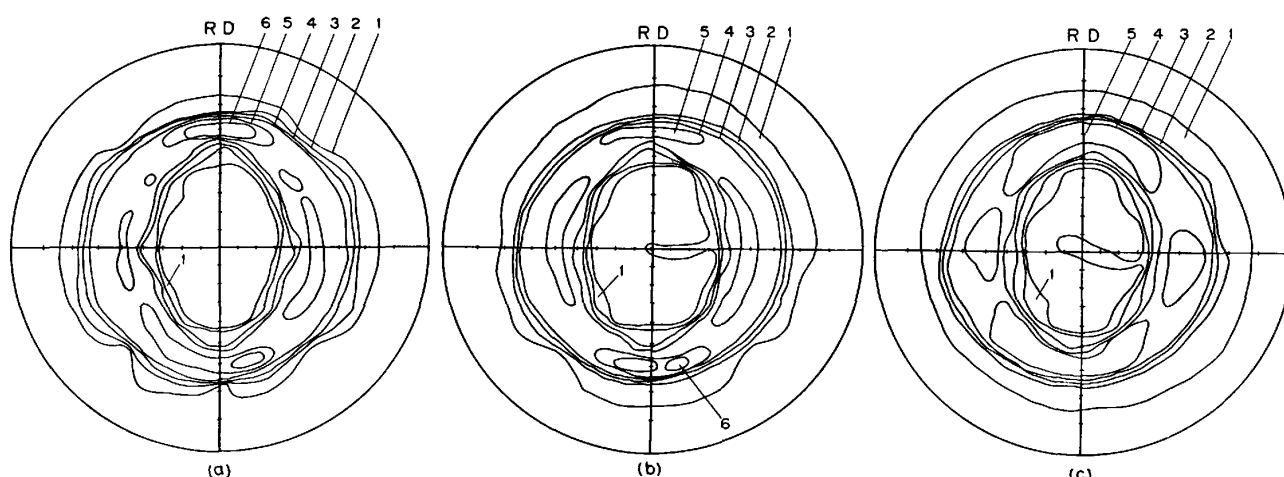


Fig. 4. (200) pole figures showing the effect of V_{SC} on texture of steel B annealed at 900°C , (a) $V_{SC}=1.5^{\circ}\text{C/s}$, (b) $V_{SC}=15^{\circ}\text{C/s}$, (c) $V_{SC}=WQ$.

発達に一次的には起因していることがわかる。

(222) 面以外の (211), (200) あるいは (110) 面強度比はほとんど変化しないが, A鋼の場合は V_{SC} が小さくなると (110) 面強度のみが弱くなる傾向にある。

つぎに Fig. 3 に示した B 鋼で V_{SC} が 1.5°C/s と 15°C/s および WQ のものについて, (200) 極点図を Fig. 4 に示す。 V_{SC} が小さい試片では極点図の中心から 60° 離れた位置, すなわち {554} 方位への集積が鮮鋭となる。また V_{SC} が 1.5°C/s の試片は {100} 方位への集積が他の二つの試片より少なくなっていることがわかる。

3.2 焼鈍過程における集合組織の変化

冷延後の試片 (B 鋼) を Fig. 5 に示すヒートサイクルで処理したときの焼鈍過程の変化と集合組織の関係を調べるべく, 昇温途中の 870°C (A) および 900°C (B), 900°C での均熱終了時 (C), 冷却後 (D) の各状態から水冷した。 (A) から (D) に至る集合組織の変化を Fig. 5 に示す。 (A) の状態は再結晶終了後で γ 変態開始直前である。 (B) では γ 変態が 65% 進行している。急冷による影響を考慮する必要があるが, (A) \rightarrow (B) 間での集合組織の変化は少なく, わずかに (222) 面の上昇, (211), (200) および (110) 面の低下傾向がみられる。 (C) の状態で γ 変態率は 75% となり, (B) \rightarrow (C) 間では (A) \rightarrow (B) 間で生じた集合組織の変化の傾向がより顕著となり, 特に (222) 面強度が大きく増大している。 (D) の状態では (C) の状態から 700°C まで 6°C/s で冷却され 100% α 変態している。 (C) \sim (D) 間に (222) 面強度は大幅に増大しているが (211) や (110) 面強度はほとんど変化していない。 (A) から (D) の状態に至る上記各段階で (222) 面強度が

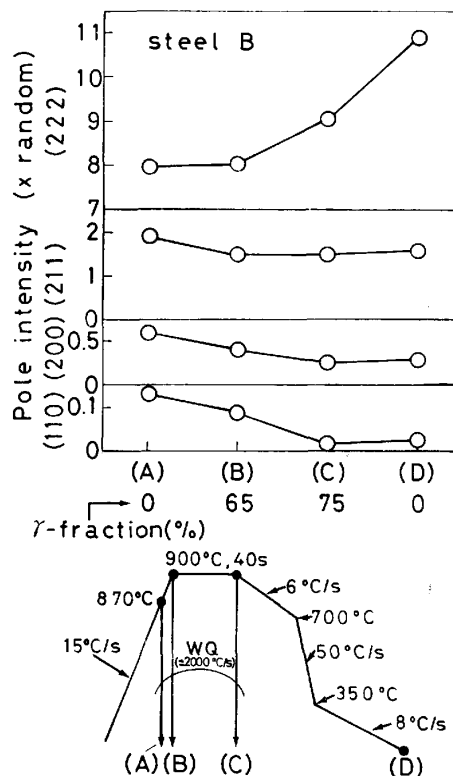


Fig. 5. Change in texture of steel B with annealing stage from (A) to (D) shown in the heat cycle.

もつとも大きく増加したのは (C) から (D), すなわち 900°C から 700°C への徐冷中である。

つぎに (A), (B) および (D) の状態での (200) 極点図を Fig. 6 の (a), (b) および (d) に示す。 (C) の状態は Fig. 4 の (c) に示したのと同じである。本研究では {111} 方位と {554} 方位をとくに区別して取り扱っているわけではないが, これらの結果から

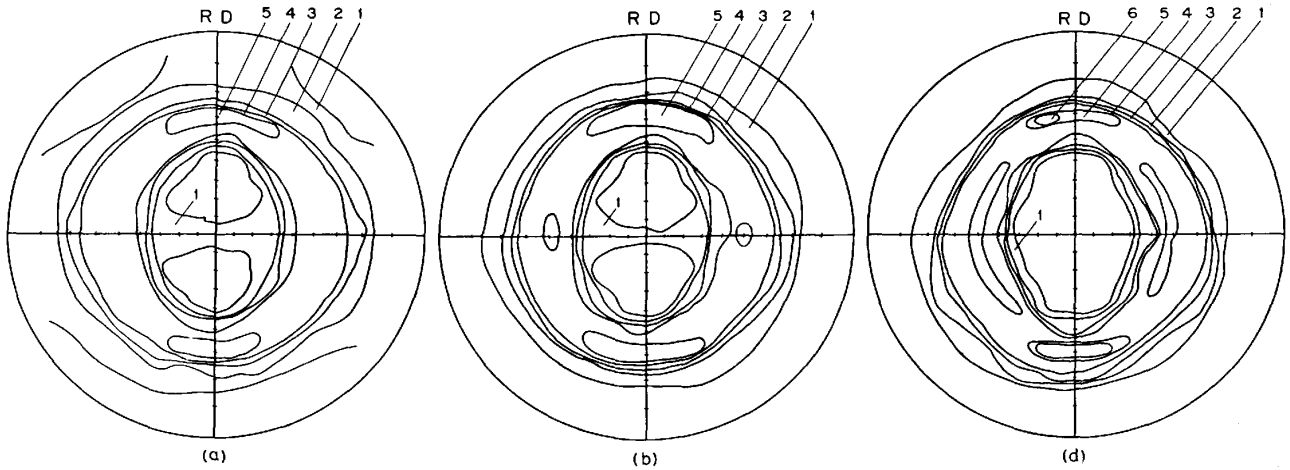


Fig. 6. Change in (200) pole figures with annealing stages (A), (B) and (D) shown in Fig. 5 in steel B, corresponding to (a), (b) and (d) respectively.

あえて集合組織の違いを求めると、たとえば (B) から (C) への変化は {554} 方位への集積の増加よりむしろ高集積帯が {111} 方位周辺へ広がるという変化を示している。他方 (C) から (D) への変化では {111} 方位周辺まで広がった高集積帯部が再び {554} 方位側へ鮮鋭化して集積し、その強度も上昇している。すなわち、高温部を急冷すると {111} から {554} へと広がった集合組織を示すが、徐冷すると {554} 方位側へ強い集積を示すことがわかる。

3.3 集合組織に及ぼす冷却途中保持温度の影響

二相域焼鈍後高温部を徐冷することにより {111} 集合組織が発達することが前節までで明らかとなった。この原因としては、① $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態速度が遅いため未変態 α 相が γ 相中に成長するためか、②高温領域を徐冷中未変態の α 相中で {111} α 粒が他の α 相中に選択的に成長するためであると考えられる。

そこで上記①と②のいずれかを判定するために B 鋼を用い Fig. 7 に示すヒートサイクルで焼鈍した。まず 900°C に均熱後 α 単相の高温部と考えられる中間保持温度 $T_f = 860 \sim 770^\circ\text{C}$ の範囲まで 100°C/s で急冷後

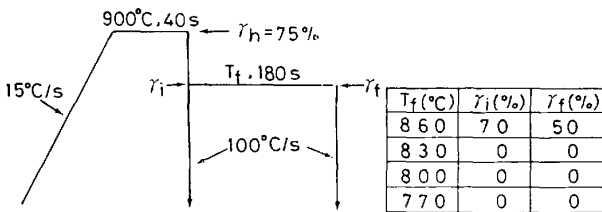


Fig. 7. Heat cycle to investigate the effect of intermediate holding temperature (T_f) after rapid cooling on texture in steel B. Table shows the γ -fractions at starting (γ_i) and ending (γ_f) points of the holding shown in the figure.

T_f で 180s 保持し、その後再び 100°C/s で室温まで急冷した。均熱温度からの急冷開始時、 T_f に保持開始時と保持終了時の各 γ 変態率; γ_h , γ_i および γ_f をそれぞれ測定した。その結果を表にして Fig. 7 に示す。 $T_f = 860^\circ\text{C}$ の場合は $\gamma_f = 50\%$ で最終急冷の段階で γ 相がまだ残っている。

焼鈍後の試片の \bar{r} 値、結晶粒度ならびに集合組織と T_f の関係を Fig. 8 に示す。参考のため均熱温度から室温まで急冷した試片と $V_{sc} = 1.5^\circ\text{C/s}$ 試片についてもデータの一部を Fig. 8 に示す。 T_f がこの範囲で変化しても α 単相に保持された試片では \bar{r} 値、(222) および (200) 面回折強度比ともほとんど変化せず結晶粒度のみは室温まで急冷したものより多少大きくなっている。

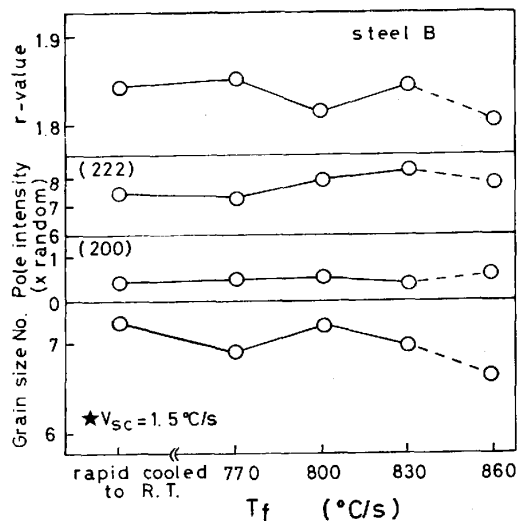


Fig. 8. Effect of intermediate holding temperature after rapid cooling on texture and grain size in steel B, * mark shows grain size of slow cooled ($V_{sc} = 1.5^\circ\text{C/s}$) specimen.

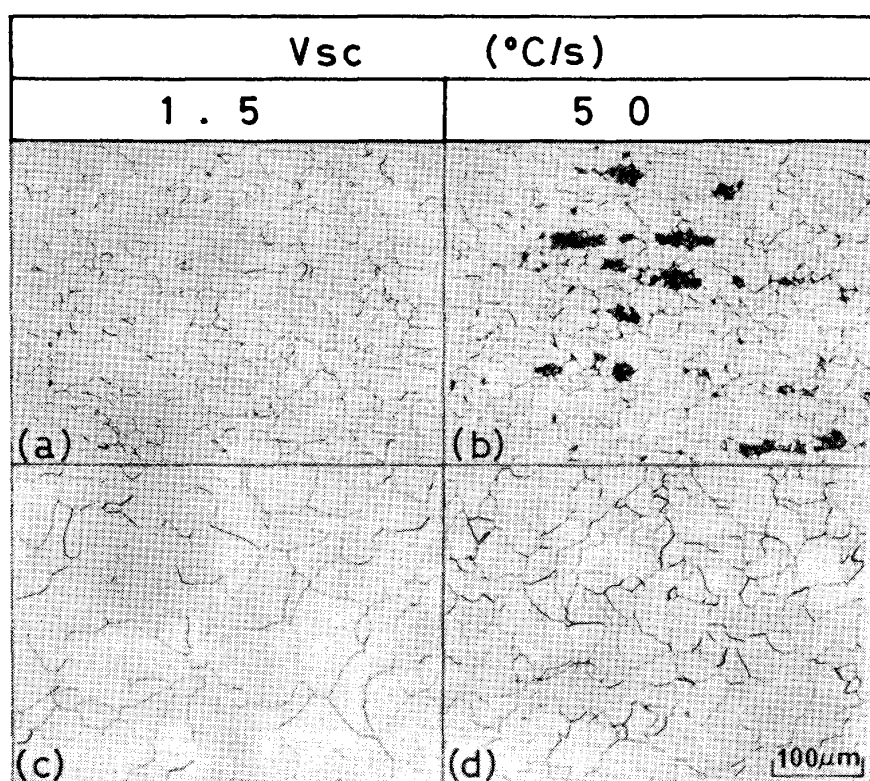


Photo. 1. Effect of V_{sc} on cross-sectional microstructures (a) $V_{sc}=1.5^{\circ}\text{C/s}$ and (b) $V_{sc}=50^{\circ}\text{C/s}$ in steel A, (c) $V_{sc}=1.5^{\circ}\text{C/s}$ and (d) $V_{sc}=50^{\circ}\text{C/s}$ in steel B.

一方 $T_f=860^{\circ}\text{C}$ で二相域保持したものは結晶粒径がさらに大きくなっているが、 \bar{r} 値はむしろ小さくなっているのがわかる。なお $V_{sc}=1.5^{\circ}\text{C/s}$ の試片と比較すると結晶粒径はいずれも著しく小さい。

以上の結果、二相域焼鈍後高温部を徐冷することにより、 $\{111\}$ 集合組織が発達するのは、②の α 单相部における $\{111\}$ α 粒の選択成長によるのではなく、①の $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態が徐々に進行するために未変態 α 相が γ 相中に成長することに起因していると推定される。この点については次章にて考察する。

3.4 結晶粒径と高温部冷却速度の関係

A鋼とB鋼について V_{sc} が 1.5°C/s と 50°C/s の試片の焼鈍後の結晶組織を Photo. 1 に示す。両鋼とも V_{sc} が小さくなると結晶粒径が大きくなるが、その傾向は極低炭素鋼のB鋼の方が低炭素鋼のA鋼より大である。

4. 考 察

従来、薄鋼板を加熱、均熱したのち、その後の冷却途中に $\{111\}$ 集合組織が発達するという現象はまったく知られていなかった。しかし本実験により初めて、低炭素鋼でも極低炭素鋼でも二相域均熱後高温部を徐冷することにより $\{111\}$ 集合組織が発達することが明らかとなった。

高温部を徐冷することの意味は、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態速度がおそい点にあることも 3.3 節に示した実験結果により明らかとなった。そこで $\gamma \rightarrow \alpha$ の変態速度が $\{111\}$ 集合組織の発達に及ぼす影響を明確にし、その機構について以下に考察する。

4.1 $\{111\}$ 集合組織の発達過程

Fig. 8 に示した実験結果からは、急冷後の α 单相域保持では、たとえ保持温度が高くても $\{111\}$ 方位粒の選択成長はないと判断できる。一方二相域内で高温から急冷後低温に保持された $T_f=860^{\circ}\text{C}$ の試片では、 $T_f \leq 830^{\circ}\text{C}$ の試片と比較して結晶粒は明らかに大きくなっているが \bar{r} 値はむしろ低い、 $T_f=860^{\circ}\text{C}$ の試片の高温部冷却速度が 100°C/s と著しく速くかつ冷却時間も短いために冷却途中では $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態の進行が少なく、保持後に多く変態している。すなわち T_f に保持直後は過冷却状態にあり、変態速度が大であるためランダム方位の α 核がより多く形成されたと推定される。一方結晶粒の成長は 860°C での保持中に生じていると考えられ、保持直後急激に形成された α 核が、保持後半で成長したものであると思われる。この場合はランダム方位の核形成とその成長が主体的に生じたために $\{111\}$ 集合組織が発達しなかつたものと考えられる。 $T_f=860^{\circ}\text{C}$ での \bar{r} 値の低下現象からは同時に、急冷後は二相域保持中でもその α 单相内での $\{111\}$ α 粒の選択成長はないものと判断さ

れる。

4.2 二相域焼鈍による {111} α 粒の体積率変化の計算

二相域焼鈍中の集合組織の変化に関しては、筆者がすでに報告^{11)~13)}した理論が適応できる。それによると単位体積当たりに {111} α 粒の占める割合 (体積率); α_{111} は (1) 式で表現できる¹¹⁾。

$$\alpha_{111} = R_{\alpha 111} + T_{\gamma} \cdot GR_{\alpha 111} / R_{\alpha} + T_{\gamma} \cdot N \cdot B_{111} \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 R_{α} は未変態 α 相の体積率、 T_{γ} は γ 変態した体積率、 $R_{\alpha 111}$ は未変態 α 相における {111} 方位粒の体積率、 B_{111} は γ 変態した部分が残留 α 相の影響を受けないで核形成して α 変態する場合に KS 関係を有するとして計算したときに {111} 方位の α 粒が出現する確率、 G と N はそれぞれ残留 α 相の成長により $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態が進行する割合と新たに核形成して $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態が進行する割合を表す。

G と N の割合は、同一組成、履歴の鋼については $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態中の冷却速度すなわち変態速度により定まり、変態速度がおそい場合には G が大きくなり、逆の場合は N が大きくなると考えられる。この計算結果を、 α_{111} と T_{γ} の関係にして Fig. 9 に示す。計算に必要な初期条件、すなわち γ 変態開始直前の集合組織

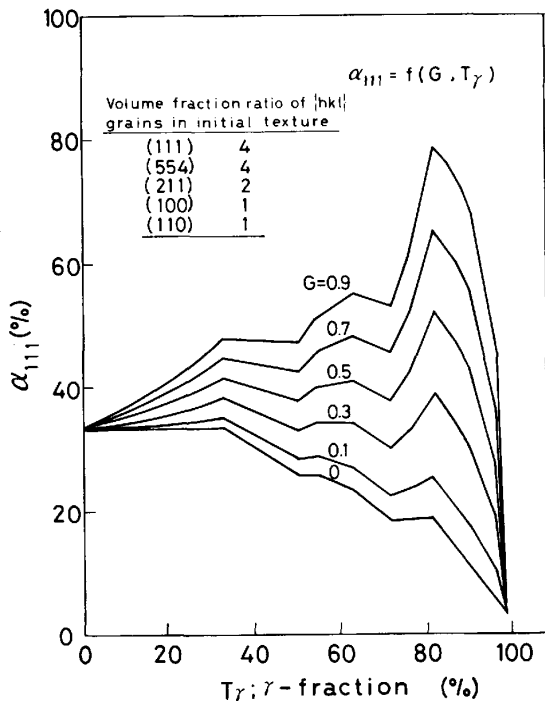


Fig. 9. Relation between T_{γ} (γ -fraction) and α_{111} (volume fraction ratio of {111} -grains after annealing) calculated by equation (1) using the initial texture shown in the figure. G is the ratio of the transformation volume caused by growth of residual α phase.

は、Fig. 9 に示した各方位成分の体積比率で仮定した。 G を 0 から 0.9 まで変えて計算した結果、 α_{111} は G が大きい場合には T_{γ} の増大とともに増加するが、その変化は単調ではなく、 T_{γ} の値次第で減少する場合があることがわかる。この点については前報¹¹⁾で詳述しているのでここでは省略する。

(1) 式すなわち α_{111} は T_{γ} と初期集合組織が一定のときには、 G の関数、すなわち $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態速度の関数となる。つぎにこの点について考察する。

4.3 高温部冷却速度 (V_{sc}) と α 相成長により変態する割合 (G) の関係

$\gamma \rightarrow \alpha$ 変態速度が遅くなると、未変態 α 粒の成長により α 変態する割合が大きくなるため新たに核形成して α 粒が生成する割合が減少する。したがって $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態速度がおそくなると α 粒の数が減少し粗粒化することになる。したがって単位体積当たりの結晶粒の数は V_{sc} と G に密接に関係していることになり、 G と N は (2), (3) 式でそれぞれ表すことができる。

$$G = n_g / (n_n + n_g) \dots\dots\dots (2)$$

$$N = n_n / (n_n + n_g) \dots\dots\dots (3)$$

ここで n_g は単位体積当たりの残留 α 粒の数で、 n_n は単位体積当たりに形成された α 核の数である。 $n_n + n_g$ は単位体積当たりの全結晶粒の数で、これを n_t とする。 n_g は同一鋼について γ 変態率 (T_{γ}) が一定であれば一定値となるので、 G は単位体積当たりの結晶粒の数の逆比例することになる。すなわち、 $G = K_1 / n_t$ となる (K_1 は比例定数)。

そこで V_{sc} が異なる焼鈍後の B 鋼について、単位体積当たりの結晶粒の数を計算し、その逆数と V_{sc} の関係を Fig. 10 に示す。この関係は (4) 式のごとく表現することができる。

$$\log V_{sc} = K_2 / G - K_3 \dots\dots\dots (4)$$

ここで K_2, K_3 は定数である。(4) 式の関係は鋼の組成やその熱履歴により異なる可能性があるので一般的

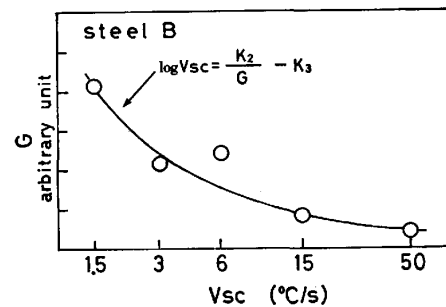


Fig. 10. Relation between V_{sc} and G -value obtained by measuring grain size of steel B cooled at various cooling rates. K_2 and K_3 are constants.

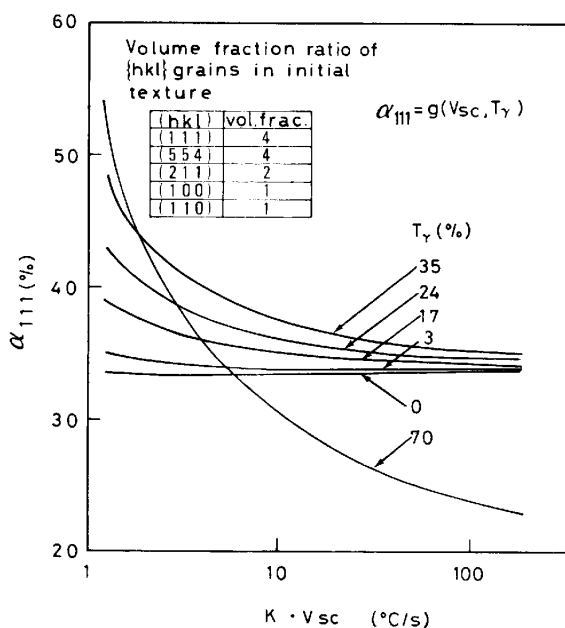


Fig. 11. Relation between V_{SC} and α_{111} calculated by equations (1) and (4) using the initial texture shown in the figure. K is constant.

な関係ではないが、以下の定性的検討を行うのには利用することができる。

4.4 {111} 集合組織に及ぼす V_{SC} と T_γ の影響

(1)式の α_{111} を G の関数から V_{SC} の関数に(4)式を使つて変換し、 α_{111} と V_{SC} の関係を T_γ をパラメータとして計算し、その結果を Fig. 11 に示す。Fig. 11 に示した計算曲線は Fig. 2 に示した \bar{r} 値と V_{SC} の関係あるいは Fig. 3 に示した (222) 面回折強度と V_{SC} の関係を示す実験曲線と定性的によく一致している。これによると V_{SC} が小さくなるにしたがつて α_{111} が上昇するが、その傾向は T_γ が大きくなるほど顕著になることがわかる。(4)式は同一変態率 (T_γ が一定) という条件でのものであり、 T_γ が異なるものについて α_{111} の大小関係をそのまま比較することはできないが、同一 K_1 で T_γ が 70% のとき V_{SC} が速い場合 α_{111} がとくに小さくなつている。この理由は(1)式によりつぎのように説明できる。すなわち γ 変態が進行しすぎて未変態 α 相には {111} 方位しか残つておらず¹⁴⁾、しかもその {111} 方位 α 粒の一部も γ 変態して消滅しているために(1)式における $R_{\alpha 111}$ が小さくなつていること、ならびに $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態速度が速いために(1)式における G が小さく N が大きくなつたためである。なお変態率が高くなるほど V_{SC} の減少に伴う α_{111} の増加傾向がより強くなるのは未変態 α 相中で {111} 集合組織が強くなることに起因している。 T_γ の増加に伴うこの傾向の変化が実際に生じているかどうかを確認すべく、

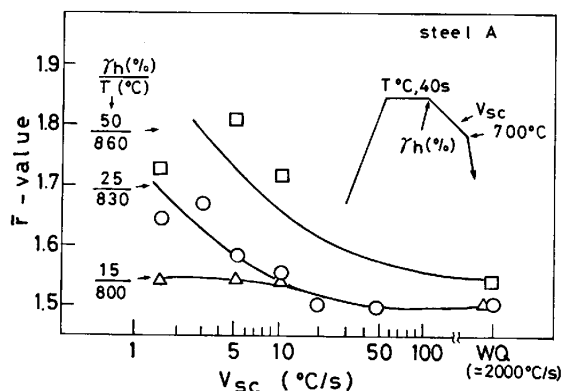


Fig. 12. Relation between V_{SC} and \bar{r} -value obtained by experiment on steel A with various γ -fractions at start of cooling.

A鋼について T_γ が 15%、25% および 50% の条件で V_{SC} を変化させて \bar{r} 値を測定した。その結果を Fig. 12 に示す。データにかなりのばらつきがあるが、これにより高変態率の試片ほど高温部徐冷の効果が顕著に出ていることや \bar{r} 値と V_{SC} の関係を示す曲線の形が計算曲線と類似していることが確認できる。

以上のごとく著者がこれまでに報告してきた変態集合組織に関する新しい理論¹¹⁾¹³⁾¹⁴⁾を本実験結果の解析に適用し、さらに集合組織と高温部冷却速度 (V_{SC}) との関係求めて解析した結果、二相域焼鈍後高温部を徐冷することにより {111} 集合組織が発達する現象をよく説明することができた。すなわち、高温部徐冷により $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態速度がおそくなり、{111} 集合組織の強い未変態 α 相の成長による $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態が優先的に生じるために核形成変態によるランダム方位の α 粒の形成を抑制し {111} 集合組織が発達したものと考えられる。

5. 結 論

炭素含有量の異なる 2 種類の冷延鋼板を α , γ 二相域温度で急熱短時間保持焼鈍後高温部を徐冷することの \bar{r} 値や集合組織に及ぼす影響を調査検討した。その結果次のことがわかつた。(1)両鋼とも高温部を徐冷することにより \bar{r} 値が向上し、{111} 集合組織が発達し結晶粒は大きくなる。(2)これらの傾向は低炭素鋼より極低炭素鋼の方が、また徐冷開始時点での γ 変態率が低いよりも高い方が顕著である。(3)徐冷材の集合組織は {111} 方位よりも {554} 方位側へより鮮鋭な集積を示すが、急冷材は {111} から {554} 方位へ広がつた集積を有する集合組織となる。(4)加熱途中で γ 変態開始直前の状態 (A)、60% γ 変態後 (B)、均熱終了時で 75% γ 変態後 (C) および徐冷後の状態 (D) の各状態で {111}

集合組織がもつとも大きく増加するのは (C) から (D) に至る間、すなわち高温部徐冷中である。(5) 二相温度域から同じ二相域の低温部あるいは α 単相の高温部まで急冷後保持しても {111} 集合組織は増加せず、前者の場合はむしろ低下する。(6) これらの結果を解析すべく、著者がすでに提案した変態集合組織形成に関する理論を適応し、集合組織と高温部冷却速度の関係を求めて検討した。その結果、徐冷材では二相域焼鈍後 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態が低速度で進行する間に、{111} 集合組織の強い未変態 α 相の成長による変態が、新たに α 核を形成することによる変態よりも優先するために {111} 集合組織が発達し、 \bar{r} 値が上昇することを合理的に説明することができた。

文 献

- 1) 戸田健三, 西脇 実, 権藤 永, 武智 弘, 阿部光延: 鉄と鋼, 59 (1973), S 497
- 2) 久保寺治朗, 中岡一秀, 荒木健治, 渡辺 馨, 岩瀬耕二: 同上, 62 (1976), p. 846
- 3) 松尾宗次, 早川 浩, 西村 哲, 速水哲博: 同上, 62 (1976), S 698
- 4) 松尾宗次, 岡本正幸, 速水哲博: 同上, 60 (1974), S 191
- 5) N. TAKAHASHI, M. ABE, O. AKISUE and H. KATO: TMS-AIME Sympo. on "Metallurgy of Continuous-Annealed Sheet Steel", Dallas (1982) Feb.
- 6) P. L. MANGONON, Jr. and B. L. BRAMFITT: J. Met., 35 (1983), p. 27
- 7) R. D. JENKINS and D. V. WILSON: JISI, 209 (1971), p. 805
- 8) R. M. S. B. HORTA, D. V. WILSON and W. T. ROBERTS: JISI, 210 (1972), p. 42
- 9) 濟木捷郎: 塑性と加工, 19 (1968), p. 180
- 10) N. FUKUDA and M. SHIMIZU: Trans. ISIJ, 17 (1977), p. 339
- 11) 橋本 修, 佐藤 進, 田中智夫: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 799
- 12) R. M. S. B. HORTA, D. V. WILSON and W. T. ROBERTS: JISI, 209 (1971), p. 169
- 13) 橋本 修, 佐藤 進, 田中智夫: 同上, 66 (1980), p. 102
- 14) 橋本 修, 佐藤 進, 田中智夫: 同上, 66 (1980), p. 112