

論文

低炭素 Ti 添加冷延鋼板の再結晶集合組織に
およぼす Si 添加の影響

須藤正俊*・塚谷一郎*

The Effect of Silicon on Recrystallization Texture in Low
Carbon Steel Sheets Containing Titanium

Masatoshi SUDO and Ichiro TSUKATANI

Synopsis :

The effect of silicon addition on the recrystallization texture of titanium - bearing sheet steel containing different amount of carbon in solution was investigated. The addition of silicon effectively developed {554}⟨225⟩ recrystallization texture. This occurred when the specimen was annealed not only at a slow heating rate but also at a rapid heating rate. The changes in the annealing texture were regarded to have arisen as results of the effects of the decrease in solute carbon content and the stronger component of {111}⟨112⟩ in the cold-rolled states.

1. 結 言

鋼中の炭素量が減少するにつれて低炭素冷延鋼板の r 値が向上することは良く知られており、極低炭素 Ti 添加冷延鋼板という超深絞り用鋼板が工業生産されている¹⁾。また、再結晶集合組織形成におよぼす固溶炭素の影響についても数多くの研究がなされ、いくつかの機構が提案されている²⁾。著者らは {111} 再結晶集合組織の発達に対し、炭窒化物形成に伴う冷延前の固溶炭素の固着がもつとも重要であり³⁾、さらに固溶炭素を除去すれば、Si, Mn および P が共存しても r 値は向上しうるとの考え方に立ち、超深絞り用高強度溶融亜鉛めつき鋼板を開発した⁴⁾。

一方、自動車の車体軽量化および外板パネルの耐デント性向上などの観点から、深絞り性にすぐれ、しかもプレス成形時に軟らかく、成形後塗装焼付時に硬化する(焼付硬化性)高強度冷延鋼板の開発が望まれている。焼付硬化には微量の固溶炭素を必要とするため、連続焼鈍サイクルのような急速加熱、急速冷却する焼鈍条件に

おいて、固溶炭素が存在する状態で {111} 再結晶集合組織を発達させる必要がある。しかしながら、焼付硬化に必要な微量炭素と強化に必要な置換型固溶元素が共存するときの再結晶集合組織におよぼす影響についてはほとんど報告されていない。本報告においては焼付硬化性を有する深絞り用高強度鋼板をうるため、延性をあまり低下させず、高強度化を計るうえで有効な元素の一つである Si に的を絞る、固溶炭素が存在するときの再結晶集合組織形成におよぼす Si 添加の影響を明らかにした。

2. 実験方法

2.1 供試材

2.1.1 固溶炭素が存在する場合

供試材の化学成分を Table 1 に示す。電解鉄を原料とし、極低炭素 Ti 添加鋼を基本に Si を単独で変化させた約 90 kg の鋼塊を真空溶製した。鋼塊を皮削り、粗鍛造後、1200°C 均熱処理をして熱延を行い、厚さ 20 mm の素材とした。TiC とならない過剰な炭素 ($C^* = C - C$ as TiC) が存在するようにこの段階で 950°C × 3

Table 1. Chemical composition of steels. (wt%)

Steel	C	Si	Mn	S	Al	N	O	Ti	Ti ^γ (C+N) atomic
A	0.005 (0.046)	0.01	0.16	0.018	0.002	0.004	0.005	0.124	0.45
B	0.003 (0.050)	0.23	0.16	0.019	0.012	0.001	0.008	0.110	0.34
C	0.004 (0.050)	0.50	0.15	0.018	0.002	0.001	0.006	0.120	0.42

Ti* = Ti - Ti as TiO₂ and TiS
(): Carbon content after carburization

昭和 59 年 3 月 15 日受付 (Received Mar. 15, 1984)

* (株)神戸製鋼所中央研究所 (Central Research Laboratory, Kobe Steel, Ltd., 1 Wakinohama-cho Chuo-ku Kobe 651)

h の浸炭処理 (固体浸炭) を行い, さらに, 拡散・溶体化のため $1200^{\circ}\text{C} \times 50\text{h}$ 保持後, 3.2mm^{\dagger} まで 2 パスで熱延した. 浸炭処理後の C 量を Table 1 の括弧内に示した.

熱延板は TiC 析出処理のため $750^{\circ}\text{C} \times 3\text{h}$ 保持し, さらに, C* をフェライト (α) 中に固溶させるため氷水中に急冷した (以下, W.Q. 材と称す). 水冷された熱延板の一部は C* を Fe_3C として析出させるため $600^{\circ}\text{C} \times 1\text{h}$ 保持後炉冷した (F.C. 材). また, 固溶炭素 (以下, [C] と記す) 量の異なる試料を得るため 700°C で $0 \sim 24\text{h}$ 脱炭処理したものを作製した (以下, 24h 脱炭処理したものを D.C. 材と称す). $700^{\circ}\text{C} \times 24\text{h}$ 脱炭処理後の横振動型内部摩擦 (周波数: 約 350Hz) の Q^{-1}_{max} 値より算出した⁵⁾ [C] 量は数 ppm 以下である. また, 脱炭処理に伴う熱延板集合組織変化および粒径変化は認められなかった. これらの熱処理を行ったのち, 75% の冷延を施した. 冷延板はおもにソルトバス中で $850^{\circ}\text{C} \times 5\text{min}$ の焼鈍を行った. また, 再結晶挙動を調べるため 580°C 等温焼鈍を行った.

2.1.2 固溶炭素が存在しない場合

Table 1 に示す供試材 (上段の試料) を粗鍛造および熱延により厚さ 20mm の素材とした. この素材を $1200^{\circ}\text{C} \times 1\text{h}$ 溶体化処理後, 3.2mm の厚さまで 2 パスで熱延し, 室温に放冷した. 巻取条件に合わせる目的で 600° もしくは $700^{\circ}\text{C} \times 1\text{h}$ 炉冷の熱延板処理を行った後, 酸洗, 冷延を施し, 0.8mm^{\dagger} の冷延板とした. 冷延板を 850°C に保持されているソルトバス中に 1min 浸漬後空冷した.

2.2 X 線測定

集合組織測定は板厚中心層の圧延面で行った. 極密度は Mo- K_{α} 線を用い, スリット系: $1^{\circ} - 0.6\text{mm} - 1^{\circ}$, 電圧-電流: $47.5\text{kV} - 25\text{mA}$ の条件で, シンチレーションカウンタにて測定した. 結晶方位分布関数 (O.D.F.) 計算のために (110), (200) および (211) 極点図を測定した. Mo- K_{α} 線 ($47.5\text{kV} - 25\text{mA}$, ただし (110) 極点図の透過法についてのみ $40\text{kV} - 10\text{mA}$) を用い, $\alpha = 0^{\circ}$ から 30° までの範囲は Decker-Asp-Harker 透過法, $\alpha = 30^{\circ}$ から中心部までは Schulz 反射法によった. スリット条件はそれぞれの測定法に特有な条件を満たすように設定した. 結晶方位分布関数の計算は ROE⁶⁾ の手法に基づいて 22 次までの展開で求めた.

2.3 電気抵抗測定

F.C. 材を 75% 冷延後, $0.8 \times 1.0 \times 120$ (mm^3) の試料を多数作製し, ソルトバス中で $580^{\circ}\text{C} \times t\text{min}$ 焼鈍したのち氷水中に急冷した. ただちに液体窒素温度で電気

抵抗を測定したのち, $250^{\circ}\text{C} \times 50\text{h}$ 加熱・炉冷を行い, 再び電気抵抗測定を行った. 580°C 焼鈍後水冷時の値と 250°C 時効後の値の差 $\Delta\rho$ はおもに [C] 量に比例する. また, 250°C 時効後の電気抵抗値の 580°C 等温焼鈍に伴う変化は回復および再結晶の進行に伴う格子欠陥の消滅によるものと想定した⁷⁾.

3. 実験結果

3.1 固溶炭素が存在する場合

3.1.1 再結晶集合組織

[C] が存在する場合の Si 添加の影響を明らかにするため, W.Q. 材の再結晶集合組織を調査した. 850°C に保持されているソルトバス中で 5min 焼鈍したときの代表的低指数面極密度 (不規則標準試料の X 線積分極密度 I_0 との比; I/I_0 , 以下, $I_{(222)}$ 等と記す) と Si 添加量の関係を Fig. 1 に示す. Si 量を増すと, $I_{(222)}$ は増加し, $I_{(110)}$ は減少する. $I_{(211)}$ および $I_{(200)}$ はほとんど変化しない. 図に F.C. 材の結果を併記したが, Fe_3C 析出処理を施すことにより各鋼種とも $I_{(222)}$ が増加し, $I_{(110)}$ が減少する. Fe_3C 析出処理に伴う極密度変化は Si 量を増すと小さくなる. したがって, Si 量の増加に伴う $I_{(222)}$ の増加および $I_{(110)}$ の減少量は F.C. 材では小さくなる.

Fig. 2 に 0%Si 鋼 (鋼 A) および 0.5%Si 鋼 (鋼 C) を 100, 500, 2000 および $1.4 \times 10^5^{\circ}\text{C/h}$ の加熱速度で $720^{\circ}\text{C} \times 3\text{h}$ 焼鈍した時の極密度変化を示す. 2000°C/h 程度の高加熱速度にしても鋼 A および鋼 C の極密度はほとんど変化しない. さらに加熱速度を増すと, $I_{(222)}$ は

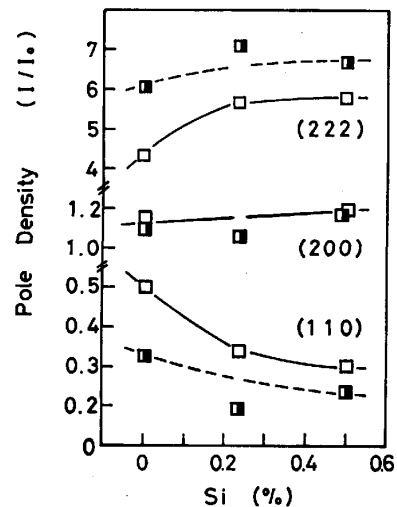


Fig. 1. Effect of silicon content on the pole densities of water-quenched (□) and furnace-cooled steels (■) after annealing for 5 min in a salt bath of 850°C .

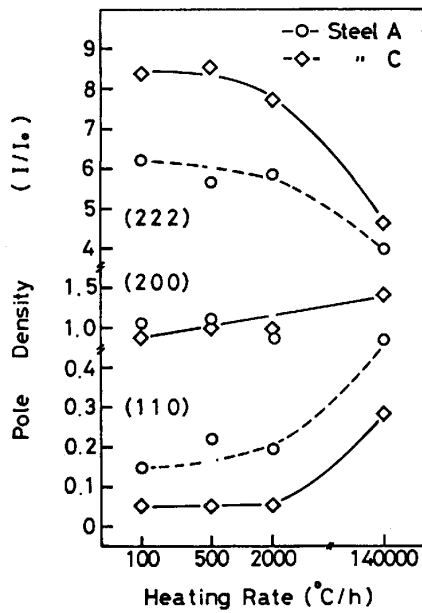


Fig. 2. Relation between the pole densities of water-quenched steels A (0%Si) and C (0.5%Si) and the heating rate of annealing.

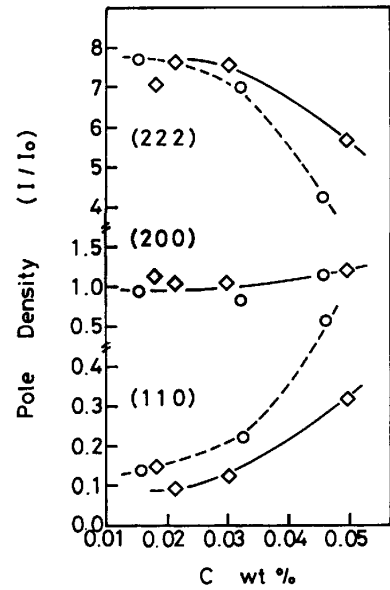


Fig. 4. Changes in pole densities as a function of carbon content of water-quenched steels A and C after annealing for 5 min in a salt bath of 850°C. (Symbols are the same as in Fig. 2)

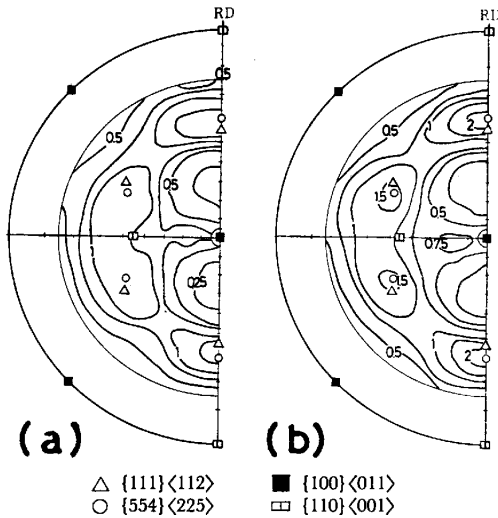


Fig. 3. (200) pole figures of water-quenched steels A (a) and C (b) after annealing with the heating rate of 100°C per hour and then holding at 720°C for 3 h.

急激に減少し、 $I_{(110)}$ は増加する。ここで注目すべき点はいずれの加熱速度においても鋼Aにくらべて鋼Cの $I_{(222)}$ が高く、 $I_{(110)}$ が低いことである。Fig. 3 に 100°C/h の加熱速度で焼鈍した時の (200) 極点図を示す。再結晶集合組織はいずれも {554}<225> タイプであり、鋼Cの方がその集積が高い。このように 0.5%Si を含有すると [C] が存在しても発達した {111} 再結晶集合組織が得られた。

次に、鋼Aおよび鋼CのC量を熱延板脱炭処理によって変化させたときの極密度変化を Fig. 4 に示す。同図

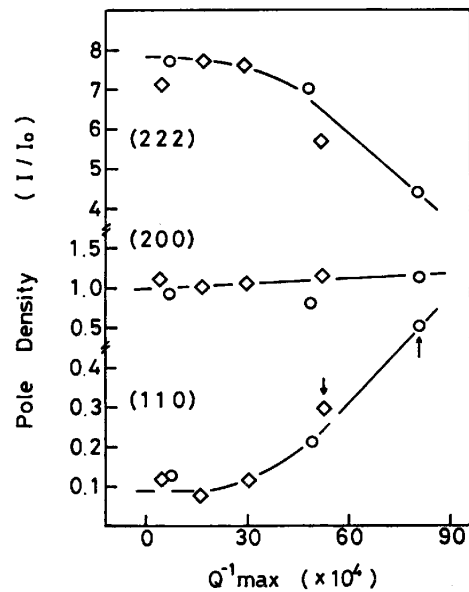


Fig. 5. Relation between Snoek peak height, $(Q^{-1})_{max}$, and the pole densities of steels A and C given in Fig. 4. (Symbols are the same as in Fig. 2, and arrows indicate water-quenched 0.05% C steels)

において最左側の実験点は 24 h 脱炭処理後のものである。両鋼種ともC量の増加に伴い $I_{(222)}$ が減少し、 $I_{(110)}$ が増加する。ところが、鋼Aにくらべて鋼CのC量の増加に伴う極密度変化は小さく、同一C量で比較したとき鋼Cの方が高い $I_{(222)}$ および低い $I_{(110)}$ を示す。なお、 $I_{(200)}$ についてはC量の増加に伴う変化も小さく、鋼Aと鋼Cでの鋼種による差もほとんど認められなかった。

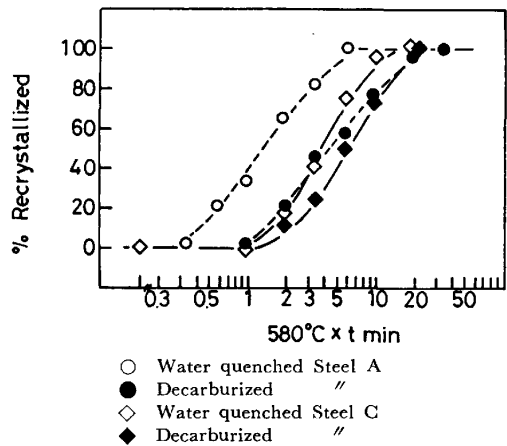


Fig. 6. Changes in fraction recrystallized during isothermal annealing at 580°C.

Fig. 4 に示したC量の増加に伴う極密度変化を冷延前の内部摩擦値 Q^{-1}_{max} で整理した結果を Fig. 5 に示す。これらの極密度変化は Q^{-1}_{max} と良い相関関係を有し、 Q^{-1}_{max} の増加による鋼Aおよび鋼Cの $I_{(222)}$ の減少、 $I_{(110)}$ の増加はそれぞれ同一曲線上にある。C量と Q^{-1}_{max} の関係は図示しないが、同一C量で比較した場合、鋼Cの Q^{-1}_{max} は鋼Aのそれより小さく、Si 添加が [C] 量を減ずることを意味している。

3.1.2 580°C 等温再結晶挙動

580°C 等温焼鈍時の再結晶率変化を Fig. 6 に示す。鋼Aの W.Q. 材の再結晶進行がもつとも早く、0.35

min 程度から再結晶を開始し、ほぼ 6 min で完了する。D.C. 材の再結晶開始・完了は長時間側に移行し、再結晶開始までには約 1 min、また完了には 30 min を要するようになる。

鋼Cの再結晶開始は W.Q. 材、D.C. 材とも鋼Aにくらべて遅れる。たとえば、W.Q. 材において鋼Aの再結晶開始は上述のごとく 0.35 min であつたのに対し、鋼Cでは 1 min を要している。鋼Cでは脱炭処理に伴う再結晶の遅れは鋼Aのそれより小さい。また、鋼Cの再結晶開始から完了までの進行速度は鋼Aにくらべて速い。

580°C 等温焼鈍時の極密度変化については図示しないが、鋼Aの W.Q. 材において再結晶に伴って減少した $I_{(222)}$ は粒成長段階に移つてもほとんど変化せず、一方、 $I_{(110)}$ は単調に増加する。これに対して、鋼Cでは再結晶に伴って減少した $I_{(222)}$ は粒成長とともにわずかに増加する。また、 $I_{(110)}$ は再結晶開始とともに急激に増えたのち、逆に減少する傾向が認められた。そこで、鋼Aおよび鋼Cの再結晶完了直後の $\phi = 45^\circ$ 断面の O.D.F. を測定した。Fig. 7 に示すように鋼Aと鋼Cとで再結晶完了直後の優先方位に差が認められる。鋼Cでは $\{554\}\langle 225 \rangle$ 方位の強い集積が認められるのに対して、鋼Aでは $\{554\}\langle 225 \rangle + \{111\}\langle 011 \rangle$ である。D.C. 材ではその傾向が顕著になる。すなわち、再結晶直後において鋼Cは鋼Aにくらべてよりシャープな $\{554\}$

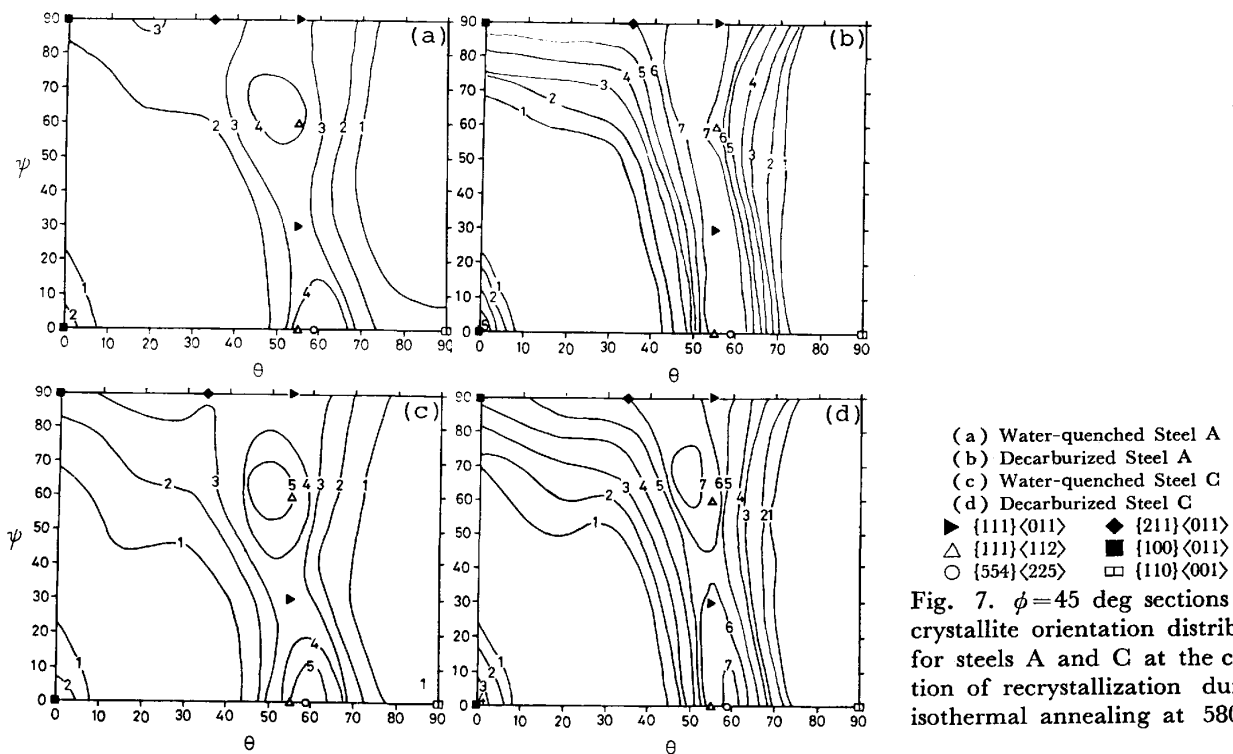
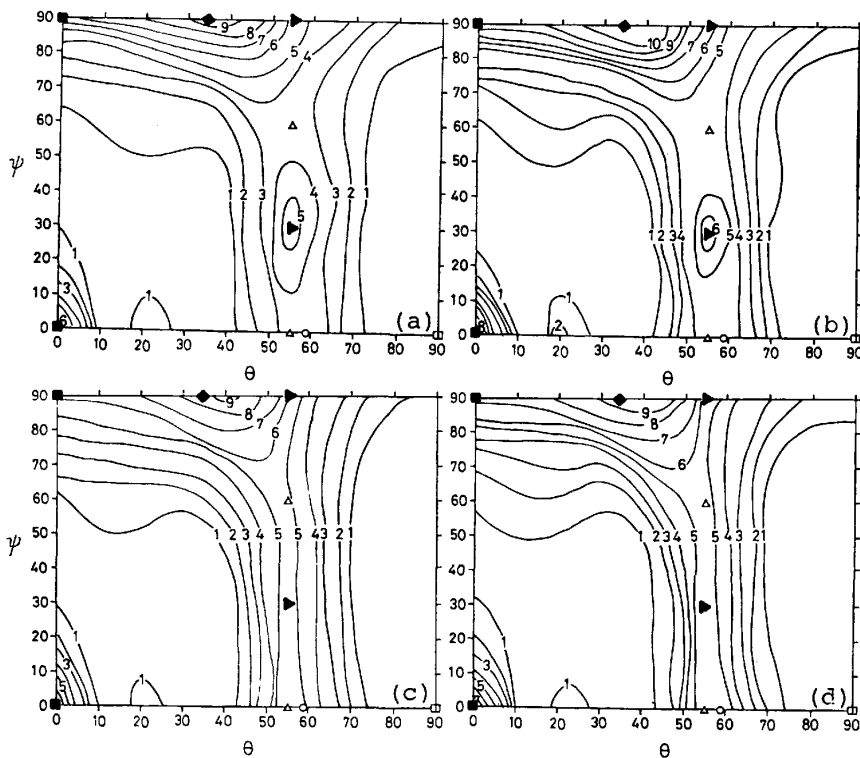


Fig. 7. $\phi = 45^\circ$ sections of crystallite orientation distribution for steels A and C at the completion of recrystallization during isothermal annealing at 580°C.



(a) Water-quenched Steel A
 (b) Decarburized Steel A
 (c) Water-quenched Steel C
 (d) Decarburized Steel C
 Fig. 8. $\phi=45$ deg sections of crystallite orientation distribution for steels A and C cold-rolled 75%.

$\langle 225 \rangle$ 方位への集積を呈しているといえる。

3.1.3 冷延状態

通常、再結晶核は変形によつて局所的に方位回転し、格子歪みを多量に蓄積している結晶粒界のような領域に生成することが知られている⁸⁾。また再結晶集合組織は冷延集合組織と特定の結晶回転関係を有すると言われて⁹⁾¹⁰⁾。そこで、冷延状態に関する調査を行つた。

Fig. 8 に鋼 A および鋼 C の 75% 冷延後の $\phi=45^\circ$ 断面の O.D.F. を示す。まず W.Q. 材について記述する。鋼 A の冷延集合組織は R.D.// $\langle 110 \rangle$ 繊維組織で、その優先方位は $\{211\}\langle 011 \rangle$ 方位および $\{111\}\langle 011 \rangle$ 方位である。鋼 C においても鋼 A とほぼ同じ冷延集合組織がえられているが、注目すべきことは N.D.// $\langle 111 \rangle$ 繊維組織が顕著になるとともに冷延安定方位の 1 つである $\{111\}\langle 112 \rangle$ 方位から $\{211\}\langle 011 \rangle$ 方位への回転が顕著になつていることである。この傾向は D.C. 材でも同様であり、W.Q. 材にくらべて $\{211\}\langle 011 \rangle$ 方位への集積が高まつている。

3.2 固溶炭素が存在しない場合

前項では [C] があるときの Si 添加の影響を調査した。[C] の存在は焼付硬化性を有する高強度冷延鋼板を得るうえで重要である。しかしながら、超深絞り用高強度冷延鋼板開発⁴⁾ の観点からは $\{ \text{有効 Ti} / (\text{C} + \text{N}) \}$ atomic > 1.0 すなわち、[C] が存在しない場合の Si 添加の影響が重要である。そこで、浸炭処理を行わない、

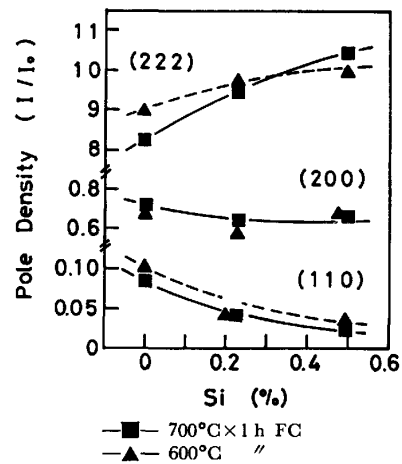


Fig. 9. Effect of silicon content on the pole densities of extra-low-carbon titanium-stabilized steels after annealing for 1 min in a salt bath of 850°C.

すなわち [C] が零のときの極低炭素 Ti 添加鋼板の再結晶集合組織形成におよぼす Si 添加の影響を調査した。

Fig. 9 に熱延板に 600° および 700°C x 1 h 炉冷の熱延板処理を行つた後、75% 冷延、850°C x 1 min 焼鈍を施したときの極密度と Si 添加量の関係を示す。前項の W.Q. 材の結果 (Fig. 1) と同様、Si 量を増すと $I_{(222)}$ は増加する。 $I_{(110)}$ はわずかに減少する。0% Si では 700°C 炉冷材の $I_{(222)}$ が 600°C 炉冷材にくらべ

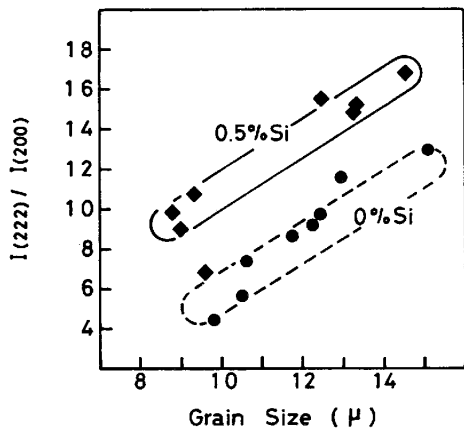


Fig. 10. Relationship between grain size and $I_{(222)}/I_{(200)}$ of extra-low-carbon titanium-stabilized steels A and C after annealing for 1 min in a salt bath of 850°C.

て低い。ところが、Si 量の増加に伴う 700°C 炉冷材の $I_{(222)}$ の増加が大きいため、0.5%Si では 700°C 炉冷材の方が高い値を示すようになる。

焼鈍板粒径と $I_{(222)}/I_{(200)}$ の関係を Fig. 10 に示す。焼鈍板粒径が大きくなるにつれて $I_{(222)}/I_{(200)}$ は直線的に増加する。鋼Cの $I_{(222)}/I_{(200)}$ は同一焼鈍板粒径で比較したとき鋼Aのそれより高く、[C] が無いときでも Si 添加は {111} 再結晶集合組織を発達させることを示している。

4. 考 察

[C] の有無にかかわらず Si を添加すると {111} 再結晶集合組織の発達がより顕著になった。Si と同様に有効な強化元素である P の添加が再結晶集合組織に与える影響について、OHASHI et al¹¹⁾ が [C] との関連から、また MATSUDO et al¹²⁾ は Fe_3C との関連から調べた。両者の実験結果はほぼ一致し、[C] もしくは Fe_3C が存在する場合には P 添加により $I_{(222)}$ が増加しており、今回の Si 添加と同様な効果がえられている。しかしながら [C] や Fe_3C が存在しない場合には P 添加量の増加につれて $I_{(222)}$ は逆に減少しており、Si 添加効果とは異なつた挙動を示している。{111} 再結晶集合組織発達におよぼす Si の効果について以下に簡単に考察を加える。

4.1 {111} 再結晶集合組織形成に及ぼす固溶炭素の影響

鋼Aおよび鋼CのC量を増加させるにつれて $I_{(222)}$ は減少し、 $I_{(110)}$ は増大する。その変化量は C 量よりも Q^{-1}_{max} 値とより良い相関関係にあることを Fig. 5 に示した。C量と Q^{-1}_{max} との関係は図示しないが、

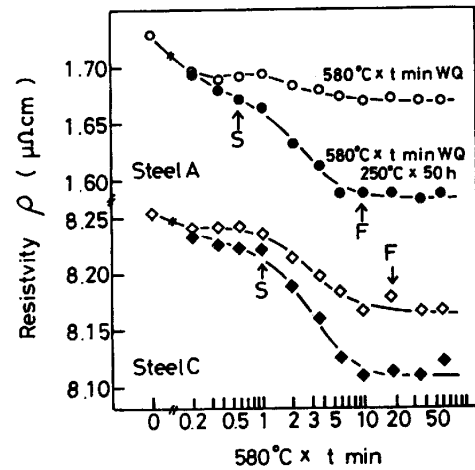


Fig. 11. Changes in the electrical resistivity of furnace-cooled steels A and C during isothermal annealing at 580°C (O, \diamond) and additional tempering for 50 h at 250°C (●, \blacklozenge).

同一C量で比較すると鋼Cの Q^{-1}_{max} は鋼Aのそれよりも小さく、その差は高C量側で大きくなっている。このことは Si 添加は [C] を減らす効果があることを示唆している。 α 鉄中のCの溶解度に及ぼす Si の効果に関する定説はないが、LEAK ら¹³⁾ は Si 添加はC溶解度を減少させるとのデータをえている。本実験においてさらにこの効果を確認するために、両鋼の固溶炭素量を電気抵抗値変化を測定して比較することを試みた。Fig. 11 に F.C. 材を 580°C 等温焼鈍した時の電気抵抗値変化を示す。○点と●点などの差は 2.3 に既述したようにその焼鈍条件での [C] 量に比例する。光学顕微鏡で求めた再結晶開始時間および完了時間を図中にそれぞれ S および F の記号で示した。再結晶完了時には Fe_3C の平衡溶解度に達していると仮定すると、その時の $\Delta\rho$ は鋼Aでは $0.079 \mu\Omega\text{-cm}$ 、一方鋼Cでは $0.056 \mu\Omega\text{-cm}$ となり鋼Cの方が [C] 量が少ないことになる。以上の結果を総合すると、少なくとも本実験範囲内では Si 添加は [C] 量を減少させると結論できる。したがって Si 添加による [C] の減少が {111} 再結晶集合組織の発達に重要な役割を果たしていると推論⁹⁾ される。

なお、W.Q. 材では冷延、回復あるいは再結晶のいずれの段階においても、Si 添加による固溶炭素量の差が存在すると推定されるため、どの段階での [C] 量の相違が {111} 再結晶集合組織形成にもつとも影響を与えるかは特定しにくい。しかしながら、以下のような事実から少なくとも本実験範囲内では冷延状態での [C] が再結晶集合組織形成におよぼす影響がより大きいと考えられる。Fig. 1 に示したように F.C. 処理によつて $I_{(222)}$ が増加し、 $I_{(110)}$ が減少するが、これは冷延前お

よび再結晶初期の [C] 量の減少によると推定される。急速加熱焼鈍であるため、F.C. 材の再結晶初期での Fe_3C の分解による [C] 量は鋼 A と鋼 C とで差がない (絶対量も少ない) ことが Fig. 11 の結果から類推される。したがって、冷延前の [C] の減少による寄与が同程度であるならば、F.C. 処理による $I_{(222)}$ の増加量は鋼 A と鋼 C とで差がないと考えるべきである。にもかかわらず、鋼 C の F.C. 処理に伴う $I_{(222)}$ の増加量が少ないという事実は W.Q. 材において (Si の効果による) 冷延前 [C] 量の減少により $I_{(222)}$ が増加している結果にはかならない。W.Q. 材での Si 添加に伴う $I_{(222)}$ の増加はこれに次節で考察する冷延集合組織変化による寄与が重畳されたものと推定される。

4.2 {111} 再結晶集合組織形成に及ぼすシリコンの影響

[C] が存在しても Si を添加すると {111} 再結晶集合組織が発達する理由は、おもに冷延状態での [C] 量の減少によるものと推論した。しかしながら、[C] よりも Si は冷延集合組織を変える効果が高く、その結果再結晶集合組織形成に対してより本質的な役割を果たしていると考えられる。その傍証として下記の事実をあげる。

(1) Si 添加による {111} 再結晶集合組織の発達には徐熱焼鈍においても顕著である。(Fig. 2)

(2) 鋼 A と鋼 C の 580°C 再結晶完了直後の再結晶集合組織の主方位には若干差があり、鋼 C の方が {554} <225> 方位への集積が顕著である。この傾向は [C] の多少にかかわらず認められる。(Fig. 7)

(3) Si 添加による {554} <225> 再結晶方位の発達は [C] が零の極低炭素 Ti 添加鋼においても認められた。(Fig. 10)

(4) 既述したように冷延集合組織の主方位も Si 添加により変化し、N.D. // <111> 回転関係が顕著になる。

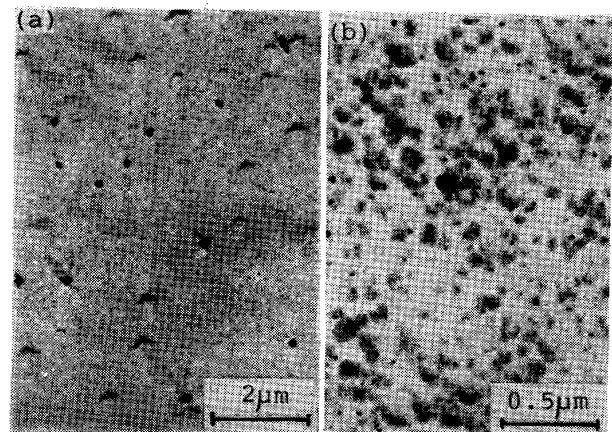
以上の結果を総合すると、Si を添加した鋼 C において Fig. 7 に示すように {554} <225> 再結晶方位が卓越するのは、Fig. 8 に示した冷延集合組織において {111} <011> 方位の集積が弱まっていることと関連づけることができよう。

Si 添加により冷延および再結晶集合組織が変化することは良く知られている²⁾。著者ら¹⁴⁾も {554} <225> 再結晶集合組織が発達することを明らかにし、冷延集合組織における {211} <011> 方位への集積と関連づけて説明した。すなわち {211} <011> 冷延地に対し R.D. - 60° // <011> 軸のまわりの 35° 回転関係にある {554} <225> 再結晶核は他方位粒よりも核生成が早く、しかも選択的に

成長しうるためこの再結晶方位が卓越する。また {211} <011> 冷延方位の発達については冷延時における活動すべり系に Si が影響を与えるのみならず、熱延板における {211} <011> 方位の発達とも関係があるとしている。Si は stacking fault energy を減少させることにより交差すべりを著しく減少させること¹⁵⁾ また異方塑性が生じる¹⁶⁾、ことなどから冷延集合組織に影響を与えている。また Fe-Si 合金¹⁷⁾ および Fe-Al 合金¹⁸⁾ の単結晶を圧延した場合に起こる方位変化のなかには、純鉄における通常のすべり回転とは逆向きのものも見いだされていることにも留意しなければならない。ただし、0.5% Si 鋼では {211} <011> 方位への集積は顕著ではなく、むしろ N.D. // <111> 繊維組織が卓越し、その結果 {111} <112> + {111} <011> 集合組織が形成されたとしている¹⁴⁾。

本実験においては、0.5% Si を添加すると冷延集合組織の主方位が変化し、しかも {554} <225> 再結晶集合組織が発達した事実は、前述の結果¹⁴⁾ とは一致せずむしろ相反する結果である。この理由は明らかではないが現時点では本実験の結果について次のように考えている。

この機構について考える前に、浸炭前の極低炭素 Ti 添加鋼と浸炭 (および脱炭) 材の熱延板組織の相違について簡単にのべる。浸炭により TiC 量は 3 倍強に増加し、熱延後の TiC も微細化している (Photo. 1)。したがって熱延板粒径も約 $20\ \mu\text{m}$ から $8\ \mu\text{m}$ へと微細化している。W.Q. および D.C. 材の熱延板粒径は小さく、冷延安定方位への集積が高まるはずであるが、冷延安定方位とは言えない {111} <011> 方位への集積が認められている。このように鋼 A の W.Q. 材では TiC 量が極低炭素 Ti 添加鋼よりも多く、しかも微細であるために転位の移動が阻止され、その結果方位回転が阻害されたり、活動すべり系に差がでるため冷延安定方位 {111}



(a) Before carburization (b) After carburization
Photo. 1. Electron micrograph of carbon replicas showing precipitates in hot rolled steel A before cold rolling.

$\langle 112 \rangle$ への集積が弱まったものと考えられる。一方これに対し 0.5% とわずかの Si を添加しても (鋼 C の W. Q. 材), 鋼 A に比べて, [C] 量も少ないためか, 冷延安定方位 $\{111\}\langle 112 \rangle \rightarrow \{211\}\langle 011 \rangle$ 方位への方位回転が促進され, Fig. 8 に示すように通常の極低炭素 Ti 添加鋼と同じ冷延集合組織がえられることになる。このような冷延板集合組織が発達すると $\{211\}\langle 011 \rangle$ 冷延方位に対し RD-60°// $\langle 011 \rangle$ 軸まわりの 35° の回転関係にある $\{554\}\langle 225 \rangle$ 方位核が再結晶初期に歪み蓄積量が高いため優先的に核生成し, しかも周辺の $\{211\}$ 方位地を食い優先的に成長するため $\{554\}\langle 225 \rangle$ 再結晶集合組織が形成されたものとする。これらの現象は [C] 量を減少させた脱炭材ではより顕著におこり, [C] および Si が冷延集合組織ひいては再結晶集合組織形成に重要な役割を果たすことが確認された。

5. 結 言

少量の固溶炭素が存在する状態での (極) 低炭素 Ti 添加鋼板の再結晶集合組織形成に及ぼす Si 添加の影響について調査し, 次のような興味深い結果をえた。

(1) Si を添加すると固溶炭素が存在しても, 徐熱, 急熱焼鈍のいずれにおいても $\{111\}$ 再結晶集合組織が発達し, その主方位は $\{554\}\langle 225 \rangle$ である。

(2) 基本鋼 (鋼 A) および 0.5%Si 添加鋼 (鋼 C) の C 量を増加させたときの $I_{(222)}$ の減少および $I_{(110)}$ の増加は固溶炭素量の増加と良い相関関係にある。同一 C 量で比較した場合, 0.5%Si 鋼の固溶炭素量は基本鋼のそれより小さく, Si 添加は固溶炭素を減少させる。

(3) セメント析出処理 (F.C.) 材を 580°C 等温焼鈍したときの再結晶開始時の固溶炭素量はほぼ等しいにもかかわらず, F.C. 処理に伴う $I_{(222)}$ の増加量は鋼 A に比べて鋼 C の方が少ない。このことは鋼 C の W. Q. 材において (Si の効果による) 冷延前固溶炭素量の減少により $I_{(222)}$ が増加している結果にほかならない。したがって, 再結晶開始までの固溶炭素よりも冷延時のそれがより重要な役割を果たしていると考えられる。

(4) 基本鋼の水冷材および脱炭材の冷延集合組織には $\{211\}\langle 011 \rangle$ 方位の他に $\{111\}\langle 011 \rangle$ 方位の集積が認められ, 浸炭しない基本鋼の冷延集合組織とは異なっている。これは浸炭処理により TiC 量が 3 倍強となり,

しかも微細化したためであろう。0.5%Si を添加すると浸炭しない基本鋼の冷延集合組織と同じになり, $\{111\}\langle 011 \rangle$ への集積が弱まり, $\{111\}\langle 112 \rangle$ から $\{211\}\langle 011 \rangle$ への方位回転が顕著になる。この結果 $\{211\}\langle 011 \rangle$ 冷延方位と R.D.-60°// $\langle 011 \rangle$ 軸まわりの 35° 回転関係にある $\{554\}\langle 225 \rangle$ 再結晶集合組織が卓越する。

(5) 以上の結果を総合し, Si 添加は第 1 に活動すべり系に影響を与えることにより, 第 2 には固溶炭素量を減少させることにより冷延集合組織の主方位およびその集積を変え, その結果 $\{554\}\langle 225 \rangle$ 再結晶集合組織が形成されるとの機構を提案した。

文 献

- 1) 福田宣雄, 清水峯男: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 817
- 2) 例えば, 鉄鋼薄板の再結晶及び集合組織 (鉄鋼基礎共同研究会再結晶部会編) (1974) [日本鉄鋼協会]
- 3) 小久保一郎, 須藤正俊, 亀野克己, 橋本俊一, 塚谷一郎, 岩井隆房: 鉄と鋼, 59 (1973), p. 469
- 4) 高田 寿, 須藤正俊, 塚谷一郎, 高井伝栄, 長谷明, 辻 邦夫: 鉄と鋼, 68 (1982), p. 1397
- 5) 青木宏一, 関野昌蔵, 藤島敏行: 日本金属学会誌, 26 (1962), p. 47
- 6) R. J. ROE: J. Appl. Phys., 36 (1965), p. 2024; 37 (1966), p. 2069
- 7) H. ABE, T. SUZUKI and K. TAKAGI: Trans. ISIJ, 21 (1981), p. 100
- 8) M. MATSUO, S. HAYAMI and S. NAGASHIMA: Proc. ICSTIS, Suppl. Trans. ISIJ, 11 (1971), p. 867
- 9) 阿部秀夫: 鉄と鋼, 52 (1966), p. 832
- 10) C. A. STICKELS: Trans. Metall. Soc. AIME, 233 (1965), p. 1550
- 11) N. OHASHI, M. KONISHI, A. YASUDA, S. SATO and T. Irie: Proc. ICOTOM 6, Tokyo (1981, Oct.), p. 195
- 12) K. MATSUDO, T. SHIMOMURA, K. OSAWA, M. SAKOH and S. ONO: Proc. ICOTOM 6, Tokyo (1981, Oct.), p. 759
- 13) D. A. LEAK and G. M. LEAK: JISI, 189 (1958), p. 256
- 14) M. SUDO, S. HASHIMOTO and I. TSUKATANI: Proc. ICOTOM 6, Tokyo (1981, Oct.), p. 1076
- 15) J. L. WALTER and E. F. KOCH: Trans. Metall. Soc. AIME, 233 (1965), p. 1209
- 16) 竹内 伸: 固体物理, 8 (1973), p. 61
- 17) R. K. KOH and C. G. DUNN: Trans. Metall. Soc. AIME, 203 (1955), p. 401
- 18) H. HU and R. S. CLINE: Trans. Metall. Soc. AIME, 224 (1962), p. 734