

討29 冷延鋼板の再結晶集合組織におよぼす炭素と鉄炭化物の影響

住友金属工業(株) 中央技術研究所 岡本篤樹 水井直光
 本 社 高橋政司

1. 緒 言

冷延鋼板の深絞り性はその再結晶集合組織と密接に関連しており、板面に平行な{111}方位粒が多いほど深絞り性が良好となる。鋼中炭素量が多いと一般に再結晶時における{111}方位粒の発達を抑制されるため、最近の冷延鋼板中の炭素量は低減の方向にある。低炭素熱延鋼板に種々の熱処理を加え炭素の存在状態を変えてやると、冷延、焼鈍後得られる再結晶集合組織は大きく変わるが、これが固溶状態の炭素の量の変化に起因しているのか、あるいは鉄炭化物の存在状態の差異に原因しているのか不明瞭な場合が多い。また、これらの状態の炭素が冷間圧延時に作用し焼鈍時の再結晶の仕方を変えているのか、あるいは冷延後の回復、再結晶時そのものに作用し上記変化を起こしているのか明確な結論が得られていないのが現状である。

一方、実用的には低炭素鋼の熱間圧延時高温巻取し鉄炭化物を粗大化させてやると、冷延後の急速加熱焼鈍時{111}方位粒が発達しやすいことはよく知られ、連続焼鈍法にて深絞り性の良好な冷延鋼板を製造する場合の重要な管理ポイントになっている¹⁾。しかしながら、この機構についても現象が複雑すぎてよくわかっていないのが現状である。

本報告では、微量炭素量と再結晶集合組織の関係に関する基礎的研究結果、および急速加熱焼鈍後の集合組織におよぼす熱延板処理の影響を調査した結果を紹介し、高温巻取効果の解明の一助としたい。

2. 微量炭素量と再結晶集合組織²⁾

2.1 実験方法

平均粒径18μmでTable 1に示す化学成分の脱炭Alキルド鋼板(2mm厚)を素材にして、Fig. 1に示す2つの実験を行なった。プロセスAでは雰囲気との平衡反応を利用して鋼中C量を0~46ppmに変え、これを0.5mm厚まで圧下率75%で冷延後、徐加熱焼鈍(昇温40°C/hr、均熱650°C、1hr)あるいは急速加熱焼鈍(800°Cのソルトバス中へ2分間浸漬、昇温約40°C/s)した。プロセスBでは素材を0.5mm厚まで冷延後420°Cにて最大40ppmまで浸炭処理し、次いで徐加熱焼鈍した。これらの焼鈍板の集合組織をX線にて調査した。

2.2 実験結果

プロセスAによる焼鈍板のX線積分強度比をFig. 2に示す。炭素量の増加による{110}方位成分の増加と{100}方位成分の減少はいずれの焼鈍条件でも認められる。徐加熱焼鈍の場合、C量の増加により{100}方位成分が急激に減少し、それにもない{111}方位成分が増すが、急速加熱焼鈍の場合は{100}方位成分の減少は緩やかであるため{111}方位成分のピークは認められない。また冷延状態での{110}面強度は約0.1であることを考えると(Fig. 5)、急速加熱焼鈍後{110}方位成分が多いのは

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

C	Si	Mn	P	S	Sol.Al	N
0.0003	0.02	0.18	0.008	0.012	0.087	0.0047

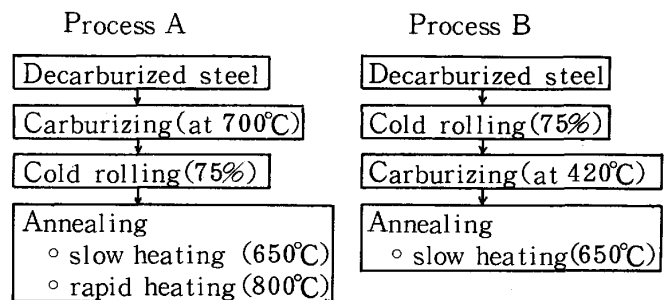


Fig. 1 Experimental procedures

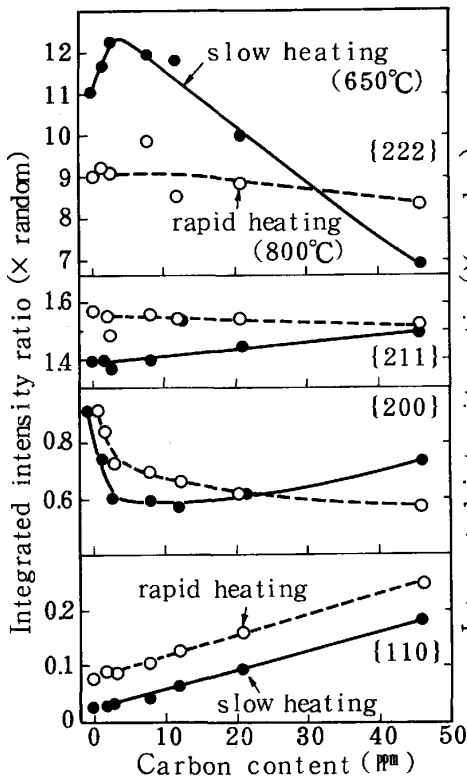


Fig. 2 Effect of carbon content before cold rolling on pole intensities of annealed steels. (process A)

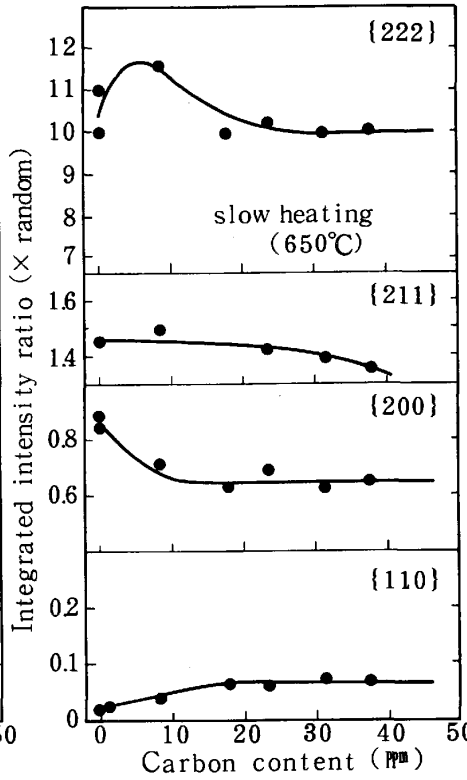


Fig. 3 Effect of carbon content after cold rolling on pole intensities of annealed steels. (process B)

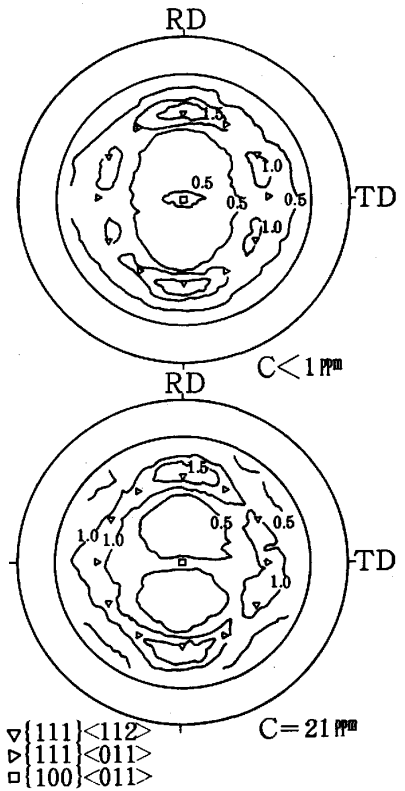


Fig. 4 {200} pole figures of annealed steels (slow heating to 650°C, process A)

再結晶後の粒成長が少ないためと推測される。このように、C量の再結晶集合組織におよぼす影響は加熱速度が変わっても基本的には変わらず、急速加熱の場合はC量の影響が弱くなるだけである。以下、徐加熱焼鈍における結果を紹介する。

プロセスBにおける徐加熱焼鈍後のX線積分強度比をFig. 3に示す。C量の再結晶集合組織におよぼす影響はC量が20 ppm以下で認められ、それ以上では飽和する。徐加熱焼鈍の場合、再結晶開始温度付近でのCの固溶限は20 ppm前後と思われるので、この結果は固溶状態のCが再結晶時に作用して再結晶集合組織を変えることを示唆している。急速加熱焼鈍を行なった場合は、再結晶温度が高くなるので、より多いC量までのCの効果がおよぶと推測される。プロセスAとBによるX線積分強度比の比較から、冷延時におけるC量の影響は20 ppm以上で出現してくることがわかる。

プロセスAの徐加熱焼鈍材の{200}極点図をFig. 4に示す。C量が少ない場合の集合組織は{111}<112>方位が強いが、C量が多いと集積中心は{111}<uvw>となる。

プロセスAの徐加熱焼鈍過程のX線積分強度比の変化をFig. 5に示す。C量が多い鋼ほど再結晶による{110}方位成分の増加と{111}方位成分の減少が大きい。また{100}

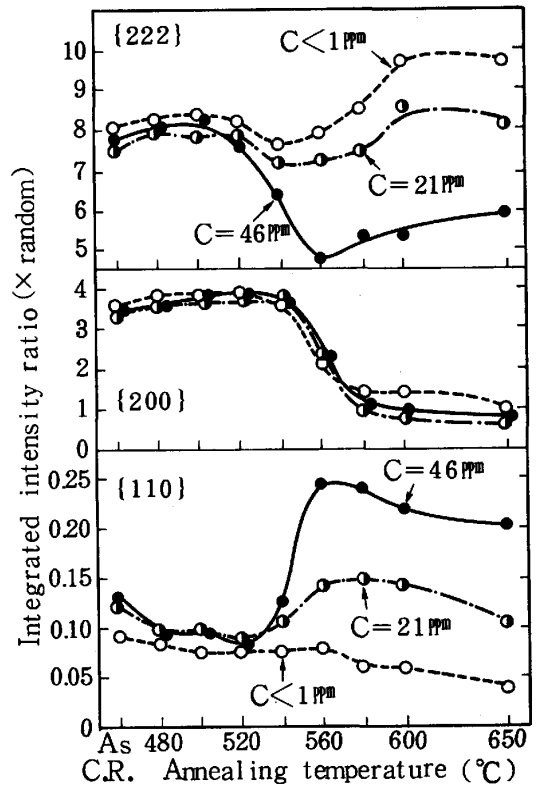


Fig. 5 Changes in pole intensities during heating at 40°C/hr. (process A)

方位成分の低下はCを含まない鋼板で最も少ない。プロセスBの場合もほぼ同様な結果が得られた。²⁾

焼鈍後の再結晶粒径はC量によりあまり変化していないが、再結晶初期のマイクロ組織をみると、Photo.1に示すようにC量が少ない鋼では再結晶粒が大きいのに対し、C量が多い鋼では小さな再結晶粒が多数存在している。これら小さな粒は{110}方位粒ではないかと考えられる。

以上のような炭素量による再結晶集合組織および再結晶挙動の変化は、冷延後窒素量を変えた場合の変化とよく似ており、すくなくとも焼鈍時における固溶Cの作用は固溶Nの作用と基本的には同じと思われる。すなわち、もう一度まとめると、焼鈍時における侵入型固溶原子の作用として次の2つがあると言える。

- 1) 少量で{100}方位粒の再結晶を抑制し、{111}方位粒の発達を促進させる。
- 2) 量が多いほど{110}方位粒の再結晶を促進し、{111}方位粒の発達を抑制する。

このような効果の解釈として、侵入型固溶原子がない状態で再結晶を起こすと in-situ (その場) 再結晶を起こし再結晶完了後にも冷延の安定方位成分が強いが、侵入型固溶原子が存在すると、これらは転位に偏析し冷延安定方位の in-situ 再結晶を抑制し、再結晶は粒界近傍や変形帯などの不均一変形部から起こり再結晶集合組織形成における大傾角粒界移動の寄与が高まる、と考えることができる。³⁾

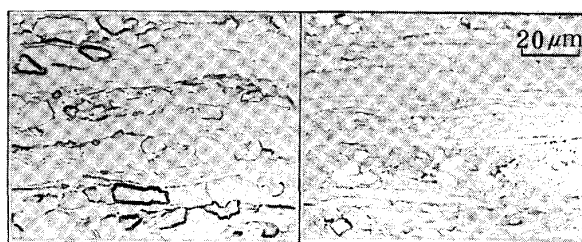
3. 熱延高温巻取と急速加熱焼鈍後の集合組織

実操業上熱延高温巻取はコイルの巻取直前の板温でのみ管理されるが、高温巻取には徐冷開始温度が高いというだけでなく、必然的にγ域での徐冷、α+γ域での徐冷およびα域での徐冷を含むうえ、金属組織上からもセメンタイトの粗大化だけでなく、AlNやMnSの析出および凝集、フェライト粒径の粗大化やセメンタイトへのMnの濃化など種々の現象がからみ複雑になっている。

たとえば、0.04%の炭素を含む鋼を熱延後720°Cで巻取った場合を考えると、炭素含有量の半分は粗大なセメンタイトになっているが、残り半分は固溶状態である。⁵⁾もし冷延後の急速加熱焼鈍時における固溶C量の多少を議論するならば、高温巻取時に析出している粗大セメンタイトそのものより、その時固溶している100~200ppmの炭素が巻取後の徐冷時どのように析出するかが重要となってくる。

そこで、Table 2に示す化学成分の商用Alキルド熱延鋼板を一旦930°Cにて焼準処理後Fig. 6に示すように粗大セメンタイトを形成させる処理をし、700°Cから常温までの冷却速度を変えた。また一部はさらに300°C、2hrのCの析出処理を行なった。この結果、Photo. 2に示すように粗大セメンタイトの分布は同じで、700°Cで固溶状態であったCの存在状態を変えた。

これらを冷延後、700°Cのソルトバス中で急速加熱焼鈍した場合のX線積分強度比をFig. 7に示す。700°Cからの冷却速度が速くなるほど再結晶集合組織中の{110}方位成分が増し、{100}、{111}および{211}方



C < 1 ppm C = 21 ppm
Photo. 1 Microstructure of steels, heated to 520°C at 40°C/hr. (process A)

Table 2. Chemical composition of steel (wt.%)

C	Si	Mn	P	S	Sol.Al	N
0.04	<0.01	0.17	0.007	0.007	0.040	0.0016

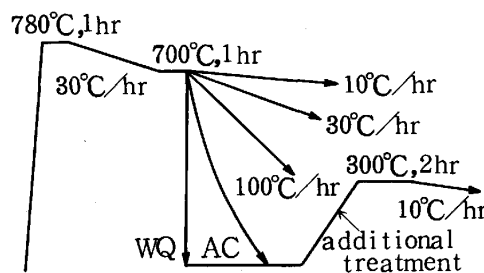


Fig. 6 Heat treatment for hot rolled steel

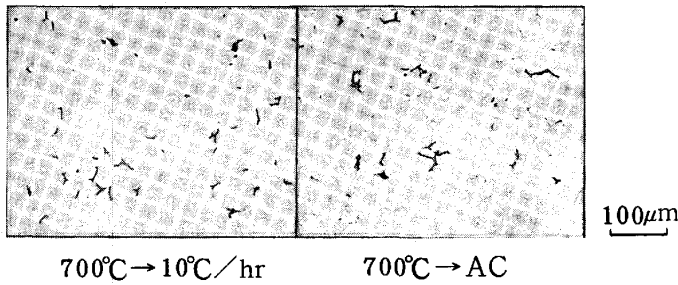


Photo. 2 Morphologies of cementite particle in steels before cold rolling.

位成分が減少している。これは Fig. 2 で鋼中 C 量が 0 から 40ppm まで増加した場合の急速加熱焼鈍後の積分強度変化とよく似ている。すなわち、 α 域での冷却速度が遅いほど急速加熱焼鈍時、固溶 C が少ない状態で再結晶が起きているため上記のような集合組織の差が生じたと考えるのが最も妥当と思われる。

700°C から空冷後 300°C で 2hr 熱処理すると、固溶 C が減少し粒内に微細なセメンタイトが析出するが、このような処理を行っても焼鈍後の X 線積分強度比はほとんど変わっていない。これは、冷延前に固溶 C 量が減っても、微細なセメンタイトが粒内などに存在していると、これらは急速加熱焼鈍時マトリックス中に容易に溶け出すので再結晶時の固溶 C 量はあまり変化しないためと思われる。

すなわち、実操業上は高温巻取したコイルにおいて、粗大セメンタイトを形成させかつそれら粗大セメンタイトを核にして残りの C が析出するように徐冷し、マトリックス中の C を局在化させることが連続焼鈍法において高い r 値を得るために必要な方法を考えられる。ただし、あまり局在化させると急速加熱焼鈍時に C の少ない領域では {100} 方位成分の再結晶が起こるため r 値は低下すると推測される。

4. 結 言

冷間圧延された鋼板の回復再結晶時に侵入型固溶原子が存在していると、その量に応じて再結晶集合組織が変わってくるのは確かである。したがって、そのような観点で熱延高温巻取の効果を考察した。一方、固溶状態あるいは析出状態の炭素もその量が多ければ冷間圧延時に作用し再結晶集合組織を変えることも多くの実験結果から確認できるが、微量域（約 20ppm 以下）での上記炭素の効果についてはまだ確認がつかめていない。

(参考文献)

- 1) 松藤、下村、小林：日本金属学会 昭和 46 年講演大会講演概要 p. 105
- 2) A. Okamoto and M. Takahashi : Proc. 6th Intern. Conf. Textures of Materials, (1981), ISI J, p. 739
- 3) 高橋、岡本：鉄と鋼, 64 (1978), p. 2158 and 2167
- 4) 小西、有馬、大橋：鉄と鋼, 62 (1976), S697
- 5) K. Matsudo, T. Shimomura and O. Nozoe : Texture of Cryst. Solids, 3 (1978), p. 53

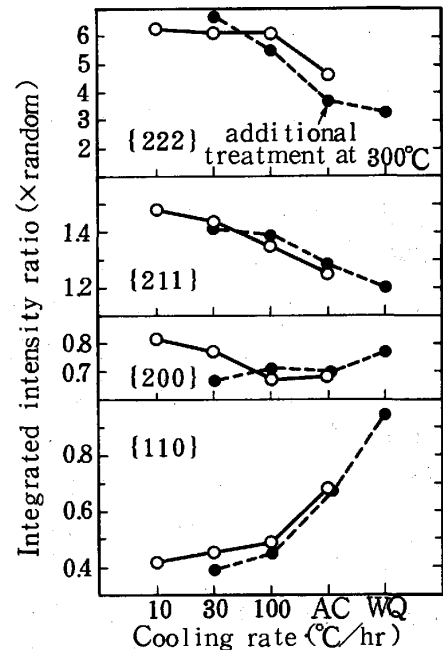


Fig. 7 Effect of cooling rate from 700°C before cold rolling on pole intensities of annealed steels, rapidly heated to 700°C.