

Al キルド冷延鋼板の再結晶集合組織に及ぼす C 量, Mn 量及び焼鈍加熱速度の影響

論 文
//////////
//////////

水 井 直 光*・岡 本 篤 樹*²

Effects of C and Mn Contents and Heating Rate on Recrystallization Texture of Al-killed Sheet Steels

Naomitsu MIZUI and Atsuki OKAMOTO

Synopsis :

Al-killed steels containing various amounts of C (6 to 580 ppm) with two levels of Mn, and extra-low C, high Al and N steels containing various amounts of Mn (0.15 to 0.78%) were cold rolled and annealed at a heating rate between 20°C/h and 50°C/s for the investigation of recrystallization textures. The following conclusions were obtained :

(1) When steels were annealed at a slow heating rate, there existed an optimum C content which resulted in a large elongated grain structure and weak {110} and {100} and strong {111} texture components after recrystallization. The optimum C content shifted to a lower level with increasing heating rate, and was thought to be related to the optimum heating rate.

(2) The optimum heating rate for obtaining large elongated grains became higher with decreasing C content. Two new empirical formulas, dependent on the Mn content, relating the optimum heating rate with the chemical compositions of C, Mn, Al and N were proposed. These formulas can also be applicable to the case of rapid heating, such as for continuous annealing.

(3) Under the optimum heating condition, the large elongated recrystallized grain structure was always accompanied by weak {100} texture component but that was not always accompanied by weak {110} and strong {111} texture components. Therefore the essential role of AlN precipitates during heating at the optimum rate is to inhibit the recrystallization of {100} deformed matrices.

Key words : recrystallization ; texture ; grain size ; low carbon steel ; drawability.

1. 緒 言

低炭素 Al キルド鋼を熱延後低温巻取りし、冷延後加熱速度が遅いバッチ焼鈍をすると展伸した再結晶粒が得られかつ r 値の高い鋼板になることはよく知られている。これは、冷延組織の回復・再結晶の過程で、亜粒界等に AlN が微細に析出し、方位選択的な再結晶が起こり、板面に平行な {111} 面を有した再結晶集合組織を形成するためと考えられている^{1)~5)}。

焼鈍の加熱速度を変え再結晶させると、特に粗大な展伸粒組織で、{110} 及び {100} 方位が低く、{111} <011> 方位の発達した再結晶集合組織を形成する最適加熱速度があり、この最適加熱速度は、Al⁶⁾、N、Mn 量および冷延圧下率により変わることが明らかになっている⁷⁾⁸⁾。この最適加熱速度の移動は、回復・再結晶の速

度と AlN の析出速度との温度依存性の差から生じると考えられている^{4)~9)}。

以上は約 0.05 mass% (以下の組成の表示では単に%あるいは ppm と表示する) の C を含む低炭素 Al キルド鋼の場合であるが、極低 C 鋼での展伸粒形成あるいは最適加熱速度に関するデータは少ない。市山ら¹⁰⁾¹¹⁾は、C 量が 10~400 ppm の間で変化した Fe-Al-N 合金を熱延後水冷し、次いで冷延した鋼板の再結晶集合組織を調査し、C 量の低下により展伸粒組織が得られかつ {111} 成分への集積が増加すると報告しているが、焼鈍の加熱速度との関係は示していない。また小林ら¹²⁾¹³⁾は、C 量が 40~400 ppm に異なりかつ N 量の低い Al キルド鋼を熱延後、ただちに強制空冷し、次いで冷延後、加熱速度を 12.5~100°C/h に変えて焼鈍し再結晶集合組織を調査している。その結果、C 量が 100

昭和 62 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 63 年 4 月 1 日受付 (Received Apr. 1, 1988)

* 住友金属工業(株)鉄鋼技術研究所 (Iron & Steel Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

*² 住友金属工業(株)鉄鋼技術研究所 工博 (Iron & Steel Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 1-3 Nishinagahondori Amagasaki 660)

ppm 以下の鋼では、N 量が低くても展伸粒が得られかつ \bar{r} 値は向上することと、この \bar{r} 値が最高になる加熱速度は C 量の低下により速くなることを報告している。

著者らは C 量を変化させた Al キルド鋼を、徐加熱焼鈍した場合 \bar{r} 値が極大になる最適 C 量が存在すること、またこれは粗大な展伸粒が形成される最適加熱速度が C 量により変わるためであるとの結果を得、またこの最適加熱速度と合金成分量との定量的な関係を調査し、急速加熱焼鈍で粗大展伸粒が形成される条件などを検討したので報告する。

2. 実験方法

C 量を 6~580 ppm の範囲に、Mn を 0.08 及び 0.24% の 2 水準に変化させた Al 約 0.05%，N 約 20 ppm の Al キルド鋼を小型真空溶解炉にて溶製し供試鋼とした。Table 1 に分析結果を示す。これらを熱間鍛造によりスラブとし、1200°C で 30 min 加熱後、910°C 以上で 5 mm 厚まで熱間圧延を行った。熱間圧延終了後、ただちに 500°C まで水スプレー冷却し、500°C で 30 min 保持後 20°C/h の徐冷を行い、500°C 巻取りのシミュレーションとした。また、一部の試料については、熱延後 700°C まで強制空冷し 700°C で 30 min 保持後 20°C/h の速度で冷却して、700°C 巻取りのシミュレーションを行い、AIN を完全に析出させた。これらの鋼板を 3 mm 厚さまで表面研削した後、0.8 mm まで圧下率 73% で冷間圧延した。これらを加熱速度を 20°C/h~2°C/s と変えて、700°C で 6 h の焼鈍を行った。なおここで 6°C/min~2°C/s の加熱速度の場合は、まず赤外線加熱炉にておのおのの加熱速度で 820°C で 40 s の短時間焼

鈍を行った後にいったん冷却し、再び 700°C に急熱し 6 h の均熱を施し完全に再結晶させた。これら焼鈍試料に対して光学顕微鏡観察及び X 線積分強度比の測定を行った。加熱速度 20°C/h の試料については焼鈍板の \bar{r} 値及び再結晶過程における再結晶率及び X 線積分強度比の変化も測定した。なお、光学顕微鏡観察は、圧延直角方向断面にて行い、再結晶率はその画像解析にて、また粒径及び展伸度は切断法にて求めた。また、X 線積分強度比の測定は、板厚 1/4 の面にて行った。

この他に、Table 2 に示した Mn 量の異なる極低 C-高 Al-高 N 鋼を上記の実験と同様に熱間鍛造によりスラブとし、これを 1250°C で 30 min 加熱後、910°C 以上で 4.5 mm 厚まで熱間圧延を行った。熱間圧延終了後、ただちに室温まで水スプレー冷却し、更に 350°C に再加熱し、1 h 保持後 20°C/h の徐冷を行い、350°C 巻取りのシミュレーションとした。これらの鋼板を 3.5 mm 厚さまで表面研削した後、0.8 mm 厚まで圧下率 77% で冷間圧延した。これらを前記の実験と同様に赤外線加熱炉にて加熱速度を 24°C/min~50°C/s と変えて 820°C で 40 s の短時間焼鈍を行い、次いで 700°C で 6 h 均熱し完全再結晶をさせた。これら焼鈍試料に対して光学顕微鏡観察及び X 線積分強度比の測定を行った。

Table 1. Chemical compositions of steels (mass%).

Steel	C	Mn	P	S	Sol. Al	N
1	0.0008	0.08	0.008	0.005	0.050	0.0020
2	0.0045	0.08	0.008	0.005	0.051	0.0024
3	0.0078	0.08	0.009	0.005	0.048	0.0017
4	0.0150	0.08	0.009	0.005	0.051	0.0017
5	0.0180	0.08	0.009	0.005	0.050	0.0020
6	0.0580	0.08	0.009	0.006	0.052	0.0017
7	0.0006	0.23	0.008	0.005	0.039	0.0018
8	0.0024	0.25	0.010	0.006	0.045	0.0019
9	0.0140	0.24	0.010	0.006	0.049	0.0019
10	0.0240	0.24	0.009	0.006	0.046	0.0017
11	0.0270	0.24	0.008	0.006	0.047	0.0016
12	0.0370	0.24	0.009	0.006	0.042	0.0017

Table 2. Chemical compositions of steels (mass%).

Steel	C	Mn	P	S	Sol. Al	N
A	0.0020	0.15	0.007	0.008	0.085	0.0068
B	0.0031	0.34	0.009	0.009	0.079	0.0062
C	0.0025	0.78	0.007	0.009	0.077	0.0076

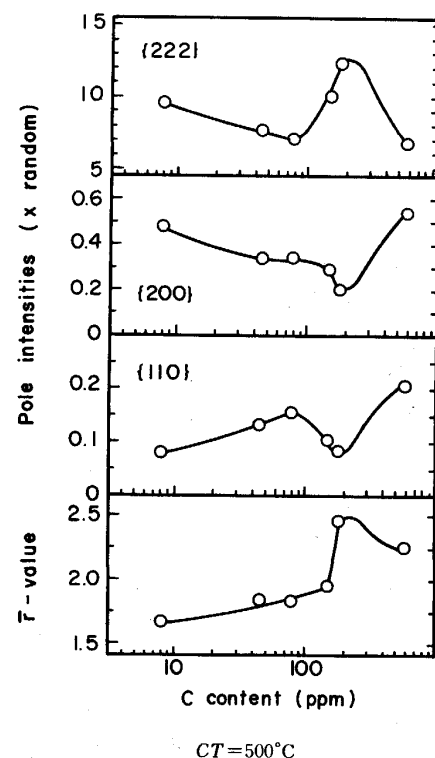


Fig. 1. Relationships between carbon content and \bar{r} -value and pole intensities of steels 1 to 6, containing 0.08% Mn annealed for 6 h at 700°C at a heating rate of 20°C/h.

3. 実験結果

3.1 低速加熱焼鈍板の \bar{r} 値及び再結晶集合組織に及ぼす C 量の影響

熱延後 500°C 巻取り相当処理をした 0.08% Mn 材 (鋼 1~6) を冷延後, 加熱速度 20°C/h で焼鈍した場合の C 量と \bar{r} 値及び X 線積分強度比の関係を Fig. 1 に示す. \bar{r} 値は, C 量の増加に伴い向上するが, 180 ppm で著しく高くなり, 580 ppm では低下する. これに対応するように X 線積分強度比も変化しており, C 量が 180 ppm の場合に $\{110\}$ 及び $\{200\}$ 面強度は極小となり, $\{222\}$ 面強度は極大となっている. 光学顕微鏡観察によるとこの 180 ppm C では粗大でかつ展伸度の大きな再結晶粒が形成されていたが, 他の試料では等軸粒組織であった.

0.08% Mn 材のうち C 量が 78, 180, 580 ppm の試料を加熱速度 20°C/h で焼鈍した場合の加熱過程における再結晶率及び X 線積分強度比の変化を Fig. 2 に示す. 180 ppm C の試料では, 他の試料より低温で再結晶

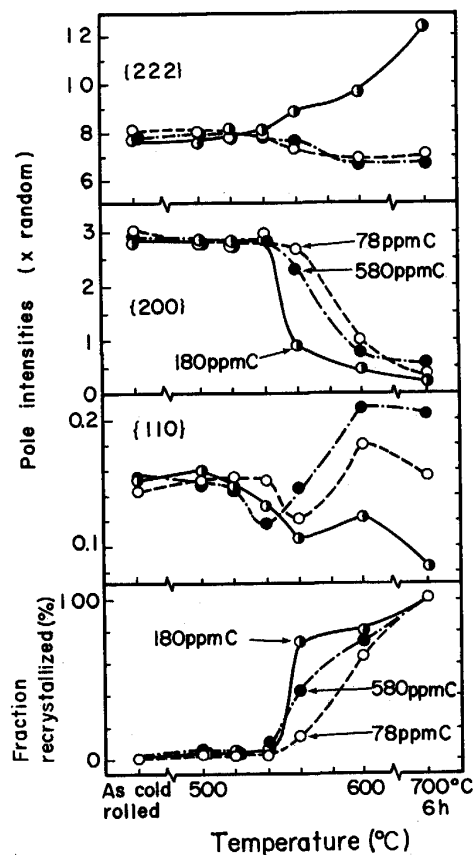


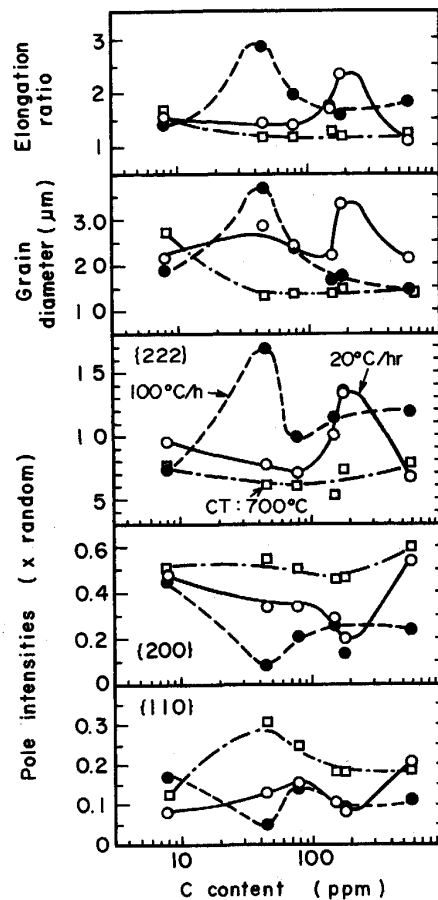
Fig. 2. Changes in fraction of recrystallized area and pole intensities of steels 3, 5 and 6 during heating at 20°C/h.

が急速に進行し, それに伴い $\{222\}$ 面強度が上昇しているが, 78 ppm 及び 580 ppm C の試料では, 再結晶により $\{110\}$ 面強度が上昇している.

このように 180 ppm C で \bar{r} 値に好ましい再結晶集合組織が発達したのは, 再結晶の開始前に既にその原因があり, $\{111\}$ 方位粒が優先的に発達する条件が整っていたことがわかる.

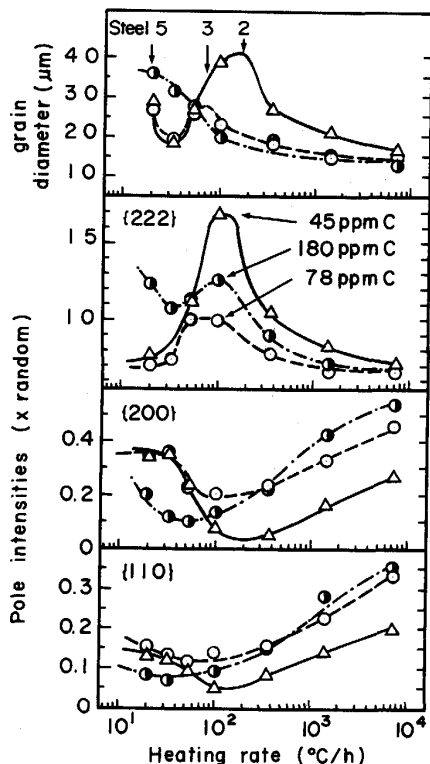
3.2 熱延条件及び焼鈍の加熱速度による最適 C 量の変化

同じ供試鋼板において, 熱延後の巻取り相当処理温度あるいは焼鈍の加熱速度を変化させて焼鈍した場合の C 量と X 線積分強度比, 再結晶粒径及び展伸度の関係を Fig. 3 に示す. 700°C 巻取り相当処理により冷延前に AIN を完全析出させた場合, 加熱速度 20°C/h で焼鈍しても $\{200\}$ 及び $\{222\}$ 面強度は C 量によりあまり変化しない. 光学顕微鏡組織は等軸粒で, 8 ppm C の場合を除くと結晶粒径も C 量の影響を受けていない.



○: CT=500°C, HR[Heating rate]=20°C/h ●: CT=500°C, HR=100°C/h □: CT=700°C, HR=20°C/h

Fig. 3. Relationships between carbon content and pole intensities, grain diameter and grain elongation ratio of steels 1 to 6, containing 0.08% Mn, annealed at 700°C for 6 h.



CT=500°C Arrows indicate OHR for each steel

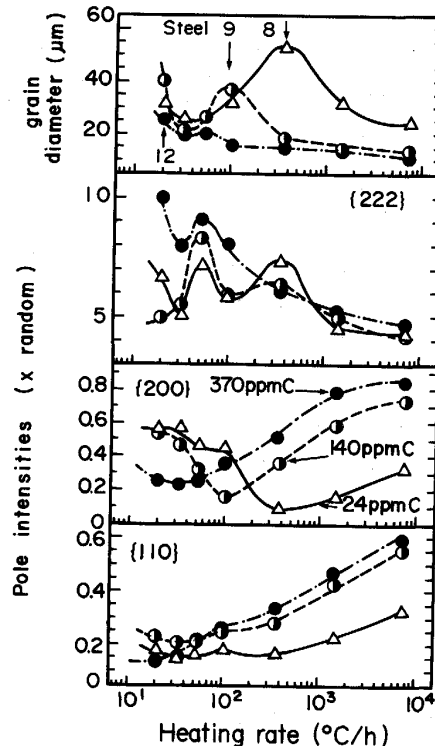
Fig. 4. Relationships between heating rate of annealing and pole intensities and grain diameter of steels 2, 3 and 5 containing 0.08% Mn.

また、前の実験と同様に 500°C 巻取り相当処理した試料を冷延後加熱速度を 100°C/h に変えて焼鈍した場合、{110} 及び {200} 面強度が極小になり、かつ {222} 面強度が最大になる最適 C 量は 45 ppm となり、加熱速度の増加により低 C 側へ移動している。結晶粒径及び展伸度も 45 ppm で極大になった。

以上のように、熱延低温巻取り相当処理を行い、冷延し低速加熱焼鈍した鋼板の再結晶集合組織が C 量により変化するのは、主に再結晶前に形成される AIN の再結晶方位選択作用に関連しており、C 量により AIN の上記作用のタイミングが異なるためと考えられる。そこで、従来低 C-Al キルド鋼で研究されているのと同様、焼鈍の加熱速度を大幅に変えて再結晶集合組織を調査した。

3.3 再結晶集合組織に及ぼす焼鈍加熱速度の影響

低温巻取り相当処理された供試鋼 (鋼 1~12) に関し、冷延後加熱速度を 20°C/h~2°C/s に変えて焼鈍し再結晶集合組織を調査した。0.08% Mn 鋼の 3 例を Fig. 4 に、0.24% Mn 鋼の 3 例を Fig. 5 に示す。また、Photo. 1 に光学顕微鏡による組織観察の例を示す。ここでは、結晶粒径が極大となる加熱速度を最適加熱速度



CT=500°C Arrows indicate OHR for each steel

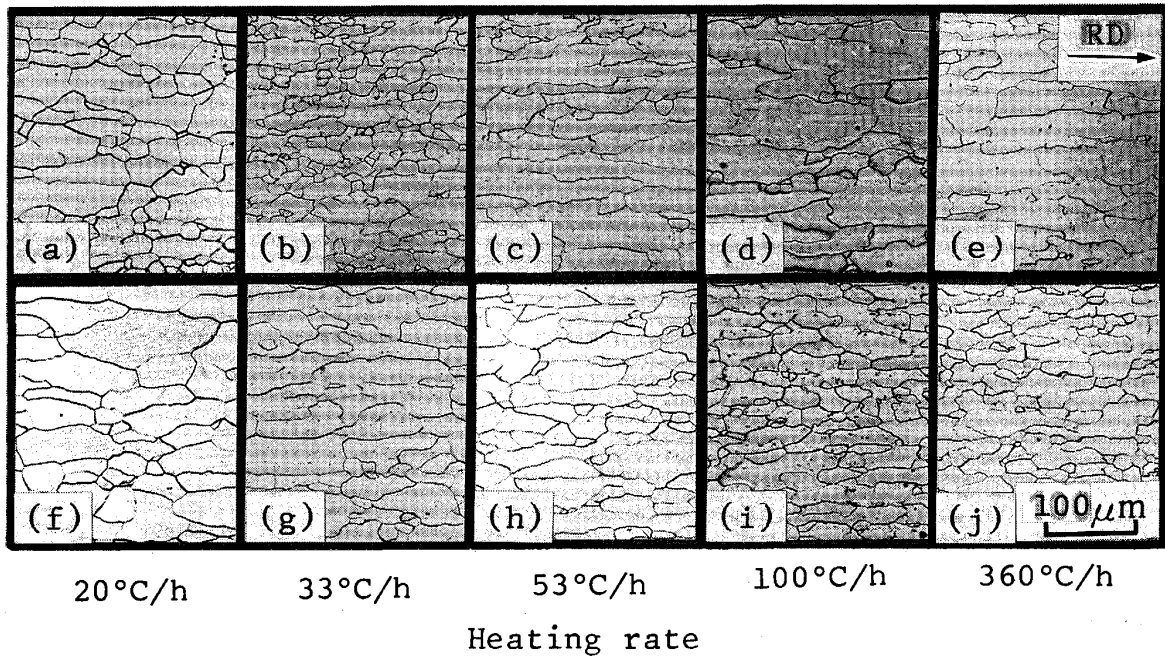
Fig. 5. Relationships between heating rate of annealing and pole intensities and grain diameter of steels 8, 9 and 12 containing 0.24% Mn.

(OHR = Optimum Heating Rate) と定義し、多重回帰により求めた結果を図中に矢印で示した。

0.08% Mn 鋼においては、粗大な展伸粒が形成される最適加熱速度は 45 ppmC (鋼 2) では 190°C/h, 78 ppmC (鋼 3) では 70°C/h, 180 ppmC (鋼 5) では 20°C/h と C 量の増加に伴って低速度側へ移動する。これらの最適加熱速度に近い条件で焼鈍した場合、{110} 及び {200} 面強度は極小になり、{222} 面強度は大略極大になる。ただし、これら面方位の中では、{200} 面強度の変化が再結晶粒径の変化と最もよく対応している。

0.24% Mn 材においても、粗大な展伸粒が形成される最適加熱速度は、24 ppmC (鋼 8) では 360°C/h, 140 ppmC (鋼 9) では 100°C/h, 370 ppmC (鋼 12) では 20°C/h 近傍と C 量の増加に伴い低速度側に移動している。この場合も粗大展伸粒が形成される条件付近では、{110} 及び {200} 面強度が極小になり、{222} 面強度は極大になるが、この他に C 量に関係なく 50°C/h 近傍の加熱速度でも {110} は極小になり、{222} は極大になっているように見える。

以上のように各鋼には結晶粒径が極大になる最適加熱速度 (OHR) が存在し、この加熱速度は C 量の増加に



(a)-(e) : Steel 2 (45 ppmC) (f)-(j) : Steel 5 (180 ppmC)
CT[Coiling temperature] = 500°C

Photo. 1. Optical micrographs of steels annealed at 700°C for 6 h with various heating rates.

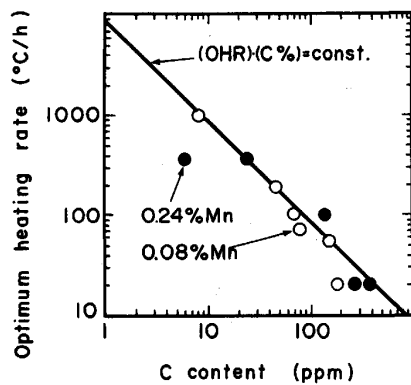
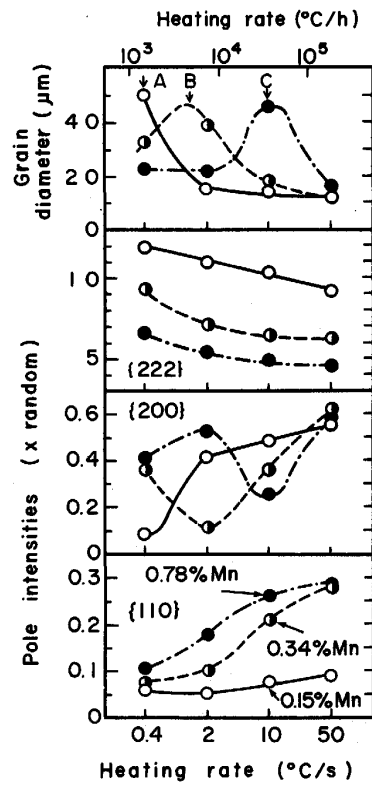


Fig. 6. Relationship between carbon content and optimum heating rate for maximum grain diameter after recrystallization.

より低速度側に移動する。またこの結晶粒径極大の条件下では、再結晶方位成分のうち特に $\{100\}$ 成分が著しく低下する特徴がある。Al 量と N 量がそれぞれ約 0.05% と約 20 ppm の鋼 (鋼 1~12) に限つてこの最適加熱速度と鋼中 C 量の関係を Fig. 6 に示す。両者の対数の間にはほぼ直線関係が認められ、その傾きは約 -1 である。すなわち、最適加熱速度と C 量の積が一定である。また、最適加熱速度は Mn 量によりあまり変化していない。

3.4 急速加熱焼鈍における最適加熱速度と Mn 量の関係



CT=350°C

Fig. 7. Relationships between heating rate and pole intensities and grain diameter of steels A, B and C, containing 25 ppmC, 0.08% Al and 70 ppmN with different Mn content.

著者らの一人は、Al, N, Mn 量の増加により最適加熱速度が高速側に移動することを以前に報告しているが⁷⁾、本実験の結果から C 量の減少によつても同様の効果があることが明らかになった。そこで、極低 C-高 Mn-高 Al-高 N 鋼を用いて、最適加熱速度を連続焼鈍の加熱速度範囲にまで拡張することを検討した。

350°C 巻取り相当処理された Table 2 の鋼 A, B, C を冷延後 24°C/min~50°C/s (1 440~180 000°C/h) で 820°C まで加熱して焼鈍した。Photo. 2 に焼鈍板の光学顕微鏡組織と Fig. 7 に X 線積分強度を示す。急速加熱焼鈍においても、結晶粒径が極大になる最適加熱速度が存在する。この最適加熱速度は、従来の低 C-Al キルド鋼板の場合と同様に、Mn 量の増加に伴い高速側に移動する。また、結晶粒径が極大になった加熱速度で焼鈍した場合、{200} 面強度のみが極小になっており、{110} 面強度の極小や、{222} 面強度の極大は認められない。Mn 量の増加の効果はすべての加熱速度において {110}

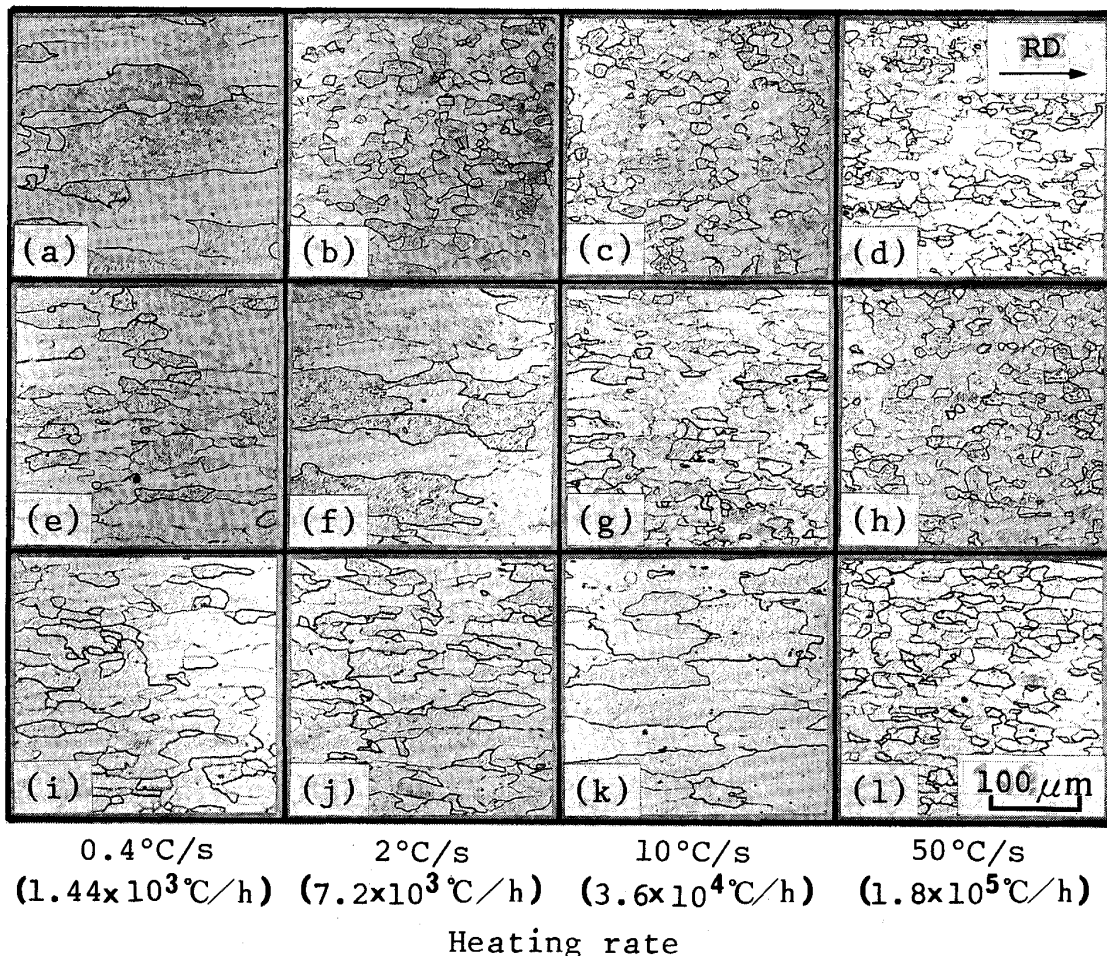
面強度を高くし、{222} 面強度を低くしている。

以上のように、成分調整により連続焼鈍のような急速加熱においても粗大な展伸粒を得ることが明らかになった。

4. 考 察

4.1 最適加熱速度に及ぼす C の影響

本実験の結果からは、粗大展伸粒が形成される最適加熱速度が、従来から知られている Al, N, Mn 量及び冷延圧下率だけではなく、C 量によつても変化し、C 量の減少に伴い速くなることが明らかになった。展伸粒形成に伴う再結晶集合組織の変化については、焼鈍の加熱過程において回復・再結晶と競合して析出する微細 AlN による選択的な粒界移動抑制によると考えられてきた。すなわち、最適加熱速度に対する鋼組成の影響は、AlN の析出速度あるいは回復・再結晶の速度に及ぼす鋼組成の影響として説明される。例えば、Al, N 量の増加は



0.4°C/s (1.44x10³°C/h) 2°C/s (7.2x10³°C/h) 10°C/s (3.6x10⁴°C/h) 50°C/s (1.8x10⁵°C/h)

Heating rate

(a)-(d): Steel A (0.15% Mn) (e)-(h): Steel B (0.34% Mn) (i)-(l): Steel C (0.78% Mn)
CT=350°C

Photo. 2. Optical micrographs of steels annealed at 700°C for 6 h with various heating rates.

AIN の析出を速めるため最適加熱速度は高速側に移動し、一方冷圧率の増加は再結晶の速度を速めるので最適加熱速度を低速度側に移動させると解釈される。Mn の影響については、いずれの作用なのか明確になっていない。

焼鈍の加熱過程における AIN の析出速度に及ぼす C 量の影響については、市山ら¹⁰⁾¹¹⁾及び小林ら¹²⁾¹³⁾により調査されている。市山らは、C 量が異なる Fe-Al-N 合金の熱延板で AIN の析出速度を化学分析及び内部摩擦により調査し、C 量の AIN の析出に及ぼす影響は、高温から冷却され保持される場合と室温から再加熱される場合で異なると報告している。また小林らは、C 量が異なりかつ N 量の低い Al キルド冷延鋼板の焼鈍加熱過程における電気抵抗の変化から、AIN の析出が C 量の減少により促進されることを報告している。本実験においても C 量の異なる鋼について焼鈍の加熱過程における AIN の析出速度を化学分析により調査したが、明確な結論は得られなかった。小林ら¹²⁾¹³⁾の報告しているように C 量の減少に伴って AIN の析出が促進されるとすれば、最適加熱速度が C 量の減少により速い加熱速度側に移動するという本実験の結果は合理的に説明できる。

なお Mn 量の影響については、本実験においては 0.08% と 0.24% では最適加熱速度に大きな影響を及ぼさないが、極低 C-高 Al-高 N 鋼で 0.15%~0.78% に Mn 量を変えた場合は Mn 量の増加により最適加熱速度速くなることが確認された。Mn はその量が多い場合にのみ最適加熱速度に影響を及ぼすと思われる。

4.2 最適加熱速度に対する鋼組成の影響

著者らの一人は、粗大展伸粒が形成される最適焼鈍加熱速度 (OHR) と鋼組成の関係として、下記の経験式を提案している⁷⁾。

$$\log(OHR) = 18.3 + 2.7 \times \log \{Al \times N \times Mn / CR\} \quad \dots\dots\dots(1)$$

ここで、OHR は °C/h, Al は酸可溶 Al の, N, Mn はそれぞれの mass%, CR は冷延圧下率の % である。本実験では $\log(OHR)$ と $\log C$ (mass%) の間の比例定数としては約 -1 を得たので、C 量の影響は他の成分の影響の半分と想定し、本実験結果及びその他 C, Mn, Al, N 量の異なる鋼において $\log(OHR)$ と $\log \{Al \times N / (C^{0.5} \times CR)\}$ あるいは $\log \{Al \times N \times Mn / (C^{0.5} \times CR)\}$ との関係で整理してみた。これを従来の報告と対比して Fig. 8 に示す。著者らの一人⁷⁾が以前に求めた結果は、C=0.04~0.06%, Mn=0.18~0.40% の転炉溶製鋼に関するものであり、本実験供試鋼 (Table 1) より C,

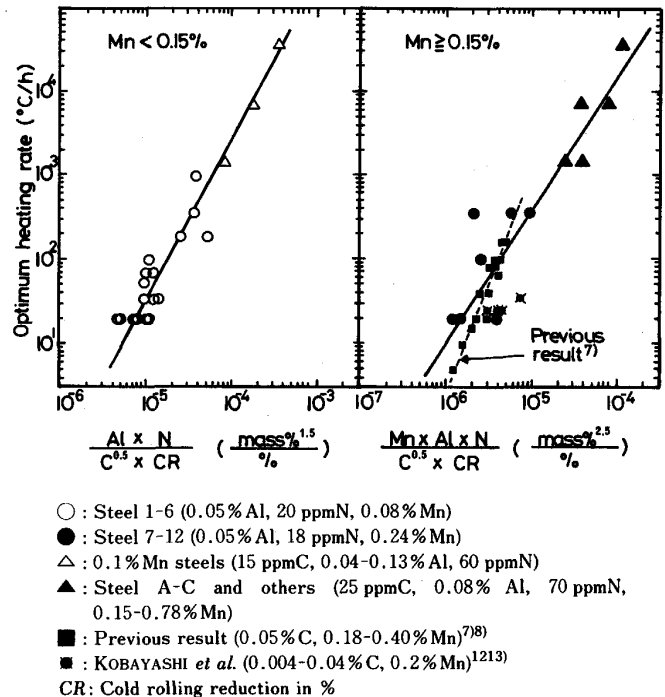


Fig. 8. Relationships between chemical compositions and optimum heating rate for maximum grain diameter after recrystallization.

N, P, S 量が多い。小林ら¹²⁾¹³⁾の結果は 0.22% Mn を含み C 量, N 量の変化した実験室溶製鋼におけるものであるが、加熱速度による \bar{r} 値の変化しか報告していないので、 \bar{r} 値が最大の加熱速度を最適加熱速度として記入した。

Mn 量が少ない場合 Mn は最適加熱速度に影響を及ぼさないので、Mn 量別に下記 2 式が得られた。

Mn が 0.15% 以下の場合

$$\log(OHR) = 10 + 1.9 \times \log \{Al \times N / (C^{0.5} \times CR)\} \quad \dots\dots\dots(2)$$

Mn が 0.15%~0.8% の場合は

$$\log(OHR) = 11 + 1.7 \times \log \{Al \times N \times Mn / (C^{0.5} \times CR)\} \quad \dots\dots\dots(3)$$

(1)式⁷⁾に比べると係数が小さくなり合金成分の影響が小さくなっているが、今回の式は加熱速度が連続焼鈍のように速い場合 (約 40 000 °C/h) でも成り立つ経験式である。

4.3 最適加熱速度で焼鈍した鋼板の結晶粒径と集合組織の関係

従来、最適加熱速度で焼鈍し粗大な展伸粒が形成されると、{110} 及び {100} 方位が少なく、{111} 方位への集積が強い再結晶集合組織が形成され高い \bar{r} 値が得られるとされてきた⁷⁾⁸⁾。極低 C 鋼に関する本実験にお

いても同様な結晶組織と再結晶集合組織の関係が得られた。しかし、Al と N を多く含有する極低 C 鋼において焼鈍の加熱速度を連続焼鈍並に速い領域で変えた場合には、粗大展伸粒が形成される条件では $\{100\}$ 方位成分が極小となったが、 $\{110\}$ 方位成分や $\{111\}$ 方位成分は加熱速度により単調に変化するだけで粗大展伸粒組織との対応はなかつた。

従来、低 C-Al キルド鋼板を最適加熱速度で焼鈍した場合、回復・再結晶時にタイミングよく析出した AlN の作用により $\{110\}$ 及び $\{100\}$ 方位粒の再結晶核生成が抑制され、 $\{111\} < 011 >$ 方位粒が選択的に核生成及び成長し、鋭い再結晶集合組織と粗大粒が同時に得られると考えられていた。これに対して本実験の結果によると、AlN の作用は単に $\{100\}$ 加工マトリックスの回復・再結晶を抑制するだけで、優先して核生成し成長する方位は必ずしも $\{111\}$ ではなく、再結晶温度、再結晶速度などにより変化することになる。すなわち、タイミングよく析出した AlN は再結晶核の数を制限し方位選択的な再結晶が生じる状況を作り出すが、AlN 自体に再結晶方位を選択する作用はないといえる。

著者らの一人が以前に低 C-Al キルド鋼にて冷延の圧下率を 93% まで増やした場合の再結晶集合組織を調査した結果、粗大展伸粒が得られる条件下では、 $\{100\}$ 及び $\{110\}$ 方位成分の極小は認められるが、 $\{111\}$ 方位成分の極大は認められなかつた⁷⁾。これは、冷延板の下部組織が通常冷延板と異なり $\{111\} < 011 >$ 方位粒を発達させる条件が整っていなかつたためと考察した。今回の急速加熱焼鈍において、粗大展伸粒組織が得られても $\{111\}$ 方位成分が顕著に発達しなかつたのも、急速加熱の場合は再結晶条件の違いから $\{111\} < 011 >$ 方位粒が優先的に発達する条件が整わなかつたためと推測される。

5. 結 言

C 量を 0.0006~0.058% の範囲に、Mn 量を 0.08 及び 0.24% に変えた低 N-Al キルド鋼及び Mn 量を 0.15~0.78% の範囲で変えた極低 C-高 Al-高 N 鋼を、熱間圧延後急冷し低温巻取り相当処理をし、冷間圧延後加熱速度を変えて焼鈍を行い、再結晶集合組織を調査し、以下のような知見を得た。

(1) 低速加熱焼鈍した場合、粗大な展伸粒が形成され、 $\{110\}$ 及び $\{200\}$ 面強度が極小になり、 $\{222\}$ 面強度が極大になり、 r 値が極大になる最適 C 量があり、こ

れは焼鈍の加熱速度により変化する。

(2) 粗大展伸粒が形成される最適加熱速度 (OHR) は、C 量の減少に伴い高速度側に移動する。しかし Mn 量が 0.08% と 0.24% では Mn 量の影響は認められなかつた。

(3) 極低 C-高 Al-高 N 鋼においては、Mn 量を 0.15% から 0.78% に増加させると最適加熱速度は速くなり、連続焼鈍のような急速加熱においても粗大な展伸粒組織を得ることが可能となる。

(4) この場合再結晶集合組織中の $\{100\}$ 方位成分は極小となるが、 $\{110\}$ 及び $\{111\}$ 方位成分は特に変化しない。

(5) すなわち、回復・再結晶にタイミングよく析出した AlN は、再結晶核の数を制限し、 $\{100\}$ 方位粒の再結晶を抑制する作用を有するが、そのとき優先的に成長する方位は必ずしも $\{111\}$ 方位とは限らないと考えられる。

(6) 従来の最適加熱速度と合金成分の経験的な関係式に C 量の影響を加え、Mn 量別に式(2)(3)を得た。これらの式はバッチ焼鈍のような低速加熱から連続焼鈍のような急速加熱まで、再結晶後粗大な展伸粒組織を得るための加熱速度と合金成分の関係を示すものである。

本論文の執筆に際して、阿部秀夫東京大学名誉教授より御指導をいただきました。ここに謝意を表します。

文 献

- 1) W. JOLLEY: J. Iron Steel Inst., 205(1967), p. 321
- 2) J. T. MICHALAK and R. D. SCHOONE: Trans. AIME, 242 (1968), p. 1149
- 3) 花井 論, 竹本長靖, 水山弥一郎, 佐直康則: 鉄と鋼, 57 (1971), p. 386
- 4) 白岩俊男, 寺崎富久長, 小玉 強: 金属学会誌, 35 (1971), p. 20
- 5) 寺崎富久長, 金子輝雄: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 1674
- 6) 清水峯男, 松倉亀雄, 高橋延幸, 品川保雄: 鉄と鋼, 50 (1964), p. 2094, p. 2097
- 7) 高橋政司, 岡本篤樹: 住友金属, 27 (1975), p. 416
- 8) 高橋政司, 岡本篤樹: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 2246
- 9) P. PARNIERE: Proc. ICOTOM 6, ed. by S. NAGASHIMA, Tokyo (1981), p. 181 [Iron Steel Inst. Jpn.]
- 10) 市山 正, 吉田育之, 江島瑞男, 松村 理: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 93
- 11) T. ICHYAMA, I. YOSHIDA, M. EJIMA and O. MATSUMURA: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., 15 (1975), p. 69
- 12) 小林英男, 下村隆良, 松藤和雄: 鉄と鋼, 70 (1984), A120
- 13) H. KOBAYASHI, T. SHIMOMURA and K. MATSUDO: Proc. ICOTOM 7, ed. by C. B. BRAKMAN et al., Noorwijkerhout (1984), p. 619 [Netherland Soc. Mat. Sci.]