

低炭素鋼線の焼鈍における柱状粗大粒の生成機構

落合 征雄*・大羽 浩*・飛田 洋史*・南雲 道彦*²

Mechanism of the Formation of Columnar Structure in Low-carbon Steel Wires during Annealing

Ikuo OCHIAI, Hiroshi OHBA, Yooji HIDA and Michihiko NAGUMO

Synopsis :

Mechanism of the formation of columnar structure in low-carbon steel wires annealed at temperatures below A_3 -point was studied.

(1) Columnar structure was developed in wires with medium reduction in area by cold drawing and annealed under a decarburizing atmosphere in the temperature range of α - γ two phase region.

(2) Columnar grains were nucleated in the recrystallized grains a little below the surface layer of wires, and were characterized by their distinct preferred orientations and directional growth from the beginning of the grain growth.

(3) Columnar structure exhibited nearly the same cylindrical texture as the recrystallized structure.

(4) A mechanism was proposed for the directional growth of the columnar grains during annealing in the α - γ region : Small recrystallized grains with a cylindrical texture are rearranged into small blocks of grains with a same orientation in the course of γ/α transformation which takes place by decarburization. A large growing grain neighboring these blocks continues its growth by coalescence with the blocks. The activation energy for this process is considered to be less than a process in which each small grain coalesces individually into a large grain.

1. 緒 言

冷間伸線加工後の低炭素鋼線を A_3 点以下の温度で再結晶焼鈍する場合、2つの異なったタイプの異常結晶粒成長がみとめられ、その1つである等軸粗大粒、すなわち粗大粒の発生位置と成長方向がまったくランダムであるものの生成機構については、著者らは微細AINの析出挙動とあわせて別に報告している¹⁾。本報告では、他の1つのタイプの粗大粒である柱状粗大粒、すなわち粗大粒が鋼線の半径方向に成長し柱状組織(Columnar structure)を呈するものの生成機構に関して報告する。

鋼材の熱処理過程で、表層部分の脱炭にともなうて発生する柱状組織については早くから知られ、その生成挙動に関する研究も多い²⁾。また、柱状晶の生成をその優先結晶方位と関連させて研究した報告もある³⁾⁴⁾。しかし、これらは、いずれも熱処理前の冷間加工の影響を排除した条件下での実験にもとづいており、柱状晶の生成挙動を前工程である冷間加工の観点から研究した報告は見あたらない。

著者らは低炭素鋼線の冷間伸線加工条件および再結晶焼鈍条件を系統的に変えることにより柱状粗大粒の生成挙動を調査した結果、柱状粗大粒の生成条件に関して、以下に示すように、従来の知見とは異なる事実が見出された。

(1) 従来の研究²⁾では、脱炭にともなうて柱状フェライト(α)が生成するのはオーステナイト(γ)単相温度領域での脱炭に限られ、 $\alpha+\gamma$ 二相共存温度領域での脱炭は等軸晶を生成させるとされているが、著者らの実験結果では、柱状粗大粒は $\alpha+\gamma$ 二相共存温度領域でも発生する。

(2) 柱状粗大粒は、通常の脱炭層に発達する柱状組織とは発生状況が異なり、試料表層には厚みの差こそあれ、必ず細粒組織の層をともなっている。

(3) 同一の脱炭条件で焼鈍しても、冷間加工度(伸線減面率)によつては柱状粗大粒は発生しない。

これらは、いずれも脱炭にともなう柱状晶生成に関する従来の理論では説明できず、冷間加工の影響を考慮に入れた新たな生成機構を考える必要がある。本研究は、

昭和59年4月本会講演大会にて発表 昭和59年3月9日受付 (Received Mar. 9, 1984)

* 新日本製鉄(株)君津技術研究部 (Kimitsu Technical Research Laboratories, Nippon Steel Corp., 1 Kimitsu Kimitsu 299-11)

*² 新日本製鉄(株)君津技術研究部 理博 (Kimitsu Technical Research Laboratories, Nippon Steel Corp.)

低炭素鋼線の再結晶集合組織および柱状粗大粒の優先結晶方位を調査し、その知見にもとづいて、新たに脱炭の進行過程と共同した粒成長モデルを考えることにより、柱状粗大粒の生成機構を解明しようとしたものである。

2. 実験方法

Table 1 に示す組成の供試鋼を真空溶解により 50 kg の鋼塊とした。これを 1200°C に加熱後、熱間鍛造により 117 mm 角断面のビレットとしたのち表面を研削手入した。線材圧延はビレットの脱炭を極力抑えながら 1100°C に加熱後、連続式圧延機によつて、一部を除いていずれも直径 5.5 mm に圧延し、ステルモア (Stelmor) 冷却設備により空冷した。仕上げ温度は 1000°C、巻取温度は 850°C、巻取り後 500°C までの平均冷却速度は約 4°C/s である。以上の工程で製造した線材を単頭伸線機を用いて、1 パスあたりの断面減少率約 20% で最大 96.7% まで伸線し供試材とした。

実験に用いた再結晶焼鈍の熱サイクルは実際の焼鈍の場合と異なるが、現象を単純化して理解しやすくするために、Fig. 1 に示すような 2 段焼鈍を実施した。第 1 段焼鈍は再結晶を完了させることを目的とし、すべて鉛浴中に 560°C × 1h 浸漬することにより行つた。第 2 段焼鈍は再結晶粒の成長挙動を調査するために温度と時間を変えて行つた。昇温はすべて誘導加熱あるいはソルトバス中浸漬による急熱とした。第 2 段焼鈍の雰囲気は、特記しないかぎり弱脱炭性雰囲気とするために O₂ を 10⁻² vol% 含む N₂ 気流を用いた。脱炭深さの測定は光

Table 1. Chemical composition of specimens (wt %)

Steel	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O
C1	0.004	0.01	0.30	0.017	0.0005	0.008	0.0024	0.0035
C10	0.004	0.01	0.32	0.018	0.0005	0.051	0.0019	0.0028
C11	0.006	0.01	0.28	0.014	0.0005	0.028	0.0055	0.0032
C12	0.010	0.01	0.30	0.018	0.0004	0.035	0.0022	0.0027
C2	0.021	0.01	0.31	0.018	0.0004	0.008	0.0028	0.0036
C5	0.024	0.01	0.30	0.018	0.0004	0.052	0.0026	0.0034
C3	0.042	0.01	0.31	0.018	0.0004	0.013	0.0031	0.0015
C7	0.042	0.01	0.31	0.018	0.0004	0.059	0.0039	0.0014
C8	0.062	0.01	0.29	0.017	0.0004	0.016	0.0035	0.0016
C4	0.059	0.01	0.30	0.017	0.0006	0.059	0.0041	0.0012
C9	0.106	0.01	0.31	0.018	0.0003	0.011	0.0026	0.0017
C6	0.101	0.01	0.31	0.017	0.0003	0.051	0.0033	0.0013

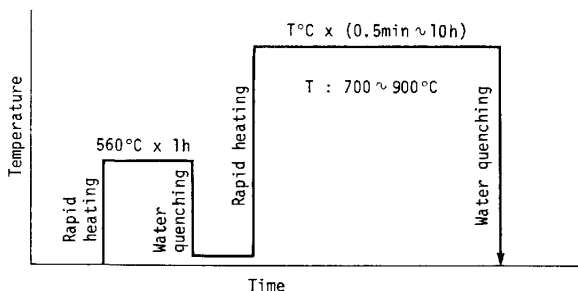


Fig. 1. Schematic representation of annealing cycles.

学顕微鏡観察と化学分析を併用した。再結晶集合組織を測定するために、鋼線を中心軸を含む平面で切り (L 断面)、互いに密接して並べて板状試片とし、X線反射法により {200} および {110} 極点図を作製するとともに、板面に平行に存在する低指数結晶面の積分反射密度を測定した。この際、鋼線断面内の優先方位の分布を考慮して試片直径はすべて 3 mm とした。柱状晶の結晶方位および鋼線断面内の結晶方位分布の測定はファセットピット (Facet pits) 法⁵⁾ により行つた。ピットの観察には走査型電子顕微鏡を使用し、観察する結晶粒の数はいずれの水準も 60 個とした。

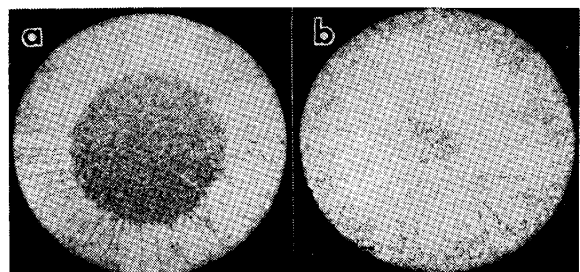
3. 実験結果

3.1 C および温度の影響

代表的な柱状粗大粒の例を Photo. 1 に示す。柱状粗大粒は鋼線の表層附近から成長するようであるが、いずれの場合も最表層には細粒組織を有することから、起点は表層よりやや内部に入つた位置にあると考えられる。C 以外の成分を一定とし、C 量だけを変えた直径 3 mm の鋼線 (伸線減面率 70.2%) について、A₃ 点以下の温度で 10 h の第 2 段焼鈍を行い、異常粗大粒の形態別にその発生領域を Fe-C 系平衡状態図⁶⁾ 上にプロットしたものが Fig. 2 である。Fig. 2 より、柱状粗大粒は $\alpha + \gamma$ 二相共存温度領域中で γ 比率の高い領域で発生しやすいことがわかる。たとえば、800°C 焼鈍の場合、0.04% 以下の C 量では柱状粗大粒は発生せず等軸粗大粒のみである。一方、Photo. 2 (a) に示すように、0.02% C 鋼は 800°C における異常粗大粒は等軸晶であるのに対し、 γ 比率の高い 850°C では Photo. 2 (b) に示すように柱状晶である。

3.2 Al と N の影響

前節 3.1 で述べたように、800°C 焼鈍の場合 0.04



(a) Steel C4, annealed for 3h at 800°C, after 70.2% cold reduction.
(b) Steel C7, annealed for 10h at 800°C, after 70.2% cold reduction.

Photo. 1. Typical columnar structures developed in the surface layer (a), and in the inner region (b) of annealed wires (3 mm).

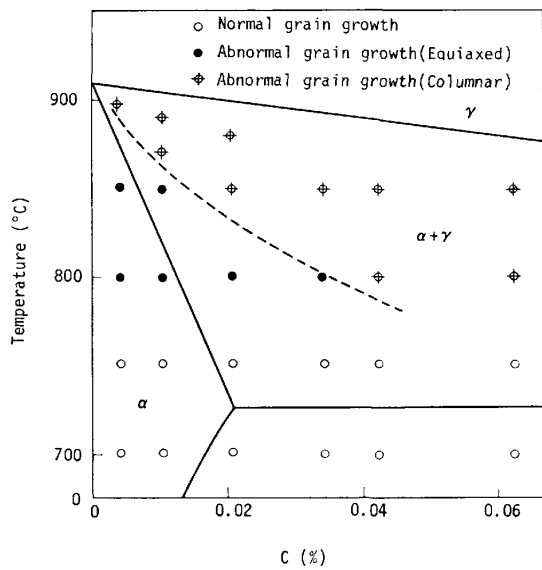
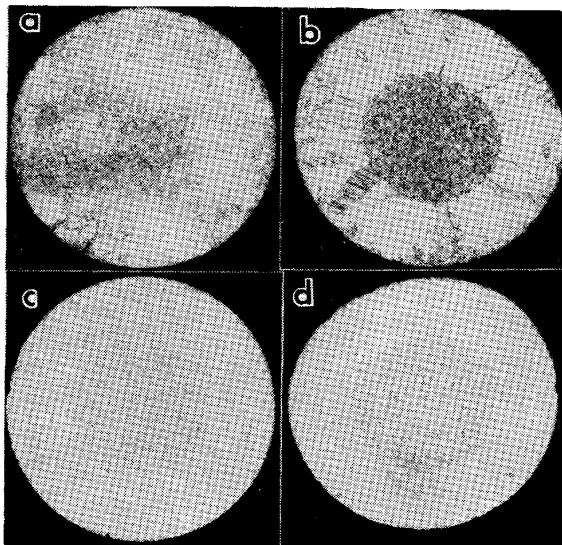


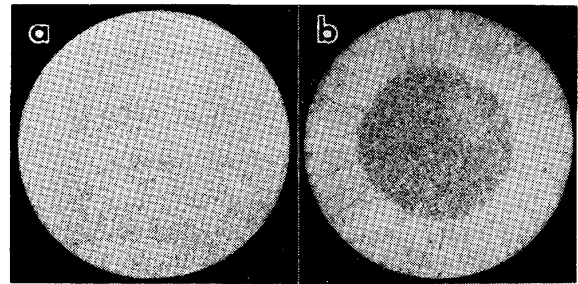
Fig. 2. Effect of carbon content and annealing temperature on grain growth characteristics of wires, annealed for 10h at each temperature, after 70.2% cold drawing.



(a) Steel C2, 800°C×10h. Equiaxed coarse grains.
 (b) Steel C2, 850°C×3h. Columnar coarse grains.
 (c) Steel C5, 800°C×10h. Equiaxed fine grains.
 (d) Steel C5, 850°C×3h. Columnar coarse grains.

Photo. 2. Effect of annealing temperature on grain growth characteristics for 0.02%C steel wires (3 mm).

%以下の低炭素領域では等軸粗大粒が発生するが、著者らの研究¹⁾では、等軸粗大粒の発生傾向はAl量とN量の比 (Al/N比) に依存し、Al/N比が1から6の範囲で等軸粗大粒が発生しやすいことがわかっている。そこで、Al/N比を4.2から15.1の範囲で変えて柱状粗大粒の生成挙動を調査した。その結果、柱状晶の発生自体はAl/N比に影響されないが、柱状晶の幅はAl/N比の影響を受け、Al/N比7以上としたものは、7以下



(a) Annealed in a vacuum.
 (b) Annealed in decarburizing atmosphere.

Photo. 3. Effect of atmosphere on the growth of columnar coarse grains, for steel C4 (3 mm) annealed for 3h at 800°C after 70.2% cold drawing.

のものにくらべて柱状晶の幅が狭い。しかし、柱状晶の深さは、次節3.3で述べるように、脱炭深さによつてきまつておりAl/N比の影響を受けない。

3.3 焼鈍雰囲気の影響

焼鈍雰囲気の影響を調査するために、直径3mmの試料(C4)を弱脱炭性雰囲気(O₂分圧, P_{O₂}=10⁻⁴atm)および真空中(10⁻⁵Torr, P_{O₂}=10⁻⁸atm)で800°C×10hの焼鈍を行った。結果はPhoto. 3に示すように、弱脱炭性雰囲気中で焼鈍した試料には粗大粒が発生するが、真空中で焼鈍したものには発生しない。また、光学顕微鏡による脱炭層深さの測定結果は、柱状粗大粒の深さと脱炭深さがほぼ等しいことを示している。

3.4 冷間伸線加工度の影響

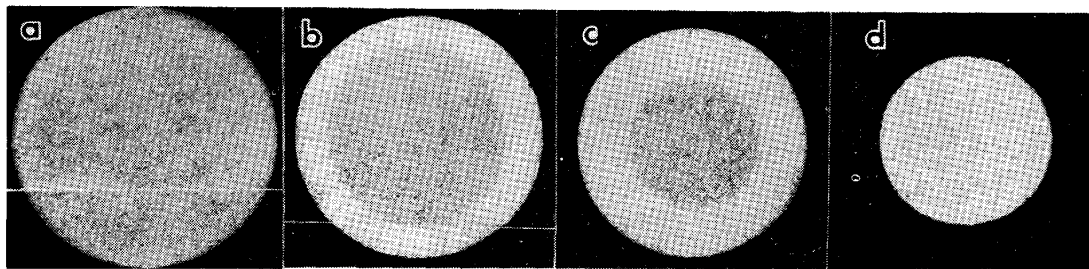
冷間伸線加工度(伸線減面率)の影響を調べるために、5.5mmの線材(C4)より伸線減面率を変えて伸線し、800°C×3hの焼鈍を行った。その結果の1例をPhoto. 4に示す。これによれば、49.7%および70.2%という中程度の伸線減面率で柱状粗大粒が顕著に発達するのに対し、23.8%という低い減面率や、これとは反対に96.7%という高い減面率では細整粒となり柱状粗大粒はみとめられない。

3.5 鋼線の集合組織

前節3.4に述べたように、柱状粗大粒の発生傾向は伸線減面率に依存することから、鋼線の集合組織を調査した。試料はいずれもC4である。以下、鋼線の集合組織の表示法としては{hkl}⟨uvw⟩を用い、{hkl}は中心軸を含むL断面に存在する結晶面を、また、⟨uvw⟩は鋼線の軸方向に平行な結晶軸をあらわすこととする。

3.5.1 再結晶集合組織

Fig. 3にL断面に平行に存在する低指数結晶面密度におよぼす伸線減面率の影響を示す。これより、伸線加工の進行につれて再結晶後の鋼線にも接線方向の明瞭な優先方位、すなわち円筒状集合組織(Cylindrical tex-



(a) 23.8% (4.8 mm), (b) 49.7% (3.9 mm), (c) 70.2% (3 mm), (d) 96.7% (1 mm).

Photo. 4. Effect of cold reduction by drawing on the development of columnar structures, for steel C4 with 800°C × 3h annealing.

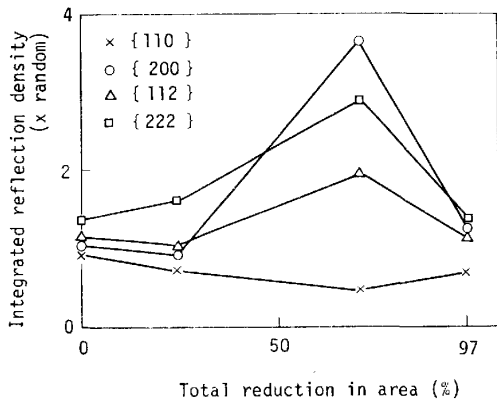


Fig. 3. Effect of reduction in area by cold drawing on annealing textures indicated by inverse pole figure measurements on longitudinal section, for steel C4 with 700°C × 10h annealing.

ture)⁷⁾ が形成されること、また、96.7% という強加工を行うと、接線方向の優先方位は崩れて再結晶集合組織は伸線方向を繊維軸とする単純な<110> 繊維組織に変わることがわかる。この結果は前節 3.4 で述べたところの柱状粗大粒と伸線減面率の関係と一致するもので、柱状粗大粒の生成に鋼線の円筒状集合組織が密接に関与していることがうかがわれる。

次に、減面率 70.2% における L 断面の優先方位を、Fig. 4 の極点図と Fig. 3 の低指数結晶面密度より決定し、伸線ままの状態および次項 3.5.2 で述べる柱状粗大粒の優先方位とあわせて Table 2 に示す。再結晶にともなう鋼線の集合組織の変化は少なく、{100}<110> が主方位、{110}<110> が副方位であることは再結晶前後で変わらないが、再結晶集合組織の方位成分の中では {112}<110> が比較的強い方位成分である。

3.5.2 柱状粗大粒の優先方位

減面率 70.2% で伸線加工し、その後 800°C で 1 h ないし 10 h 焼鈍を行い、そのとき発生した柱状粗大粒の結晶方位をファセットピット法により測定した。その結果、C 断面で観察される柱状組織は、大部分が Fig. 5 および Table 3 に示す 3 種類の優先方位成分から構

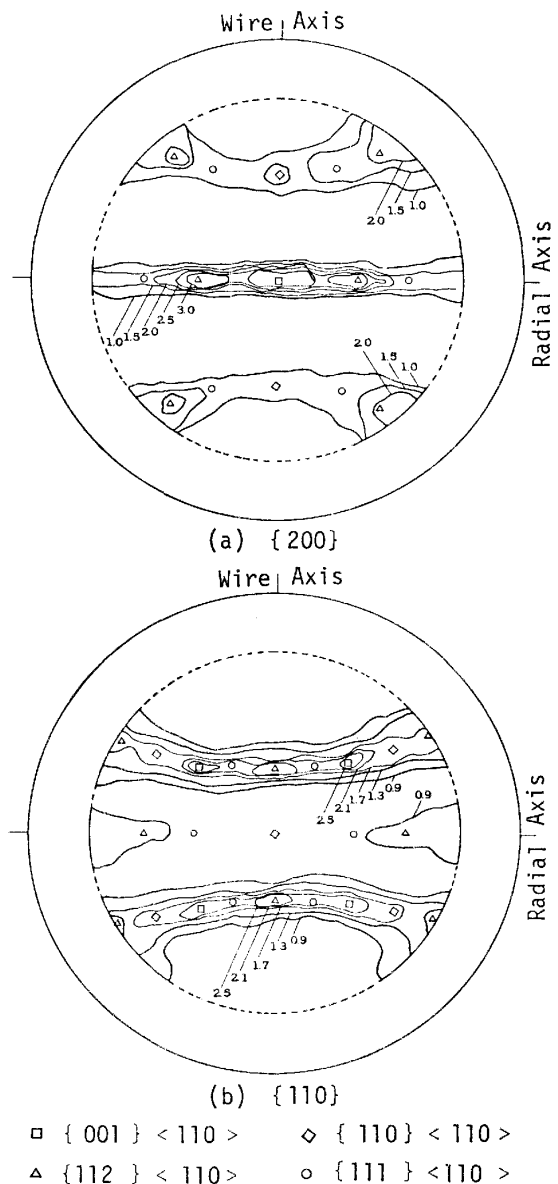


Fig. 4. Pole figures for the annealing texture of low-carbon steel wires (Steel C4). Drawn 70.2%, annealed for 10h at 700°C. {hkl} planes lie in longitudinal section and <uvw> directions are aligned parallel to the wire axis.

Table 2. Changes in textures of low-carbon steel wires.

Drawing textures (70.2%)	Recrystallization textures				Classification Fig. 5 Table 3
	As-recrystallized structure (700°C × 10h)	Columnar structure		800°C × 10h	
		800°C × 3h			
{100}⟨110⟩ ^S	{100}⟨110⟩ ^S {112}⟨110⟩ ^M	{100}⟨110⟩ ^S	→	{100}⟨110⟩ ^M	A
{110}⟨110⟩ ^M	{111}⟨110⟩ ^W {110}⟨110⟩ ^W	{111}⟨110⟩ ^W	→	{111}⟨110⟩ ^S {110}⟨111⟩ ^W	C B

(1) S: Strong M: Medium W: Weak
 (2) {hkl} planes lie on longitudinal section and ⟨uvw⟩ directions are aligned parallel to the wire axis.

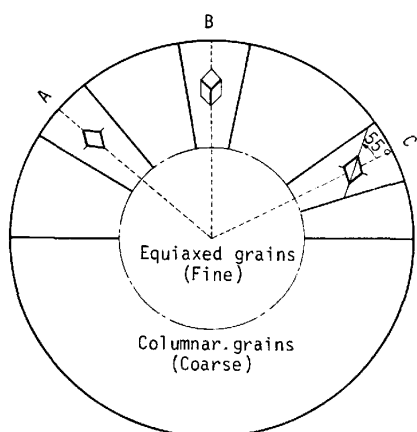


Fig. 5. Schematic representation of preferred orientations of columnar grains.

Table 3. Preferred orientations of columnar grains.

Classification (Fig. 5 Table 2)	Preferred orientations		Relative frequency (%)	
	Drawing direction	Radial direction	Annealed 800°C × 1h	Annealed 800°C × 10h
	A	[110]	[110]	55
B	[111]	[112]	20	20
C	[110]	[112]	10	45

成される軸対称集合組織を示す。各方位成分の構成比率は、Table 3に示すように焼鈍時間の影響を受け、タイプ A の優先方位成分は焼鈍時間の経過とともに減少するのに対し、タイプ C の優先方位成分は逆に増加する。L断面から見た優先方位は Table 2 に示した。

3.5.3 再結晶粒と柱状粗大粒の結晶方位関係

Table 2 に示した再結晶粒と柱状粗大粒の結晶方位関係を要約すると次のようになる。

- 1) 柱状粗大粒の主方位は、焼鈍初期では再結晶粒と同じく {100}⟨110⟩ であるが、焼鈍時間が長くなると弱まる。
- 2) 柱状粗大粒の {111}⟨110⟩ 方位は再結晶粒の弱い副方位と共通であり、焼鈍初期は弱い方位であるが、焼鈍時間が長くなると主方位に成長する。
- 3) 柱状粗大粒の副方位 {110}⟨111⟩ は再結晶粒にはほとんどみとめられない方位であるが、再結晶粒の副方

位である {110}⟨110⟩ とは ⟨110⟩ 軸に関して約 35° の回転関係にある。

4) 再結晶粒にみられた {112}⟨110⟩ 方位は柱状粗大粒にはみとめられないが、この方位は柱状粗大粒の主方位 {100}⟨110⟩ と ⟨110⟩ 軸に関する約 35° の回転関係にある。

以上の結果から、柱状粗大粒の集合組織を再結晶集合組織と比較した場合、⟨110⟩ 軸まわりの約 35° の回転関係で説明される集合組織があるものの、両者の間には本質的な相違はみとめられない。

4. 考 察

前章の実験結果を総括すると、冷間伸線加工後の鋼線に柱状粗大粒が発達するための必要条件は、1) 再結晶焼鈍過程における円筒状集合組織の存在、および、2) α+γ 二相共存温度領域における脱炭の進行と考えられる。そこで、これらの条件が柱状粗大粒の発生ならびに成長機構といかなる関係にあるかについて以下に考察することとする。

4.1 柱状粗大粒の集合組織

伸線ままの体心立方晶金属の集合組織に関する初期の研究では、伸線方向を繊維軸とする単純な ⟨110⟩ 繊維組織のみが報告されていたが、その後の実験方法の進歩により接線方向（あるいは半径方向）の優先方位、すなわち円筒状集合組織が一般的にみとめられるようになった⁷⁾。しかし、鋼線の再結晶集合組織に関する研究は少なく、再結晶による ⟨110⟩ 繊維軸の変化に関する研究⁸⁾⁹⁾、あるいはスウェーjing (Swaging) 加工後再結晶した鋼線の円筒状集合組織に関する研究¹⁰⁾が報告されているにすぎない。これらの結果を要約すると、鋼線の ⟨110⟩ 繊維軸は再結晶前後で変わらないこと、また、再結晶集合組織は {110}⟨110⟩ を主方位、{100}⟨110⟩ を副方位とする円筒状集合組織を示すこととなる。これを Table 2 に示した本実験結果と比較すると、主方位と副方位の順序が逆になっている。これは、次節 4.2 に示

すように、鋼線の表層と内部で集合組織が異なることに起因し、両者間の測定方法の相違により測定値に占める表層部分の比重が異なっているためと考えられる。

柱状粗大粒の優先方位は、前章 3.5.3 で述べたように、再結晶集合組織と同一のものと $\langle 110 \rangle$ 軸に関する約 35° の回転関係にあるものに分けられる。粒界移動速度の結晶方位依存性に関する従来の研究¹¹⁾によれば、低指数軸に関して特定角度の回転関係を有する結晶粒の優先的な成長がみとめられており、3%Si-Fe に関しては $\langle 110 \rangle$ 軸に関して約 35° の回転関係にある一次および二次再結晶粒の成長速度が特に大きいことが報告されている^{12)~14)}。本実験でみとめられた柱状粗大粒の $\{110\}$ $\langle 111 \rangle$ 方位は、再結晶集合組織の中にはほとんど存在しない方位成分であるが、上述の結果を考慮に入れるとその成因は $\{110\}$ $\langle 110 \rangle$ 方位を有する再結晶粒の選択的成長と考えられる。一方、再結晶集合組織の $\{112\}$ $\langle 110 \rangle$ 方位成分は柱状粗大粒には存在しないが、柱状粗大粒の $\{100\}$ $\langle 110 \rangle$ 方位とは $\langle 110 \rangle$ 軸に関する約 35° の回転関係にあることから、 $\{100\}$ $\langle 110 \rangle$ 方位の柱状粗大粒に成長したと推定される。

以上のように、柱状粗大粒の集合組織を再結晶集合組織と比較すると両者間に本質的な相違は見あたらない。したがって、柱状粗大粒は一見すると Texture inhibition に起因する異常粒成長のようにも見えるが、このように結晶方位の観点からは、強い円筒状集合組織を有する再結晶粒の正常粒成長と考えるのが妥当と思われる。そこで、以下、その成長の強い方向性を支配する原因を考えてみることにする。

4.2 柱状粗大粒の発生

柱状粗大粒の発生起点については、Photo. 1 に示したように、最表層に細粒組織が存在することから、表層よりやや内部に入った位置にあると推定されるが、より明確化するために表面近傍における再結晶粒の深さ方向の優先方位分布を測定するとともに、深さ方向の各位置

における粒成長過程をファセットピット法により調査した。

まず、試料 C4 の 3 mm 鋼線を $700^\circ\text{C} \times 10\text{h}$ で焼鈍したのち L 断面にファセットピットを現出し、表層より各層の再結晶粒の方位を走査型電子顕微鏡により測定した。結果は、Fig. 6 に示すように、表面から約 $100\ \mu\text{m}$ の深さまでの優先方位分布は、それより内部の優先方位分布とは異なっているうえ深さ方向の変化が大きく、一種の遷移領域を形成している。したがって、前章 3.5.3 で述べた柱状粗大粒の優先方位との整合性が成り立つのは、この表層遷移領域を除いた内部の結晶粒である。

次に、遷移領域近傍における結晶粒の成長挙動について、 700°C および 800°C で時間を変えて調査した。その結果、 700°C では遷移領域近傍における結晶粒の変化は他の部分と変わらないが、 800°C では遷移領域よりわずかに内部に入った位置に、脱炭前線(脱炭層と内部の非脱炭層との境界)の通過後に、柱状粗大粒の芽ともいふべき、柱状粗大粒と同じ優先方位を有する大きな結晶

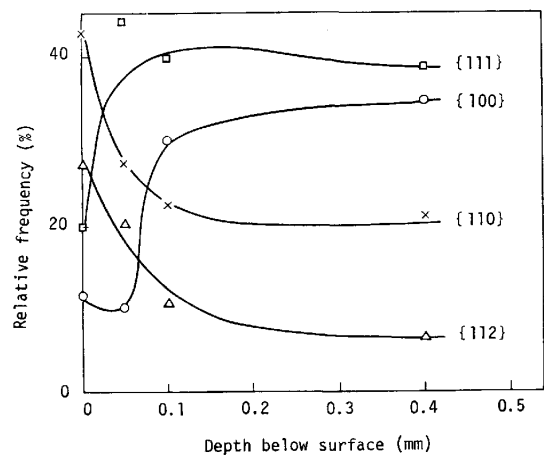


Fig. 6. Texture profiles through longitudinal section for steel C4, annealed for 10h at 700°C , after 70.2% cold drawing.

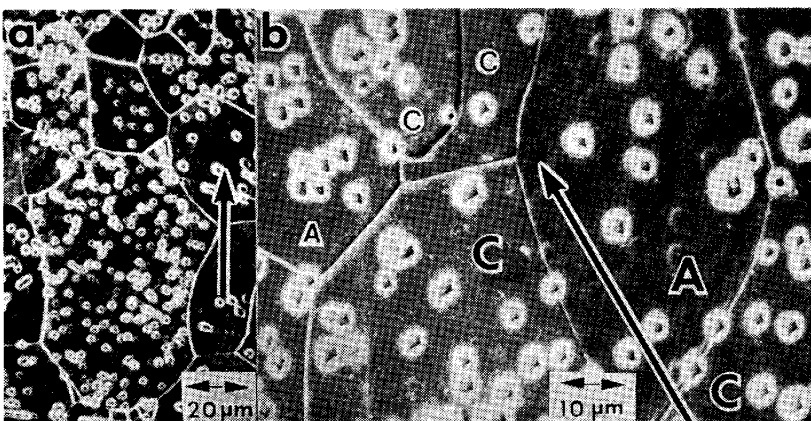


Photo. 5. (a) Typical large $\{100\}$ $\langle 110 \rangle$ grain observed $140\ \mu\text{m}$ below the surface of C4 wire, annealed for 0.5h at 800°C after 70.2% cold drawing (Longitudinal section). Arrow indicates growth direction of columnar grains. (b) Growth of $\{111\}$ $\langle 110 \rangle$ columnar grains (Type C) and disappearance of $\{100\}$ $\langle 110 \rangle$ columnar grains (Type A) in C4 wire, annealed for 10h at 800°C , after 70.2% cold drawing) Transverse section), Arrow indicates direction toward wire axis.

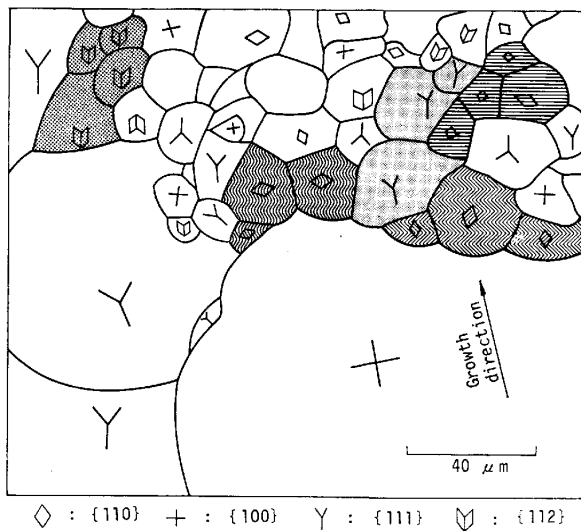


Fig. 7. Growth of coarse columnar grains within longitudinal section, for steel C4 with 800°C × 1h annealing. Grains in each shaded or hatched block have nearly the same direction.

粒が観察される。1例として、800°C×0.5h 焼鈍において、表面下約 140 μm の位置に発生した {100}〈110〉柱状粗大粒の芽を Photo. 5(a) に示す。

以上の結果より、柱状粗大粒は最表層遷移領域に隣接した領域の再結晶粒を核として発生し、成長初期より明瞭な優先方位を有すると考えられる。

4.3 柱状粗大粒の成長

柱状粗大粒の成長過程にみられる粒成長の強い方向性がいかなる原因で生ずるかを考えるために、柱状粗大粒の成長先端附近の結晶方位をファセットピット法により詳細に観察した。前章3.3で述べたように、柱状粗大粒の成長先端までの深さは脱炭層深さとほぼ等しく、現象的には脱炭前線を追って柱状晶が成長しているかに見える。柱状粗大粒の成長先端附近には、Fig. 7に示すように、方位のほぼそろった結晶粒の集合体から構成される小ブロックがいくつか観察される。これら小ブロックは、脱炭にともなう γ/α 変態の変態エネルギーを駆動力として、既存の α 粒と新生 α 粒との共同により生成したと考えられ、柱状粗大粒の成長機構を解明するにあたって一つの示唆を与えているように思われる。すなわち、柱状粗大粒はその成長先端で、隣接する小粒との間の粒界エネルギーを駆動力として、小粒の結晶回転によりこれを併合しながら成長していくとして、その素過程を考えてみると、小粒がそれを取りまく周囲の結晶粒からの拘束力に起因する一種の活性化エネルギーの山を越えねば、柱状晶は小粒を併合することができない。このような、小粒を取りまく周囲の結晶粒からの拘束力を考慮に入れた場合、小粒を1個ずつ併合していくよりも、

あらかじめ小ブロックを作つたうえで、ブロック単位で併合した方がエネルギー的には有利であると考えられる。すなわち、脱炭前線に発生する小ブロックが柱状晶の粒成長に強い方向性をもたらすものと考えられる。一方、これら小ブロックが完全にランダムな配列状態にある結晶粒相互の間で形成されるとすることは確率論的にみて無理があり、小ブロック形成にはマトリックスの結晶粒に集合組織の存在することが前提となる。従来の研究²⁾によると、 $\alpha+\gamma$ 二相共存温度領域における脱炭では等軸晶しか生成しないとされているが、これらの研究は、いずれも熱処理などにより集合組織を消去した試料を用いているために小ブロックが形成されず、したがって柱状粗大粒も発生しないと考えられる。同様なことは本実験結果についても言える。すなわち、前章3.4で示したところの、柱状粗大粒生成の伸線減面率依存性は、円筒状集合組織の成長および消滅と軌を一にしており、また、前節4.2で述べたように、集合組織は存在していても、その変化が大きい表層遷移領域からは柱状粗大粒は発生しない。しかし、たとえ再結晶集合組織が発達していても、Photo. 3(a)に示すように非脱炭性雰囲気焼鈍した場合はもちろん、脱炭性雰囲気焼鈍しても、たとえば、Fig. 2の点線の左側の領域のように、C量と温度との関係から γ/α 変態量がきわめて少なく、そのために脱炭しても小ブロックがほとんど形成されない場合には柱状粗大粒は発生しない。前者の場合、共存する α 粒と γ 粒が互いにピン止めし合つて粒成長が抑制されるために、他の異常粒成長、すなわち等軸粗大粒も、発生しない¹⁵⁾¹⁶⁾。後者の場合、Al/N比が7以上であれば、AlNの析出状態は正常粒成長を促進するために異常粒成長は起こらず、Photo. 2(c)に示すような細粒組織が得られるが、Al/N比が1から6と小さく、AlNの析出状態が正常粒成長を阻害している場合は、Photo. 2(a)に示すような等軸粗大粒が発生する¹⁾。

柱状粗大粒は以上のような過程で小粒を併合すると同時に、隣接する柱状粗大粒も併合しながら成長する。Photo. 5(b)は {100}〈110〉方位、すなわち Table 2のタイプAの優先方位を有する柱状晶が、隣接する {111}〈110〉方位、すなわちタイプCの優先方位を有する柱状晶に併合されていく過程を示すものと思われ、これは、焼鈍時間の経過とともに {111}〈110〉が主方位に成長する過程を表していると考えられる。柱状粗大粒相互の食い合いに関しては、前述したような脱炭の影響は小さく、むしろ柱状晶間の結晶方位差、あるいは微細析出物による粒成長抑制力の影響が大きいと予想される

が、実験結果もこれを裏づけており、前章 3.2 の実験結果は柱状晶の幅が Al/N 比すなわち AIN の析出状態に依存していることを示している。

以上述べてきたように、円筒状集合組織の存在および脱炭の進行過程と共同した粒成長モデルを考えることにより、低炭素鋼線の再結晶焼鈍過程における柱状粗大粒の生成挙動はすべて説明できる。

5. 結 言

低炭素鋼線を A_3 点以下の温度で再結晶焼鈍するときにあられる柱状粗大粒の生成挙動を調査した結果、以下のことが明らかとなった。

(1) 柱状粗大粒は、50~70% の冷間伸線加工により円筒状集合組織の発達した鋼線を、 $\alpha+\gamma$ 二相共存温度領域で焼鈍した場合に、脱炭の進行にともなう発生する。

(2) 柱状粗大粒は、鋼線表面より若干内部に入った部分の再結晶粒を核として発生し、初期より明瞭な優先方位と強い方向性をもつて成長する。

(3) 柱状粗大粒は明瞭な軸対称集合組織を有するが、再結晶集合組織と比較して本質的な相違はない。

(4) 柱状粗大粒の成長機構を考察すると、以下のようになる。すなわち、円筒状集合組織を有する再結晶粒を $\alpha+\gamma$ 二相共存温度領域に恒温保持すると、柱状晶の成長先端附近には、脱炭前線の通過にともなう γ/α 変態により、ほぼ方位のそろった再結晶粒の集合体で構成される小ブロックが形成され、柱状粗大粒はこれら小ブロックを併合しながら、脱炭前線を追って鋼線軸心方向に向かつて成長する。これは、小粒が大粒に併合される過程における活性化エネルギーを考えたとき、小粒を

個別に併合するより、このように小ブロックの形で併合した方がエネルギー的に有利であるためと考えられる。

文 献

- 1) 落合征雄, 大羽 浩, 飛田洋史, 南雲道彦: 鉄と鋼, 70 (1984), p. 2001
- 2) たとえば, 持田徳彦: 日本金属学会誌, 6(1942), p. 171; 鉄鋼の顕微鏡写真と解説 (佐藤知雄編) (1963), p. 70 [丸善]; 済木捷郎: 塑性と加工, 9 (1968), p. 108; H. OIKAWA, J. F. REMY and A. G. GUY: Trans. ASM, 61 (1968), p. 110
- 3) 阿部秀夫, 伊藤邦夫: 日本金属学会誌, 32 (1968), p. 927
- 4) K. ITO: Trans. ISIJ, 11 (1971), p. 86
- 5) 早川 浩, 今村 淳: 日本金属学会報, 18 (1979), p. 282
- 6) J. K. STANLEY: Trans. Metall. Soc. AIME, 185 (1949), p. 752
- 7) たとえば, S. LEBER: Trans. ASM, 53 (1961), p. 697; Trans. Metall. Soc. AIME, 233(1965), p. 953; 小川陸郎, 金築 裕: 鉄と鋼, 66(1980), S 1110
- 8) C. S. BARRETT: Structure of Metals (1952), p. 489 [McGraw-Hill Book Co.]
- 9) N. P. GOSS: Trans. Am. Soc. Steel Treating, 16 (1929), p. 405
- 10) V. S. BHANDARY and B. D. CULLITY: Trans. Metall. Soc. AIME, 224 (1962), p. 1194
- 11) たとえば, P. A. BECK and H. HU: Trans. Metall. Soc. AIME, 185 (1949), p. 627
- 12) C. G. DUNN: Acta Metall., 2 (1954), p. 173
- 13) C. G. DUNN and P. K. KOH: J. Met., 8 (1956), p. 1017
- 14) J. E. MAY and D. TURNBULL: Trans. Metall. Soc. AIME, 212 (1958), p. 769
- 15) 高山武盛, 魏明 鏞, 西沢泰二: 鉄と鋼, 66 (1980), S 1176
- 16) 魏明 鏞, 高山武盛, 西沢泰二: 鉄と鋼, 67 (1981), S 558