

© 1990 ISIJ

技術報告

## Co 添加による過共析鋼線の伸線性の改善

金 築 裕\*

## Improvement of Drawability of Hypereutectoid Steel Wire by Co Addition

Yutaka KANETSUKI

## Synopsis :

The grain boundary cementite and widmanstatten cementite consisted in a hypereutectoid steel have been considered to cause the brittle fracture. In this study, the effect of Co addition on the transformation behavior of the hypereutectoid steel has been examined in order to control the grain boundary cementite precipitation. It was found that in the case of hypereutectoid steels containing carbon content less than 1.3 wt% the grain boundary cementite precipitation could be suppressed with the addition of Co and patenting treatment.

By suppression of grain boundary cementite, the hypereutectoid steel showed good drawability comparable with that of eutectoid steel and the increase of tensile strength comparing with eutectoid steel. The analysis using EMBURY-FISHER relation showed the increase of workhardening rate due to the refinement of lamellar spacing, which was confirmed by microstructural observation. The effect of Co addition on the transformation behavior was also discussed from CCT curves.

**Key words :** hypereutectoid steel ; grain boundary cementite ; widmanstatten cementite ; cobalt ; drawing patenting.

## 1. 緒 言

高強度材料としてピアノ線は良く知られている。ピアノ線は加工硬化によって高強度化した共析鋼であり、この場合の組織はフェライトとセメンタイトが層状に並んだパーライト組織が用いられている。ピアノ線の高強度化のためにはパーライト組織のラメラ間隔を微細にすることが重要であるが、この微細化のための熱処理が通常、パテンティングと呼ばれる処理で、すなわち、素線をオーステナイト化後、TTT 図のノーズ温度に対応する約 550°C に保持された鉛浴に浸漬する恒温変態を指している。この処理により約 0.1 μm の微細なラメラ間隔が得られる。さらに微細パーライトはすぐれた加工硬化特性を有しており、冷間伸線によりラメラ間隔はさらに微細化され高い強度が得られる。この時に得られる引張強さはラメラ間隔の $-1/2$ 乗に比例する Hall-Petch タイプの式で記述できることが EMBURY と FISHER<sup>1)</sup>により求められている。

ピアノ線の強度について、最近さらに高強度化が望ま

れてきている。すなわち、ピアノ線の強度については現状では JIS, G3522 に示されているように、線径によって使用できる強度は異っており、線径が大きくなるにつれて使用できる強度は低下している。これは鋼線に求められる重要な特性の一つとして振り変形態が要求されているためである。太径線の使用限界強度が低いのは振り変形時に発生する縦割れが原因であり、すなわち、縦割れの発生する限界の伸線加工度が細径素線に比べ低加工度であるために加工硬化量が少なくなり使用できる強度を低くしている。したがって、工業的な観点からのピアノ線の高強度化はまず縦割れの発生する限界の伸線加工度を高めることを意味している。一方、加工硬化を用いた高強度化の手段としてラメラ間隔の微細化は有効であるが、太径線の場合には次のような問題点がある。すなわち、パテンティング処理においては、恒温変態処理が可能な素線径は 4 mmφ 以下であり、4 mmφ 以上の線径の場合、質量効果によって素線中心部は冷却速度が遅くそのために高温側で変態するために粗いラメラ間隔となる。そこで焼入性を改善する Cr 等の添加元素の効果

昭和 58 年 10 月本会講演大会にて発表 平成元年 1 月 19 日受付 (Received Jan. 19, 1989)

\* (株)神戸製鋼所鉄鋼技術研究所 (Iron & Steel Research Laboratories, Kobe Steel Ltd., 1-3-18 Wakino-hama-cho Chuo-ku Kobe 651)

を用いてラメラ間隔を微細化し、それによる高強度化がこれまで多く検討されてきた。しかしながら、伸線限界を大きく改善するには至っていない。

そこで、著者らは伸線限界を決定している振り変形時の縦割れについて検討した結果、縦割れの発生が伸線加工によって形成される円筒状集合組織に起因していることを見出した<sup>2)3)</sup>。集合組織の発達には伸線加工度に密接に関係しており特に太径素線では集合組織の振り変形挙動に対する影響が強く、この観点からは加工度を現在の材料の限界以上にするためには、集合組織の発達を低減するための加工方法の変更が必要であることがわかった。しかし、伸線加工法は、その生産性において極めて優れている。したがって高強度化の他の手段として過冷却によるラメラ間隔の微細化とは異なる微細化方法、またはフェライトの固溶強化が有効と考えられる。例えば後者は Si によるフェライト相の固溶強化、前者については共析鋼以上に炭素を含有した過共析鋼の適用等が考えられる。

そこで、本研究ではほとんど検討がなされていない過共析鋼による高強度化の検討を目的とした。現在、過共析鋼は細径の針に用いられている。この場合、圧延後の素線は球状化焼鈍と低加工度の伸線加工を交互に繰り返すことにより細線 (2 mm $\phi$  以下) に加工されている。これは、過共析鋼では共析鋼に比べ焼入性が著しく低下するとともに、粒界に析出するフィルム状の初析セメントにより脆化するためである。このために、過共析鋼の伸線性についてはほとんど検討がなされていない<sup>4)</sup>。一方、初析セメントの析出挙動については、形態に注目した研究が HECKEL と PAXTON<sup>5)6)</sup> により行われており、フィルム状セメント層の厚さが Si により影響を受けることを見出している。その原因として、Si がセメントにほとんど固溶しない性質を有しているためとしている。そこで、本研究では、Si と同様にセメントに固溶せず、かつフェライトの脆化を起こさない Co を用い、初析セメントに対する析出制御効果の検討、及び伸線性に対する検討を行うことを目的とした。

## 2. 実験方法

供試鋼として炭素量を 1.0~1.45 wt%, Co 量を 0.5~3.0 wt% に変化させ、Si, Mn 量については普通鋼相当とした 10 kg インゴットを真空溶解により溶製した。Table 1 は溶製した 11 鋼種のうち以下に示す実験に主として用いた 6 鋼種の化学成分を示している。用いた素線はインゴットを熱間鍛造により 12 mm $\phi$  の丸棒とし

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

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cu	Co
A	1.01	0.20	0.48	0.004	0.002	<0.01	0.49
B	1.15	0.23	0.52	0.008	0.003	<0.01	0.98
C	1.15	0.21	0.49	0.005	0.002	<0.01	0.51
D	1.14	0.22	0.52	0.005	0.002	<0.01	1.96
E	1.28	0.19	0.50	0.004	0.005	<0.01	3.05
F	1.45	0.19	0.49	0.001	0.004	<0.01	2.98

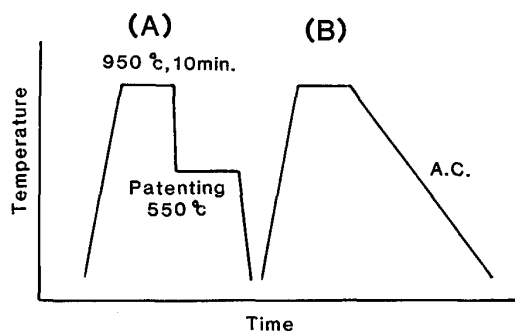


Fig. 1. Schematic illustration of heat treatments. (A) and (B) show patenting and air cooling types respectively.

た後、機械加工により 7 mm とした。

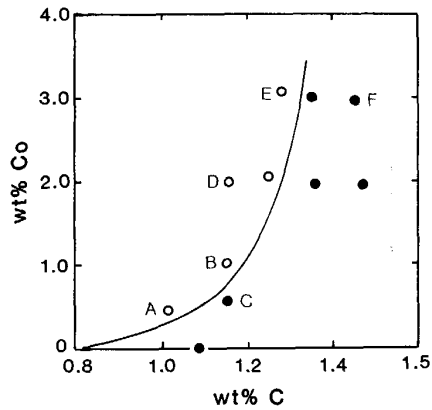
熱処理条件は Fig. 1 に模式的に示しているが、950°C で 10 min のオーステナイト化を Ar 雰囲気中で行い、Fig. 1(A) に示すパテンティング処理を行った。Fig. 1(B) に示す空冷処理は Co の変態挙動に対する効果をパテンティング処理の場合と比較するために行った。パテンティングは 550°C に保持したすず浴を用いて行った。これらの処理後に認められた変態組織の変化の検討のため、CCT 曲線の測定をフォーマスター試験機(富士電波工機製 EDP 型)を用いて行った。この場合のオーステナイト化の条件は Fig. 1 と同じく 950°C で 10 min 保持とした。熱処理後の組織観察はナイタル腐食の後、光学顕微鏡および走査型電子顕微鏡 (SEM) を用い素線の横断面について行った。伸線条件は、潤滑剤として Molykoto #321 を用いて 8 m/min の引抜速度で、また各パス間の減面率を約 15% として、ドローベンチを用いて行った。伸線材の機械的性質は、引張試験によって引張強さおよび破断絞りを、また振り試験により捻回数 (線径の 100 倍のゲージ長での破断までの振り回数) と縦割れの発生の有無を測定した。

伸線加工は初析セメントが析出する場合ほとんど不可能であった。そのため過共析鋼の伸線性についての検討には Steel A, B を用いた。また Co の効果の検討には Steel B, C, D を用いた。機械的性質は初析セメントの影響のない硬度測定によって行った。

### 3. 実験結果

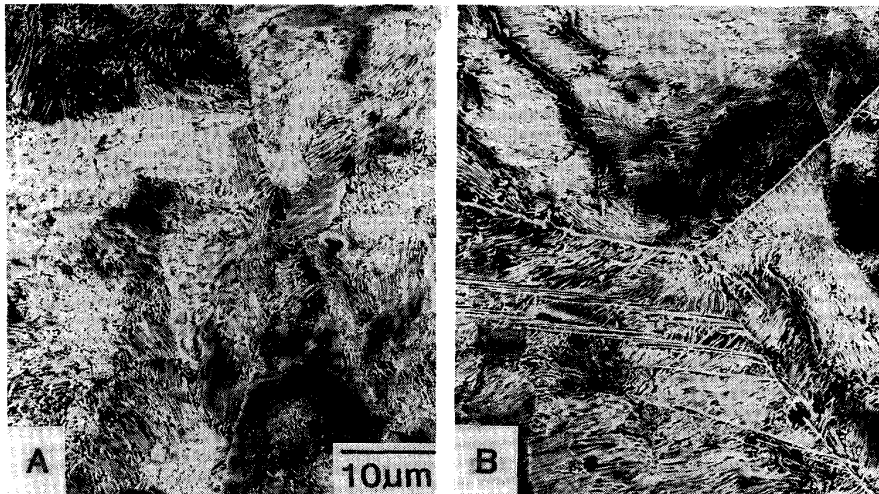
#### 3.1 粒界セメンタイトの析出挙動に及ぼす Co 添加の効果

Fig. 1(A) に示すパテンティング後の SEM 観察結果を Fig. 2 に示す。Fig. 2 は SEM 観察により調査した粒界セメンタイト (または粒内への Widmanstatten セメンタイト) の析出状況を炭素量, および Co 量との関係で示しており, 析出の認められた場合をソリッドマークで, また析出の認められなかった場合をオープンマークで表示している。Photo. 1 はその典型的な例を示しており, すなわち, Photo. 1(A) は Co の添加により粒界セメンタイトの析出が認められず, すべてパーライト組織になった Steel E の結果を示している。また,



Open marks : Grain boundary precipitation free  
Solid marks : Grain boundary precipitation was observed

Fig. 2. Relation between carbon and cobalt contents in order to suppress the grain boundary cementite and widmanstatten cementite precipitation. A-F indicate the steel code shown in Table 1.



A : Shows fully pearlitic microstructure of steel E  
B : Shows typical grain boundary cementite and widmanstatten cementite of steel F  
Photo. 1. SEM micrographs showing the effect of cobalt addition.

Photo. 1(B) は典型的な粒界セメンタイトと粒内での Widmanstatten セメンタイトを示している。Fig. 2 の実線で示した量以上の Co 添加により粒界セメンタイトの析出が抑制されることが確認された。また, その効果的な添加量は炭素量の増加とともに急激に増加し, 1.3 wt% 以上の炭素量の場合には, 3 wt% までの Co の添加ではその効果は認められなかった。

次に, Co 添加の効果を実験の場合について検討した結果をパテンティングの場合と比較して Fig. 3 に示す。Fig. 3 は炭素量を 1.15 wt% と一定として Co 量 (Fig. 3 の図中に表示している) を変化させた Steel B, C, D について, 素線の断面内硬度分布と粒界セメンタイトの有無をあわせて示している。破線が粒界セメンタイトが認められた場合を示しているが, 空冷の場合をパテン

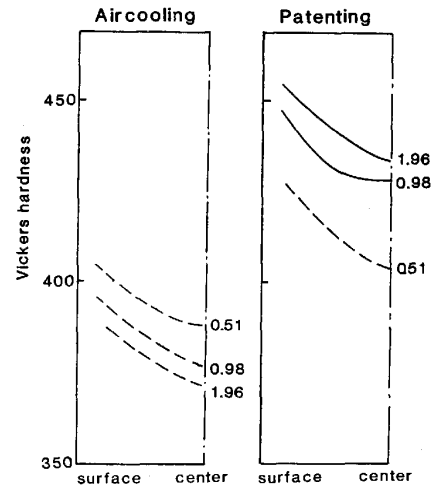


Fig. 3. Effect of cooling rate and cobalt addition on the hardness distribution and morphology change of 1.15 wt% carbon steel (Steel B, C, D). Broken lines indicate the precipitation of grain boundary cementite and widmanstatten cementite.

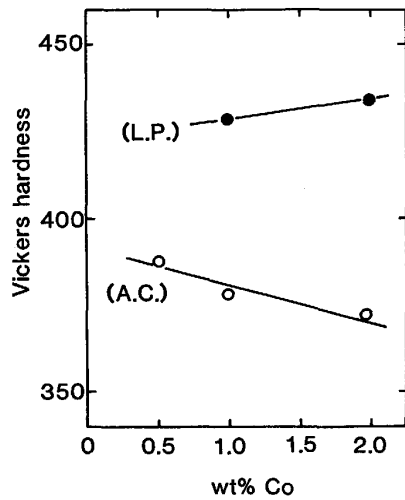


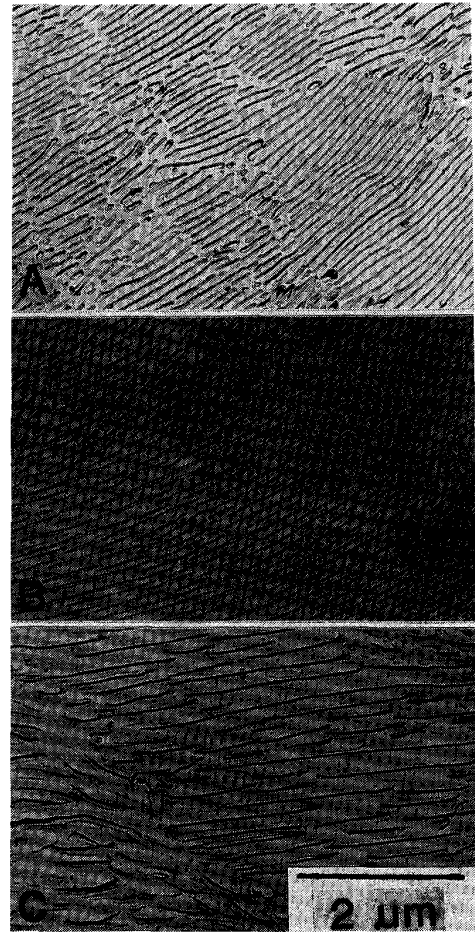
Fig. 4. Effect of cobalt addition on the hardness of 1.15 wt% carbon steel wire rods. The hardness of the center of the wire rods in Fig. 3 are plotted in this figure. L.P. means patenting and the microstructure in this case was fully pearlitic above 1.0 wt% cobalt addition. A.C. means air cooling and the microstructure was consisted of pearlite and grain boundary cementite.

テイングの場合と比較すると、パテンティングで粒界セメンタイトの析出が認められなかった Steel C, D においても粒界セメンタイトが認められた。このことから Co の効果は含有炭素量に依存すると同時に、さらに冷却速度にも依存しており、Co が初析セメンタイトの析出の Kinetics に関係していることを示している。

Fig. 4 は Fig. 3 で示した素線の中心部の硬度と Co 量の関係を示したものである。初析セメンタイトの析出する空冷材と析出しないパテンティング材の硬度は全く異なる Co 量依存性を示している。パーライト組織の場合、硬度はラメラ間隔と密接な関係があり、硬度の変化はラメラ間隔の変化によるものと考えられる。そこで、ラメラ間隔をレプリカ法で電顕観察した結果を Photo. 2 に示している。Photo. 2 は Steel B, C, D のパテンティング後の組織を示すが Co 量の増加とともにラメラ間隔は微細化していることが確認された。一方、空冷の場合の Co 添加による硬度低下についてはラメラ間隔の粗大化によるもので、このことはパーライト変態に対する Co の効果は初析セメンタイトの析出を経由する場合（この場合は従来よりよく知られている Co の変態促進効果で理解される）としない場合では異なっていることを示唆している。

### 3.2 過共析鋼の CCT 曲線に及ぼす Co 添加の効果

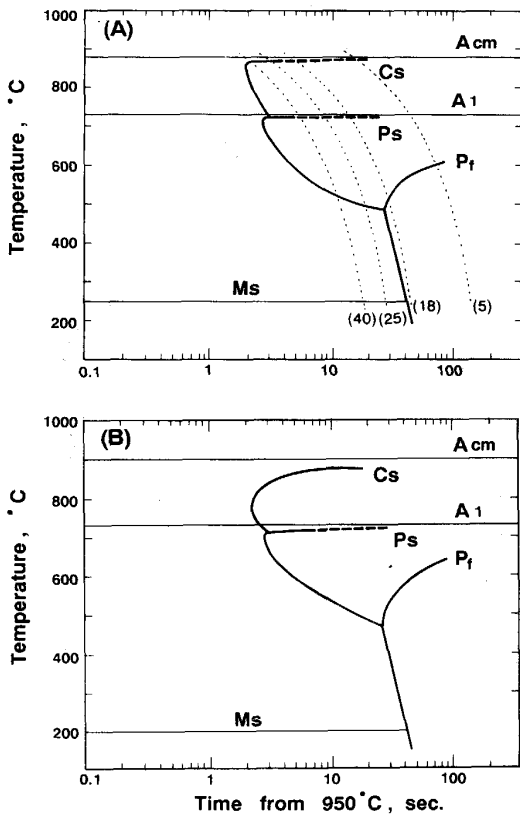
3.1 でパテンティングと空冷の場合について組織変化



A : Steel D (1.96%Co) B : Steel B (0.98%Co)  
C : Steel C (0.51%Co)

Photo. 2. Lamellar structure of Steel B, C and D as patented. The location of observed area of the wire rods was nearly  $D/4$  ( $D$  means wire rod diameter).

と硬さの変化を検討したが、両者の組織の差は冷却速度の差によるものと考えられる。そこで、Steel A, B について CCT 曲線を測定した結果を Fig. 5 に示す。初析セメンタイトの抑制に必要な量の Co を添加した Steel A, B の CCT 曲線は  $A_{cm}$  点、 $M_s$  点を除いてほとんど同一である。両者の上部臨界冷却速度（100% マルテンサイトを生ぜしめる最小の冷却速度）はいずれも  $100^{\circ}\text{C}/\text{s}$  であり、また下部臨界冷却速度（マルテンサイトが生じない最大の冷却速度）は  $20^{\circ}\text{C}/\text{s}$  であった。これらの臨界冷却速度は共析鋼の場合と同等であり、Co 添加により過共析鋼の焼入性が改善されたことが明らかである。Photo. 3 は Fig. 5 に示している冷却速度 40, 25, 18,  $5^{\circ}\text{C}/\text{s}$  での冷却後の光学顕微鏡組織であるが、明瞭な初析セメンタイトは  $18, 5^{\circ}\text{C}/\text{s}$  で認められる。これらの結果から、初析セメンタイトの析出は 100



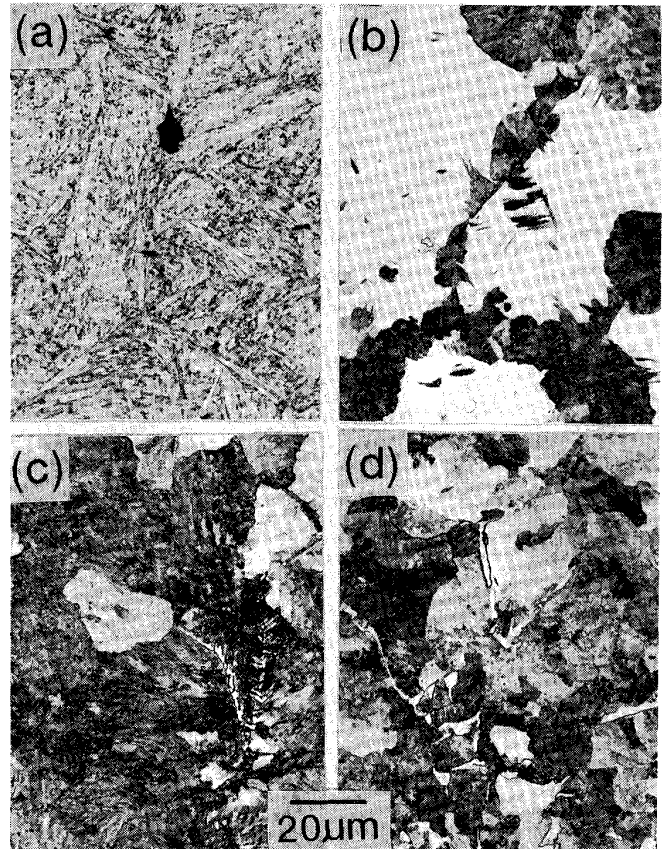
(A) : Steel A (B) : Steel B

Fig. 5. CCT diagrams of Steel A and Steel B (Austenitization : 950°C, 10 min). Number in parentheses indicate the cooling rates (°C/s).

°C/s以上の冷却速度で抑制され、かつ40~20°C/sにおいてもその成長速度は抑制されることがわかった。

3.3 Co添加によりパーライト組織とした過共析鋼の伸線性

Fig. 6はSteel A, Bを用い、パテティング後、すなわち、初析セメントの析出を抑制した場合の冷間伸線による機械的性質の変化を伸線加工度 ( $\epsilon = 2 \ln D_0/D$ ,  $D_0$ :素線の直径,  $D$ :伸線材の直径) に対して示したものである。機械的性質として、引張強さ、破断絞り、さらに振り試験による捻回値を示している。引張強さを結んだ曲線は伸線中の加工硬化曲線に対応するものと考えられている。この加工硬化曲線及び破断絞りの両方について、図中の破線で示した共析鋼と全体的な変化は同一である。すなわち、 $\epsilon \approx 1.5$ で加工硬化曲線は変曲点をまた破断絞りは極大値を持つ傾向を示している。また、振り試験についてはSteel Aの結果を示しているが、本実験範囲内(7mmφ共析鋼での限界加工度  $\epsilon = 2.5$ )では縦割れの発生は認められず、捻回値についても共析鋼と同程度の結果が得られた。したがってSteel Aの場合、共析鋼と比較すると、破断絞りが若干



(a) 40°C/s (b) 25°C/s (c) 18°C/s (d) 5°C/s

Photo. 3. Optical micrographs showing the microstructure of Steel A observed at various cooling rate.

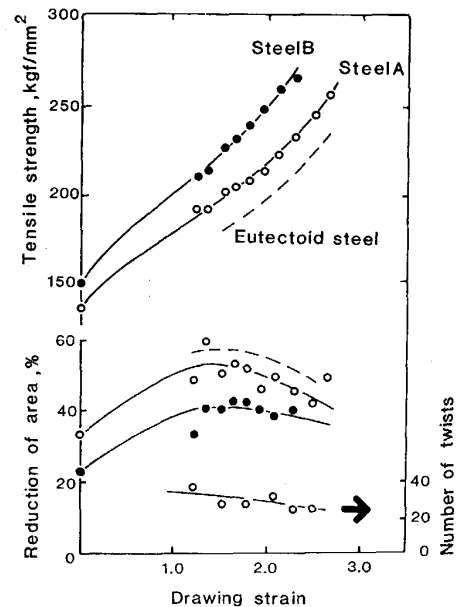


Fig. 6. Mechanical properties of drawn hyper-eutectoid steels with cobalt addition.

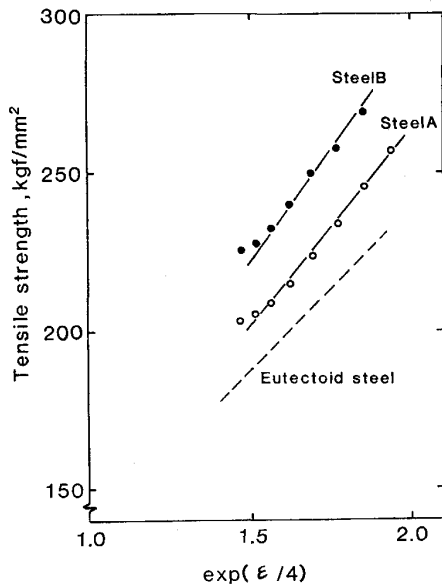


Fig. 7. Relation between tensile strength of the drawn wires and  $\exp(\epsilon/4)$ .

の低下が認められるが全体として約  $20 \text{ kgf/mm}^2$  の高強度化が可能であることが得られた。

Fig. 7 は共析鋼について EMBURY と FISHER<sup>1)</sup> によって求められた下記の式に基づいてプロットした結果を示している。

$$\sigma_f = \sigma_0 + \frac{K}{\sqrt{2d_0}} \exp(\epsilon/4)$$

$\sigma_f$ : 変形応力,  $\sigma_0$ : 摩擦応力,  $d_0$ : ラメラ間隔  
 $K$ =定数,  $\epsilon$ : 伸線加工歪み

Fig. 7 の直線の傾きは  $K/\sqrt{2d_0}$  に対応している。Fig. 7 において, Steel A, B 共に直線関係が成り立っており, このことからパーライト組織とした過共析鋼についても共析鋼と同様の加工硬化挙動であることを示している。しかし, 直線の傾きについては炭素量の増加とともに増加することが認められる。これは上式によれば炭素量の増加によりラメラ間隔が微細化したことを示している。

Fig. 8 は伸線加工によりラメラ組織が線軸方向に揃う  $\epsilon=1.5$  まで伸線した材料の破断絞りと炭素量の関係を示している。共析鋼以下の炭素量の結果は AERNOUDT ら<sup>7)</sup> によって得られた結果を引用している。初析セメンタイトの析出を Co により抑制した本実験鋼の結果も含め, 延性は炭素量に対して直線関係で評価できることがわかった。

#### 4. 考 察

圧延後の過共析鋼線を, 引き続いて行われるパテ

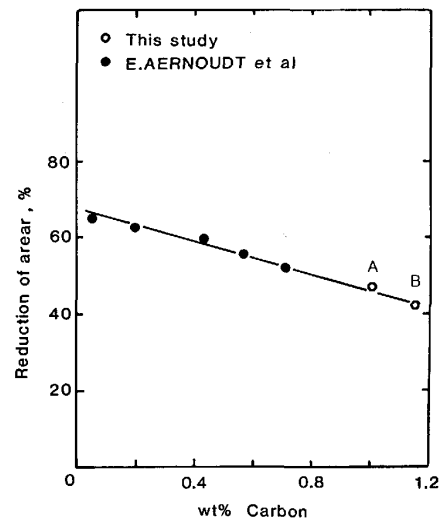


Fig. 8. Relation between ductility of the wires drawn up to  $\epsilon=1.5$  and the carbon content. Ductility was evaluated by reduction of area after tensile deformation. A and B indicate the steel code shown in Table 1.

ティング処理で十分な伸線性を付与し高強度化を達成すべく, Co を添加し変態組織, 伸線性の検討を行った。その結果,  $0.8\sim 1.3 \text{ wt}\% \text{ C}$  の過共析鋼について Co を添加することにより初析セメンタイトの析出が抑制され全面パーライト組織を得ることができた。以下に Co の初析セメンタイトに対する効果, および伸線性について考察する。

#### 4.1 初析セメンタイトの析出に及ぼす Co 添加の効果

Co を添加した効果について Fig. 9 で検討する。Fig. 9 右図は Steel B の CCT 曲線を, また Fig. 9 左図は Fe-C 状態図を示している。

Fig. 9 左側の平衡状態図中のハッチで示した部分は HULTGREN<sup>8)</sup> によって示されたパーライト組織が生成する領域を示している。例えば HOUIN ら<sup>9)</sup> は  $0.2\sim 0.8 \text{ wt}\% \text{ C}$  鋼を用い実際に全面パーライト組織を得ている。その際, 冷却条件が重要であり, 初析フェライトの析出を抑制し全面パーライト組織とするために  $0.2 \text{ wt}\% \text{ C}$  では  $100\sim 200^\circ\text{C/s}$  という冷却速度が必要であることを示している。過共析鋼で検討された例は著者の知るかぎり見当たらないが, しかし Fig. 9 右図に示すように Co を添加しない  $1.13 \text{ wt}\% \text{ C}$  鋼の臨界冷却速度(1)は  $249^\circ\text{C/s}$ <sup>10)</sup> であることから亜共析鋼と同等以上の急冷が必要である。しかし, Steel B で実測した臨界冷却速度(2)は  $100^\circ\text{C/s}$  であり, また初析セメンタイトの成長速度は約  $20^\circ\text{C/s}$  まで抑制されることがわかった。このように  $7 \text{ mm}\phi$  素線のパテティング処理で全面パー

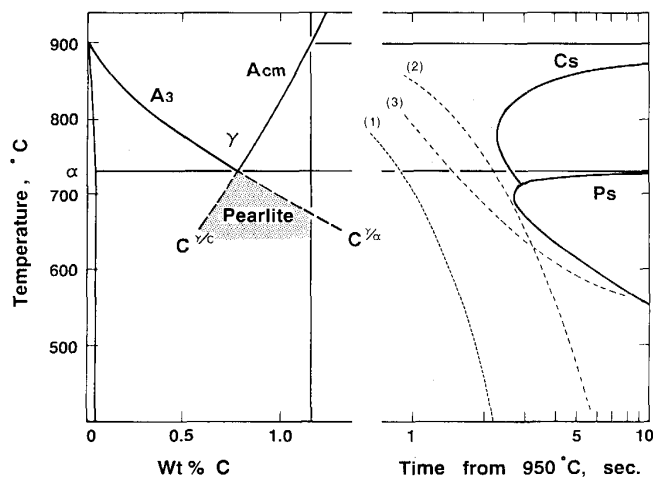


Fig. 9. Fe-C phase diagram showing HULTGREN'S extrapolation of  $\gamma/\alpha$  and  $\gamma/C$  equilibrium lines and CCT diagram of Steel B. Cooling curves (1) and (2) indicate the critical cooling rates of 1.13 wt% and 0.8 wt% plain high carbon steels respectively and (3) indicate the cooling curve of the center of used wire rod during patenting.

イト組織が得られたのは初析セメンタイトのノーズが Co 添加により長時間側にシフトした結果によるもので、Co の効果は HECKEL らによって認められた Si の効果と同様の現象に起因していると考えられる。すなわち、HECKEL ら<sup>6)</sup>は 0.001% Si の Fe-C 鋼に対して、Si を 0.23% に増量した場合、粒界での初析セメンタイト層の厚さが薄くなることを報告している。HECKEL らはこの原因として、Si がセメンタイトにほとんど固溶しない特性を有しており、そのためにセメンタイト層が成長するためには、Si がオーステナイト粒界より排出される必要があるとしている。

すなわち、HULTGREN ら<sup>11)</sup> および佐藤ら<sup>12)</sup> によればセメンタイトとフェライトへの分配係数は Si の場合 0.03 であり Co の場合 0.23 でいずれもセメンタイト中へ固溶しにくいことを報告している。同じ考え方で WASYNCZUK らは Cu で検討している<sup>13)</sup>。しかし Cu の場合  $\epsilon$ -Cu が析出し初析セメンタイトの成長に対する効果は認められていない。したがってこれらの諸結果は初析セメンタイト反応に対する第 3 元素の分配の問題だけでは説明できないことを示している。例えば WASYNCZUK らの場合は 1.4 wt% C 鋼で得られた結果であるが、本実験結果においても 1.3 wt% C 以上では Co の効果は認められなかったことから炭素量の上限が存在しており、また Co の場合炭素と反発的な相互作用<sup>14)</sup> を有しておりこのような化学的な性質も重要な役割を果たしていると推察される。さらに本実験では連続変態曲線を検

討し完全に初析セメンタイトが抑制される冷却速度の下限が存在することがわかった。HECKEL, WASYNCZUK らは恒温変態曲線の検討を行っており、この点の違いが完全な抑制に至らなかった原因の一つと考えられる。

#### 4.2 過共析鋼の伸線性

Fig. 6 に示したように過共析鋼を全面パーライト組織とした場合、共析鋼と同程度の伸線限界を示すことがわかった。かつ共析鋼に比べ高強度化が可能であることがわかった。したがって、以下に Co を添加した過共析鋼の強度について考察する。まず、Co のフェライトに対する固溶強化については LANGFORD ら<sup>15)</sup>がフェライトの伸線加工時の加工硬化に対して Co の効果を検討しているが、その結果によれば Co は 3 at% の添加で約 2 kgf/mm<sup>2</sup> の強化でほとんど寄与しないことを報告している。このことは、Co を添加した過共析鋼での強度上昇の主な要因は Co の固溶強化によるものではなく、Photo. 2 に示すラメラの微細化によるものと考えられる。

共析鋼におけるラメラ間隔は ZENER によって示されているように過冷度が重要である。しかし、炭素量が増加した場合のラメラ間隔については十分明らかにされていない。しかし古くは PELLISSIER ら<sup>16)</sup>によって同一変態温度においては共析鋼に比べ過共析鋼でラメラ間隔が微細になることが報告されている。逆に亜共析鋼については前述の HOUIN らによって求められていることが報告されている。Fig. 5 に示した Steel A, B の CCT 曲線の測定結果は両鋼種の焼入性がほとんど等しく、さらに通常の共析鋼とも等しいことがわかった。また Fig. 9 の右図に 7 mm $\phi$  素線中心部のパテニング時の冷却曲線(3)を示しているようにこの場合臨界冷却速度以上であることがわかった。したがって、Fig. 6 で示した加工硬化挙動の違いの原因となるラメラ間隔の微細化は過冷度が増加したための微細化ではなく、炭素量が共析鋼に比べ増加したことによる直接的な効果が大きいと考えられる。Fig. 4 に示した硬度(ラメラ間隔)と Co 量の関係はパーライト変態に及ぼす Co の特異な挙動とさらに変態機構に関与していると考えられる。しかしながら最近 THOMPSON ら<sup>17)</sup>によって亜共析鋼では共析鋼と異なるパーライト変態の機構が指摘されているようにまだ詳細な機構がとりわけ過共析鋼では不明である。今後さらに詳細な検討が必要である。

## 5. 結 言

ピアノ線の高強度化を目的として、過共析鋼の適用を

検討した。過共析鋼の脆化の原因である初析セメンタイトの析出挙動に注目し、Co を添加することにより次に示す諸結果を得た。

(1) パテンティング処理した 1.3 wt% 以下の炭素量の過共析鋼で Co を添加することにより初析セメンタイトの析出を抑制できることが明らかとなった。

(2) 初析セメンタイトが析出しない Co 添加過共析鋼線は共析鋼とほぼ同程度の伸線性を示し、伸線時の加工硬化挙動は EMBURY-FISHER の式で記述される。

(3) Co 添加過共析鋼の共析鋼と比較した場合の強度増加は、主として Co 添加により組織が全面パーライト組織となり、同時にラメラ間隔が微細化したためである。

(4) Co 添加により、初析セメンタイトに起因している脆性は改善され、かつ伸線時の延性は共析鋼に比べセメンタイト相の体積率の増加分が低下することがわかった。

## 文 献

- 1) J. D. EMBURY and R. M. FISHER: *Acta Metall.*, **14** (1966), p. 147
- 2) Y. KANETSUKI and R. OGAWA: *Proc. Int. Conf. of Texture of Materials*, Tokyo (1981), p. 1127
- 3) Y. KANETSUKI, Y. HIRAI and R. OGAWA: *ISIJ International*, **29** (1989), p. 687
- 4) 高橋栄治, 荒川寿太郎, 幸岡 強: *鉄と鋼*, **62** (1976), p. 1256
- 5) R. W. HECKEL and H. W. PAXTON: *Trans. Am. Soc. Met.*, **53** (1961), p. 539
- 6) R. W. HECKEL and H. W. PAXTON: *Trans. Metall. Soc. AIME*, **218** (1960), p. 799
- 7) E. AERNOUDT and J. G. SEVILLANO: *J. Iron Steel Inst.*, **211** (1973), p. 718
- 8) A. HULTGREN: *Trans. Am. Soc. Met.*, **39** (1947), p. 915
- 9) J. P. HOUIN, A. SIMON and G. BECK: *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, **21** (1981), p. 726
- 10) 大和久重雄: S 曲線 (1969), p. 192 [日刊工業新聞社]
- 11) A. HULTGREN and K. KUO: *Mém. Étud. Sci. Rev. Métall.*, **50** (1953), p. 847
- 12) 佐藤知雄, 西沢泰二: *日本金属学会誌*, **19** (1955), p. 385
- 13) J. A. WASYNCZUK, R. M. FISHER and G. THOMAS: *Metall. Trans. A*, **17** (1986), p. 2163
- 14) J. S. KIRKALDY, B. A. THOMSON and E. A. BAGANIS: *Hardenability Concepts with Applications to Steel*, ed. by D. V. DOANE and J. S. KIRKALDY, TMS-AIME (1978), p. 82
- 15) G. LANGFORD, P. K. NAGATA, R. J. SOBER and W. C. LESLIE: *Metall. Trans. A*, **3** (1972), p. 1843
- 16) G. E. PELLISSIER, M. F. HAWKES, W. A. JOHNSON and R. F. MEHL: *Trans. Am. Soc. Met.*, **30** (1942), p. 1049
- 17) S. W. THOMPSON and P. R. HOWELL: *Scr. Metall.*, **22** (1988), p. 1775