

過共析鋼による高強度鋼線の開発

落合 征雄*・西田 世紀*・大羽 浩*・川名 章文*

Application of Hypereutectoid Steel for Development of High Strength Steel Wire

Ikuo OCHIAI, Seiki NISHIDA, Hiroshi OHBA and Akifumi KAWANA

Synopsis : The optimum patenting conditions for hypereutectoid steel to obtain a high drawability and a high work hardening rate were studied by metallographic examinations and laboratory drawing. Based on the present results, higher strength steel wire with small diameter has been manufactured on a production basis.

1) Provided that an appropriate cooling rate corresponding to carbon content is secured, the precipitation of thick proeutectoid cementite can be prevented.

2) In the practical patenting temperature range, the cementite plate thickness as well as the pearlite lamellar spacing decreases as the carbon content increases.

3) The work hardening rate during drawing and the delamination resistance are enhanced through elimination of the upper bainite in pearlite.

4) The maximum strength of 0.04mm wire manufactured from 0.96%C-0.2%Si-0.3%Mn-0.2%Cr steel without delamination occurrence has reached to as high as 5.70 GPa.

Key words : hypereutectoid steel; wire; high strength; patenting; proeutectoid cementite; pearlite; bainite; work hardening; delamination.

1. 緒言

現在、実用材料の中で最高強度を有するものは共析鋼を素材とするピアノ線である。しかし、最近、スチールコード、ホースワイヤ、ばねなどの分野でピアノ線の強度を大幅に上まわる高強度鋼線の開発が要請されている。従来の研究は、ほとんどが熱処理(パテントリング)材の高強度化を指向し、共析鋼へのSi, Mn, Cr, Vなど合金元素の添加が検討されてきた^{1)~4)}。しかし、合金元素の添加はオーステナイト化や恒温変態に要する時間を長くするため熱処理工程の生産性を低下させ、また、合金元素によってはデスクレーリング性を劣化させるため、熱処理材強度の増加にはおのずと限界がある。一方、過共析鋼に関しては、従来、1) 粒界初析セメンタイトの生成を防止することが困難である、2) 強化効果が小さい、3) 伸線後の鋼線の延性が低いなどの理由により、伸線強化型の鋼線に適用されることはなかった¹⁾²⁾。

著者らは、高強度化にあたっては、熱処理材の強度増より、むしろ伸線加工硬化量増を指向すべきと考え、伸線時の加工硬化率が高く、かつ、伸線加工性に優れた熱処理組織に関して基礎的研究を進めてきた。その結果、従来否定されてきた過共析鋼といえども、適正なパテントリング組織を付与すれば、高強度鋼線製造の新しい素材になり得るとの結論に達した。

以下、過共析鋼の組織制御による高強度鋼線の開発に関して報告する。なお、鋼の共析点は合金元素量により異なるため、本報告ではCを0.90mass%以上含有する鋼を過共析鋼と言う。また、鋼線強度は線径依存性が強い⁵⁾⁶⁾ため、本報告では、直径1mm以下の細径鋼線の高強度化について述べる。

2. 実験方法

(1) 試料

Table 1 に試料のチェック分析値を示す。A鋼は通常の共析鋼(JIS G3501, ピアノ線材)である。D~I鋼(E1を除く)

Table 1. Chemical composition of steels.

Steel	(mass%)						
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Al
A	0.82	0.20	0.52	0.004	0.003	0.01	0.001
B	0.82	0.19	0.32	0.001	0.001	0.19	0.002
B1	0.82	0.20	0.32	0.001	0.001	0.00	0.001
C	0.87	0.21	0.28	0.001	0.003	0.22	0.001
D	0.91	0.20	0.28	0.001	0.003	0.23	0.001
E	0.92	0.21	0.31	0.002	0.001	0.22	0.001
E1	0.92	0.21	0.32	0.002	0.001	0.00	0.001
F	0.96	0.19	0.31	0.002	0.001	0.20	0.001
G*	0.96	0.21	0.30	0.005	0.003	0.21	0.001
H	1.02	0.20	0.30	0.003	0.003	0.22	0.001
I	1.06	0.20	0.30	0.003	0.003	0.21	0.001

(*) Basic oxygen furnace

く)が過共析鋼である。Crを添加する理由は、Crのパーライト層状化促進効果ならびにラメラ間隔微細化効果を利用するためである。しかし、高炭素鋼ではCrの偏析度が高く、パテンティング材の中心偏析部にマイクロマルテンサイトが生成する懸念があるため添加量を約0.2%とした。Mnはラメラ間隔微細化効果がほとんどないと考えられ⁷⁾⁸⁾、また、Mnは偏析し易く、かつ、Crと同様に変態を遅延させるため約0.3%と低く抑えた。

真空溶解鋼(100kg)を熱間鍛造後、122mm角断面のビレットとした。次いで、ビレットを通常の圧延条件で直径5.5mmの線材に圧延したのちステルモア(Stelmor)冷却設備により衝風冷却した。また、G鋼は新日本製鉄(株)君津製鉄所の実生産工程で製造した。すなわち、250t転炉で溶製後、連続鋳造法で300mm×500mm断面のブルームとしたのち、分塊圧延工程を経て122mm角ビレットとした。線材圧延以降の工程は真空溶解鋼の場合と同じである。

(2)パテンティング

パテンティングはいずれも鉛パテンティング(LP)である。オーステナイト化には電気炉を使用し、N₂雰囲気中で試料を950℃×80s保持したのち、鉛浴中に浸漬した。

(3)伸線

0.8mm以上の鋼線の伸線は乾式で単頭伸線機を使用した。一方、0.8mm未満の鋼線の伸線は湿式で連続伸線機を用いた(伸線速度:600m/min)。

(4)組織観察

ミクロ組織の観察には走査型電子顕微鏡(SEM)を使用した。なお、エッチング液は飽和ピクラールである。パーライトのラメラ間隔の測定は切片法⁹⁾で行った。すなわち、10000倍で撮影したSEM写真10視野について、各5本の切断線を引き、(1)式によりラメラ間隔を求めた。

$$l = 2 \lambda \dots\dots\dots (1)$$

ここで、l:平均切片長(Mean intercept spacing), λ:平均ラメラ間隔(Mean true spacing)。

(5)耐デラミネーション性

デラミネーション(Delamination)は捻回試験中の試片に発生する微小縦割れ現象である。伸線後の鋼線の耐デラミネーション性は、Fig. 1に示すように、捻回実験における

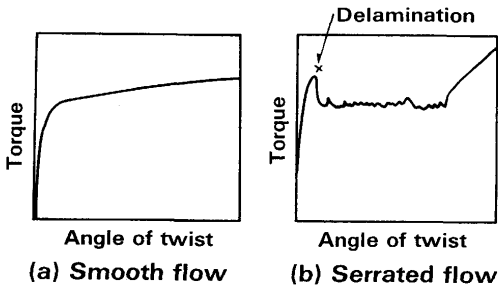


Fig. 1. Torque-twist diagrams.

捻回角-トルク曲線の形状より評価した。すなわち、捻回角-トルク曲線が平滑であれば、試料の耐デラミネーション性は良好、一方、セレーションが発生した場合は試料にデラミネーションが発生したと判定する。

3. 実験結果および考察

3・1 初析セメンタイトの生成条件

線材圧延後の冷却中、あるいは、鋼線のパテンティング時にオーステナイト粒界に初析セメンタイトが析出することは、材料の伸線加工性を著しく劣化させる¹⁰⁾。

そこで、C量の異なる真空溶解鋼(0.2Si-0.5Mn)を用い、オーステナイト粒界への初析セメンタイトの析出におけるC量および冷却速度の影響を調査した。直径3mm、長さ10mmの円柱状試片を誘導加熱によりオーステナイト化(950℃×5min)した。次いで、Heガスを用いて冷却速度を変えて冷却した。試片切断面をピクリン酸ソーダ法でエッチング(JIS G0551)後、1000倍の光学顕微鏡により初析セメンタイトの析出状況を観察した。実験結果をFig. 2に示す。C量に応じた冷却速度を確保すれば初析セメンタイトの析出を防止できる。たとえば、線材圧延後のステルモア冷却における5.5mm線材の冷却速度は線材中心部で10~15℃/sである。したがって、Fig. 2より、鋼のC量が約1.10%以下であれば、通常のステルモア冷却線材に初析セメンタイトは発生しない。これは、過共析鋼線材でも鉛パテンティングせずに伸線できることを意味する。

従来、過共析鋼においては粒界初析セメンタイトの析出は不可避であり、過共析鋼の伸線加工性は著しく低いとされていた。例えば、1.03%C鋼のTTT線図あるいはCCT線図¹¹⁾を見ても、工業的に安定して初析セメンタイトの析出を防止することの困難さがうかがわれる。このため、過共析鋼の用途は針や工具という特殊な分野に限定され、その場合、伸線加工性不良は球状化焼鈍で補われていた¹²⁾。一方、初析セメンタイトの析出を抑制する方法としてSi¹³⁾やCo¹⁴⁾等の元素の添加が提案されている。

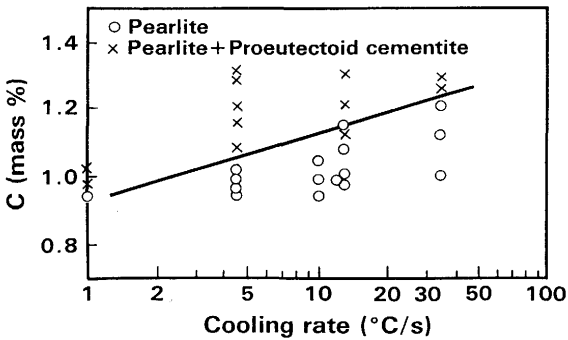


Fig. 2. Effects of C content and cooling rate on proeutectoid cementite precipitation in 0.2Si-0.5Mn steel.

しかし、初析セメンタイトの粒界析出すなわち伸線加工性の劣化とみなすのは早計であり、加工性を問題にする場合には初析セメンタイトの析出状態を考慮する必要がある。通常の共析鋼でも中心偏析部にFig. 3 (a)に示すような初析セメンタイトが生成した場合、伸線中に初析セメンタイトを起点とするカップー破断 (Cuppy breakage) が頻発し伸線は不可能である。Fig. 3 (b)は、同一試料をピクラールでエッチング後SEMで観察した初析セメンタイトである。このように伸線加工性を劣化させる初析セメンタイトの特徴はその厚みにあり、パーライトを構成するセメンタイトに比べ著しく厚い。

過共析鋼 (F鋼, 1.75mm) を575°Cで鉛パテンティングを行った場合、オーステナイト粒界に沿って、部分的にFig. 4に示すような組織が観察される。これは粒界近傍のCが拡散することにより初析セメンタイトが生成し、周囲にCarbon

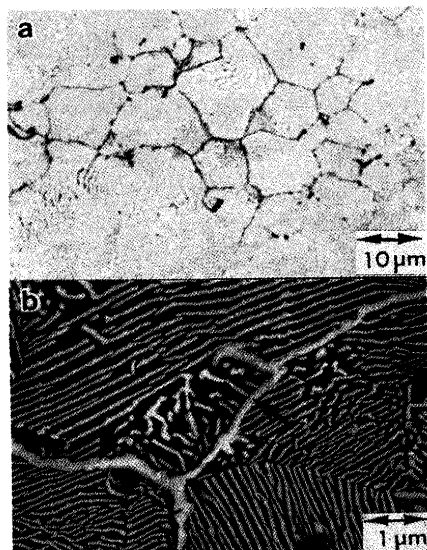


Fig. 3. Proeutectoid cementite precipitated in central segregation zone of Stelmor-cooled wire rod (SWRS82B, 11mm).

- (a) Optical micrograph, etched with alkaline sodium picrate solution.
(b) SEM micrograph, etched with picral.
Arrows indicate proeutectoid cementite.

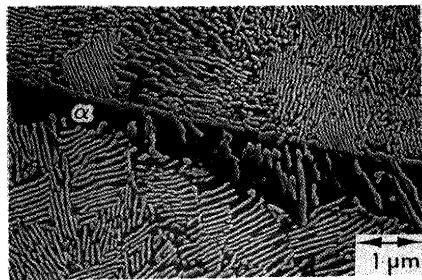


Fig. 4. SEM micrograph of prior austenite grain boundaries of hypereutectoid steel (Steel F, LP: 575°C×12s, etched with picral). Proeutectoid cementite (arrow) and carbon depleted zone(α).

depleted zoneを形成したと考えられる。同一試料を600°Cでパテンティングした場合は、Cの拡散速度が増加するため、575°Cの場合に比べ初析セメンタイトは厚く、かつ、Carbon depleted zoneの幅も広い。このような初析セメンタイトの特徴は、いずれもFig. 3の場合に比べて薄いことであり、パーライトを構成するセメンタイトの厚さと同程度ないしは若干厚い程度である。したがって、ピクラールエッチングによる光学顕微鏡法では検出できない。このように薄い粒界初析セメンタイトは、以下3・3および3・4で述べるように、伸線加工性を劣化させることはない。

以上のように、伸線加工性を論じる場合には粒界初析セメンタイトの厚さが問題であり、ピクリン酸ソーダ法でエッチング後、光学顕微鏡で検出できるような厚い粒界初析セメンタイトが析出した場合にカップー破断が発生すると考えられる。

3・2 過共析鋼のパーライト構造

恒温変態におけるパーライトラメラ間隔におよぼすCおよびCrの影響をFig. 5に示す。試料はTable 1のB, B1, EおよびE1である。625°C以上の高温域では、(2)式で示すZenerの関係¹⁵⁾が成立し、ラメラ間隔はほぼ過冷度に依存しC量の影響はほとんどみとめられない。

$$1/\lambda = \rho Q \Delta T / 4 \sigma T_e \dots \dots \dots (2)$$

ここで、 λ : ラメラ間隔, ρ : 密度, σ : セメンタイト/フェライト界面エネルギー, Q : 変態熱, T_e : 共析温度, ΔT : 過冷度。

しかし、実用上のパテンティング温度である600°C以下では、Cの拡散速度が低下するためZenerの関係からかい離し、C量の増加によりラメラ間隔は微細化する。一方、Crはセメンタイト/フェライト界面エネルギーを減少させるため、変態温度によらずラメラ間隔を微細化する⁴⁾⁸⁾。

Fig. 5の結果をもとに、575°Cで恒温変態させた試料につ

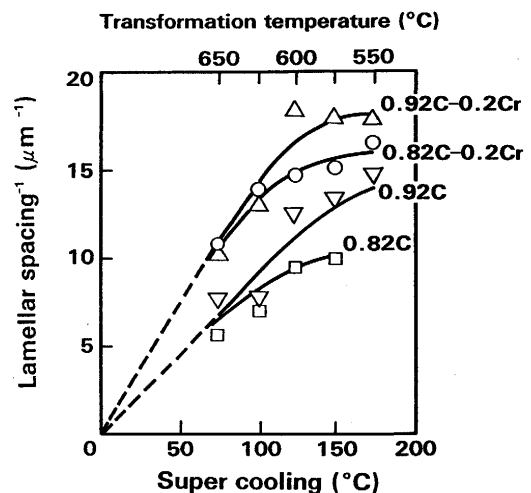


Fig. 5. Relationship between lamellar spacing and super cooling of pearlite transformation.

Table 2. Lamellar spacing of pearlite and thickness of cementite.

	0.82 mass%C		0.92 mass%C	
	0 Cr	0.2 mass%Cr	0 Cr	0.2 mass%Cr
Lamellar spacing (nm)	100	67	76	57
Thickness of cementite (nm)	12.8	8.6	10.9	8.2

- 1) Transformation temperature: 575°C
2) Thickness of cementite: Calculated values

いてパーライトを構成するセメンタイト板の厚みを計算した。

$$\lambda = t_1 + t_2 \quad \dots\dots\dots (3)$$

$$c(\rho_1 t_1 + \rho_2 t_2) = c_1 \rho_1 t_1 + c_2 \rho_2 t_2 \quad \dots\dots\dots (4)$$

ここで、 λ :ラメラ間隔、 t_1 :フェライトの厚さ、 t_2 :セメンタイトの厚さ、 c :鋼のC濃度、 c_1 :フェライトのC濃度(=0)、 c_2 :セメンタイトのC濃度(=6.69mass%)、 ρ_1 :フェライトの密度(=7.87g/cm³)、 ρ_2 :セメンタイトの密度(=7.2g/cm³)。

結果をTable 2に示す。C量の増加により、また、Cr添加によりラメラ間隔は減少し、それに伴いセメンタイト板は薄くなる。

従来、ラメラ間隔に関しては温度によらず(2)式で表されるZenerの関係が成り立つ、すなわち、ラメラ間隔はC量に依存しないとされてきた。したがって、亜共析鋼でC量の増加とともに強度が増すのはラメラ間隔が減少するためではなく、パーライト分率が増加するためであると考えられていた。換言すれば、共析組成を超えてCを高めても、ラメラ間隔は微細化せず、セメンタイト板が厚くなり、Mean

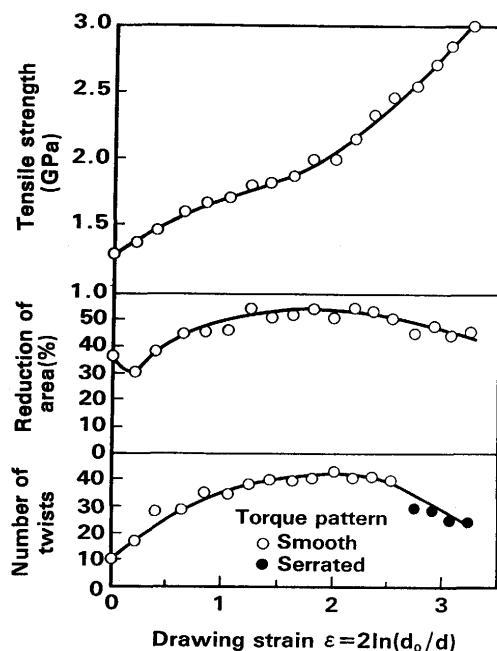


Fig. 6. Drawability of Stelmor-cooled wire rod (Steel F, $d_0=5.5\text{mm}$).

ferrite pathが小さくなるだけである。しかし、Zenerの関係は、Cの拡散速度の大きい600°C以上の高温域では成り立つが¹⁶⁾、通常のパテンティング温度である600°C以下ではかい離が大きい¹⁷⁾。したがって、本実験結果でも600°C以下の温度領域のラメラ間隔をZenerの関係で論じるのは妥当でない。なお、G.E.Pellissierら⁷⁾は、過共析鋼のラメラ間隔は共析鋼に比べて微細であるとしている。また、金築¹⁴⁾は、Co添加の過共析鋼の強度を調査し、C量の増加によりラメラ間隔が微細化することを示唆する報告を行っている。

3・3 過共析鋼線材の生引加工性

F鋼のステルモア冷却線材(5.5mm)を鉛パテンティングを施さずに伸線した。Fig. 6に示すように、5.5mm線材より1.55mm($\epsilon=2.53$)まで伸線してもデラミネーションは発生しない。これは共析鋼の伸線加工性とほぼ同じである。過共析鋼線材が高い伸線加工性を示す理由は、オーステナイト粒界に厚い初析セメンタイトが析出していないこと、また、セメンタイト板が薄くなりパーライトの延性が向上したことによると考えられる¹⁸⁾。

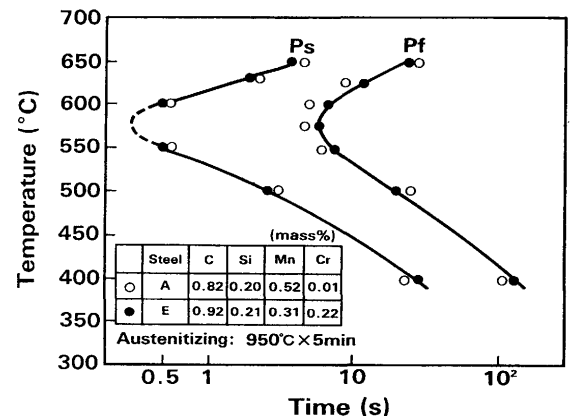


Fig. 7. TTT diagrams of eutectoid steel (Steel A) and hypereutectoid steel (Steel E).

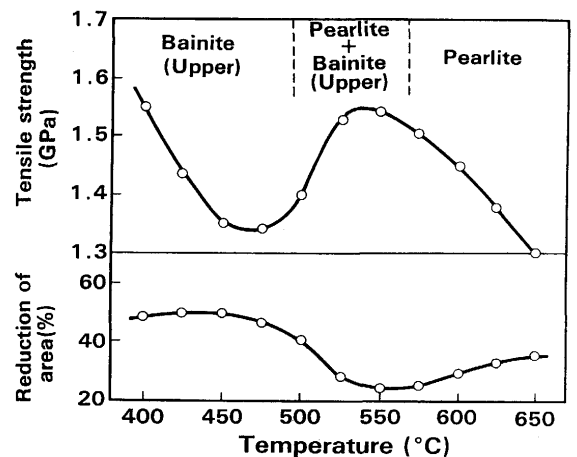


Fig. 8. Effect of transformation temperature on microstructure and mechanical properties (Steel F).

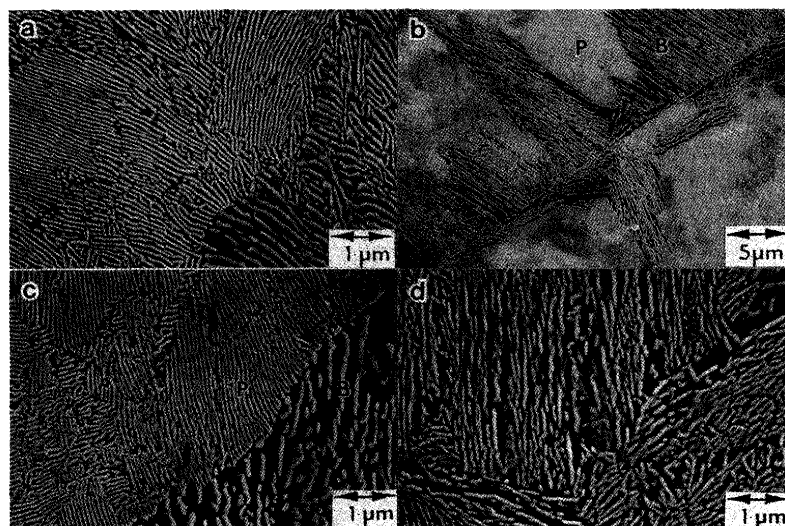


Fig. 9. SEM micrographs of lead patented wires (Steel F, etched with picral).
(a) 575°C, (b) 550°C, (c) enlargement of (b), (d) 450°C.
Phases P and B indicate pearlite and upper bainite, respectively.

3・4 高強度化のための組織の検討

(1) 過共析鋼の恒温変態

E鋼および比較とするA鋼のTTT線図をFig. 7に示す。ノーズ (Nose) 温度は約575°CでA鋼 (共析鋼) とほぼ同じであり、これは、C量に依存しない。一方、パーライト変態終了時間はCrの効果により若干遅延する。

(2) 組織におよぼす変態温度の影響

F鋼の1.75mm鋼線に、400~650°Cの各温度で鉛パテンティングを施した。Fig. 8に変態温度と鋼線の組織および機械的性質の関係を示す。

パテンティング材の組織は、600°Cではやや粗いパーライト、575°C (ノーズ温度) では、Fig. 9 (a) に示すような微細パーライトといずれの場合も上部ベイナイトは存在しない。これに対して、550°Cでは、Fig. 9 (b) に示すように、オーステナイト粒界より上部ベイナイトが生成するため、Fig. 9 (c) に示すように、きわめて微細なパーライトと粗い上部ベイナイトの混合組織を呈している。さらに低温の450°Cでは、Fig. 9 (d) に示すように、上部ベイナイト一相組織となる。

(3) パテンティング材強度におよぼす組織の影響

パーライトの強度は変態温度の低下によりラメラ間隔が減少するため上昇する。しかし、平行して上部ベイナイト変態が起こる温度領域では、上部ベイナイトの強度がラメラ構造のパーライトに比べて低いいため、上部ベイナイトの体積分率の増加に伴って強度は低下する。このため、パテンティング材強度はパーライトに15~20%の上部ベイナイトが混合した組織で最大となる。

(4) 加工硬化におよぼす組織の影響

F鋼の1.75mm鋼線を用いて、加工硬化挙動におよぼす変態温度の影響を調査した。代表的な組織の加工硬化曲線をFig. 10に示す。微細パーライト (575°C) に比べ上部ベイナイト (450°C) は加工硬化率が低い。また、加工硬化量 (ΔTS)

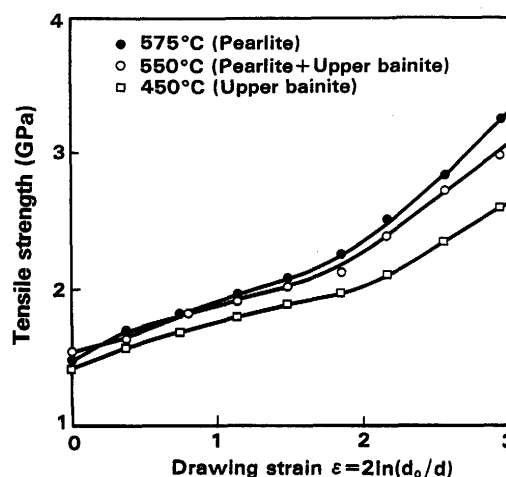


Fig. 10. Effect of transformation temperature on work hardening behavior of wires during drawing.
Steel F, lead patenting, $d_0=1.75\text{mm}$, drawing speed = 600m/min, wet drawing.

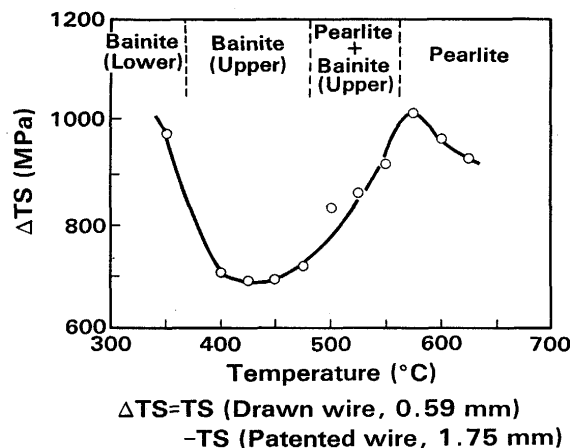


Fig. 11. Effect of transformation temperature on work hardening of wires during drawing.
Steel F, $\epsilon=2.17$, drawing speed = 600m/min, wet drawing.

Table 3. Microstructure and mechanical properties of wires. (Steel F)

Lead bath temp (°C)	Patented (1.75mm)			Drawn (0.30mm)			
	TS (GPa)	RA (%)	structure*	TS (GPa)	RA (%)	Twists (100d)	Delamination
600	1.45	36.3	P	3.76	38.4	23.9	Not occurred
575	1.50	31.6	P	3.91	38.6	25.4	Not occurred
550	1.52	32.2	P+B	3.83	38.6	17.5	Occurred

*1) P: Pearlite, B: Upper bainite

におよぼす変態温度の影響をFig.11に示す。この場合、組織により伸線限界が異なるため、0.59mm(88.5%, $\epsilon=2.17$)における引張強さの増分を測定した。パーライト領域では、変態温度の低下に伴ってラメラ間隔が微細化するため加工硬化量は増加し575°Cで最大となる。しかし、それ以下の温度ではパーライトに比べ加工硬化率の低い上部ベイナイトが生成するため加工硬化量は減少する。

(5) デラミネーションにおよぼす組織の影響

F鋼の1.75mm鋼線を600°C、575°Cおよび550°Cの各温度でパテンティング後、0.30mmまで伸線した。鋼線の組織と機械的性質をTable 3に示す。鉛浴温度の低下に伴いパテンティング材の強度は増加するが、伸線後の鋼線の強度は逆転し575°Cで最高となる。ここで注目すべきことは、上部ベイナイトの混在する温度である550°Cでパテンティング後、伸線した鋼線にデラミネーションが発生したことである。これは、前述したように、550°Cパテンティング材組織の不均一性に起因すると考えられる。すなわち、Fig. 9 (b)および(c)に示したように、微細パーライト中にそれより変形抵抗が低くかつ加工硬化挙動も異なる上部ベイナイトが存在するため、伸線時に上部ベイナイトへひずみが集中する結果マイクロクラックが生じ、これがデラミネーションに発展すると考えられる。

(6) 最適パテンティング温度に関する考察

従来、最適パテンティング温度は最高強度を与える温度であるとされていた¹⁹⁾。しかし、本実験結果が示すように、強度面から見た最適温度では組織はパーライトと上部ベイナイトが混在する組織であり、加工硬化および耐デラミネーション性の観点からは低すぎる。高強度化のためには、微細パーライトのみの組織とすべきであり、それはTTT線図のノーズ温度（普通鋼では約575°C）である。

従来、過共析鋼においてはC量増に応じた強化効果が得られない²⁾、あるいは、粒界に初析セメンタイトが生成していない場合でも、過共析鋼より製造された鋼線は延性が低い¹⁾とされていた。これは、パテンティング温度の低いことに起因すると考えられる。したがって、適正な変態温度を選択することにより、以下3・5で述べるように、過共析鋼による高強度化が可能となる。

3・5 高強度化におよぼすC量増の効果

(1) パテンティング材強度におよぼすC量の影響

C量の異なる過共析鋼線に575°C（ノーズ温度）で鉛パテ

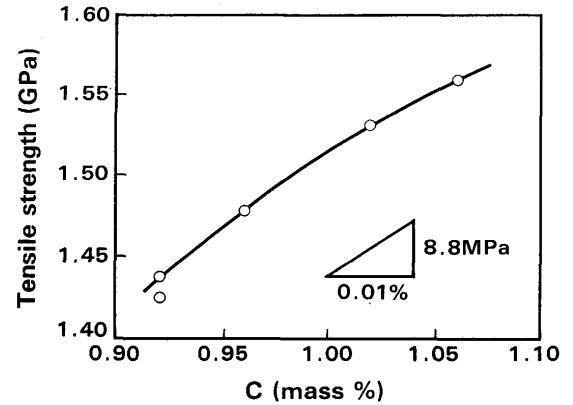


Fig. 12. Effect of C content on tensile strength of lead patented wires.
0.2Si-0.3Mn-0.2Cr, d=1.70mm, LP: 575°C×12s.

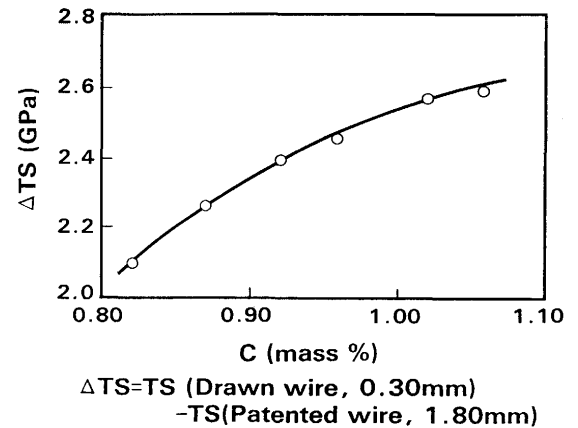


Fig. 13. Effect of C content on work hardening of lead patented wires during drawing.
V=100m/min, wet drawing, LP: 575°C×12s.

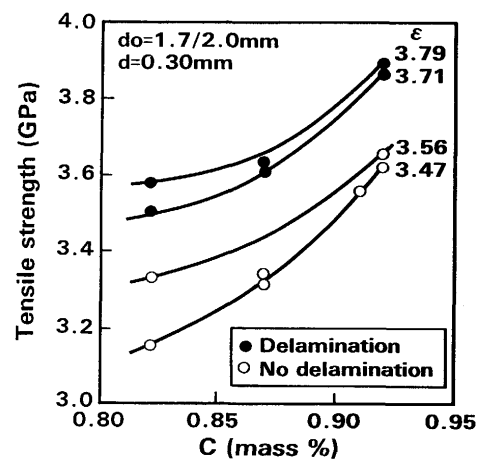


Fig. 14. Effect of carbon content on threshold strength of delamination.
0.2Si-0.3Mn-0.2Cr, LP: 575°C×12s.

ンティングを行った。パテンティング材の機械的性質をFig. 12に示す。亜共析鋼と同様、過共析鋼においてもパテンティング材強度はC量の増加にほぼ比例して増加する。

(2) 加工硬化におよぼすC量の影響

C量の異なる1.80mmワイヤに575°Cで鉛パテンティングを行った後、0.30mmまで伸線した。加工硬化量におよぼすC量の影響をFig.13に示す。C量の増加に伴い加工硬化量も増加するが、これは、パーライトのラメラ間隔が減少するためと考えられる。

(3) デラミネーションにおよぼすC量の影響

C量を0.82~0.92%, 線径を1.7~2.0mmと変えた鋼線を575°Cで鉛パテンティングしたのち伸線し、0.30mm鋼線を製造した。C量と0.30mmワイヤ強度の関係をFig.14に示す。

Fig.14は、C量の増加によりパテンティング材強度が増加するにもかかわらず、デラミネーション発生限界ひずみは低下しないことを示す。従来、経験的には、パテンティング材の高強度化はデラミネーション発生限界ひずみを低下させるため、伸線減面率は下げる必要があるとされていた。しかし、デラミネーション発生限界ひずみをパテンティング組織の観点より検討した報告はない。過共析鋼による高強度化、すなわちC量の増加によるラメラ間隔微細化を利用した強化は、3・2で述べたように、セメンタイト板を薄くする効果を伴う。その結果、過共析鋼では、セメンタイトの延性はむしろ向上すると考えられる¹⁸⁾。デラミネーション発生機構は未だ十分解明されていないが、材料要因の一つに伸線によるセメンタイトの延性低下を考えると、過共析鋼のデラミネーション発生限界ひずみの高い理由を説明できる。

3・6 細径高強度鋼線の製造

新日本製鉄(株)君津製鉄所で実炉溶製した鋼(G鋼)を線材圧延しステルモ冷却設備により直接パテンティングを行った。その後、中間パテンティングをはさみながら伸線し、直径0.04~0.97mmの鋼線を製造した。パテンティング条件は、オーステナイト化温度950°C、鉛浴温度575°C、浸漬時間12sで一定とした。

漬時間12sで一定とした。

デラミネーションの発生しない範囲で得られた鋼線強度をFig.15に示す。0.2mmで4.07GPa、0.06mmで5.17GPa、さらに0.04mmでは5.70GPaに到達した。これらは、ピアノ線(共析鋼)の強度と比較した場合約1GPa高く、また、鋼の競合材料であるアラミドやポリエステル、あるいは炭素繊維などの強度と比較してもはるかに高い値である。

4. 結言

共析鋼線(ピアノ線)を上まわる高強度鋼線の開発を目的に、過共析鋼による鋼線の高強度化を検討した。

(1) C量に応じた冷却速度を確保すれば伸線加工上有害な粒界初析セメンタイトの生成を防止できる。

(2) 実用上のパテンティング温度領域では、C量の増加に伴いパーライトラメラ間隔は減少する。

(3) 過共析領域でも、亜共析領域と同様、C量増によりパテンティング材強度ならびに加工硬化率が増加する。

(4) パテンティング組織の適正化により、過共析鋼の伸線加工性を共析鋼と同等以上に高めることが可能である。

(5) パーライト中の非ラメラ組織(上部ベイナイト)を排除することにより加工硬化率を向上させ、かつ、デラミネーション発生限界強度を高めることが可能となる。

(6) 少量のCrを含有する過共析鋼を素材とし、パテンティング組織の最適化をはかることにより、共析鋼線の強度を大幅に上まわる高強度鋼線の製造が可能である。

文 献

- 1) Y.Yamada, S.Shimazu, Y.Oki and K.Mizutani: Wire J., 19 (1986) 4, p.53
- 2) 田代 均, 佐藤 洋: 日本金属学会誌, 55 (1991), p.1232
- 3) 中島 力, 藤田利夫, 山本義治, 山中栄輔, 坂本敏夫: 川崎製鉄技報, 23 (1991), p.124
- 4) 山腰 登, 中村芳美, 金田次雄: 神戸製鋼技報, 23 (1973) 3, p.20
- 5) 中島康博, 中村守文, 宿久 運: 鉄と鋼, 63 (1977), S672
- 6) 横山忠正, 山田凱朗, 木下修司: 鉄と鋼, 63 (1977), S673
- 7) G.E.Pellissier, M.F.Hawkes, W.A.Johnson and R.F.Mehl: Trans. Am. Soc. Met., 30 (1942), p.1049
- 8) 平野 担, 須藤正俊, 柚島善之, 山腰 登: 神戸製鋼技報, 21 (1971) 2, p.83
- 9) R.T.DeHoff and F.N.Rhines: Quantitative Microscopy, (1968), p.99 [McGraw-Hill Book Co.]
- 10) 落合征雄, 大羽 浩, 飛田洋史, 南雲道彦: 鉄と鋼, 74 (1988), p.1625
- 11) Max-Planck-Institut für Eisenforschung: Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle, (1958), II-241D, II-241E [Stahleisen]
- 12) 高橋栄治, 荒川寿太郎, 幸岡 強: 鉄と鋼, 62 (1976), p.1256
- 13) R.W.Heckel and H.W.Paxton: Trans. Metall. Soc. AIME, 218 (1960), p.799
- 14) 金築 裕: 鉄と鋼, 76 (1990), p.120
- 15) C.Zener: Trans. Amer. Inst. Min. Metall. Engrs., 167 (1946), p.550
- 16) D.Cheetham and N.Ridley: J.Iron Steel Inst., 9 (1973), p.648
- 17) G.F.Bolling and R.H.Richman: Metall. Trans., 1 (1970), p.2095
- 18) G.Langford: Metall. Trans., 8A (1977), p.861
- 19) 例えば, 土井 明: 第17回西山記念技術講座(日本鉄鋼協会編), (1972), p.141

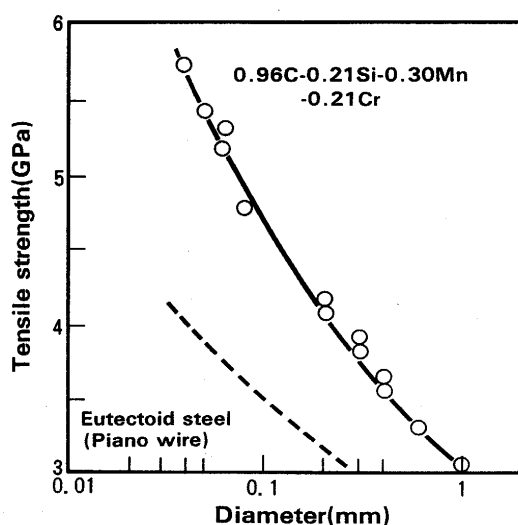


Fig. 15. Tensile strength of hypereutectoid steel wires (Steel G).