

---

高炭素鋼線の捻回特性

On the Twist of High Carbon Steel Wire

篠原 凡平(Bonpei Shinohara) 志賀 千晃(Chiaki Shiga) 新井 和夫(Kazuo Arai)  
山崎 尚(Hisashi Yamazaki) 佐々木 寿毅(Hisaki Sasaki)

---

要旨：

高炭素鋼線の捻回形式，捻回破断形状について調べ，捻回特性に及ぼす諸要因—パテンティング組織，伸線温度，水素脆化など—について実験した。(1)捻回値はつかみ間隔に比例するとはいえない (2)異常破断はハネ破断とへき開破断に分けられる 前者は外部に割れが発生するのに対し，後者は内部に発生する (3)セメントイト層間距離が短いほど捻回特性が良好とは限らない (4)伸線温度の上昇による捻回特性の劣化は，固溶C，Nによる動的歪時効に起因する。Alを添加して固溶N量を下げることにより捻回値は向上する (5)電解酸洗中（電気めっき工程）のスマットの付着により空気パテンティング材は鉛パテンティング材より水素脆化を受けやすい つかみ間隔を長くして捻回特性の変動を能率よくとらえる長尺捻回試験法を紹介した。

---

Synopsis：

Twist test measurements of high carbon drawing wires were carried out at room temperature to examine the form of twist and twisted fracture, and effects of drawing temperature, patenting structure and hydrogen during electrolytic galvanizing process on the number of twist to rupture and the fracture surface. The results obtained are as follows: 1) Each pitch distance of uniform and local twist was independent of the grip distance. The number of uniform twist was proportional to the grip distance, but the number of local twist was not. 2) Abnormal fracture may be divided into flipping and cleavage one. In the case of wires showing flipping fracture, the number of their twists to rupture was usually not small and their cracks often occurred at the exterior of them during twisting. On the other hand, in the case of ones showing cleavage fracture, the number of their twists to rupture was usually small and their cracks occurred at the interior of them. 3) The shorter distance of cementite lamella was not always satisfactory for producing the better property of twist by drawing. 4) A lowering of property of twist due to the increase in drawing temperature may be attributed to the dynamic strain-ageing due to carbon and nitrogen in solution. The wires contained a small amount of dissolved nitrogen, to which 0.043% Al was added, had better property of twist and the number of their twists to rupture did not fall by blueing them in the

range of 400°C to 450°C. 5) Air-patented wires did not show better property of twist than lead-patented ones because of hydrogen embrittlement due to the smut which deposited on wire during the pickling in the electrolytic galvanizing process. Finally, more efficient measurement method of twist test was introduced in which grip distance was longer than the one usually used.

(c)JFE Steel Corporation, 2003

本文は次のページから閲覧できます。

## 高炭素鋼線の捻回特性

On the Twist of High Carbon Steel Wire

篠原 凡 平\*

Bonpei Sinohara

志賀 千 見\*\*

Chiaki Shiga

新井 和 夫\*\*\*

Kazuo Arai

山 崎 尚\*\*\*\*

Hisashi Yamazaki

佐々木 寿 毅\*\*\*\*\*

Hisaki Sasaki

## Synopsis :

Twist test measurements of high carbon drawing wires were carried out at room temperature to examine the form of twist and twisted fracture, and effects of drawing temperature, patenting structure and hydrogen during electrolytic galvanizing process on the number of twist to rupture and the fracture surface. The results obtained are as follows:

- 1) Each pitch distance of uniform and local twist was independent of the grip distance. The number of uniform twist was proportional to the grip distance, but the number of local twist was not.
- 2) Abnormal fracture may be divided into flipping and cleavage one. In the case of wires showing flipping fracture, the number of their twists to rupture was usually not small and their cracks often occurred at the exterior of them during twisting. On the other hand, in the case of ones showing cleavage fracture, the number of their twists to rupture was usually small and their cracks occurred at the interior of them.
- 3) The shorter distance of cementite lamella was not always satisfactory for producing the better property of twist by drawing.
- 4) A lowering of property of twist due to the increase in drawing temperature may be attributed to the dynamic strain-ageing due to carbon and nitrogen in solution. The wires contained a small amount of dissolved nitrogen, to which 0.043 % Al was added, had better property of twist and the number of their twists to rupture did not fall by bluing them in the range of 400°C to 450°C.
- 5) Air-patented wires did not show better property of twist than lead-patented ones because of hydrogen embrittlement due to the smut which deposited on wire during the pickling in the electrolytic galvanizing process.

Finally, more efficient measurement method of twist test was introduced in which grip distance was longer than the one usually used.

## 1. まえがき

強度の高い高炭素鋼線の材料試験法の一つとして、捻回試験が広く行なわれている。この捻回試験は従来より経験的に用いられてきたもので、鋼

線のどのような性質を示すものであるかはまだ明らかでない。しかし一種の変形能、均一性をみる試験であることは間違いなく、鋼線の性質を知るための簡便かつ有効な手段であると考えられる。

鋼線業界においては、時代のすう勢として、製品の高張力化、生産性の向上にとまらぬ伸線の高

\* 技術研究所鋼材研究室室長

\*\*\* 技術研究所鋼材研究室

\*\*\*\*\* 鋼索溶接棒工場管理課鋼索管理掛

\*\* 技術研究所物理研究室

\*\*\*\* 鋼索溶接棒工場製造部部长

速化、多品種化が進んでいる。そのため靱性の低下を来し、捻回特性に著しい悪影響を与えて問題となってきたのが現状である、この解決にあたっては、捻回特性と他の機械的性質との関連、捻回特性の物理的意味およびねじり破断機構について、さらに深く考慮する必要があるものと考えられる。現在までに高炭素鋼線の捻回特性を単独に取りあげ、ねじり破断機構および捻回特性に及ぼす各種の要因について広範囲にまとめた報告は少ない。

そこで本報文においては、高炭素鋼線の捻回特性について、これまでに知られている実験事実をもとに概説し、(1)ねじり形式と破断形状、(2)炭素量とパテント条件の影響、(3)伸線温度上昇に起因する脆化、(4)電気亜鉛めっき鋼線の水素脆化、(5)長尺捻回試験法についての実験結果を報告する。

## 2. 捻回試験

鋼線の捻回試験は国外ではLloyd(英)、ASTM(米)、GOST(ソ)、DIN(西独)など、また国内ではJISなどにより規格化されている。なお、用途により特別に規格化されているものも多い。JISの硬鋼線、ピアノ線の規定によれば、ねじり試験(捻回試験)は“試験片の両端を線径の100倍のつかみの間隔において固くつかみ、たわまない程度に緊張しながらその一方を回転して切断し、そのときのねじり回数、破断面の状況、ねじれの状況を調べる。つかみの間隔を線径の100倍以外の間隔で試験した場合のねじり回数は、つかみの間隔に比例して増減し、線径の100倍の場合

の回数に換算する”。と述べられている。しかし各種の規格には、軸方向の引張荷重、ねじり速度、つかみの間隔などを特別に規定しているものもあり、必ずしも統一されていない。図1に捻回試験機の一例を示し、表1にJISによる各種鋼線の規格を示す。

表1 JISによる鋼線のねじり試験規格の例  
(a) 硬鋼線 G3521

ねじり回数	線径 2.00mm以下	20以上
	線径 2.00mmをこえ3.50mm以下	15以上
	線径 3.50mmをこえ6.00mm以下	10以上
破断面の状況	線軸に直角で著しいキズ、ワレなどがあるてはならない	
ねじれの状況	縦ワレ、キズおよび局部ねじれが著しく生じてはならない	

(b) ピアノ線 G3522

ねじり回数	A種 および B種	線径 2.6mm以下	25以上
		線径 2.6mmをこえるもの	20以上
	V種		25以上
破断面の状況	線軸に直角でキズ、ワレなどがあるてはならない		
ねじれの状況	全長にわたり均等で縦ワレ、キズおよび局部ねじれがなくまた著しいらせん状になってはならない		

(c) ワイヤロープ G3525

めっきの有無	ロープの構造	種類	索線の径 mm			
			0.26以上 1.00以下	1.00をこえ 2.30以下	2.30をこえ 3.70以下	3.70をこえ 4.50以下
裸	フラット形以外のもの	エレベータ	29	28	—	—
		A種	28	27	26	25
	フラット形	B種	27	26	25	24
		A種	24	23	22	21
		B種	23	22	21	20
めっき	全構造	めっき	21	20	18	17

備考：本表のねじり回数はねじり試験におけるつかみの間隔を試験片の直径の100倍にとった場合の数値であって、この場合ねじり速度は毎分60回を標準とする。

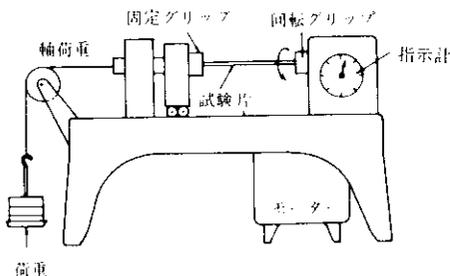


図1 捻回試験機の一例

ここに、2.1 捻回形式と破断形状、2.2 捻回試験条件の影響について述べる。

## 2・1 捻回形式と破断形状

捻回形式と破断形式に関して、鈴木<sup>1)</sup>、高橋<sup>2)</sup>らの実験があるが、破断形式について詳細には報告されていない。伸線加工度によって捻回形式と破断形状は著しく異なるので、ここでは60~90% (断面減少率)伸線加工された鋼線を対象として述べる。

引抜き加工された鋼線の捻回試験で、通常観察される正常な捻回形式としては、図2に示すように、鋼線が均一(マークの間隔すなわち、ねじれピッチが試片全体にわたり一定である)にねじれ(以後一様ねじれとよぶ)、破断にいたる場合( $g_1$ )、一様ねじれ後局部ねじれが発生し、線軸方向に伝播して破断にいたる場合( $g_2$ )および、一様ねじれ後局部ねじれが発生し、一点に収束して破断にいたる場合( $g_3$ )とが認められる。いずれの場合も試片はうねらない特徴がある。捻回中のトルクは図4に示すように、塑性域での一様ねじ

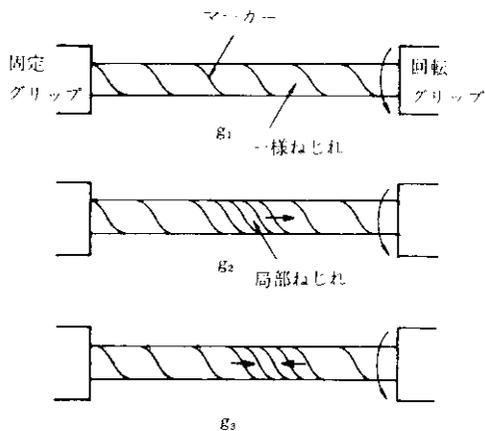


図2 正常捻回形式

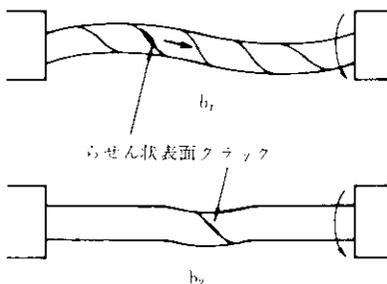


図3 異常捻回形式

れて直線的にゆるやかに増加し、破断近くではこの勾配が大きくなる。いっぽう、異常捻回形式としては、図3に示すように、ねじり初期に鋼線全体が大きくうねり、うねりの山の部分で表面から

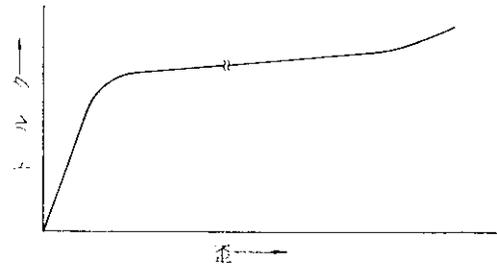


図4 正常捻回形式のトルク歪曲線

ファイバー組織方向に亀裂が発生し、ねじりの進行とともに試片全体に伝播しつつ破断にいたる場合( $b_1$ )、非常に狭い領域のみで局部的にねじれ、その部分に表面亀裂が発生し、試片全体には伝播せず破断にいたる場合( $b_2$ )および、鋼線内部にクラックが発生し破断にいたる場合、とが観察される。表面に亀裂が発生する場合の捻回中のトルクは、図5に示すように大きく減少する。また、内部にクラックが発生する場合の捻回中のトルクは、図6に示すように正常捻回の場合とほぼ同様に变化するが、破断直前にわずかに低下する。

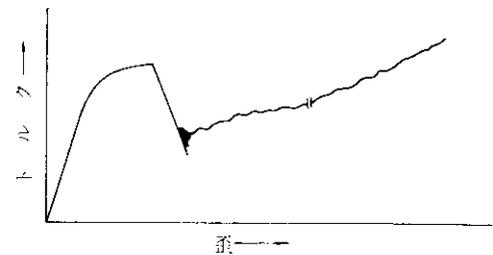


図5 らせん状の表面クラックを示す異常捻回形式のトルク歪曲線

捻回破断形状は図7に示すような3つに大別される。ここで、線軸に対して垂直な破断面をもち、破断面が光沢のある場合をせん断破断(a)、通常2ヶ所以上で破断し、一つが線軸に対して垂直な破断面、他がファイバー組織面に沿ったスクリュー状の破面を呈する場合をハネ破断(b)および、破断面が線軸方向とほぼ平行な曲面と垂直な平面を有

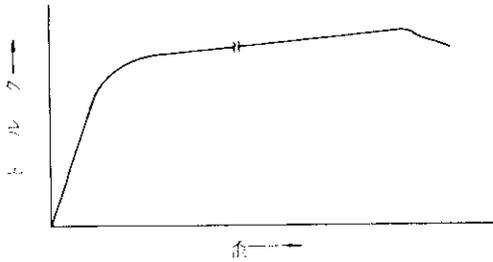


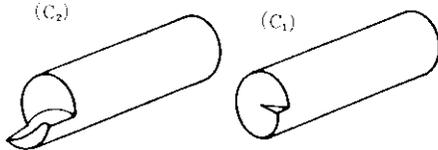
図 6 内部クラックを示す異常捻回形式のトルク歪曲線



(a) せん断破断



(b) ハネ破断



(c) へき開破断

図 7 ねじり破断形状

し、段のついた形状になる場合をへき開破断(c1)、(c2)とよぶことにする。せん断破断は図2に示したような正常な捻回形式の場合が多く、通常の鋼線はほとんどの破断形状を示す。そして、この破断形状は一般に正常破断として扱われており、捻回値(破断までのねじれ回数)も高い場合が多い。ハネ破断は、図3に示したような捻回形式で表面に亀裂を生じることが多く、スクリュウ状の破面はこの表面亀裂面の一部に該当する。これは鋼線の一部においてファイバ組織方向に亀裂が生じやすい場合、別の部分の正常な破断のショックによりそこがスクリュウ状の破面を呈して破断するものと考えられる。このような破断形状は高張力鋼線、200~300°Cのブルーイング鋼線などに発生しやすい。へき開破断は、破面の線軸

方向に平行な部分が小さい場合(C1)、ほとんど図2に示したように正常な捻回形式を示し、せん断破断に比べてわずかに低い捻回値を示す。また破面の線軸方向に平行な部分が大きい場合は(C2)、捻回中鋼線にうねりを生じ、局部的にねじれて鋼線内部にクラックが発生し、極端な低捻回値を示す。このような破断形状は、400~450°Cでブルーイングした高張力鋼線に発生しやすい。

ここで、鋼線をねじったとき線軸方向に垂直な断面に働く応力とひずみを考えてみる。図8に示すように、線軸を中心とする、それに垂直な半径rの円周上における、その円周方向のせん断ひずみγは、

$$\gamma = r\varphi/l \quad \dots\dots\dots(2.1)$$

φ:ねじれ角, l:線長

で表わされる。したがって、それに対応するせん断応力τは、

$$\tau = G \cdot r\varphi/l \quad \dots\dots\dots(2.2)$$

G:横弾性係数

となるので、最大せん断応力は鋼線の外周面に働き、その大きさはつぎの式で表わされる。

$$\tau_{max} = Gd\varphi/2l \quad \dots\dots\dots(2.3)$$

d:線径

また塑性領域での、外周面における最大せん断応力とねじりモーメントの間には、一般に

$$\tau_{max} = Td/2J \quad \dots\dots\dots(2.4)$$

T:ねじりモーメント (=FL)

J:断面2次モーメント (=πd<sup>4</sup>/32)

が成り立つ。したがって、捻回値および捻回トルクは最大せん断応力の働く鋼線の表層部の状態に

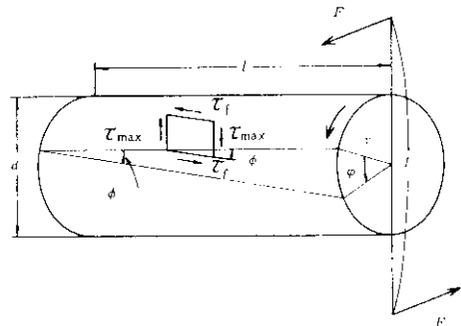


図 8 ねじりを与えたときのねじれ角と応力

大きく支配されることがわかる。また鋼線を伸線すると、表層部が最も大きく加工を受けることから、捻回試験が鋼線の性質を調べるのに適した試験方法であるといえる。

さきに述べた鋼線表面のファイバー組織方向に亀裂の入る現象はつぎのように考えられる。一般にファイバー組織をもつ鋼線では、クラックはファイバー組織方向に進みやすく<sup>3)</sup>、この方向のせん断強さは最も小さいものと考えられる。図8に示したように、鋼線にねじり変形を与えたときの外周面におけるせん断角を $\phi$ とすると、ファイバー組織はせん断角 $\phi$ だけねじれた形にあらわれる。したがって、ファイバー組織方向に働くせん断応力は、

$$\tau_r = \tau_{max} \cdot \sin \phi \quad \dots\dots\dots(2.5)$$

で表わされ、それがねじり変形の進行(すなわち $\phi$ の増加)にともない増加し、鋼線のファイバー組織方向のせん断強度より大きくなると亀裂が発生するものと思われる。なお、捻回中に鋼線がうねる場合は複雑な機構になる。

2.2 捻回試験条件の影響

鋼線の破断までのねじり回数は、標点距離(つかみの間隔)、線軸方向の引張り荷重、ねじり速度および試験温度などによって変わる。

前述したように、通常捻回試験で標点距離が線径の100倍と異なる場合、ねじり回数は100倍の長さの標点距離に相当する数に換算される。この換算には、ねじり回数が標点距離に比例すると仮定して取り扱われるが、鈴木<sup>4)</sup>らが指摘しているようにいささか疑問な点がある。つまり、測定されるねじり回数は一様ねじれ回数( $N_u$ )と局部ねじれ回数( $N_r$ )の和の回数であり、標点距離に比例するのはこのうち一様ねじれ回数だけであるようだ。そこで、局部ねじれ回数の異なる二種類(A, B)の鋼線を用いて、標点距離とねじり回数の関係を調べた。つぎにその結果を述べる。

線軸方向の引張荷重(軸応力)を引張強さの1%、ねじり速度を60r. p. m. の条件で捻回試験を行なった。なお局部ねじれの発生を正確に捉えるため、ねじる前に鋼線に“マーキング”を施した。標点距離とねじり回数の関係を図9に示す。図か

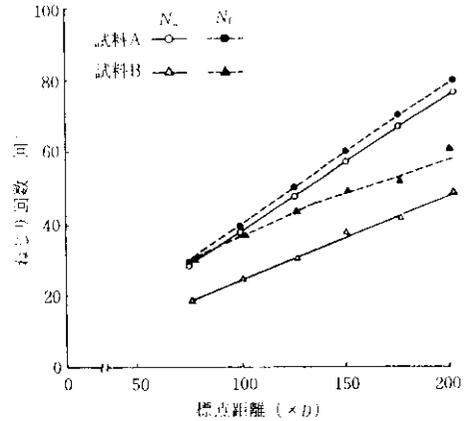


図9 ねじり回数 ( $N_u, N_r$ ) と標点距離の関係

ら明らかなように、一様ねじれ回数  $N_u$  は両鋼線について標点距離との間により直線関係が満たされるが、破断までのねじり回数すなわち捻回値  $N_r$  はばらつき、局部ねじれ回数  $N_r$  の少ないほうがそのばらつき程度は小さい。マークの間隔をねじれピッチとし、各標点距離における一様ねじれ終了時のねじれピッチ  $P_u$  と局部ねじれピッチ  $P_r$  を測定した。その結果を表2に示す。鋼線Aの  $P_u$  と  $P_r$  は標点距離  $L$  の大きさによらずほぼ一定である。またややばらつくが、同様のことが鋼

表2 ねじりピッチ間隔 ( $P_u, P_r$ ) と標点距離の関係

標点距離 ( $\times D$ )	試料 A		試料 B	
	$P_u$	$P_r$	$P_u$	$P_r$
75	8.0mm	6.8	12.0	7.5
100	8.0	7.0	12.0	7.0
125	8.0	7.0	12.5	7.5
150	8.0	7.0	12.5	7.5
175	8.0	6.8	12.7	8.0
200	8.0	7.0	12.5	7.7

線Bについてもいえる。したがって、この事実から、 $L/P_u$  で表わされる一様ねじれ回数  $N_u$  は標点距離  $L$  に比例し、また、一定の変形量に達した時点(鋼線の性質によってきまる)で、一様ねじれから局部ねじれに移行すると解釈できる。局部ねじれが伝播した試験片上の長さを  $L_r$  とすると、局部ねじれ回数  $N_r$  は  $L_r(1/P_r - 1/P_u)$  で表わされる。したがって、捻回値  $N_r$  はつぎの式で与えられる。

$$N_r = L/P_u + L_r(1/P_r - 1/P_u) \quad \dots\dots(2.6)$$

ところで、実際の捻回試験では、局部ねじれの発生箇所と破断箇所は任意であり、 $L_r$ の値は不安定である。このため  $N_r$  はばらつく。また、 $(1/P_r - 1/P_u)$ の値が大きいほど  $N_r$ のばらつきの程度は著しい。ゆえに、局部ねじれピッチの逆数  $1/P_r$  と一様ねじれピッチの逆数  $1/P_u$  の差が小さいほど、捻回値  $N_r (= N_u + N_r)$  と標点距離  $L$ の間にはよい比例関係がなりたつ。

このほか、ねじり回数と軸応力、ねじり速度および試験温度との関係はそれぞれ、図10<sup>1)</sup>、11<sup>1)</sup>、

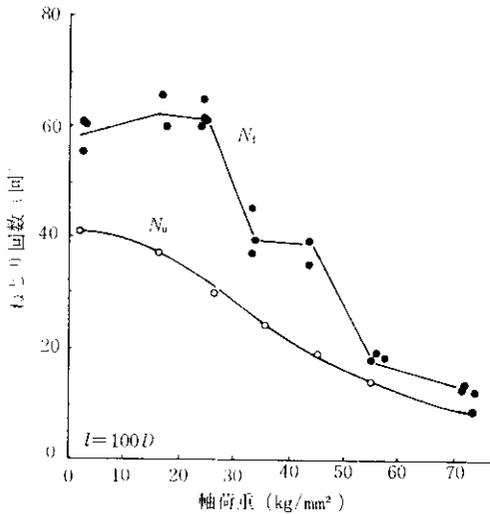


図10 ねじり回数 ( $N_u$ ,  $N_r$ ) と軸荷重の関係<sup>1)</sup>

12<sup>1)</sup> に示すのみにとどめる。

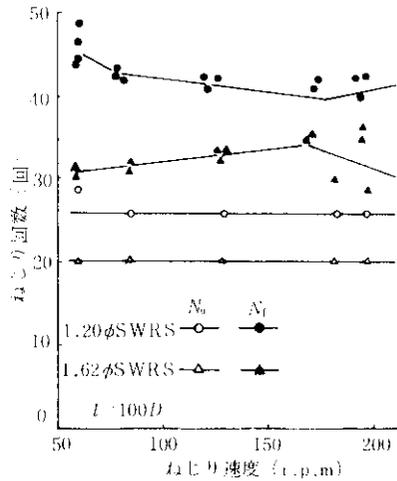


図11 ねじり回数 ( $N_u$ ,  $N_r$ ) とねじり速度の関係<sup>1)</sup>

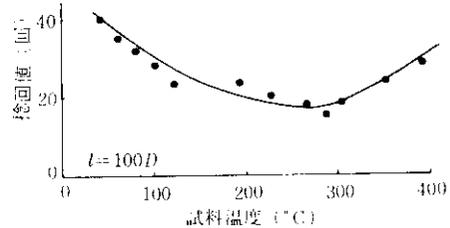


図12 捻回値と試料温度の関係<sup>1)</sup>

### 3. 特性要因

通常、異常破断のものは低捻回値を示し、正常

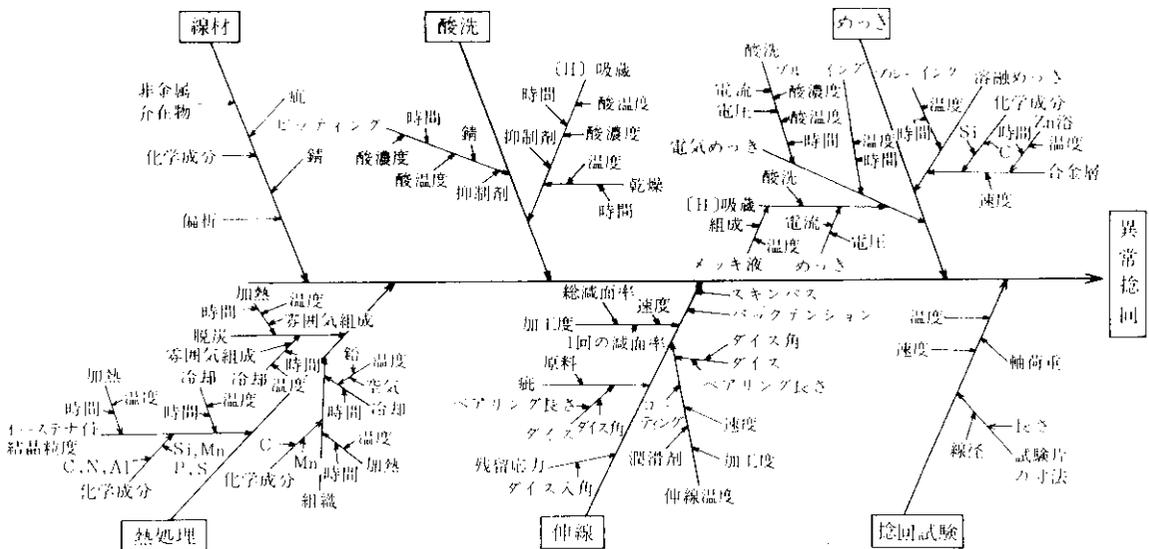


図13 特性要因図

破断のものは高捻回値を示すが、異常破断でも高捻回値のものもあり破断形状と捻回値は必ずしも一様には対応しない。ここでは異常破断と低捻回値を合わせて“異常捻回”として要因分析を行なってみる。捻回試験の結果を左右する要因は、原材料、製造条件および試験条件に大別される。高炭素鋼線の通常の製造工程は、線材→パテンティング→酸洗→冷間伸線→（電気または溶融亜鉛めっき）である。図13に特性要因図を示す。このうち大きく影響すると思われる要因についてのべる。

(1) 線材

線材では疵と化学成分が主要因である。線材に発生する疵、欠陥としては、へげ、折れ込み、スケール疵、線状疵その他種々のものが挙げられる。一例として、表3、図14に全長にわたり線状疵が認められた線材より製造された電気亜鉛めっき鋼線の捻回試験結果を示す。これ

表3 各試料の線状疵（線材）深さ

試料	深さ (mm)	
A	0.4以上	両端
B	0.2~0.34	〃
C	0.2以下	〃
D	0	〃

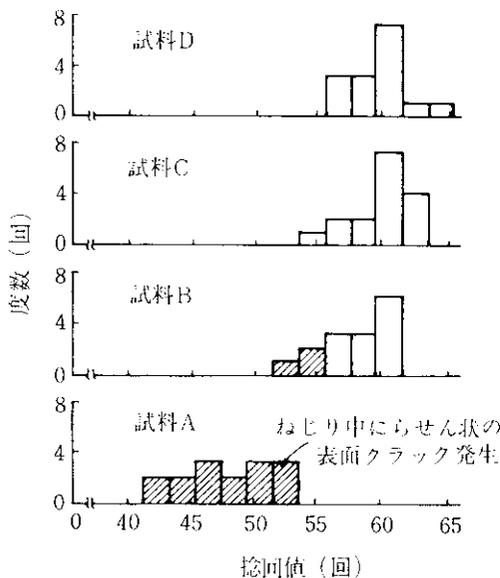


図14 捻回特性に及ぼす線状疵（線材）の影響

より、深さ0.4mm以上の疵が捻回に対して有害であることがわかる。化学成分では、C、N<sup>9)</sup>、Al<sup>9)</sup>、P、S、Mn、Si<sup>9)</sup>が捻回特性に対して影響することが知られている。C、N、Alの影響については5、6節で述べる。

(2) 熱処理

高炭素鋼線の伸線前に行なう熱処理はパテンティングとよばれており、線材をオーステナイト領域の900~1,000°Cに加熱後ただちに500~600°Cの鉛浴中あるいは空気中で急冷して、恒温変態あるいは連続冷却変態せしめ、フェインパーライト組織を得る方法である。前者を鉛パテンティング（略称LP）、後者を空気パテンティング（略称AP）という。パテンティングでは、加熱時のオーステナイト結晶粒度とパテンティング組織が鋼線の捻回特性に影響を及ぼす主要因である。オーステナイト結晶粒は整粒で比較的大きい方が捻回および靱性には有利とされている<sup>7)8)9)</sup>。

(3) 酸洗

スケール除去のために行なう酸洗では、水素吸蔵とピッチングが捻回に影響を及ぼす主要因である。酸洗で鉄と酸が反応して生じた水素の一部はガスとなって空気中に去るが、他の一部は鋼の表面から鋼中へすみやかに拡散して吸収される。この吸蔵水素によって鋼は著しく脆化し、捻回特性は劣化する。吸蔵水素量は酸濃度にはあまり影響されないが、温度の上昇により急増する。吸蔵水素の除去には酸洗後の加熱乾燥が効果的だが、最近は抑制剤の進歩により水素脆性がほとんどみられなくなった。ピッチングはオーバーピッキングあるいは線材表面に極度の赤さびが生じている場合に起り、これも捻回特性の劣化要因となる。

(4) 伸線

伸線工程で最も影響の大きいのは伸線温度である（詳しくは6節で述べる）。伸線温度が高くなると鋼線の捻回特性は著しく劣化する。伸線温度は伸線速度、加工度、潤滑剤、ダイス形状、伸線キャプスタンの冷却状態などにより大きな影響を受ける。このほかダイスの片当り、ダイス疵なども捻回特性を劣化させる要因となる。

(5) めっき

通常高炭素鋼線のめっきは亜鉛めっきであり、それには電気めっき法と溶融めっき法とがある。電気めっき法では、前処理工程でのブルーイング、電解酸洗清浄度、水素吸蔵などが鋼線の捻回特性を左右する主要因である。ブルーイングと捻回特性の関係は複雑であり、良好な捻回特性を示すブルーイングの温度と時間の領域があるようである<sup>2)</sup>。また電気めっきの際の水素吸蔵は避けられない現象であるが、これが水素脆性に結びつくかどうかは、鋼線の製造条件およびめっき前処理工程（ブルーイング、電解酸洗）の条件により決まるようである。溶融めっき法では、溶融亜鉛浴を通過することによる熱影響（ブルーイングと同様の効果）と合金層が主要因である。Fe-Zn合金層が形成された鋼線の捻回値は合金層を除去した鋼線よりも若干低い<sup>10)</sup>。

4. 捻回値と他の機械的性質との関係

捻回特性が鋼線のいかなる物理的性質を表わすものであるかについては、まだ不明な点が多い。ここでは、捻回値と他の機械的性質との関係について述べる。一般に80%以上の伸線加工を受けた鋼線では、引張強さが高くなるほど捻回値は低くなる。しかし、パテンティング線、伸線加工量の少ない鋼線およびブルーイング線などについては、必ずしもこのような相関があるとは限らない。

図15はパテンティグ後伸線した鋼線の加工量と機械的性質の関係を示したものである。引張強さは伸線加工量の増加とともに単調に増加する。これに対し、捻回値は加工初期で低下し不安定な値を示すが、その後の加工量の増加とともに高くなり、加工量が約80%を超えると再び低下し複雑な挙動を示す。図16は伸線後ブルーイングした鋼線のブルーイング温度と機械的性質の関係の一例を示

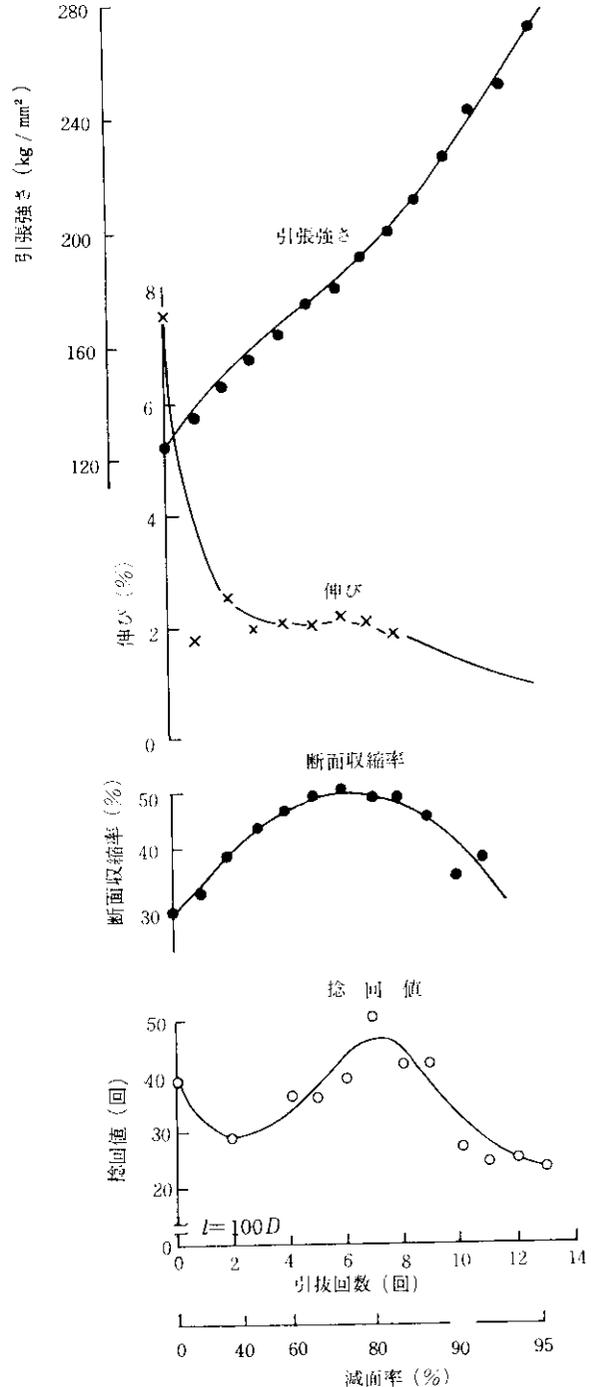


図 15 伸線加工量と機械的性質の関係 (0.80% C-鉛パテンティグ材)

したものである。ここで、捻回値は400°C近くで極端に低下する現象を示し<sup>2)5)</sup>、引張強さととく

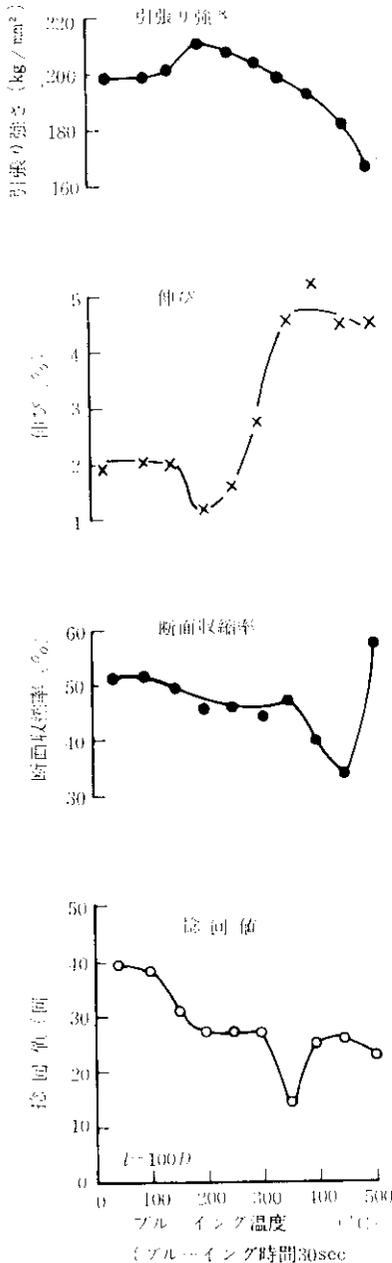


図 16 機械的性質に及ぼすブルーイング温度の影響 (0.80% C-560°C 鉛パテンティング材, 加工度 84%)

に異なった挙動を示す。そのほか伸び、絞り（断面収縮率）と捻回値の関係についても、図15、16からわかるように必ずしも相関は認められない。

このような捻回値だけにみられる挙動は、鋼線のファイバー組織および均一性の変化と強い関連性があるようだ。

### 5. 炭素量とパテンティング条件の影響

鋼線の機械的性質は、炭素量とパテンティング条件によってきまる熱処理組織と、それ以後の伸線によってほぼ決定される。一般にある加工度以上に伸線された鋼線では、引張強さが大きいほど捻回値が低い傾向にあることは前節で述べたとおりである。しかし実用的には引張強さが大きく、しかも捻回値が高い鋼線を製造することが要求される。

ここでは、まず捻回特性に及ぼす炭素量とパテンティング条件の影響

について、引張強さを考慮に入れて考えてみる。図17~19は炭素量の異なる鋼線について、パテンティング条件別に捻回値と引張強さの関係を示したものである。図17より AP の場合は、0.40~0.80% の範囲内で炭素量が多いほど同一引張強さに対する捻回値は高い。そして、変態温度が低くなるにともない炭素量のちがいによる同一引張強さに対する捻回値の差は小さくなる。たとえば、図18に示したように LP で鉛温度を 500°C とした場合、捻回値と引張強さの関係は炭素量の大きさによらずほぼ等しい。鉛温度を

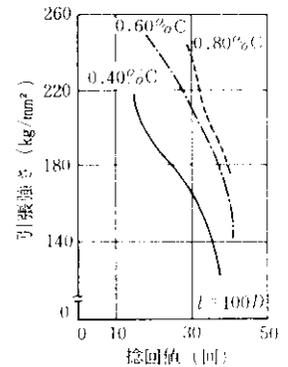


図 17 捻回値と引張強さの関係 (空気パテンティング材)

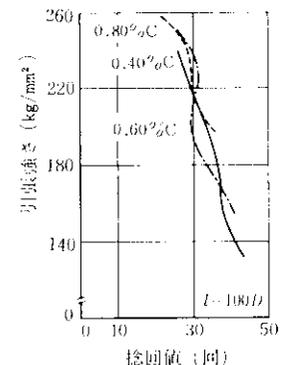


図 18 捻回値と引張強さの関係 (500°C 鉛パテンティング材)

450°Cにした場合は図19よりわかるように、炭素量が少ないほど同一引張強さに対する捻回値は高く、APの場合と全く逆の挙動を示す。

つぎに炭素量の異なる鋼線のパテンティング条件と一樣ねじれ回数  $N_u$  ならびに捻回値  $N_r$  との関係について述べる。

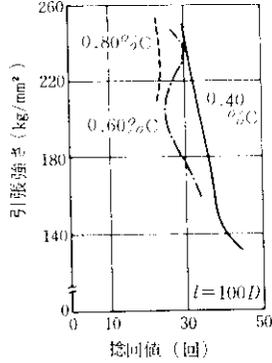


図 19 捻回値と引張強さの関係 (450°C 鉛パテンティング材)

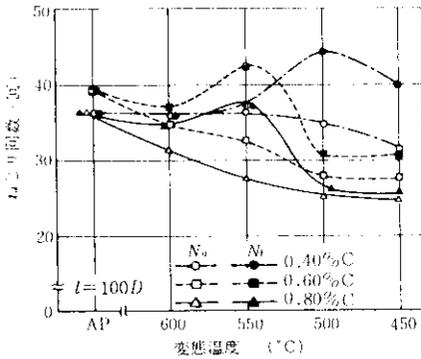


図 20 ねじり回数 ( $N_u$ ,  $N_r$ ) に及ぼす変態温度の影響

図 20 は 0.40, 0.60 および 0.80% の炭素を含有する線材を種々の条件でパテンティングして、約 84% 伸線加工した 3mmφ の鋼線の一樣ねじれ回数  $N_u$  と捻回値  $N_r$  を示したものである。図 20 よりつぎのことがわかる。

- (1) 一樣ねじれ回数  $N_u$  は変態温度が低くなるにともない低下し、炭素量が多いほど低下の程度は大きい傾向にある。
- (2) 全 AP 材および 0.40% C-LP(600°C) 材は局部ねじれが発生せず、一樣ねじれのみで破断する。
- (3) 局部ねじれ回数  $N_r (= N_r - N_u)$  はある変態温度で最大値を示し、その温度は炭素量が多いほど高温側にずれる傾向にある。

ところで、炭素量が多いほどまた変態温度が低いほどパーライト層間距離が小さく、遊離フェラ

イトが少なくなるため、それを伸線加工した場合、より強い繊維集合組織<sup>11)</sup> および高い転位密度<sup>12)</sup> を示すものと考えられる。実験より得られた結果は繊維集合組織および転位密度との強い関連性を示しているように思われる。

## 6. 伸線温度について

鋼線の機械的性質に及ぼす伸線温度の影響について多くの報告があるが<sup>13)14)15)16)17)</sup>、パーライト組織を有する高炭素鋼について述べられているものは非常に少ない。一般に高炭素鋼線の伸線温度を上げると、引張強さは温度の上昇とともに増大し、250~300°C でピークをなして減少する。いっぽう、伸び、絞り、捻回値はこれとは対的に引張強さのピーク温度領域で最少となることが知られている。これらの挙動は青熱脆性域での加工によるもので、フェライトにおける動的歪時効に起因する現象として解釈されるが、この観点にもとづいた捻回特性に及ぼす温間加工の影響に関する系統的な研究はまだ発表されていない。ここでは、まず種々の温度で伸線した鋼線およびそれらの鋼線をブルーイングしたものの機械的性質を調べ、内部摩擦の Snoek ピークから推定した固溶 C, N 量の値と比較してみる。

### 6.1 種々の温度で伸線した鋼線の機械的性質

図 21(a) に LP 処理をし、種々の温度で総計 11 回 (総減面率約 90%) 伸線した鋼線の機械的性質を示す。伸線温度は引抜き直後の鋼線の表面温度で表わす。伸線温度が 250°C までは、引張強さは温度の上昇とともに大きくなり、捻回値、伸び、絞りは温度の上昇とともに各回において小さくなる。伸線温度が 400°C の場合、引張強さは 250°C 伸線に比べ減少し、捻回値、絞りは最小、伸びは最大の値を示すことがわかる。図 21(b) に as patented 材および、100, 150, 250°C 伸線材についての Snoek ピークの変化を示す。as patented 状態の Snoek ピークの高さは状態図より推定される C, N 原子の固溶量の 10 分の 1 以下であるが、加工が進むとともにピークの高さは大きくなり、ある加工度以上になると減少することがわか

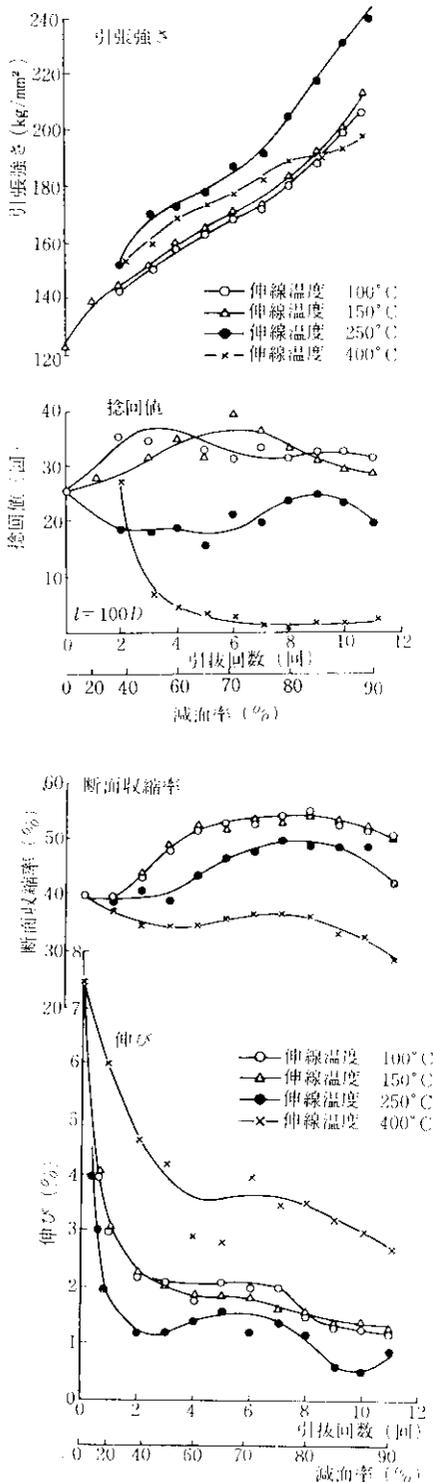


図 21(a) 機械的性質に及ぼす伸線温度の影響 (0.81% C-560°C 鉛パテンティング材, 6.6→2.23mmφ伸線)

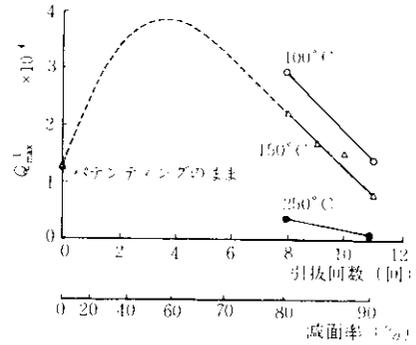


図 21(b) Snoekピーク高さに及ぼす伸線温度の影響 (図21(a)と同じ試料)

る。パテンティング処理において変態終了後急冷した場合、セメントイト層間距離が短いため固溶 C, N 原子が短い mean free path で析出サイトへ容易に行きつき、パテンティング状態でも固溶 C, N 量が少なく観察される。伸線加工すると固着されていた C, N 原子が再固溶し、さらに加工が進み転位が増えると転位が新たに析出サイトになり再び析出するため、図 21(b) に示したような Snoek ピークの高さの変化がみられる。伸線温度が高いほど Snoek ピークの高さが小さくなっていることから、伸線中に動的歪時効がより進行していると解釈される。この動的歪時効に起因してねじりに対し動きうる有効転位数ならびにセルの形状が異なり、伸線温度上昇とともに引張強さが増し捻回値が減少すると考えられる。400°C 伸線では、セメントイトの形状が他の温度での伸線の場合と異なり球状化の傾向にあるため、異常な挙動を示すものと思われる。

図 22 は種々の温度で伸線した鋼線のブルーイングによる捻回値と他の機械的性質の変化を示したものである。100°C および 150°C の温度で伸線した鋼線は、200°C のブルーイングをすると引張強さが著しく増加するが、250°C および 400°C の温度で伸線した鋼線はこの温度でのブルーイングで引張強さは増加しない。捻回値はブルーイング温度が高くなるにしたがい漸減する傾向にある。またその大きさは伸線温度に支配され、ブルーイング温度によって逆転することはない。250°C 伸線材が 450°C 付近のブルーイングで著しく低い捻回値でへき開破断することは興味深い。概して、伸線温度以下でのブルーイングによって鋼線の機械

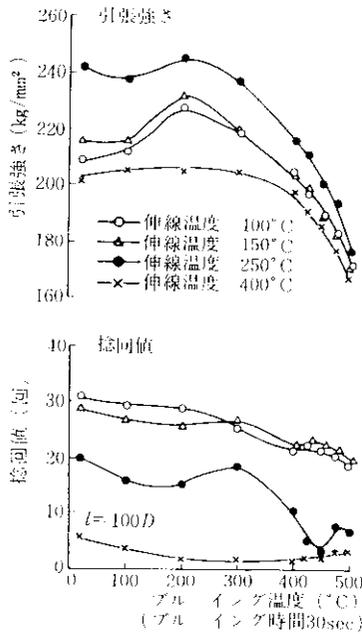


図 22 種々の温度で伸線した鋼線の機械的性質に及ぼすブルーイング温度の影響 (図 21(a) に示した加工度約88.6%, 線径2.23mmφの試料)

的性質はあまり変化しない。これは伸線中に生じた動的歪時効のため、伸線温度以下の短時間のブルーイングでは静的歪時効がほとんど起きないた

めである。100°Cの温度で伸線した鋼線を250°Cでブルーイングしたときの引張強さは250°Cの温度で伸線した鋼線よりも小さく、捻回値は7~8回高い。この現象は五弓ら<sup>15)</sup>の実験結果と一致する。また0.10% Cの鋼線についてはあるが、温間伸線材と冷間伸線材のセル形状の違いが電顕で捉えられている<sup>17)</sup>ことから考え、この現象は動的歪時効に起因する転位分布の違いによるものと思われる。ブルーイング温度450°C付近で捻回値が著しく低下することについてはすでに高橋<sup>9)</sup>らによって指摘されているが、その原因は明らかでない。

以上述べたように、伸線温度が高くなると捻回特性が悪くなる主原因の一つは動的歪時効であると解釈してきた。そこでこの現象を防ぐため、伸線途中の析出熱処理と線材へのAl添加を試みた。

### 6.2 伸線途中の析出熱処理の影響

図 23(a)は 6.1 の実験で用いた試験材を伸線温度

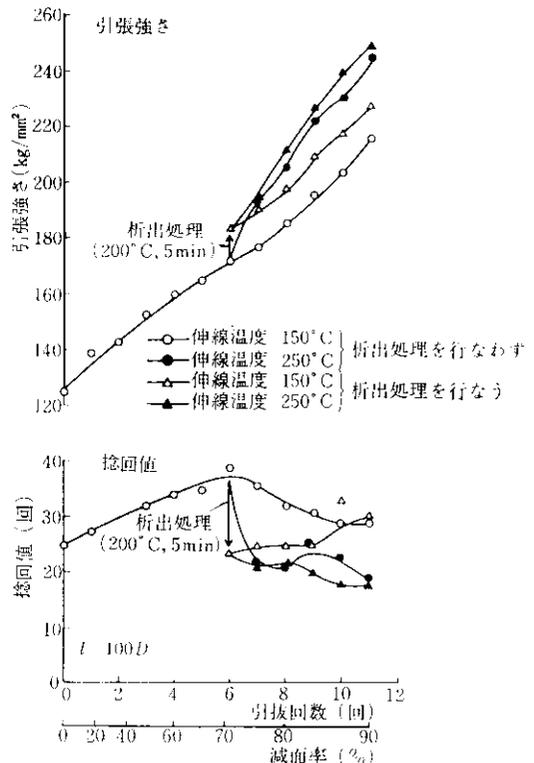


図 23(a) 60%伸線加工後200°Cで5minの析出処理を行ない、さらに伸線加工した鋼線の引張強さと捻回値の変化

150°Cで6回(総減面率約70%)伸線後、固溶C、N原子を下げるため200°Cで5min析出熱処理し、再び150°Cあるいは250°Cの温度で総計11回(総減面率約90%)伸線したときの機械的性質の変化を示す。なお、6回伸線後析出熱処理を与えずに、150°Cおよび250°Cの各温度で伸線したときの機械的性質の変化を比較のためにプロットした。150°C伸線では、析出熱処理した試料はしない試料に比べ、引張強さは最大15kg/mm<sup>2</sup>大きく、加工量の増加とともにその差はわずかに縮まる。捻回値は析出熱処理によって急減する(37回→23回)が、以後の伸線加工により析出熱処理しない試料とほぼ等しい捻回値まで上昇する。図23(b)に示した伸線加工度に対するSnoekピークの変化

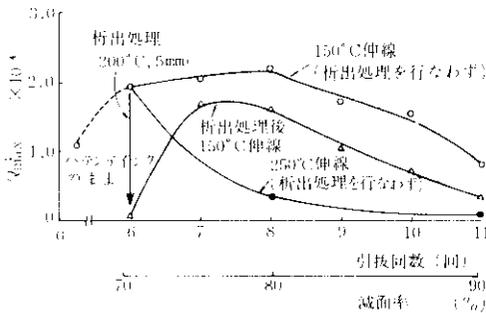


図 23(b) 200°Cで5min析出熱処理後、伸線した鋼線のSnoekピークの変化

化をみると、析出熱処理によりSnoekピークは零になるが、再伸線により大きく回復する。しかし析出熱処理しない試料より低い。250°C伸線では、析出熱処理した試料はしない試料に比べ、引張強さは少し大きくなるだけで150°C伸線の場合ほど差は生じない。捻回値も同様に両者には差がなく、両者とも伸線加工度の増加とともに漸減する傾向にある。図23(b)に示したように、析出熱処理しない試料のSnoekピークは第1回の250°C伸線で急減し、第2回以降の伸線ではほとんど零になっていることから、150°C伸線と比べ著しい動的歪時効が進行していることがわかる。その結果引張強さが急増し、捻回値が急減したと考えられる。

以上述べたように、捻回特性劣化の主原因である動的歪時効を防ぐ目的で、伸線途中析出熱処理を試みた。150°C伸線では、析出熱処理によって

析出したC、N原子は続く伸線によって再固溶するが、その量は析出熱処理しないものより低く、伸線回数が多くなると捻回値はしだいに上昇する。しかし動的歪時効が著しく起る250°C伸線では、少々のC、N固溶量の減少では動的歪時効を防げず、つづく伸線によって動きうる有効転位数は大きくは増えない。したがって、その効果は無いものと思われる。

### 6.3 Al添加の影響

AlNを析出させるために770°Cで5min熱処理した0.013%Al添加材をさらにLP処理した試験材と、0.012%Al添加材をそのままLP処理した試験材とを、6回(総減面率約70%)まで150°Cの温度で伸線し、その後総計11回(総減面率約90

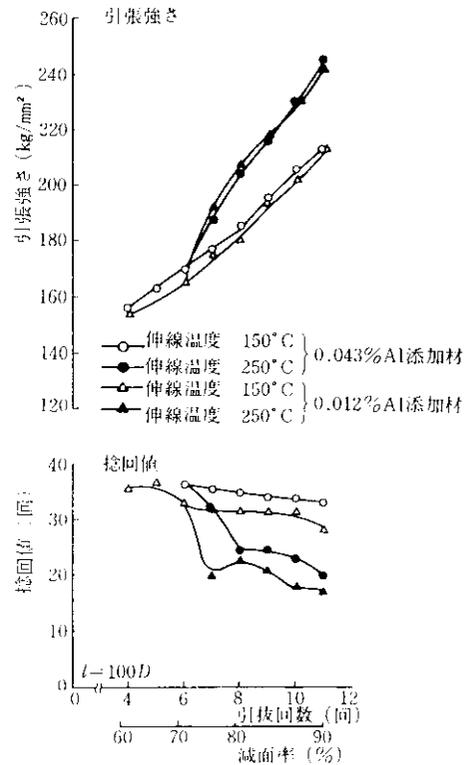


図 24 0.81% C—0.043% Al材を770°Cで5min析出熱処理後550°Cで鉛バテンティングした試料の引張強さと捻回値に及ぼす伸線温度の影響。(○、●)印は0.81% C—0.043% Al材を析出熱処理(770°C×5min)後、鉛バテンティング(550°C)した試料。(△、▲)印は0.81% C—0.012% Al材を鉛バテンティング(550°C)した試料

%)まで150°Cおよび250°Cの各温度で伸線した鋼線の機械的性質を図24に示す。

熱処理線の sol N と AlN 中の N との差を固溶 N 量と仮定すると、固溶 N 量は 0.043% Al 添加材が約 23 ppm, 0.012% Al 添加材が約 44 ppm である。引張強さはそれぞれの伸線温度について、加工量の増加とともにほぼ同様に増加する。温間伸線 (250°C) による引張強さの増加は固溶 N 量の多い 0.012% Al 添加材のほうが少しではあるが大きく観察される。捻回値は 150°C 伸線および 250°C 伸線とも、固溶 N 量の少ない 0.043% Al 添加材のほうが 3~4 回高い。これらの 11 回伸線した鋼線を 100~500°C の温度領域の各温度で 30 sec ブルーイングした試験材の機械的性質を図 25 に示す。この程度の固溶 N 量の差では、150°C および 250°C 伸線とも引張強さの挙動は両鋼に差がないが、捻回値においては、150°C 伸線の場合固溶 N 量の多い 0.012% Al 添加材のほうがこの温度領域のブルーイングでは全体に低い。とくに 0.012% Al 添加材が 400~450°C の温度域で 11 回の極小

値を示すのに対し、固溶 N 量の少ない 0.043% Al 添加材は同じ温度域でのブルーイングで 23 回以上の捻回値を示し両鋼の差は著しい。なお、破断形状の点でも、0.043% Al 添加材のほうがすぐれた結果を示した。いっぽう、250°C 伸線材の捻回値は固溶 N 量のちがいによる差は多少あるが、150°C 伸線材ほど顕著ではない。両鋼とも 400~450°C 温度領域で極端な捻回値の減少を示すが、固溶 N 量の多いほうが正常な捻回形式に回復するブルーイング温度が高温側にずれる傾向が認められた。固溶 N 量の異なる試験材の間には、150°C 伸線および 250°C 伸線の両方の場合において、引張強さは差がほとんどないが捻回値には差がはっきりと現われることから、捻回値は固溶 N 量に敏感であることがわかる。

パテンティング温度で固溶している原子としては、C, N 両原子が考えられる。またその固溶量の比率は N 原子のほうが圧倒的に大きいと考えられるが、その固溶 N を安定な AlN として析出させることによりフェライト中の固溶 N 量を下げ、as drawn および as blueed の状態の捻回特性を向上させることが可能である。この考えは岡本ら<sup>9)</sup>の報告と一致する。しかし 250°C の温度で伸線すると、Al 添加材の捻回値も無添加材と同様に大きく低下することがこの実験で明らかになった。おそらく伸線温度上昇にともなう捻回値の劣化は、固溶 C 原子による動的歪時効に起因するものと考えられる。Al を添加することにより固溶 N 量を下げるが、C の溶解度はむしろ増加すること<sup>18)19)</sup>、固溶 C 原子が伸線中析出相から融け出して補充されることを考えると、高炭素鋼線の温間加工による捻回特性の劣化はある程度避けられないものと思われる。

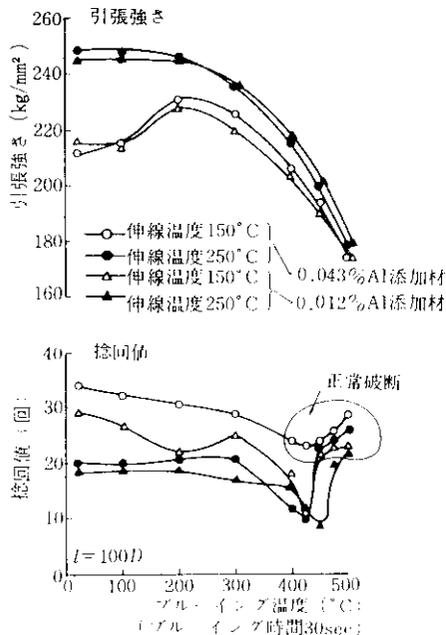


図 25 0.81%C—0.043% Al 材を 7.0mmφ より 150°C および 250°C で伸線した 2.23mmφ 試料の引張強さと捻回値に及ぼすブルーイング温度の影響 (図 24 に示した加工度約 90% の試料)

## 7. 電気亜鉛めっき鋼線の捻回確性実験

酸性浴による電気亜鉛めっきにおいては、鋼線への水素の吸蔵は避けられない現象である。水素脆化にもとづく鋼線の捻回特性の挙動を調べるため、水素脆化の要因と考えられるパテンティング組織とめっき前処理としての電解酸洗をとりあげて行なった実験結果について述べる。

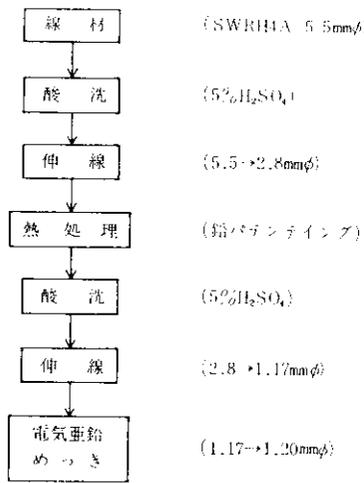


図 26 電気亜鉛めっき鋼線の標準製造工程

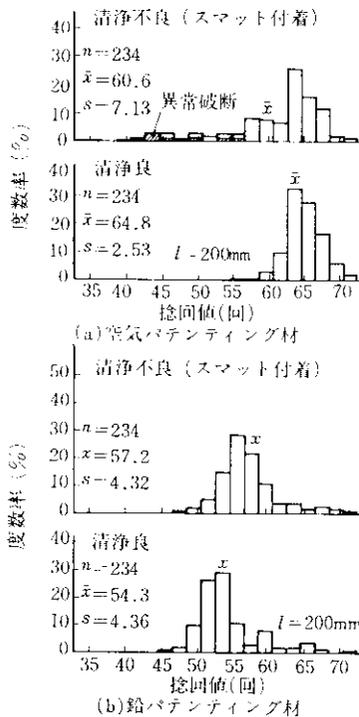


図 27 電気亜鉛めっき鋼線の捻回特性に及ぼす電解酸洗後における鋼線表面の清浄状態の影響

供試材は電気亜鉛めっき鋼線 (1.20mmφ) で、その標準製造工程は図26に示したとおりである。図27に AP と LP 処理伸線材について統計的にみた、電解酸洗後の鋼線表面の清浄状態と捻回特性

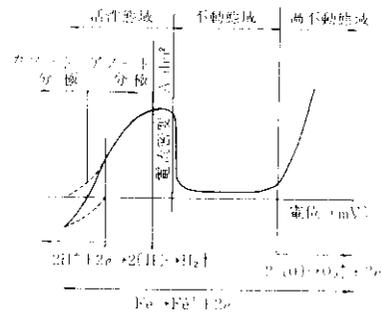


図 28 アノード分極曲線

の関係を示す。これによると AP 伸線材は電解酸洗後の鋼線表面が清浄でないとき異常破断が多発し捻回値が低下するが、LP 伸線材は鋼線表面が清浄でない場合でも異常破断しない。図28は H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 水溶液中の陽極処理におけるアノード分極曲線である。この図より水素の発生する領域では、 $Fe \rightarrow Fe^{++} + 2e$  と同時に  $2H^+ + 2e \rightarrow 2[H] \rightarrow H_2 \uparrow$  の反応がおこる。活性領域の一部および不動領域では、スマットが鋼線表面に生成付着される。スマットの生成付着はつぎの亜鉛めっきによって、めっき境界部に付加的かつ局部的ひずみ場の形成と水素の吸蔵を助長するものと考えられる。したがって、O<sub>2</sub> ガスが発生する過不動領域まで電位をあげ、スマットの生成を防止することが重要である。いっぽう、図 29 に示した 亜共析鋼の恒温変態曲線とパテントングの際の冷却曲線より明らかとなり、LP では恒温変態となり組織は微細な層状パーライトである。AP では連続冷却変態となり

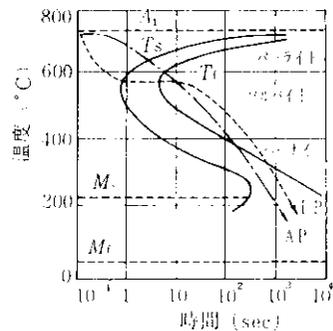


図 29 空気パテントングおよび鉛パテントング冷却曲線と亜共析鋼の S 曲線

組織はあらい層状パーライトであり、遊離フェライトが多く組織的にみて不均一である。実験の結果は、スマットの有無とパテンティング条件の捻回特性に対する影響が互いに関係しあっていることを示している。すなわち、微細なパーライト組織を有するLP材はスマットの存在による水素脆化に対し鈍感であり、これに対しあらい層状パーライト組織を有するAP材では、スマットの存在による水素脆化に対し敏感であることを示している。

### 8. 長尺捻回試験について

捻回形式の調査結果によると、ねじり変形速度が一定なら標点距離を変えても一樣ねじれピッチ ( $P_0$ )と局部ねじれピッチ ( $P_r$ ) (2.2参照) に対し本質的影響を与えず、試料の長さ方向における捻回能力 ( $N_r$  値) の変動を検出しようことが確認された。したがって、捻回試験を能率よくかつ高検出能力でおこなうには、標点距離を長くし高速度でねじりを与えればよい。そこで標点距離を長くし、ねじりの回転を速くする長尺捻回試験を試みた結果について述べる。

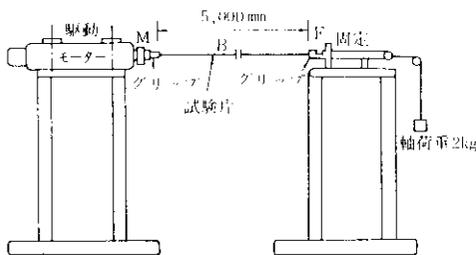


図 30 長尺捻回試験機

試験装置の概略を図30に示す。軸荷重は2kg、標点距離は5,000mm、回転数は1,160rpmである。試験片単位長さあたりのねじり速度は、従来の200mm-60rpm試験では0.3rpm/mmであり、本法では0.23rpm/mmである。

(1) 長尺捻回試験片の各部分の捻回数とねじりピッチ

5,000mm長さの試験片にねじる前にマジック

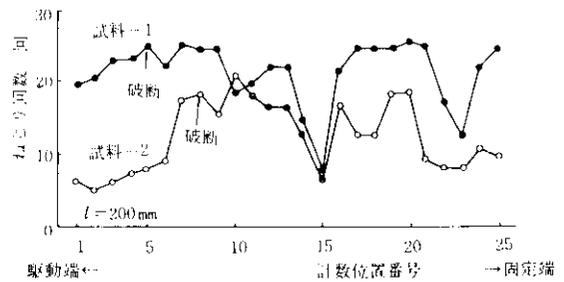


図 31 5,000mm つかみ間隔で試験した試験片の線軸方向における 200mm 間隔でのねじり回数の変化

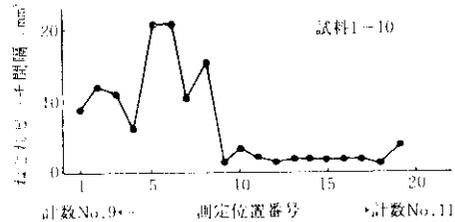


図 32 5,000mm つかみ間隔で試験した試験片の線軸方向におけるねじりピッチ間隔の変化

クで直線のマーキングを施し、ねじり後ねじり回数とねじりピッチを測定できるようにした。捻回試験後、200mm 長さに区分して各部のねじり回数を計数した。その結果を図31に示す。また試料-1の測定位置番号10の付近での各ねじりピッチを測定した結果を図32に示す。

(2) 200mm 試験と 5,000mm 試験の比較

安定した捻回特性を有すると考えられる試料について近接した箇所から 200mm, 5,000mm 試験片を採取し、200mm 試験では通常のねじり回数 (捻回値) を測定した。また 5,000mm 試験では、破断にいたるまでの時間と回転数より得られたねじり回数を 200mm 長さに正比例換算した値、および図30に示した固定端 (F位置)、駆動端 (M位置)、破断部 (B位置) でのマジックチェック線による 200mm ねじり回数を測定した。そして200mm 試験と5,000mm試験の比較を行なった。その結果を図33に示す。

(3) 5,000mm 試験における破断箇所と未破断箇所の捻回能力の評価

安定した捻回特性を有する試料 (A) と異常

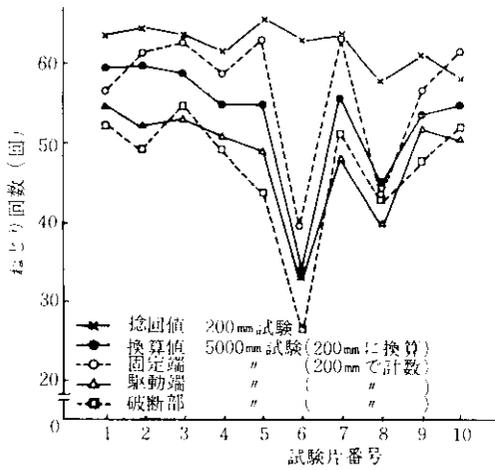


図 33 200mm 試験と5,000mm 試験の比較

捻回を示す試料 (B) について、5,000mm 試験を行ない、破断箇所を中心に前後 200mm の部分でのねじり回数を計数 (マジックチェック線による) し、さらに未破断部においては 200mm 試験片を採取し、ねじり回数を計数する (一次捻回数) とともに、新たにマジックチェック線を施し 200mm 試験を行なってそのねじり回数 (二次捻回数) を計数した。そして、[一次捻回数]+[二次捻回数]=[合計捻回数] をもってその箇所の捻回能力とみなして、試料 A と試料 B の長さ方向における捻回能力の変動を調べると、それぞれ図 34 の (a), (b) に示す結果が得られた。

以上の実験結果についてつぎのように考察することができる。

長尺捻回試験では、標点距離が長くなるため局部ねじれが数箇所発生し、その中で最も弱部分で破断することになり、200mm 試験に比べて能率よく捻回能力の最低部分を検出することができる。したがって、長さ方向に安定した捻回能力を有する試料では 200mm 試験値と 5,000mm の長尺試験の換算値とほぼ等しくなるが、長さ方向に不安定な試料においては 200mm 試験値のほうが高い値を示すこともある。以上のことから、長尺捻回試験は鋼線の捻回特性の変動を能率よく捉える有効な手段であるといえる。

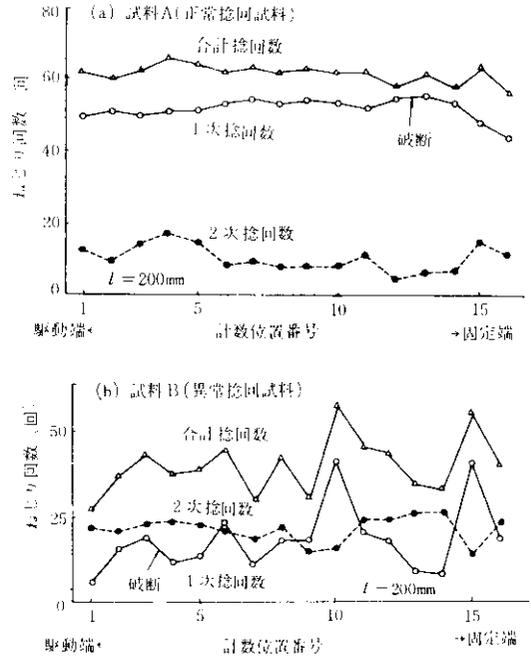


図 34 5,000mm 試片の線軸方向における 200mm 間隔で計数したねじり回数の変化

### 9. むすび

伸線加工を受けファイバー組織を有する高炭素鋼線のねじり破断機構および捻回特性に影響する諸要因について概説し、われわれの行なった実験結果を報告した。おもな結果をまとめてつぎに示す。

- (1) 標点距離 (つかみ間隔) を変えても、一樣ねじれピッチと局部ねじれピッチは変化しない。いっぽう一樣ねじり回数は標点距離に比例するが、局部ねじり回数は比例しないため破断までのねじり回数すなわち捻回値は標点距離に比例しない。
- (2) 異常破断形状はハネ破断とへき開破断とに大別される。ハネ破断の捻回値は概して低くはないが、捻回中に表面クラックを生じる場合が多い。またへき開破断の捻回値は一般に低く、捻回中鋼線内部にクラックが発生する。
- (3) 通常のバテンティング条件、すなわち AP および LP (鉛温度: 450~600°C) において、伸線後高い引張強さで良好な捻回特性をうるに

は、炭素量が多い (0.80%) 場合は変態温度が高いほどよく、炭素量が少ない (0.40%) 場合は変態温度が低いほどよい。したがって、必ずしもパーライト層間隔が狭いほど捻回特性がよいとはいえない。

(4) 伸線温度上昇にともなう捻回特性の劣化は C, N 原子による動的歪時効に起因する。この現象を避けるためには、動的歪時効が著しく起こる温度領域外で伸線すること、および Al などを添加して固溶 C, N 量を下げることが重要である。Al を添加し固溶 N 量を下げると、捻回特性は向上し、無添加材にみられる 400~450

°C 付近のブルーイングによる捻回値の激減は避けられる。しかし、伸線温度が 250~300°C の領域に達するとその効果はうすい。

(5) 電気めっき工程中の電解酸洗において付着するスマットは鋼線の捻回特性を劣化させる。しかし、微細パーライトを有する LP 材はその影響を受けにくい。

(6) 長尺捻回試験では標点距離が長くなるため、局部ねじれが数ヶ所で発生し、その中の最も弱い部分で破断することになり、200mm 試験に比べて能率よく捻回能力の最低部分を検出することができる。

#### 参 考 文 献

- 1) 鈴木弘, 木内学: 塑性と加工, 7 (1966), 464
- 2) 高橋孝吉, 末光秀雄, 乾栄, 西原守, 山腰登: 日本金属学会分科会報告, 9 (1952), 86
- 3) 須藤一: 日本金属学会報, 6 (1970), 3
- 4) 鈴木弘, 橋瓜伸, 伊藤保男: 日本機械学会誌, 62 (1959), 1403
- 5) 岡本一生, 江口直記, 渡辺章三: 鉄と鋼, 54 (1968), S327
- 6) U. S. P. 3259487 (1966)
- 7) 川上義弘, 吉野政次: 鉄と鋼, 29 (1943), 766
- 8) 菖蒲正俊: 鉄と鋼, 47 (1961), 956
- 9) 鳥取友治郎, 阿部泰久: 鉄と鋼, 51 (1965), 226
- 10) 金原正三: ワイヤロープ研究会講演集, 4 (1955), 87
- 11) 平野担, 高橋栄治, 山崎龍雄: 鉄と鋼, 51 (1965), 72
- 12) В. М. Кардонский, G. V. Кугдуть, и М. Д. Перкас: Металловедение и Термическая Обработка Металлов (1964), 2
- 13) A. Pomp: Stahl draht, (1952) 101 [Düsseldorf]
- 14) 西岡多三郎: 日本金属学会誌, 22 (1958), 225
- 15) 五弓勇雄, 橋本健治: 塑性と加工, 5 (1964), 643
- 16) Dr. Jacob L. Peterson: WIRE, (1964) 1616
- 17) 高橋栄治, 近藤亘生, 平野担: 鉄と鋼, 52 (1966) 1645
- 18) H. Borchers and W. König: Arch. Eisenhütt., 34 (1963), 453
- 19) W. Jäniche, J. Brauner and W. Heller: Arch. Eisenhütt., 37 (1966), 719