

論 文

UDC 669.14-426.2 : 539.4.016 : 669.786 : 621.788.011

高炭素鋼線の引張性質におよぼす窒素と伸線条件の影響*

山田 凱朗**・横山 忠正***・山田 哲夫****

藤田 達**・木下 修司*****

Effects of Nitrogen and Drawing Schedule on the Tensile Properties of High Carbon Steel Wire**

Yoshiro YAMADA, Tadamasa YOKOYAMA, Tetsuo YAMADA,
Tatsu FUJITA, and Shushi KINOSHITA

Synopsis:

This paper describes the effects of free nitrogen (nitrogen not bound to nitride forming elements) and drawing schedule mainly on the tensile properties of patented and cold drawn high carbon steel wires. The results obtained are as follows.

The deleterious effect of nitrogen upon the reduction of area at tensile fracture, which is apparent in the as-patented steels, gradually diminishes with the reduction by drawing and becomes negligibly small above about 60 to 70% reduction. The tensile properties of the heavily cold drawn wires are determined not by the free nitrogen level but rather by the wire drawing condition. The important role of the drawing condition on the wire strength properties is discussed in terms of the progress of the strain aging during drawing.

The tensile-fractured steels were examined using a scanning electron microscope and it was found that in the as patented steels, the fracture pass was mainly along the proeutectoid ferrite or the pearlite boundaries and that in the heavily cold drawn ones, small voids elongated along the wire axis direction were dominant in the early stage of fracture. These fracture characteristics are discussed in relation to the tensile ductility.

1. 緒 言

パテンティングしたままの共析炭素鋼の延性（破断絞り）はフリーN量（安定な窒化物となつているNを除いたN量，鉄窒化物となつたNはフリーに入れる）の減少および前オーステナイト結晶粒の微細化によつて改善されることをすでに報告した¹⁾。

本報告は伸線したほぼ共析組成を有する高炭素鋼の引張性質，特に延性（破断絞り）におよぼすフリーN量と伸線条件の効果について研究した結果であり，フリーNのパテンティングしたままの鋼の延性劣化作用は伸線された鋼線にも引き継がれるが，その効果は施された伸線加工度とともに小さくなり，総減面率が60ないし70%を越えればほぼ消滅することおよびこのような強加工伸

線試料の性質はフリーN量よりもむしろ伸線条件に左右されることを明らかにした。

2. 供試材と実験方法

供試材はC0.77%，Si0.2%，Mn0.5%を基本組成とし，N含有量のみを変化させるように溶製した2チャージであり，前報において用いた鋼と同一成分鋼である。その化学組成をTable 1に示す。A-Vac試料はフリーNレベルが低く，Nの多いA試料中のNの大部分は，鋼中のAl，Ti等の窒化物形成元素が少ないので，フリーNと判断される。

これら溶製試料は9.5mm径に熱間圧延したのち，パテンティング，伸線によつて線径5.58mmとした。さらに，これらを連続炉（オーステナイト化加熱用大気

* 昭和48年10月本会講演大会にて一部発表 昭和52年4月21日受付 (Received Apr. 21, 1977)

** (株)神戸製鋼所中央研究所 工博 (Central Research Laboratory, Kobe Steel Ltd., 1-chome Wakinohama-cho Fukiai-ku Kobe 651)

*** (株)神戸製鋼所中央研究所 (Central Research Laboratory, Kobe Steel Ltd.)

**** (株)神戸製鋼所中央研究所 (現 高砂開発室) (Central Research Laboratory, Kobe Steel Ltd.)

***** (株)神戸製鋼所中央研究所 工博 (現 鋳鍛鋼事業部技術部) (Central Research Laboratory, Kobe Steel Ltd.)

Table 1. Chemical composition of steels used (wt%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Mo	Al	N	O
A-Vac	0.81	0.19	0.51	0.009	0.010	0.01	tr.	0.01	0.002	0.0016	0.0026
A	0.77	0.20	0.51	0.011	0.010	0.01	0.01	0.01	0.002	0.0074	0.0017

Table 2. Drawing schedules.

Drawing speed	Type of machine used	Die schedule (mm diameter)
1m/min	Draw bench	5.57 } 5.58 } → 4.91 → 4.50 → 4.09 → 3.56 → 3.18 → 2.79 → 2.49
20m/min	Single head drawing machine	5.57 } 5.58 } → 4.73 → 4.05 → 3.42 → 2.93 → 2.49

炉とそれに接して置かれた鉛浴炉)を用いて鉛パテンティングした。オーステナイト化加熱炉は 900°C に設定した。また、鉛浴温度は鉛パテンティング後の引張強さが 125 kg/mm^2 となるよう調整した(推定 $520\sim 540^{\circ}\text{C}$)。これ以外に、前オーステナイト結晶粒度を変化させる目的で、 980°C および 1070°C で加熱パテンティングした試料も用いた。パテンティング後、試料は酸洗、燐酸塩被膜処理を施され、そののち冷間伸線された。伸線は次の二条件を選んで行なつた。すなわち、 2.49 mm 径まで (1) ドローベンチで7ダイス、各ダイス 1 m/min の速度で、(2) 単釜伸線機で5ダイス、各ダイス 20 m/min の速度で、それぞれ伸線した。そのダイススケジュールを Table 2 に示す。

パテンティングのままの試料および伸線した試料は室温で引張試験を行なつた。引張試験は一条件につき3本の試験片を用いて行なつた。その他に、捻回試験も一部の試験片につき行なつた。さらに、組織観察、走査電子顕微鏡による破面観察などを行なつた。その他、 900°C 加熱パテンティング後伸線した試料の一部に $200^{\circ}\text{C} \times 10 \text{ min}$ の時効処理を施したのち、室温で引張試験した。

3. 実験結果

900°C 加熱パテンティング後伸線した試料の引張性質を Fig. 1 に示す。ドローベンチで各ダイス 1 m/min の速さで伸線した場合も、単釜伸線機で各ダイス 20 m/min の速さで伸線した場合も、施された伸線加工が約 60% 減面率以下では、A-Vac 試料の破断絞りはA試料のそれよりすぐれている。しかし、伸線加工度とともに両試料間の破断絞りの優劣の差は次第に小さくなり、約 60% 以上の伸線による減面率加工を受けた試料では、パテンティングのままの試料の破断絞りの優劣よりもむしろ伸線条件(伸線速度、ダイス当りの減面率)に破断絞

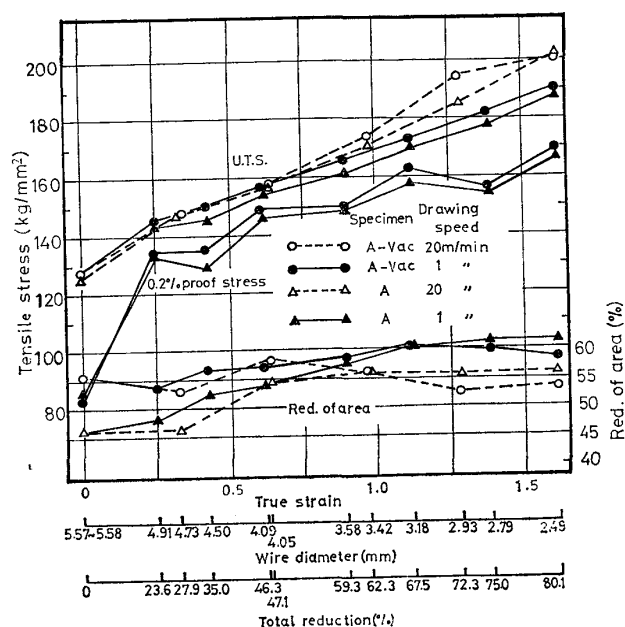


Fig. 1. Effect of drawing speed and reduction per pass on the tensile properties of patented and cold drawn specimens.

りが支配されることがわかる。同様に、引張強さも伸線条件に大きく依存することがわかる。さらに、単釜伸線機で 1.61 mm 径まで(総減面率 92%)伸線したが、伸線後の引張強さ、破断絞りととも A-Vac 試料と A 試料間でほとんど差がなかった(データ略)。

ところで、ドローベンチで伸線するとほぼ直線状の試料が得られるのに対して、単釜伸線機で伸線した試料は巻取りドラム上にコイル状に巻取られる関係上、引張試験前に矯正する必要がある。矯正によつて 0.2% 耐力はかなり変化するので、これを考慮して Fig. 1 には単釜伸線試料の 0.2% 耐力のデータの掲載を省略した。

Photo. 1 はパテンティングのままの A-Vac, A 両試料の組織である。パーライトノジュールサイズ¹⁾(パー

Table 3. Effect of austenitizing temperature at patenting on the tensile properties of as lead patented and as drawn wires. Drawing speed : 1m/min at each die.

	Steel	Austenitizing temperature (°C)	0.2% proof stress (kg/mm ²)	Tensile strength (kg/mm ²)	Red. of area(%)
As lead patented	A-Vac	1 070	85.7	125.3	35.5
		980	89.4	127.9	46.8
		900	83.5	128.0	55.6
	A	1 070	82.0	121.5	40.7
		980	81.1	122.6	43.0
		900	85.5	125.3	46.2
As drawn (59%, 3.56 φ)	A-Vac	1 070	150.9	164.5	52.2
		980	156.0	167.7	54.7
		900	149.9	165.8	58.5
	A	1 070	149.2	159.5	57.9
		980	147.9	158.5	57.8
		900	148.4	161.5	57.6
As drawn (80%, 2.49 φ)	A-Vac	1 070	166.8	189.2	56.7
		980	163.5	191.6	54.2
		900	168.7	190.3	58.4
	A	1 070	166.0	184.3	59.4
		980	161.7	184.1	60.5
		900	166.0	188.2	61.3

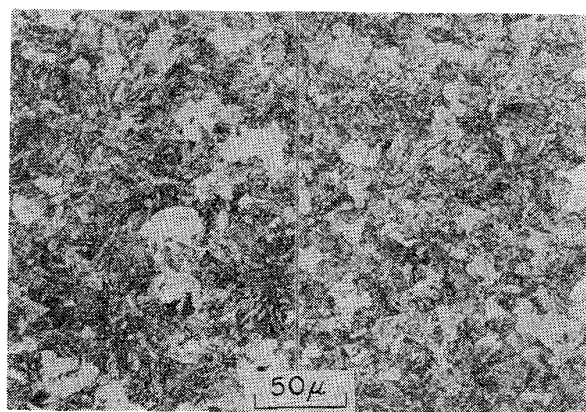


Photo. 1. Microstructures of as-patented steels A-Vac and A. Nital etched.

ライト粒径²⁾から推定して、前オーステナイト結晶粒度は A-Vac で No. 5.5 程度, A 試料では同じく No. 7 程度である。

このように、前オーステナイト結晶粒度に相違があるので、伸線後の引張性質におよぼす前オーステナイト結晶粒度の影響を知るために、オーステナイト化加熱条件を変えて A-Vac, A 両試料をパテンティングし、さらに伸線した。A-Vac, A 両試料とも、オーステナイト化加熱温度が高くなるほどパテンティング後の破断絞りは低下したが施された伸線加工度が大きくなるとともに破断絞りにおよぼす前オーステナイト化加熱条件の効果は小さくなり、約 70% 以上の減面率加工を施された同一成

分鋼では前オーステナイト化加熱条件の破断絞りへの影響は非常に小さくなる。Fig. 1 に示した 900°C 加熱の場合も含めて Table 3, Table 4 にそれらの結果を示す。ここで、Table 3 は各ダイス 1m/min の速度でローベンチを用いて、また Table 4 は同じく 20m/min の速度で単釜伸線機を用いて、それぞれ伸線した結果である。光学顕微鏡写真から求めたノジュールサイズより判断して、A-Vac 1 070°C 加熱では前オーステナイト結晶粒度は No. 2.5, A 試料 1 070°C 加熱では同じく No. 5 程度と推測される。

以上より、前オーステナイト結晶粒度を一定にそろえても、Fig. 1 と同様、強加工伸線試料の延性は伸線条件に大きく依存するものと考えられる。

Fig. 1 に示した A-Vac, A 両試料の前オーステナイト結晶粒度、ノジュールサイズにはやや相違があるものの、伸線加工による繊維組織形成過程にほとんど両試料間の差はみとめられない。

Photo. 2 は A-Vac 試料の伸線後の組織例である。伸線加工とともにノジュールは線方向に配列化し、約 70 ないし 80% の減面率で繊維組織はほぼでき上る。

Photo. 3 は 900°C 加熱パテンティング後、および伸線後の引張破断面の走査電子顕微鏡写真である。

パテンティング後および 35% 減面率程度の比較的低加工率伸線後の引張破断面には特有の凹凸 (Photo. 3, 矢印) が観察される。このような凹凸を比較的高倍率で

Table 4. Effect of austenitizing temperature at patenting on the tensile properties of drawn wires. Drawing speed : 20 m/min at each die.

	Steel	Austenitizing temperature (°C)	0.2% proof stress (kg/mm ²)	Tensile strength (kg/mm ²)	Red. of area (%)
As drawn (62%, 3.43 ϕ)	A-Vac	1 070	145.0	166.7	54.5
		980	151.9	170.6	55.1
		900	151.1	173.4	55.9
	A	1 070	161.0	168.6	57.0
		980	142.3	165.4	56.9
		900	154.1	170.3	55.9
As drawn (80%, 2.49 ϕ)	A-Vac	1 070	178.4	201.9	51.0
		980	183.7	200.5	51.2
		900	185.2	201.9	53.3
	A	1 070	174.2	189.9	57.4
		980	182.2	193.9	55.3
		900	175.6	202.2	55.4

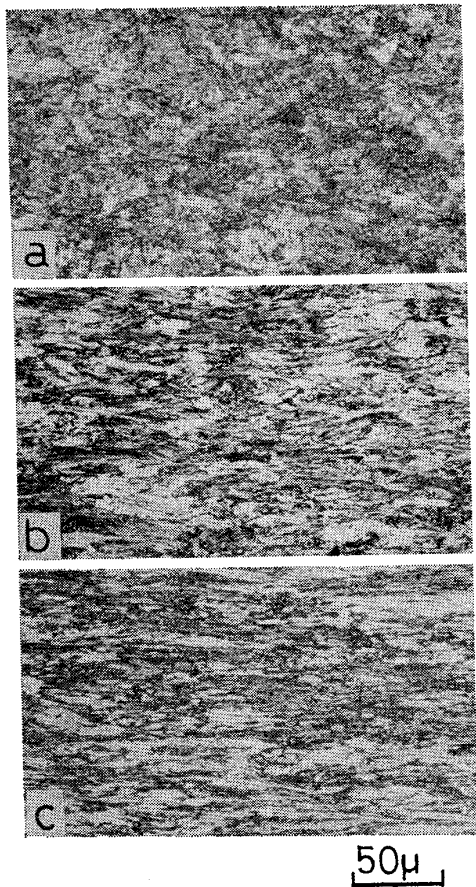


Photo. 2. Microstructures of cold drawn steel A-Vac.

- a : 4.50 mm dia. (34.7% R.A.),
 b : 3.56 mm dia. (59.2% R.A.),
 c : 2.79 mm dia. (74.9% R.A.),
 Nital etched.

観察すると破面は主として細かいディンプルによつて構成されることがわかる (Photo. 4). 粗い層間隔のパ

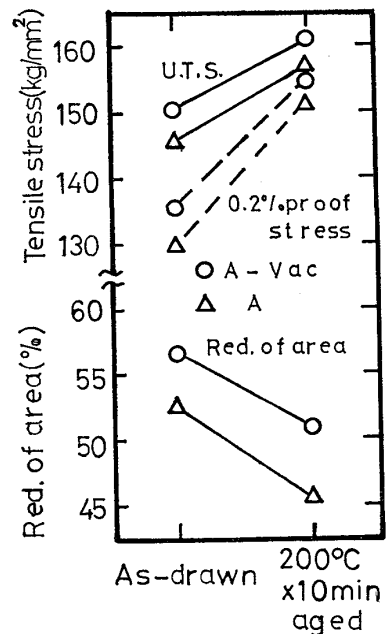


Fig. 2. Tensile properties of specimens A-Vac and A of diameter 4.5 mm.

ライトに特徴的なパーライト剪断による延性破壊はほとんど観察されなかった. 60 ないし 70% 程度以上の減面率加工を施された試料には上記の破面上の凹凸はほとんど認められず, かなり平坦な延性破面を呈する (Photo. 3). しかし, A-Vac 試料と A 試料間での破面の特徴の相違はほとんど認められない.

次に, 引張破断面直下の試料縦断面を走査電子顕微鏡で観察した. パテンティングしたままの A-Vac, A 両試料ともクラックは主として初析フェライトに沿っており, その他に, パーライトの界面 (前オーステナイト結晶粒界, ノジュール境界, コロニー境界などに対応すると考えられる) に沿う延性割れが見られる (Photo. 5).

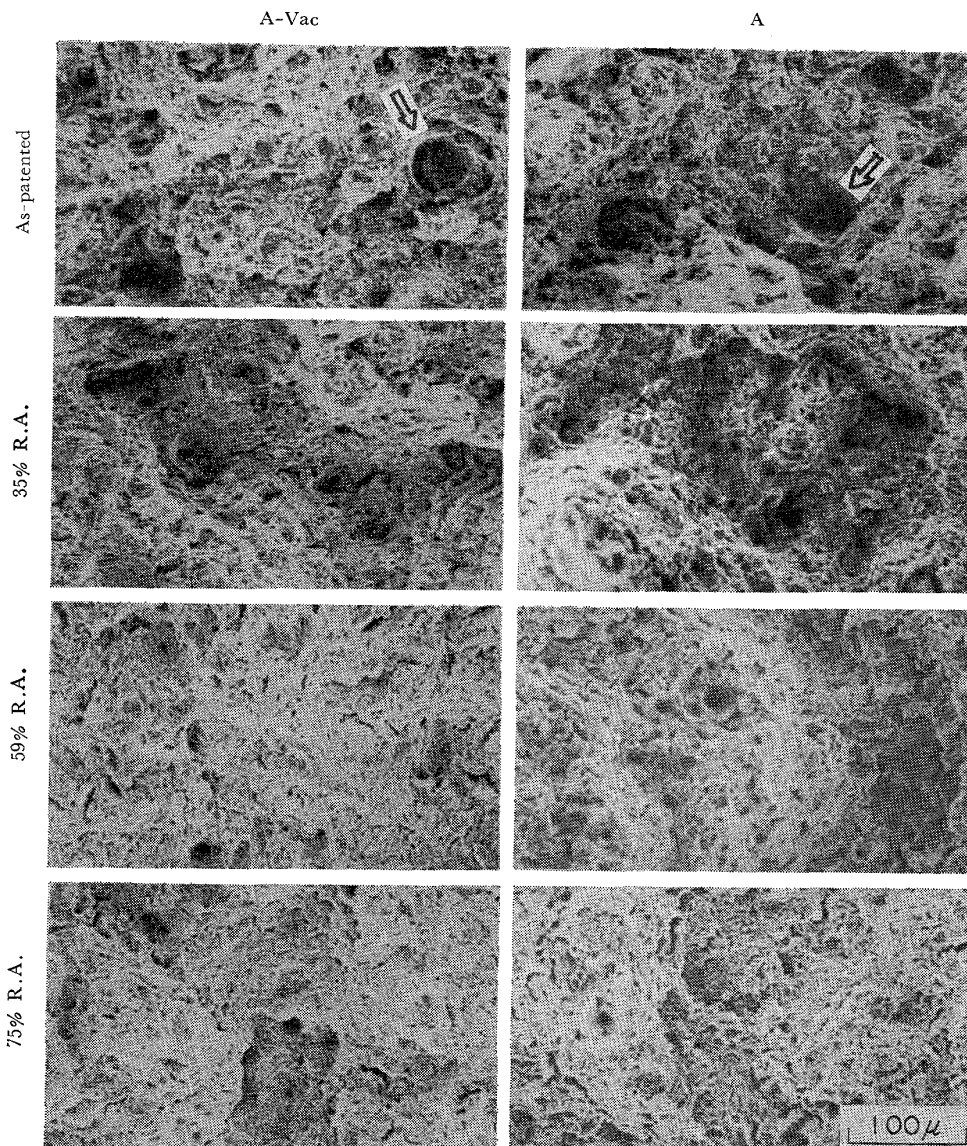


Photo. 3. Tensile fracture surfaces of steels A-Vac and A.

約 35% 減面率加工を施された試料にも同様の初析フェライトやパーライトの界面に沿う割れが観察された。

A-Vac 試料に比して A 試料にこのような破面直下の割れが多く観察され、また割れ自体はより長く、かつ幅がせまい傾向にある。

60%程度以上の減面率加工を施された A-Vac 試料と試料の破断面直下に観察されるクラックは主として線軸方向に伸びたボイドと、比較的球形に近いボイドである。これらの例を Photo. 6 に示す。線軸方向に伸びたボイドは初析フェライト中やパーライトの界面に沿っていると思われる。

次に、伸線した試料の一部に時効処理を施したあと、室温で引張試験した。時効条件としては、時効後にほぼ最大の引張強さが得られる条件、すなわち第Ⅱ段階歪時効³⁾の終了する条件として $200^{\circ}\text{C} \times 10 \text{ min}$ を選んだ。

Fig. 2 は 900°C 加熱パテイング後 35% 減面率加工された 4.5 mm 径、ドローベンチ伸線試料に関する結果である。時効によつて強さは上昇し、破断絞りは低下しているが A-Vac 試料の方が A 試料よりも時効後の破断絞りはすぐれている。一方、 900°C 加熱パテイング後 80% 減面率加工した 2.49 mm 径のドローベンチ伸線試料では、時効によつて強さは同様に上昇し、破断絞りが減少するが、時効後の A-Vac, A 両試料の破断絞りはほとんど同じ値となっている (Fig. 3 a)。しかし、単釜伸線機で伸線した場合には、引張強さは時効によつてあまり変化せず (0.2% 耐力は上昇しているが、すでに述べたように矯正の影響が大と意われる)、伸線後すでに第Ⅱ段階歪時効がかなり進行してしまっていたと考えられる。また、時効後の破断絞りは A-Vac 試料と A 試料間でほとんど差がない (Fig. 3 b)。

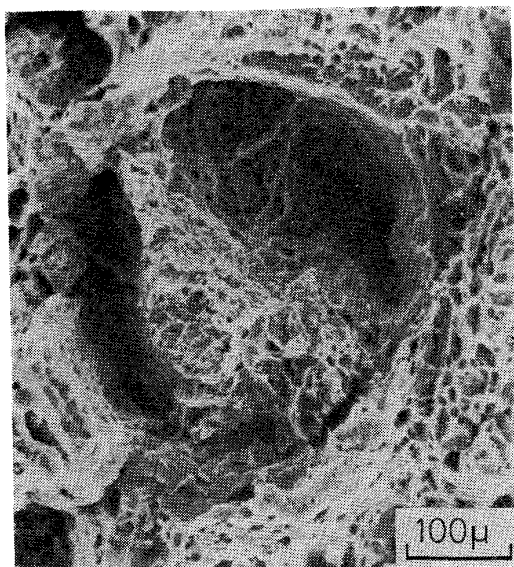


Photo. 4. A crateriform hollow observed on the tensile fracture surface of 35.0% drawn steel A.

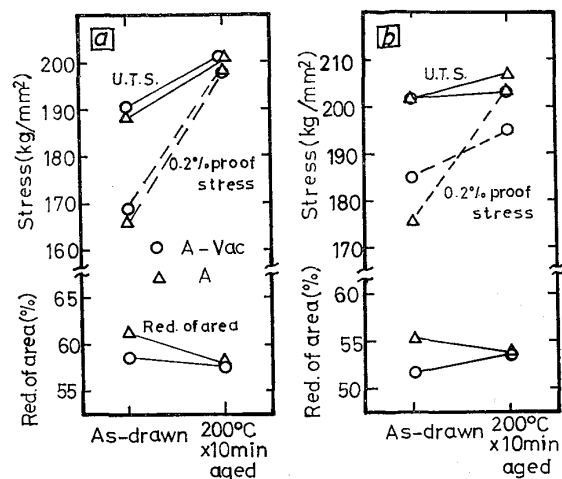


Fig. 3. Tensile properties of specimens A-Vac of diameter 2.49 mm.

a : drawn with a draw bench.

b : drawn with a single head drawing machine.

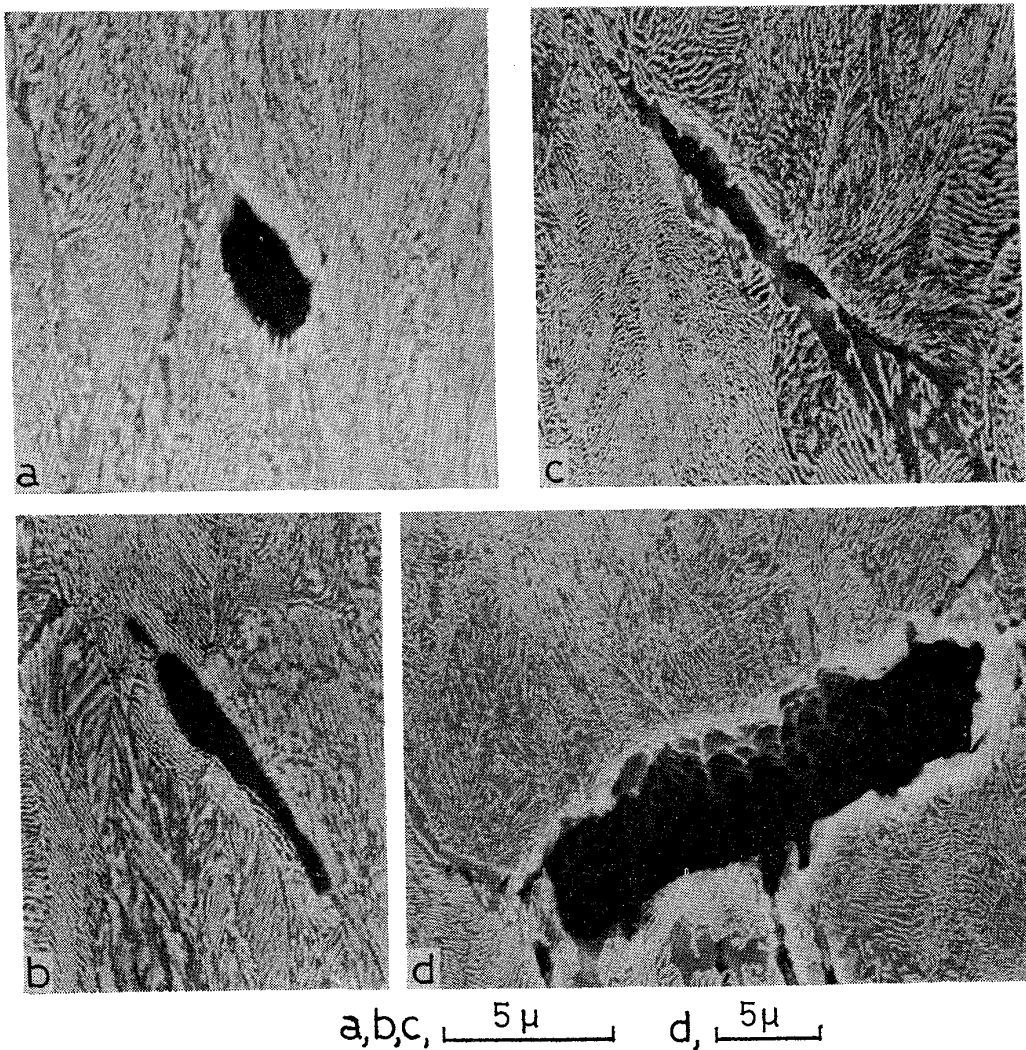


Photo. 5. Microcracks observed near the fracture surface of patented and tensile tested steels.
a, b : A-Vac c, d : A

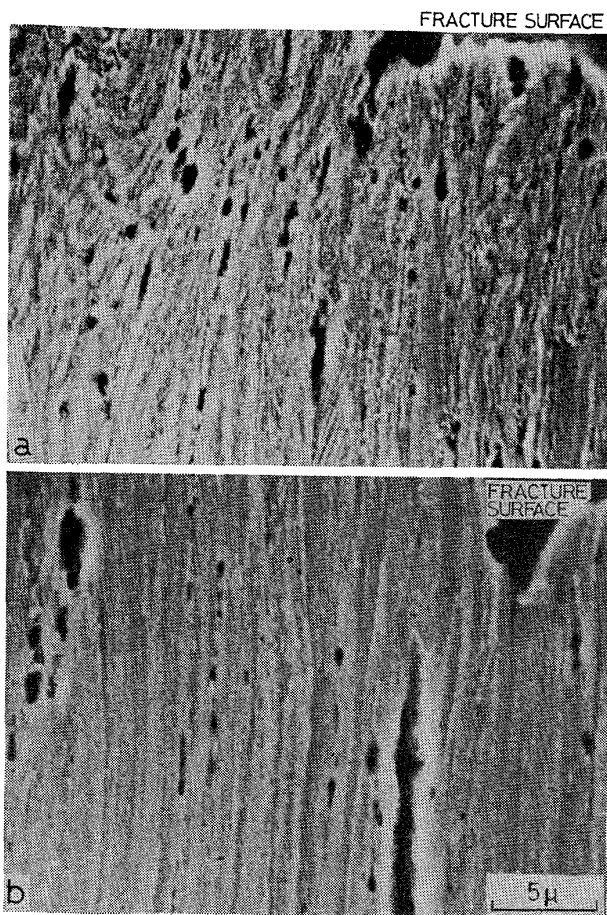


Photo. 6. Voids just below the tensile fractured surface of cold drawn steels A-Vac.
 a : 59% drawn (3.56 dia).
 b : 75% drawn (2.79 dia).

時効した試料の引張破断面直下のクラックは伸線のままの試料の引張破断面のそれと類似していた。例えば、4.5 mm 径の試料では、初析フェライトやパーライト界面に沿うクラックが観察された。

4. 考 察

パテンティングのままの試料、あるいは比較的低加工伸線試料では Photo. 5 に明らかなように破面直下のクラックは主として初析フェライトに沿っており、初析フェライトは前オーステナイト結晶粒界に沿って析出することを考えれば、クラックサイズは前オーステナイト結晶粒径にほぼ正比例すると考えられる。

前オーステナイト結晶粒微細化は変態した鋼の結晶粒微細化をもたらすので、転位のすべり距離を小さくする効果によつて転位の結晶境界への集積によつて生じる引張応力集中を小さくするであろう⁴⁾⁵⁾。そしてこれによつて初析フェライト(結晶粒界)におけるクラック発生までの歪を大きくするであろう。これが前オーステナイ

ト結晶粒微細化によつて、延性が向上する一原因であろう。

A, A-Vac 両試料について、伸線中の温度上昇とそれに伴う歪時効の進行をできるだけ防止するために、各ダイス 0.1 m/min の低速で、Table 2 のドローベンチ伸線と同じダイススケジュールで総減面率 59% の伸線加工を行なった。これらの低速伸線試料に 100°C・10 min の時効を施したのち、室温で引張試験したところ、A-Vac 試料では時効による 0.2% 耐力の増加は僅少であつたが、A 試料ではその増加が明瞭であつたので、A 試料中の N の少なくとも一部はパテンティング後および低速伸線 (0.1 m/min) 後は固溶していたものと判断される。

ところで固溶 N はフェライト中の転位の交叉すべりを起こしにくくし、すべり線の先端における応力集中を大きくする効果があると考えられ⁶⁾、このため固溶 N が多くなるとより小さな歪で微小クラックが発生、成長するであろう。Fig. 1 の A-Vac 試料の前オーステナイト結晶粒径やジュール径が A 試料のそれより大であると判断されるにもかかわらず、パテンティングのままの A-Vac 試料の延性が A 試料よりも良好なのは、したがつて固溶量 N の差に主としてよつているものと考えられる。

強加工伸線した鋼線の引張破断面近傍に形成されるボイドは Photo. 6 に見られるように線軸方向に長く、線軸と垂直な方向にはほとんど成長していないものが多い。熱延鋼板の L 方向延性におよぼす板状 MnS 介在物の有害な作用が、Z 方向、C 方向のそれに比して非常に小さい例⁷⁾にみられるように、このような細長いボイドはそのままでは、延性劣化作用が非常に小さいと思われる。これらのボイドは線軸方向に並んだ初析フェライトやパーライトの境界に沿って発生し、局部収縮部に働く三軸応力下でまず線軸方向に成長したものと思われる。これらの細長いボイドを線軸方向と直交する方向に成長させるには、ボイドに隣接する層状パーライトを破断させねばならない。ところで、パーライトのセメント板は伸線加工とともに線軸方向に次第に配列する⁸⁾。60 ないし 70% 減面率加工された試料では引張試験中に局部収縮により最大 50 ないし 60% 程度の減面率に相当する加工をさらに受けるので、セメント板はほぼ線軸方向に配向していると考えられる。セメント板の破断強さや弾性限はフェライトのそれよりはるかに高い。このため、引張荷重方向に配列したセメント板はフェライト地に比してはるかに高い引張応力を受け持つとされている⁹⁾¹⁰⁾。たとえば、fibre-loading model を用いた LINDLEY らの計算⁹⁾によれば、アスペクト比 l/t (l は

セメント板の長さ、 t は同じく厚さ) をもつ引張応力方向にならんだセメント板に働く引張応力 $\sigma_{\max}$ は $\sigma_{\max} = (l/t)\tau$ で表わされる. ここで τ はフェライトに働く剪断応力である. 今, かりに $l/t=20$, セメント板の破壊応力を 500 kg/mm^2 とすると $\tau=25 \text{ kg/mm}^2$ でセメント板が破断することになる. すなわち, パーライトが塑性変形すると, フェライトが伸びて τ が増加し, それとともに $\sigma_{\max}$ も増大する. $\sigma_{\max}$ がセメント板の破壊応力に達するとパーライトが破断しはじめる. 強加工伸線試料の引張破断部近傍のボイドは破断面のごく近傍に限定されており, パーライトが破断しはじめてから最終破断にいたるまでの歪は小さい. したがって, 延性はセメント板の破断しはじめる歪によつてほぼ決められるであろう.

このようなモデルでは, 転位のパイルアップによる局部的応力集中によるセメント板の破壊を考えに入れる必要がないとされている⁹⁾. 事実, すでに述べたように本実験では転位のパイルアップに基づくと思われる, いわゆるパーライトの剪断破壊¹¹⁾はパテンティング試料および伸線試料のいずれにもほとんど観察されなかつた. また, 数 10 ppm 程度の N がフェライトの変形抵抗⁶⁾やセメント板の破断応力, アスペクト比にほとんど影響を与えないとすれば, 上記のモデルによつて, 強加工伸線試料の延性が N 量にほとんど依存しないのを一応説明できる.

Fig. 1 に見られるように, 60 ないし 70% 以上の伸線加工を施された試料では, 伸線後の引張性質はフリー N 量よりもむしろ伸線条件に依存する. また, Fig. 3 から明らかなように単釜伸線機で伸線した場合には伸線中にすでに歪時効がかなり進行していたものと考えられる. 伸線速度の向上, 1 パス当りの減面率増大および変形抵抗増大はいずれも, ダイス通過後の鋼線温度を上昇させる²⁾ ので, 単釜伸線機での伸線ではドローベンチの場合よりも温度上昇の程度が大で, ダイス通過後鋼線が冷却される過程で歪時効が進行したものと考えられる. なお第 II 段階歪時効がかなり進めば, N の影響は無視しうる程度になる³⁾.

今, ダイスを通過した直後の鋼線の断面温度分布が一樣であり, 冷却中の熱伝達率 α は一定であるとして, 種々の温度からの 2.9 mm 径鋼線の冷却曲線を求めた. 通常の伸線機の巻取釜上での鋼線冷却速度から求めた α として, STURGEON ら¹³⁾ は $\alpha=10$ ないし $20 \text{ kcal/m}^2 \cdot \text{h} \cdot ^\circ\text{C}$ を, また, 松下ら¹⁴⁾ は $\alpha=50 \text{ kcal/m}^2 \cdot \text{h} \cdot ^\circ\text{C}$ を得ている. ここでは後者を採用した. 計算結果を Fig. 4 の上部に示す. なお, これらは環境温度として 25°C ,

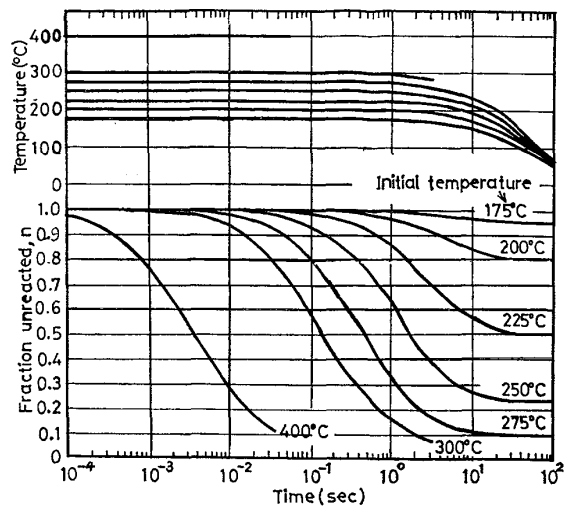


Fig. 4. Cooling curves and the corresponding aging curves in 2.9 mm dia. wires.

鋼の熱伝導率として $\lambda=40 \text{ kcal/m} \cdot \text{h} \cdot ^\circ\text{C}$, 比熱として $C=0.13 \text{ kcal/kg} \cdot ^\circ\text{C}$, 密度として $\rho=7800 \text{ kg/m}^3$ を用いて, 鋼線軸方向の熱流はないものとして, 通常の熱拡散方程式を解いたものである.

N を Al など固定したりトータル N を下げるなどして固溶 N を少なくすれば, 第 I 段階歪時効による時効強化は無視しうる程度になるので, 第 II 段階について考慮すればよい. 第 II 段階の歪時効の等温反応式は次のように表わせる³⁾.

$$-\frac{dn}{dt} = K \cdot n^{2.3} \cdot \exp\left(-\frac{E}{RT}\right) \dots\dots\dots (1)$$

ここで, $K: 3.6 \times 10^{11} / \text{s}$

n : 規格化した未反応量

t : 時間

T : 温度 (K)

$E: 28 \text{ kcal/mol}$

連続冷却曲線 (Fig. 6) を微小時間 Δt に分割し, Δt 内において温度は一定と近似すれば, Δt 内に起こる反応量 Δn は (2) 式のように近似できる.

$$\Delta n = -\Delta t \cdot K \cdot n^{2.3} \cdot \exp\left(-\frac{E}{RT}\right) \dots\dots\dots (2)$$

したがって, このような計算を冷却開始点から繰返し行なえば, 連続冷却中の第 II 段階進行状態が計算できる.

Fig. 4 の下部はこれらの結果であり, ダイス直後の鋼線温度が 175°C では時効はほとんど進行しないが, 200°C 以上になると, 温度とともにその進行量は増大することを示唆している. また, ダイス直後の鋼線温度が, 300°C を越えると, 鋼線温度がほとんど低下していかなくても第 II 段階時効がほぼ終了してしまうことをグラフは示しており, この場合には, 冷却中に過時効 (第 III 段

階) が進行するものと思われる。

次に、ダイス出口における鋼線温度を推定する。ダイス中での変形熱と摩擦熱によるダイス直後の鋼線の平均温度 T は、例えば、(3) 式で表わされる¹⁵⁾。

$$T = T_0 + \frac{\bar{\sigma}_Y}{A\rho C} \left\{ \ln \frac{1}{1-\phi} + \frac{m \cdot \mu}{\sin \alpha} \left(1 + \frac{1}{2} \ln \frac{1}{1-\phi} \right) + \frac{2}{\sqrt{3}} \left(\frac{\alpha}{\sin^2 \alpha} - \cot \alpha \right) \right\} \quad (3)$$

ここで、 T_0 : ダイス入側の鋼線温度

$\bar{\sigma}_Y$: 平均変形抵抗

ϕ : 減面率

α : ダイス角度

A : 熱の仕事当量

ρ : 鋼線の密度

C : 鋼線の比熱

m : 摩擦熱分配係数

μ : 摩擦係数

(3) 式において m は摩擦熱のうち鋼線内部に配分される割合で、伸線速度、ダイス冷却状態などの影響を受けるが伸線速度 20m/min の場合には $m=0.8$ 程度と考えられる。そこで単釜伸線機で線径 3.42 mm から 2.93 mm まで 20m/min の速度で伸線する場合に、 $m=0.8$ 、 $\bar{\sigma}_Y$ は伸線前後の引張強さの平均値の 8 割、 $\alpha=6^\circ$ 、 $\mu=0.03$ 、 $T_0=25^\circ\text{C}$ として (3) 式により T を求めると、A-Vac 試料では 247°C 、A 試料では 240°C となり、Fig. 4 より、いずれの試料においても第Ⅱ段階歪時効は 70% 程度進行してしまうことになる。これとほぼ同等の条件下で実測したダイス直後の鋼線温度は 230°C 程度であり¹⁶⁾、計算値と比較的よく一致する。

次に、ドローベンチで線径 3.18 mm から 2.79 mm まで 1m/min の速度で伸線したときのダイス出口での鋼線温度を推定する。LUEG ら¹²⁾ の実験によれば、ダイス中での鋼線表面温度は伸線速度の 1/3 乗に比例する。今摩擦熱 (の一部) だけがダイスを通して鋼線外に逃げるとすれば、 m が伸線速度の 1/3 乗に比例すると考えてよい。上の 20m/min の速度で $m=0.8$ としたので、ここでは $m=0.8/20^{1/3}=0.295$ とおける。

20m/min の場合と同様にして (3) 式を用いて T を求めると、A-Vac 試料では 169°C 、A 試料では 166°C であり、第Ⅱ段階歪時効はほとんど進行しないと思われる。実際には、鋼線の内部発熱 (変形熱) の一部も、速度が遅くなるとダイスを通して外部に逃げるので、さらにこれよりも線温度は低い可能性がある。

以上に述べたように、単釜伸線機で 20m/min の速度

で伸線した 2.93 mm 鋼線ではダイス通過後鋼線が冷却される間に歪時効がかなり進行したと考えられるが、Fig. 2 に明らかなように、4.5 mm 径時効試料の延性に関しては、2.93~2.49 mm 径試料の場合とちがつて、伸線後と同様 A-Vac 試料が A 試料よりも優れている。破断部直下のクラックは伸線後時効せず引張った試料と同様であるので、時効後も N の悪影響が存続したものと考えられる。N0.012% 含有鋼の内部摩擦を測定したところ、伸線のままでは N スネークピークが明瞭に認められたのに対し 200°C で時効すると、スネークピークはほぼ完全に消滅した³⁾。これから、正常の格子間位置にある N はほぼ消滅していることが判るが、おそらく、前オーステナイト結晶粒界などの粒界に偏析した N がクラックの出現を容易にしているものと思われる。しかし、詳細な機構は明らかではない。

以上、主として引張性質に着目して N 量、伸線条件の影響を述べた。伸線した高炭素鋼線はそれ自体、非常に大きな異方性を示す。引張試験では線軸方向の引張応力下での性質のみが測定される。これ以外に、慣習的に、捻回試験、繰返し曲げ試験などが鋼線の性質評価法としてよく行なわれるので、これらの結果につき付言する。

Fig. 1 に示した 900°C オーステナイト化加熱パテンティング、単釜伸線機伸線試料について繰返し曲げ試験と捻回試験を行なった。繰返し曲げ試験ではいずれの線径でも A-Vac、A 両試料間でほとんど差は認めら

Table 5. Torsion values of drawn wires.
Drawing speed : 20m/min at each die.

Dia.	Steel	Torsion value ($l=100$ dia.)	Remarks
2.93 mm	A-Vac	44 42 44 32 45 Average 43	No delamination " " " "
	A	45 40 50 31 50 Average 43	No delamination " " " "
2.49 mm	A-Vac	34 44 29 36 37 Average 36	No delamination " " " "
	A	29 31 32 37 27 Average 31	Delamination " " " "

れなかつた。捻回試験でも、線径 4.73mm から 2.93mm までは A-Vac, A 両試料間で捻回値に有意差は認められず、破断状態も良好であつた。しかし、線径 2.49 mm では A-Vac 試料は正常な捻回破面を呈したにもかかわらず A 試料はいずれの試験片も捻回試験中に縦割れを発生し、最終破断部はしたがって、正常破面を呈しなかつた。線径 2.93 mm と 2.49 mm のデータを Table 5 に示す。筆者らによる実験では前オーステナイト結晶粒度の捻回特性への影響は強加工伸線した試料ではほとんど無視できる¹⁷⁾ので、2.49 mm 径 A 試料の捻回中の縦割れには N の悪影響が作用した可能性がある。

5. 結 言

- 1) フリー N によるパテンティングしたままの鋼線の延性（破断絞り）劣化作用は、約 60% 減面率以下の伸線を施された鋼線には存続する。しかしこの場合でも施された伸線加工度が大きくなるとともに N の延性劣化作用は小さくなる。
- 2) 施された伸線加工が 60 ないし 70% 減面率以上では、鋼線の引張性質は鋼中 N 量にほとんど依存せず、むしろ伸線条件（速度、1 パスの減面率）に支配される。これは、C による第 II 段階歪時効³⁾の進行程度が伸線条件によつて変るためと考えられる。
- 3) パテンティングのままの鋼および約 60% 減面率以下の比較的軽度の伸線を施された鋼線の破壊は主として初析フェライトやパーライトの粒界（前オーステナイト結晶粒界、ノジュール境界などと推察される）に沿っている。N が多い試料では、引張破断面直下にみられるこのようなクラックが長く鋭い傾向にある。
- 4) 約 60% 減面率以上の伸線を施された試料では、引張破断部近傍に線軸方向に伸びた細長いボイドが多く観察される。このような細長いボイドは延性にはほとんど悪影響を与えないと思われる。この場合の延性は

むしろセメント板の破断しはじめる歪に支配されると思われる。

- 5) 粗いパーライトに特徴的なパーライトの剪断破壊は本研究においてはほとんど観察されなかつた。

本研究の実験に御協力された(株)神戸製鋼所、鉄鋼生産本部条鋼開発部の方々、特に中村芳美、金田次雄、初岡延泰、嶋津真一の各氏および走査電子顕微鏡観察に御尽力された同中央研究所、近藤亘生氏に深甚なる謝意を表します。

文 献

- 1) 山田凱朗: 鉄と鋼, 61 (1975) 9, p. 2238
- 2) E. GREULICH: Arch. Eisenhüttenw., 32 (1961) p. 709
- 3) 山田凱朗: 鉄と鋼, 60 (1974) 12, p. 1624
- 4) C. ZENER: Fracturing in Metals, ASM, Cleveland (1948), p. 48
- 5) A. N. STROH: Proc. Roy. Soc., London, A 223 (1954), p. 404, A 232 (1955), p. 548
- 6) Y. NAKADA and A. S. KEH: Acta Met., 16 (1968) p. 903
- 7) 例えば、高田 寿, 金子晃司, 井上 毅, 木下修司: 鉄と鋼, 62 (1976) 7, p. 866
- 8) 例えば、V. K. CHANDHOK, A. KASAK, and J. P. HIRTH: Trans. ASM, 59 (1966), p. 288
- 9) T. G. LINDLEY, G. OATS, and C. E. RICHARDS: Acta Met., 18 (1970), p. 1127
- 10) K. TANAKA and S. MATSUOKA: Acta Met., 22 (1974), p. 153
- 11) 例えば、井上 毅, 木下修司: 鉄と鋼, 62 (1976) 7, p. 875
- 12) 例えば、W. LUEG and K. H. TREPTOW: Stahl u. Eisen, 77 (1957), p. 859
- 13) G. M. STURGEON and V. H. GUY: JISI, 201 (1963), p. 437
- 14) 松下富春, 野口昌孝: 私信
- 15) 中村芳美, 川上平次郎, 松下富春, 野口昌孝: 昭和 52 年度塑性加工春季講演会講演論文集 p. 185
- 16) 藤田 達, 山田凱朗, 川上平次郎: 神鋼技報, 23 (1973) No. 3, p. 44
- 17) 横山忠正, 山田凱朗, 木下修司: 鉄と鋼, 62 (1976) No. 11, S 787