

UDC 669.14-426.2 : 621.78.014.5 : 621.785.47 : 621.778.011 :
669.112.227.1 : 669.112.227.32 : 620.186.8

技術報告

高炭素鋼線の急速加熱パテントングについて*

高橋 栄治**・加藤 猛彦**

荒川 寿太郎**・幸岡 強**

On Rapid Heat Patenting of High Carbon Steel Wire Rods

Eiji TAKAHASHI, Takehiko KATO

Jutaro ARAKAWA, and Tsuyoshi KOUOKA

Synopsis:

Rapid heating makes austenite grain of steel finer than usual heating. Study of application of rapid heating to lead patenting of high carbon steel wire rods has been done. After high carbon steel wire rods are rapidly heated and held for short time, they were quenched in oil. High carbon steel wire rods were rapidly heated again followed by cooling in a lead bath. The various properties of wire rods treated described above have been examined.

Wire rods rapidly heat patented in this process are superior to usual lead patented ones in the following points.

- (1) Austenite grain of rapidly heated wire rods is finer than that of usually heated ones.
- (2) Lead bath temperature in patenting for rapidly heat treated wire rods is lower than that for usually heat treated ones.
- (3) Tensile and fatigue strength of rapid heat patented and drawn wires is higher than those of usual patented ones.
- (4) Drawability and bending properties of rapid heat patented and drawn wire is better than these of usual patented ones.

1. 緒 言

鋼の急速加熱変態については横田ら¹⁾²⁾その他³⁾の研究があり、0.02% から 1.2% C 鋼について、それらのフェライトからオーステナイト、パーライトからオーステナイトへの変態の起こり方、また変態開始から完了までの温度範囲の変化などが調べられており、その範囲が広がると報告されている。

R. A. GRANGE⁴⁾は鋼を急速加熱することにより、オーステナイト化し、その後焼入れる熱処理をくり返し行ない微細なオーステナイト結晶粒を得ている。この微細なオーステナイト結晶粒を等温変態させるとか、焼入焼もどしとかをし、その挙動およびその後の諸性質の変化を研究している。J. WYSZKOWSKI⁵⁾は急速加熱した時の鋼のオーステナイト結晶粒におよぼす熱処理前の組織および微細な Al, V, Ti 析出物の影響を検討している。

また最近、低炭素低合金鋼のマルテンサイト、ベイナ

イトおよびこれらの焼もどし組織のオーステナイト化過程と加熱速度によるオーステナイト初期粒度の変化についてオーステナイトの再結晶の観点からの詳細な研究⁶⁾も行なわれている。

本実験においては、このような急速加熱によるオーステナイト結晶粒の微細化効果を高炭素鋼線のパテントング処理に適用し、熱処理後の鋼線の諸性質におよぼす効果を調べた。

2. 実験方法

5.5 mmφ に熱間圧延された SWRH62A, 72A, 77A, 77B を本実験に使用した。これら供試材の化学成分を Table 1 に示す。

まず Table 2 に示す熱処理条件により、急速加熱、短時間保持焼入れを行なった。これに引き続き急速加熱鉛パテントング処理を行なった。

急速加熱には高周波誘導加熱装置 (周波数 164kHz,

* 昭和48年10月, 昭和49年11月本会講演大会にて発表 昭和51年1月14日受付 (Received Jan. 14, 1976)

** (株)神戸製鋼所 (Kobe Steel, Ltd., 1-3-18, Wakihama-cho Fukiai-ku Kobe 651)

Table 1. Chemical composition of wire rods (wt%).

Specimen	C	Si	Mn	P	S	Sol. Al
SWRH62A	0.60	0.23	0.48	0.018	0.024	0.006
SWRH72A	0.73	0.22	0.52	0.014	0.019	0.004
SWRH77A	0.75*	0.22*	0.53*	0.015	0.016	0.005
SWRH 77B	0.79*	0.22*	0.70*	0.023	0.021	0.004

* : Checked analysis. The rest : ladle analysis.

出力 100kW) を用い、鋼線を誘導加熱コイル中に連続的に通過させながら加熱を行なった。このときの鋼線の移動速度は 12m/min である。また鉛パテンティングの鉛中の冷却条件は 400~600°C × 25 sec である。

Table 2 に示した条件による 2 回の加熱冷却処理後の鋼線から試料を採取し、引張試験、顕微鏡組織の観察、パーライト・ラメラ間隔の測定を行なった。また 2 回目の加熱温度を 850, 900, 950, 1000°C と変え、加熱後水焼入れし、2 回目加熱時のオーステナイト結晶粒の大きさを測定した。

つぎに、熱処理後の鋼線を貯線型連続伸線機により伸線した。まず 22'' (560 mm) 連伸機で 4 ダイス連伸し、引き続きまた 22'' (560 mm) 連伸機で 4 ダイス連伸し、その後 12'' (304 mm) 連伸機で 4 ダイス連伸した。これらのダイスケジュールは 5.5→4.85→4.25→3.85→3.50→3.10→2.80→2.50→2.30→2.00→1.75→1.56→1.34 mmφ である。伸線速度は 1 回目の伸線仕上り 3.5 mmφ で 200m/min, 2 回目の伸線仕上り 2.3 mmφ で 250m/min, 3 回目の伸線仕上り 1.34 mmφ で 300m/min である。

なお伸線に先だつて鋼線を 10% 塩酸で酸洗いし、水洗、りん酸塩皮膜処理、乾燥した。伸線時の潤滑剤はカルシウム石鹼である。

伸線材については引張試験およびねん回試験を行なった。3.5, 2.5, 2.0 mmφ に伸線された材料については 200~400°C × 10~15 min のブルーイング処理をした。これらの試料については引張試験、ねん回試験、(JISG 3521, 6.2) 曲げ試験および中村式回転曲げ疲労試験⁷⁾を行なった。

なお曲げ試験はつぎのように行なった。Fig. 1 に示すように V 字型の溝を持つ台の上に試料をのせ、同じ V 字

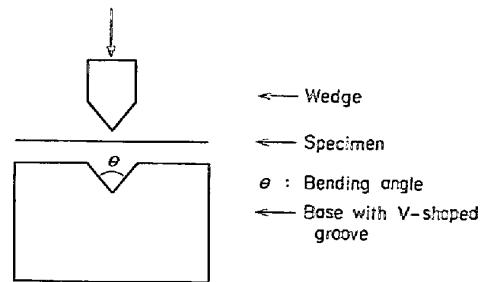


Fig. 1. Bend test.

型のくさびで上から押え、試料を V 字型に曲げる。この時に試料に破損の起こる割合を調べた。この場合の条件として、V 字型の角度および先端の半径をそれぞれ 90, 45° および 1, 2 mm とした。

3. 実験結果

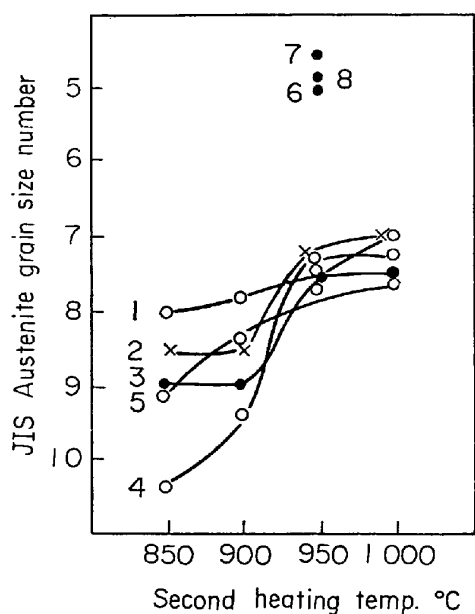
1 回目の熱処理として加熱温度 1000°C, 加熱速度 493°C/sec, 保持時間 12.5 sec の条件で鋼線を加熱保持し、70°C の油に焼入れした。この処理により試料の内部までほとんど均一で微細なマルテンサイト組織が得られる。このように処理された鋼線を加熱温度および速度を 850~1000°C, 139~493°C/sec の範囲で変えて 2 回目の加熱処理をすると Fig. 2 に示すようなオーステナイト結晶粒が得られる。

通常行なわれている鉛パテンティング時における加熱材(図中の 6, 7 および 8 の各点)に比べ、本実験で行なった急速加熱パテンティング時における加熱材のほうがおーステナイト結晶粒の大きさは小さい。一般の加熱の際に見られるように加熱温度が上昇するにつれて結晶粒は大きくなる。また 900 から 950°C の温度域で急速に結晶粒が粗大化する。0.60% C 鋼に比べ、0.75~0.79% C 鋼は 850~900°C でオーステナイト結晶粒が小さい。しかし温度が 950~1000°C となると両者ともほぼ同じ大きさの結晶粒となる。850°C に同じ加熱速度で加熱した場合 Mn を多く含有している SWRH77B 材は 77A 材に比べ、オーステナイト結晶粒が大きい。これは Mn が A₁ 変態点を下げ、Mn の多い鋼はより低い温度でオーステナイトへの変態を完了しやすいためであろう。

2 回目の加熱速度に関して SWRH77A について比較す

Table 2. Heat treatment conditions of wire rods.

Temp. °C	First heating		Quenching oil temp. °C	Second heating		Cooling in lead bath (temp. °C) × (time sec)
	Heating rate °C/sec	Holding time sec		Temp. °C	Heating rate °C/sec	
1000	493	12.5	70	850~1000	139~493	400~600 × 25



specimen and heating rate.

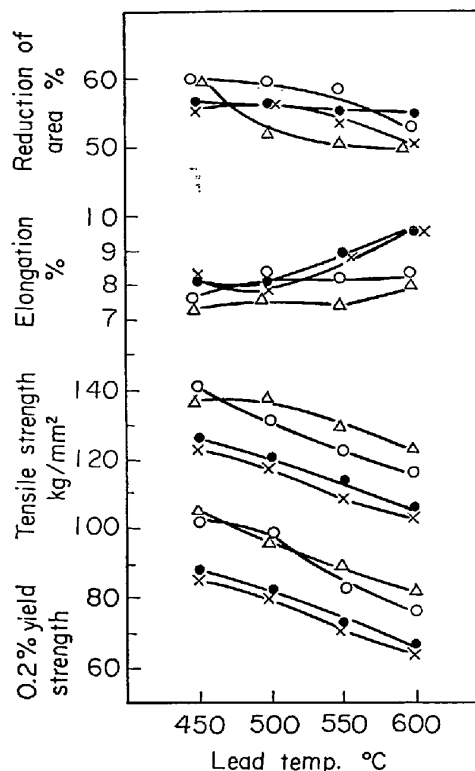
- 1. 62A, 418~493°C/sec, 2. 77A, 139~164°C/sec
- 3. 77A, 278~328°C/sec, 4. 77A, 418~493°C/sec
- 5. 77B, 418~493°C/sec, 6. 67A, usual lead pat.
- 7. 77A, usual lead pat. 8. 77B, usual lead pat.

Fig. 2. Austenite grain size in second heating.

ると加熱速度の速いほうが 850~900°C の温度範囲ではオーステナイト結晶粒は小さい。しかし 950~1000°C となるとその効果は現われなくなる。

2 回目の加熱温度を SWRH62A の場合 900, 950°C, 77A, 77B の場合 900°C に、加熱速度 443~468°C/sec で急速加熱し、微細なオーステナイト結晶粒を形成させた後、450~600°C の鉛中で冷却したときの機械的性質を Fig. 3 に示す。

この図によると引張強さ、降伏点ともに鉛温度の低下とともに向上する。しかしながら SWRH77B 材を 450°C の鉛中で冷却した場合、鉛温度 500°C の場合とほぼ同じ値を示している。



specimen second heating temp. and heating rate.

- 62A, 900°C, 443°C/sec
- × 62A, 950°C, 468°C/sec
- 77A, 900°C, 443°C/sec
- △ 77B, 900°C, 443°C/sec

Fig. 3. Mechanical properties of patented wire rods.

Fig. 3 に示した試料のうち 450°C で処理した試料の電子顕微鏡組織例を Photo. 1 に示す。これによると 450°C の鉛中で冷却した 77A 材はほとんど大部分が微細なパーライト組織を示しているのに対し、77B 材はベイナイト組織を示している部分が非常に大きくなっている。これは 77B 材が Mn をより多く含有しているためであろう。また 62A 材についても電子顕微鏡組織を観

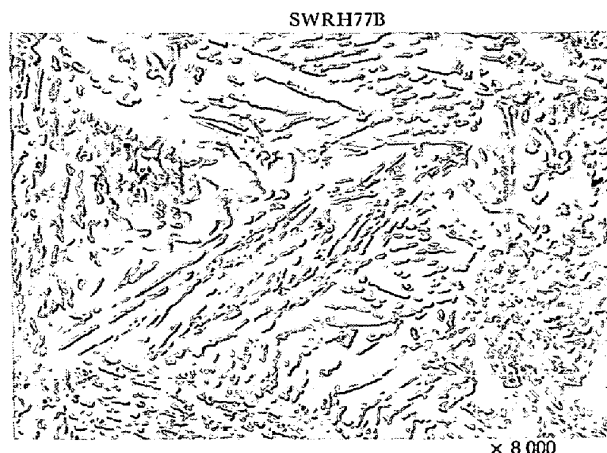


Photo. 1. Electron microscopic structure of rapid heat patented wire rods. second heating temp. 900°C, heating rate 443°C/sec, lead temp. 450°C.

Table 3. Pearlite lamellar spacings of heat treated SWRH 77A and 77B.

Specimen	Second heating		Lead temp. °C	Lamellar spacing μ (Number of measured colonies)	
	Temp. °C	Heating rate °C/sec			
SWRH 77A	900	443	450	0.042	$n = 135$
SWRH 77A	900	443	500	0.056	$n = 150$
SWRH 77B	900	443	500	0.050	$n = 150$
SWRH 77A	Usual lead patenting heating temp. 900°C		500	0.059	$n = 150$
SWRH 77B			500	0.057	$n = 135$

察した結果 450°C の鉛温度では 900, 950°C の加熱温度の場合ともにベイナイト組織が部分的に現れている。これは 77A 材に比べオーステナイト結晶粒が大きいためであろう。鉛温度が 500°C の場合についても組織を観察した結果 SWRH 62A, 77A, 77B とともに均一な微細パーライト組織を示していた。

文献⁶⁾によるとパテンティング処理の際にベイナイト組織の現われ始める鉛温度は約 550°C であり、本実験における急速加熱パテンティング処理では 500°C に下つてもベイナイト組織が現われない点が異なっている。

ベイナイト組織が現われ始めると鉛の温度が低下しても引張強さのほとんど変化しない温度領域がある⁶⁾。Fig. 3 の SWRH 77B の場合はこの領域が明りように現われている。これに対し SWRH 62A の場合には鉛温度 450°C でベイナイトが一部分に現われ、500°C では微細なパーライト組織を呈しているため、この温度間で詳細に実験すれば、引張強さのほとんど変化しない温度領域が現われるものと思われる。

SWRH 62A 材では鉛温度 500°C で前述のように均一な微細パーライト組織が得られ、引張強さは 120 kg/mm²、伸び 8%、絞り 56% と優れた機械的性質が得られる。また SWRH 77A 材では鉛温度 450°C で引張強さ 138 kg/mm²、伸び 7.8%、絞り 59%、77B 材では鉛温度 500°C で引張強さ 138 kg/mm²、伸び 7.6%、絞り 52% の機械的性質が得られ、後述の Fig. 4 に示されている通常の鉛パテンティング材に比べ、高強度で絞り値の高い鋼線が得られる。Fig. 3 において伸びは鉛温度が低下してもほとんど変わらないか少し減少の傾向を示す。また絞りは鉛温度の低下とともに上昇する傾向にある。

本熱処理材のパーライトラメラの間隔を比較するために、組織写真上でパーライトラメラ間隔が最小であるパーライトコロニーを選んでセメントタイトに直交する直線を引き、この直線を切るセメントタイトとフェライトとの数の合計で直線の長さを除し、さらに写真の倍

率で除した値をパーライトラメラ間隔として表した。この結果を Table 3 に示す。

2 回目の加熱温度 900°C、加熱速度 443°C/sec でオーステナイト化した後、鉛温度 450°C と 500°C とで冷却した SWRH 77A については、450°C の場合の方が微細なラメラ間隔を示している。これに対応して引張強さも向上している。

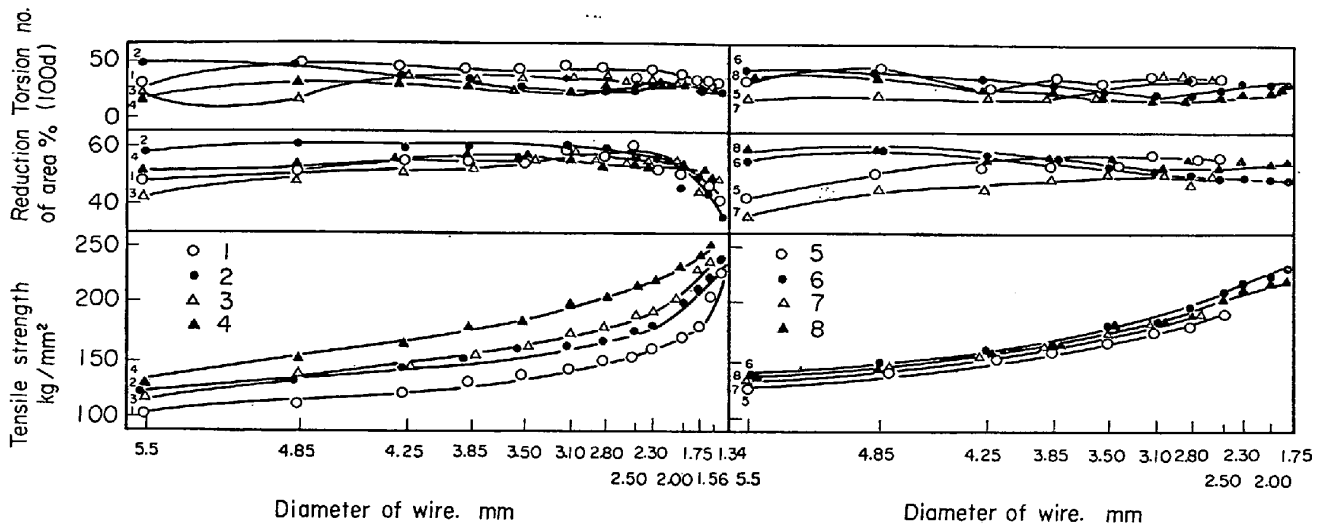
また SWRH 77A, B について鉛温度 500°C で急速加熱パテンティングしたものと通常の鉛パテンティングを鉛温度 500°C で行ない、パーライト、ベイナイト混合組織のパーライトの部分とのラメラ間隔を測定した。この結果、急速加熱パテンティングの方が間隔が微細な傾向にある。

SWRH 62A, 72A, 77A, 77B に関して、通常のパテンティング加熱温度 930~950°C、鉛温度 535~550°C で処理した材料と急速加熱パテンティング 2 回目の加熱温度 900°C ないし 950°C、加熱速度 443~468°C/sec 鉛温度 450°C で処理した材料について、連続伸線機により伸線し、引張りおよびねん回試験をした。この結果を Fig. 4 に示す。

SWRH 77B を除く各試料については、急速加熱パテンティングした試料の方が通常の鉛パテンティングした試料に比べ引張強さは高い値を示し、この差は伸線しても保たれている。しかしながら 77B に関してはこの両処理による差は小さい。

伸びに関しては、Fig. 4 に示さなかつたが、両熱処理による差はほとんどない。絞りは、急速加熱パテンティングの方が通常の鉛パテンティングに比べ、熱処理後および伸線減面率の小さい範囲のものでは高い値を示している。しかし、3.5~3.1 mm ϕ まで伸線されるとその差はほとんどなくなる。

ねん回値は 3.85~3.50 mm ϕ より細くまで伸線されると両熱処理材の間に差が明りように現われ急速加熱パテンティングのほうが通常の鉛パテンティングに比べ低い値を示す。しかしこの程度の低下では実用上問題とは



Usual patenting					Rapid heat patenting in this experiment						
	Specimen	Heating temp. °C	Heating rate °C/sec	Lead temp. °C		Specimen	Second heating temp. °C	Heating rate °C/sec	Lead temp. °C		
	1	62A	950	8	550		2	62A	950	468	450
	3	72A	930	8	550		4	72A	900	443	450
	5	77A	950	8	535		6	77A	900	443	450
	7	77B	950	8	535		8	77B	900	443	450

Fig. 4. Mechanical properties of SWRH 62A, 72A, 77A, 77B drawn wires.

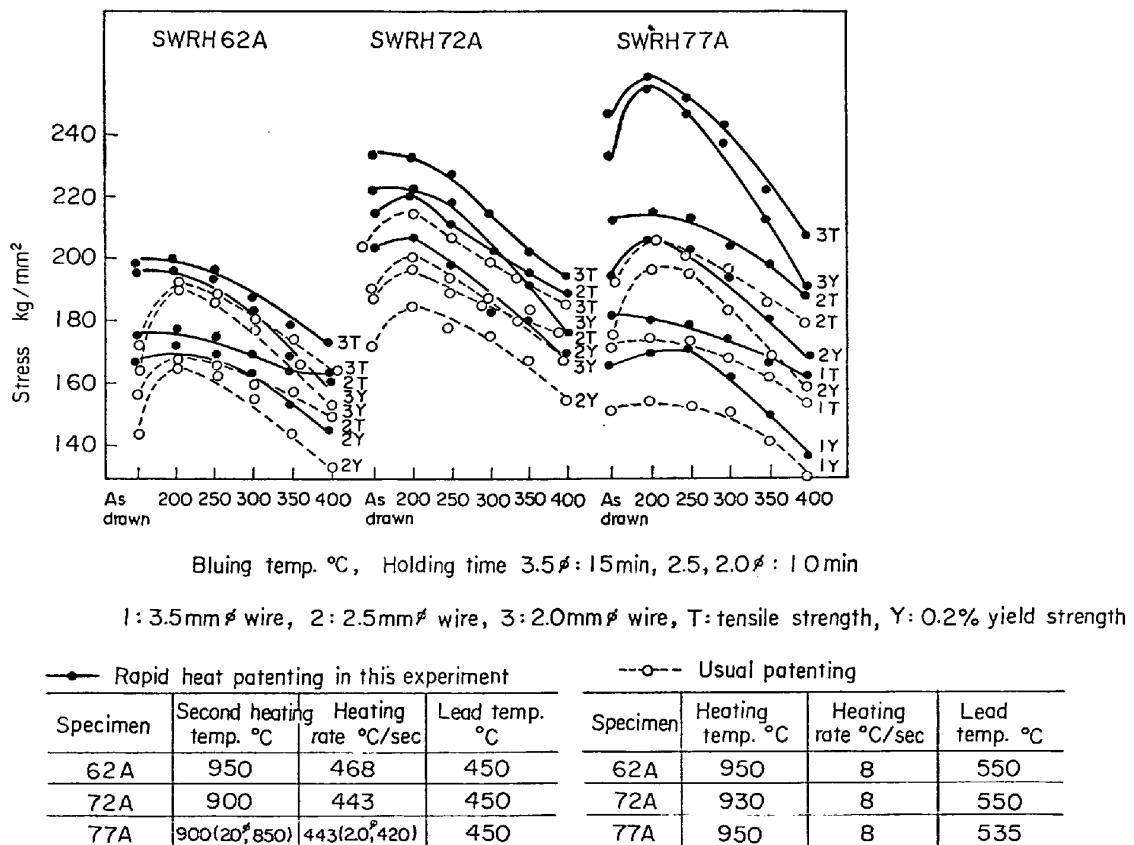


Fig. 5. Mechanical properties of SWRH 62A, 72A, 77A wires blued.

Table 4. Fracture percent of blued wires in bending test by one stroke (%).

Specimen	Heat treatment	Diameter of wire (mm)	Bending angle (°)	Inside radius at bending edge mm	Bluing temperature °C					
					as drawn	200	250	300	350	400
SWRH 62A	A ₁	2.0	45	1	0	0	0	0	0	8
	B ₁	2.0	45	1	0	0	0	0	0	0
SWRH 72A	A ₂	2.5	45	2	0	0	0	8	8	50
	B ₂	2.5	45	2	0	0	0	0	0	0
SWRH 77A	A ₃	2.5	45	2	0	0	0	0	0	0
	B ₂	2.5	45	2	0	0	0	0	0	0
SWRH 77B	A ₃	3.5	90	2	0	0	0	0	0	25
	B ₂	3.5	90	2	0	0	0	0	0	0

	Heating temp. °C	Heating rate °C/sec	Lead temp. °C
A ₁	950	8	550
A ₂	930	8	550
A ₃	950	8	535

A₁, A₂, A₃: Usual lead patenting.

	Second heating temp. °C	Heating rate °C/sec	Lead temp. °C
B ₁	950	468	450
B ₂	900	443	450

B₁, B₂: Rapid heat patenting in this experiment.

Table 5. The fatigue strength of blued SWRH 77A wires.

Heat treatment	Diameter of wire mm	Tensile strength (A) kg/mm ²	Fatigue strength (B) kg/mm ²	(B)/(A) %
Usual patenting	3.5	166	49	29.5
	2.5	194	48	24.7
	2.0	204	46	22.5
Rapid heat patenting	3.5	170	54	31.8
	2.5	198	52	26.3
	2.0	221	51	23.1

Usual patenting: heating temp. 950°C, heating rate 8°C/sec, lead temp. 535°C. Rapid heat patenting temp. 900°C, heating rate 443°C/sec, lead temp. 450°C. Bluing: 350°C × 15 min for 3.5mmφ, 350°C × 10 min for 2.5, 2.0mmφ. Fatigue test: rotating bending fatigue, rotating number 5000 rpm, length between fulcrums 200 mm.

ならない。伸線限界については、伸線材をループ状にしてその両端を引張り、線材に割れが発生する線径以下の細い線径を伸線不可能とした。この一段前の線径を伸線限界とし、この線径までの結果を Fig. 4 に記載した。

これによると SWRH 62A, 72A では両熱処理による伸線限界の差はない。これに対し 77A, 77B では急速加熱パテントングでは 1.75 mmφ、通常の鉛パテントングでは 2.5 mmφ まで伸線でき、前者のほうが伸線性がすぐれている。

したがって熱処理の差、これによるパテントング時の鉛温度を低下させることおよび伸線限界の向上により、鋼種によつては急速加熱パテントング材は通常の

鉛パテントング材に比べ 30~40 kg/mm² 引張強さの高い鋼線を得ることができる。

SWRH 62A, 72A, 77A, 77B の急速加熱パテントングおよび通常の鉛パテントングした線材を 3.5, 2.5, 2.0 mmφ に伸線したものについて 200~400°C でブルーイング処理した。これら処理材の引張強さを Fig. 5 に示す。また曲げ試験結果を Table 4 に示す。

ブルーイング時の引張強さを急速加熱パテントングと通常の鉛パテントングとで比べると、伸線材における場合と同じ傾向である。また伸び、絞り、ねん回値も伸線材に現れた挙動と同じ傾向を示した。

曲げ試験については実験方法の項に示した方法で行ない、鋼線を横断面の方向から見てコイル状の伸線材の外側、内側および両側面の 4 方向について曲げ試験し、試験本数に対する折損本数を % で表わした。

これによると急速加熱パテントング処理材のほうが通常の鉛パテントング処理材よりも折損率が小である。

3.5, 2.5, 2.0 mmφ の 350°C × 10 または 15 min ブルーイング材について疲労試験を行なった。この結果を Table 5 に示す。

急速加熱パテントング材の方が通常の鉛パテントング材に比べ疲労強度および引張強さに対する疲労強度の比は高い値が得られた。

4. む す び

急速加熱保持後均一なマルテンサイトになるよう油焼入れし、再び急速加熱鉛パテントした高炭素鋼線は通常の鉛パテント材に比べ(1)オーステナイト化時の結晶粒が小さく、(2)より低温で鉛パテントが可能となり、これに応じてパーライトラメラ間隔も微細化し、(3)引張強さが高く、伸び、絞りが劣化しない。(4)ねん回値は少し低下するが実用上問題となるほどではない。(5)伸線性の向上および曲げ試験による折損率も低く(6)疲労強度も向上することがわかった。

文 献

- 1) 横田, 井口: 鋼の急速加熱変態について 早大鋳研第 239 回研究会報告 (1968. 9)
- 2) 横田, 井口: 鉄鋼の急速加熱変態の研究(1971), p. 5 産報
- 3) K. J. ALBUTT and S. GARBER: JISI, (London), 204 (1966), p. 1217
- 4) R. A. GRANGE: Trans. ASM, 59 (1966), p. 26
- 5) J. WYSZKOWSKI: Iron Steel, 43 (1970) April, p. 77
- 6) 松田, 岡村: 鉄と鋼, 60 (1974) 2, p. 226
- 7) 炭素鋼オイルテンパー線小委員会: ばね論文集第 15号 (1970), p. 89 [日本ばね工業会]
- 8) B. M. ARMSTRONG and G. M. STURGEON: Wire Ind., 32 (1965), p. 73