© 1989 ISIJ

技術報告

熱水焼入れ鋼線の顕微鏡組織および機械的性質におよぼすオーステナイト化温度の影響

譚 玉 華*・董 希 淳*2

Influence of Austenitizing Temperatures on Microstructures and Mechanical Properties of Hot Water Quenched Steel Wires

Yuhua TAN and *Xichun* DONG

Synopsis :
A new process of hot water quenching from low austenitizing temperature was explored for steel wires. It is pointed out that the operation of lead patenting of steel wires at high heating temperature (1 193～1 223 K) is not a optimising process. Higher austenitizing temperatures of lead patenting are caused by lower cooling power of lead liquid. The possibility using lower austenitizing temperatures in patenting of steel wires was proposed by means of theoretical analysis. The effect of austenitizing temperature on mechanical properties and microstructures of the hot water quenched steel wires was studied in detail. Austenitizing temperature of steel wires during patenting can be reduced to conventionally used heating temperature (Ac_3 + 20～30 K) in heat treatment by enhancing the cooling rate. When performing single-step hot water quenching in pure boiling water, the strength and ductility are arised with a increase in austenitizing temperature ; when the austenitizing temperature exceeds a certain valure (*Tm*), brittle fracture of wires would be occur for producing martensite. *Tm* is a lowest austenilizing temperature, at which mechanical properties obtained by hot water quenching is similar to that of lead patented steel wire, under a given cooling rate, and *Tm* of various diameters of steel wires falls with increasing the cooling rate. A new technique—Complex Water Bath Processing has been developed, which can make the heating temperature reduce to 1 073～1 093 K for intermediate heat treatment (normalizing) and to 1 093～1 123 K for final heat treatment (patenting) in wire production. The quality of the complex water bath processed wires can fully attain the level of lead patented wires, and the strengths of wires in diameter of more than 5 mm ϕ may be even higher than that for lead patented wires.

Key words : high carbon steel wire ; low austenitizing temperature ; hot water quenching ; patenting ; complex water bath processing.

1. はじめに

鋼線材および鋼線の熱水焼入れについての検討が開始されてから既に四十余年が経った[1)～12)]．いわゆる熱水焼入れとは，1 193 K 以上に加熱した素材を熱水溶液中に浸漬し，オーステナイトの分解変態を水の蒸気膜の保護のもとで起こし，ソルバイト組織を得る操作である．この操作を通常あるいは単段熱水焼入れ処理と称している．現在鋼線の熱水焼入れには，冷却媒体として 0.5% ソープ，ポリビニルアルコールを含有する水溶液が用いられている．冷却速度をさらに高めるために，鋼線を次のような媒体中に冷却するとよいことが実験室の試験において明らかにされている[3)8)11)]．

(1)純沸騰水．

(2)水温を降下した冷却媒体．

(3)熱水（323～373 K）中に 5～10% NaOH あるいは NaCl などを加えた冷却媒体．

また，双段熱水焼入れと称される新しいプロセスが開発されている[12)]．すなわち，加熱した鋼線を熱水中に一定時間冷却した後，773～873 K に保持した防脆炉に移し，オーステナイトの分解を終了させた後，空気中で冷却する．なお，本技術と線材の熱間圧延後の直接熱水焼入れ[2)4)5)]の相違点は次の2点である．

(1)本技術は鋼線を再オーステナイト化後，熱水で処

昭和63年2月15日受付（Received Feb. 15, 1988）
* 中国湘潭大学機械工学学部（Department of Mechanical Engineering, Xiangtan University, Hunan, China）
*2 中国鞍山鉄鋼科大学冶金工学学部（Department of Metallurgical Engineering, Anshan Iron and Steel College）

理するものである．

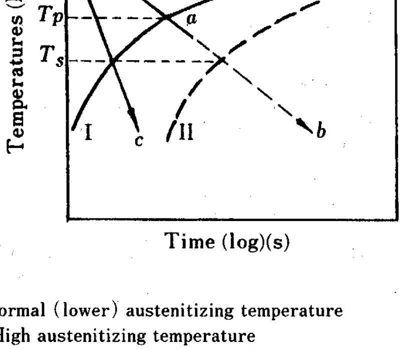
(2)加熱した鋼線を最初熱水中で冷却し，その後防脆炉に移し，オーステナイトの分解を引き続き行うものである．

一方，鋼線の鉛パテンチング処理が1854年に発明されてこのかた，鋼線の加熱温度は相変わらず1 193～1 223 K である．その後に開発された無鉛パテンチング処理（例えば，空気パテンチング，溶融塩パテンチング，流動粒子冷却処理，熱水焼入れなど）も1 193 K 以上の高温加熱が採用されている．鋼線の加熱温度になぜこのような高い温度が採用されるのかは，粗粒鋼線の伸線性が細粒のものよりすぐれるためと考えられる[13]．しかし，YAMAKOSHI[14]は細粒鋼の伸線性が粗粒鋼に比べ高いと，また，庄野四郎ら[15]はソルバイトの伸線性，絞り値，捻回値などに及ぼすオーステナイトの結晶粒度の影響が認められないと報告している．これに見られるとおり，伸線加工の改善のために高いオーステナイト化温度を必ずしも採る必要はない．

筆者らは溶融鉛の冷却能が低いため，鋼線の鉛パテンチング処理にこのように高いオーステナイト化温度が採用されていると考えた．高炭素鋼65（つまり平均炭素含量=0.65%）のAc_3は一般に1 023～1 053 K である．また，通常の熱処理規準によると，鋼線のオーステナイト化温度はAc_3+20～30 K を採用すべきである．すなわち，鋼線のパテンチング処理において，冷却能を高くすることができれば，加熱温度を1 073～1 093 K とすることは十分可能であると考えた．

Fig. 1に示すように，オーステナイト化温度を低下させると，C-C-T 図が短時間側に移動する．図中の実線は通常の（低い）オーステナイト化温度（1 093 K ぐらい）時の変態開始曲線を示す．この条件下で鉛パテンチング処理を行うと，オーステナイトの分解温度が高く（図中 *Tp*），遊離フェライトと粗大パーライトとに変態し，ソルバイトの量が少なくなるため，強度および延性が低く，伸線性も悪い．ソルバイト量を増すためにオーステナイト化温度を高める必要があり，これによってオーステナイトの安定性を増し，その分解曲線を長時間側に移すことができる（変態開始曲線を破線で示す）．これを実現するために，鋼線の実生産において鉛パテンチング処理の加熱温度は1 193～1 223 K の高温に，場合によっては，1 323 K にも達している．この温度はガス加熱炉，焼油炉，電気抵抗炉などの加熱炉の形式によらない．高温オーステナイト化の場合，鉛パテンチング処理におけるオーステナイトの分解温度は823～873 K（図中の *Ts*）まで降下し，微細な組織が得られ，鋼線の強度と伸線性が改善される．以上のように，高温オーステナイト化によりパテンチング処理を行うのは鉛液の冷却能が低いからである．

筆者らは冷却速度を高めることにより，必要な微細組織ならびに機械的性質が得られることを発見した．すなわち，図中の冷却曲線(b)を冷却曲線(c)に変化させることができれば，低温オーステナイト化の場合においてもオーステナイトの分解温度を鉛パテンチング処理とほぼ同等にすることができ（つまり *Ts* または823～873 K），鉛パテンチング材と同等以上の機械的性質が得られることが期待される．そこで，筆者らは溶融鉛より冷却能の高い熱水液によるパテンチング処理に関し，試験室および鋼線生産において行われた数多くの検討結果を報告する．



(I) Normal (lower) austenitizing temperature
(II) High austenitizing temperature
a : Lead patenting from low austenitizing temperature
b : Lead patenting from high austenitizing temperature
c : Hot water quenching from low austenitizing temperature

Fig. 1. Beginning line of austenite transformation of C-C-T diagram and three kinds of cooling curves.

2. 実 験 方 法

供試材の化学組成をTable 1に示す．試験鋼線の直径は1.0, 1.6, 2.0, 2.5, 3.5, 4.7, 5.1および6.0 mm で，長さ200 mm に切断後，これら試料を1 223-20 min の均一化焼鈍した．

熱水焼入れ時の加熱温度は1 073～1 223 K の範囲であり，鋼線の加熱時間は直径の増大とともに3～5 min の間で増加させた．冷却媒体は純熱水，0.5% ソープ熱

Table 1. Chemical composition of used steel.

Steel	Chemical composition (wt%)				
	C	Mn	Si	P	S
65	0.67	0.63	0.36	0.011	0.014

Table 2. Total boiling times of various diameters of steel wires.

Cooling medium	Temperature (K)	Wire diameter (mm)				
		2.0	2.5	3.5	5.1	6.0
Pure water	373	9.2*	13	23	34	39.2
	353	—	—	10	16	—
15% NaOH water	373	—	—	—	18.7	26

* Total boiling time (s)

水溶液，15% NaOH 熱水溶液であり，水の温度は 353 および 373 K である．加熱温度 1 223 K の場合，各種直径の鋼線の総沸騰時間（つまり鋼線を熱水中に浸漬した時から核沸騰を終了するまでの総時間）を Table 2 に示す．

加熱した鋼線の熱処理は次の 4 方法がとられた．

(1)単段熱水焼入れ．

(2)単段熱水焼入れ+875 K，1.5 min 焼もどし．

(3)双段熱水焼入れ．

(4)鉛パテンチング処理．

実験室における検討では，単段および双段熱水焼入れ，鉛パテンチング処理を，生産試験において，双段熱水焼入れを行った．

以上の処理を施した供試片について，光学顕微鏡観察を行った．腐食液としてナタール溶液を使用した．

3. 実験結果および検討

3·1 低温オーステナイト化熱水焼入れ

Table 3 に 1.0，1.6，2.0，3.5 mmϕ 鋼線を熱水焼入れした時の機械的性質を示す．オーステナイト化温度は 1 103，1 223 K，冷却媒体は純沸騰水および 0.5% ソープ沸騰水溶液，冷却様式は単段および双段である．比較のために鉛パテンチング処理材の代表的試験結果を表中に記入した．Table 3 から，鋼線の機械的性質におよぼすオーステナイト化温度，0.5% ソープ添加，873 K 焼もどし，線径，双段熱水焼入れなどの影響がわかる．この結果から明らかなように，純沸騰水中への単段熱水焼入れにおいては，2.0 mmϕ 鋼線の機械的性質が最も優れており，引張強さ σ_b=1 220 MN/m^2，絞り値ψ=52% と，鉛パテンチング材の上限レベル（65 鋼，σ_b 1 130～1 230 MN/m^2）の性質が得られる．これは，2.0 mmϕ 直径の鋼線を純沸騰水中に冷却した場合，1 103 K オーステナイト化においても，オーステナイトの分解温度が鉛パテンチングのそれと同等の 823～873 K の範囲となり，おもにソルバイトからなる組織が得られたためである．3.5 mmϕ 鋼線では，引張強さが鉛パテンチング材より約 125 MN/m^2 低いが，冷却速度の増加により鋼線の引張強さを高めることができると思われる．単段熱水焼入れした 1.0 mmϕ および 1.6 mmϕ 鋼線では，強度が低く，絞り値もゼロであった．これはマルテンサイトが形成されたためである．しかしながら，筆者の開発した双段熱水焼入れ[12)]を使えば，鉛パテンチング材の上限レベルの性質が得られる．

加熱温度が 1 103 K のとき，0.5% ソープ水溶液を冷却媒体として用いると，鋼線の強度が純沸騰水冷却に比べ低下し，2.0 mmϕ 鋼線の引張強さは鉛パテンチング材より約 120 MN/m^2 低く，1.0 mmϕ 鋼線の引張強さだけが鉛パテンチング材の下限レベルとなった．すなわち，オーステナイト化温度が 1 103 K で，冷却媒体が 0.5% ソープ水溶液である場合，鋼線の直径が 1.0 mmϕ まで細くなっても，適切な組織が得られなかったことがわかる．単段熱水焼入れ時のオーステナイト化温度を 1 223 K に高めると，純沸騰水中で冷却したすべての鋼線の絞り値がゼロであり，たとえ 873 K で焼もどし（Table 3

Table 3. Mechanical properties of various diameters steel wires (0.65%C) after hot water quenching from 1 103 and 1 223 K austenitizing temperatures.

Specimen group		Heat treatment		Mechanical properties	Diameter (mm)			
		Heating temperature (K)	Cooling medium		1.0	1.6	2.0	3.5
1	Single-step hot water quenching	1 103	Pure boiling water	σ_b, MN/m^2	230	1 110	1 220	1 030
				ψ, %	0	0	52	56
2	Single-step hot water quenching	1 103	0.5% Soap boiling water solution	σ_b, MN/m^2	1 160	1 120	1 060	980
				ψ, %	51	56	50	53
3	Single-step hot water quenching	1 223	Pure boiling water → tempering at 873 K for 1.5 min	σ_b, MN/m^2	1 290	1 200	1 340	—
				ψ, %	7	16	9.5	—
4	Double-step hot water quenching (max. value)	1 223	Pure boiling water → 20 s at 773～873 K → air cooling	σ_b, MN/m^2	1 260	1 240	1 220	1 180
				ψ, %	53	60.8	54	54
5	Lead patenting	1 190～1 223	Lead liquid	σ_b, MN/m^2	1 140～1 240	1 130～1 230	1 130～1 230	1 100～1 210

* σ_b : Tensil strength　ψ : Reduction of area

の No. 3) を行っても鋼線の脆性破断を生じた．しかしながら，双段熱水焼入れ (No. 4) により，すべて鉛パテンチング材と同等の機械的性質が得られた．

3·2 細径鋼線の機械的性質に及ぼすオーステナイト化温度の影響

オーステナイト化温度の上昇に伴う 2.0 mmφ および 2.5 mmφ 鋼線を純沸騰水中に冷却したときの機械的性質の変化を Table 4 に示す．1 073 K に加熱した 2.0 mmφ 鋼線の機械的性質は鉛パテンチング材のレベルに達した．加熱温度を 1 093 K に上げると，平均引張強さ σ_b=1 225 MN/m^2，平均絞り値 ψ=55% と，強度，延性とも，非常に高い値が得られた．加熱温度をさらに 1 113 K に高めると，マルテンサイトが形成されるため，一部の鋼線は脆性破断を生じ，絞り値がゼロとなった．オーステナイト化温度 1 133 K では，すべての鋼線が脆性破断した．オーステナイト化温度の上昇に伴う 2.5 mmφ 鋼線の機械的性質の変化は 2.0 mmφ 鋼線のそれと似ているが，最もよい性質が得られるオーステナイト化温度はより高くなり，約 1 113 K である．

3·3 太径鋼線の機械的性質に及ぼすオーステナイト化温度の影響

Table 2 よりわかるように，6.0 mmφ 鋼線の，純沸騰水中での総沸騰時間は 39.2 s で，その冷却速度が遅く，機械的性質 (σ_b=1 019 MN/m^2，ψ=51.3%) が鉛パテンチング材 (σ_b=1 047～1 145 MN/m^2 [11]) のレベルに達しない．沸騰水の冷却速度を高めるために，その中に 15% NaOH を加え総沸騰時間を 26 s に減らした (33.5% 短縮した)．この冷却媒体を用いたときの，機械的性質に及ぼすオーステナイト化温度の影響を Table 5 に示す．1 093 K でオーステナイト化した時，引張強さが非常に低く，平均 σ_b は 880 MN/m^2 であるが，オーステナイト化温度の上昇につれて強度はしだいに向上している．オーステナイト化温度 1 223 K では，得られた平均機械的性質が，σ_b=1 080 MN/m^2，ψ=52.1% である．6.5 mmφ 鉛パテンチング鋼線を 1 213 K でオーステナイト化した時の平均引張強さは 1 058 MN/m^2 である[14]．これらの結果から，太径熱水焼入れ鋼線の機械的性質は鉛パテンチング材のレベルに達しているが，加熱温度は高く，低温オーステナイト化とはいえない．太径鋼線の加熱温度を降下させようと思うと，冷却能のもっと強い冷却媒体を採用しなければならない．例えば，冷却媒体の温度を降下させることが考えられる．Table 2 に示すごとく，5.1 mmφ 鋼線を純沸騰水中で冷却するときの平均総沸騰時間は約 34 s，15% NaOH 沸騰水液中でのそれが 18.7 s で，冷却速度を約 45.2% 高めることができた．しかし，純水において，水温を 373 K から 353 K まで下げると，総沸騰時間が 34 s から 16 s に約 52.7% 低下する．すなわち，水温を 20 K 降下させることによる効果が NaOH を加えることによる効果に比べ大きい．

三種類の直径の鋼線の沸騰水処理による平均引張強さとオーステナイト化温度との関係を Fig. 2 に示す．各

Table 4. Effect of austenitizing temperature on mechanical properties of 2.0 and 2.5 mm diameter steel wires.

Wire diameter (mm)	Austenitizing temperature (K)									
	1 073		1 093		1 113		1 133		1 163	
	σ_b (MN/m^2)	ψ (%)	σ_b (MN/m^2)	ψ (%)	σ_b (MN/m^2)	ψ (%)	σ_b (MN/m^2)	ψ (%)	σ_b (MN/m^2)	ψ (%)
2.0	1 170	55	1 220	55	1 200	55	500	0	—	—
	1 190	58	1 200	55	1 220	48	200	0	—	—
	1 170	52	1 260	55	1 040	0	960	0	—	—
	—	—	1 220	55	—	—	—	—	—	—
2.5	1 120	61	1 160	52	1 200	55	950	0	1 200	0
	1 130	55	1 180	55	1 210	52	1 010	0	760	0
	1 100	48	1 140	55	1 240	48	1 230	52	480	0

Table 5. Influence of austenitizing temperature on mechanical properties of 6.0 mm diameter wires.

No.	Austenitizing temperature (K)									
	1 093		1 133		1 163		1 183		1 223	
	σ_b (MN/m^2)	ψ (%)	σ_b (MN/m^2)	ψ (%)	σ_b (MN/m^2)	ψ (%)	σ_b (MN/m^2)	ψ (%)	σ_b (MN/m^2)	ψ (%)
1	890	46.4	940	55	990	50.8	1 040	49.2	1 090	53.5
2	870	53	930	52.5	980	52.5	1 020	50.8	1 070	50.8

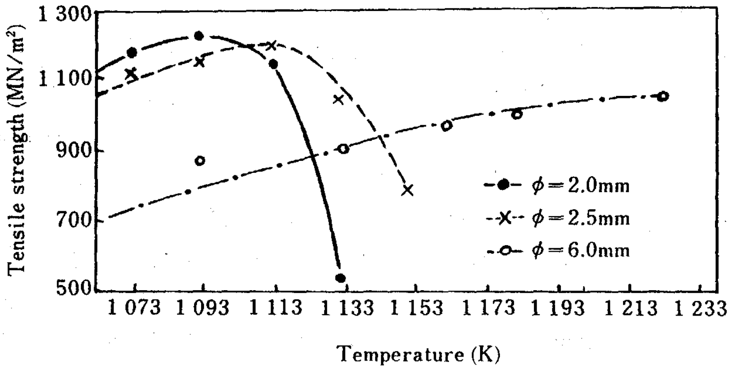
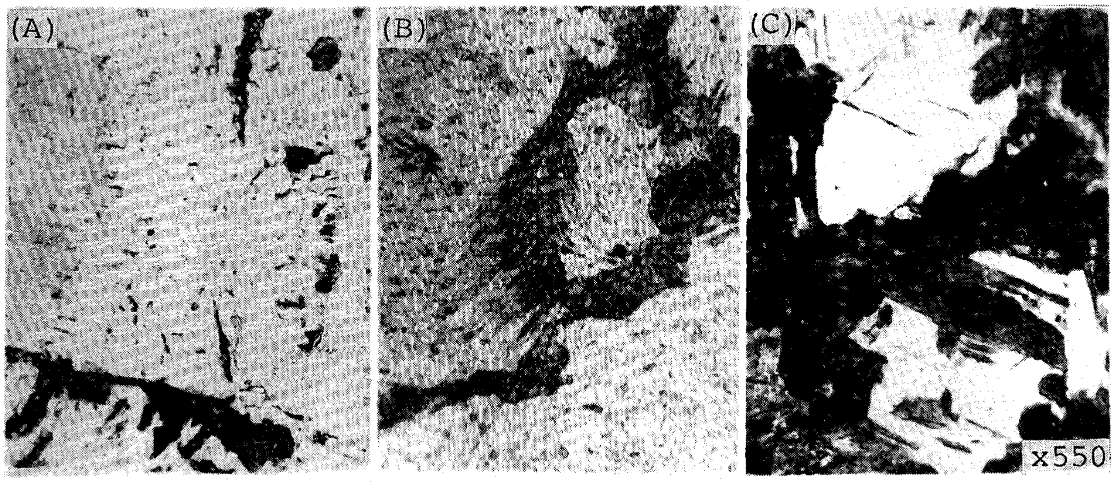


Fig. 2. Effect of various austenitizing temperatures on mechanical properties of three diameter steel wires.



(A) Austenitized at 1 223 K, cooling in boiling water, about 93% martensite ; (B) Austenitized at 1 223 K, cooling in 0.5% soap boiling water, about 78% martensite ; (C) Austenitized at 1 103 K, cooling in boiling water, about 45% martensite.

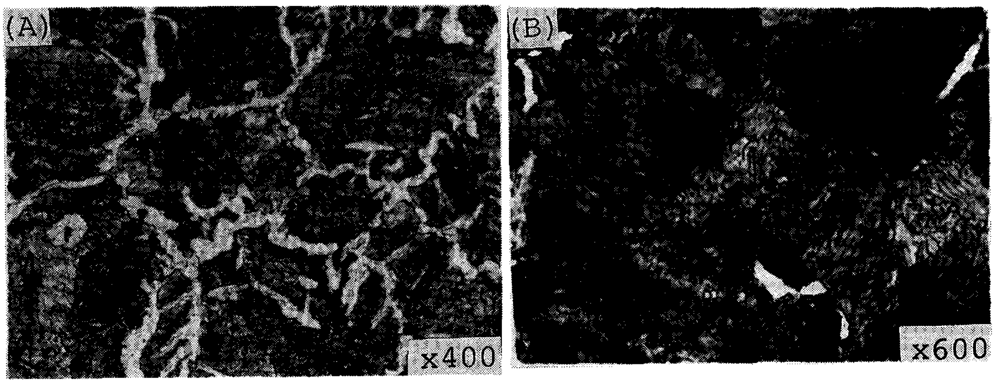
Photo. 1. Optical micrographs of 1.0 mm diameter wire in various conditions.

直径ごとに最も高い σ_b が得られるオーステナイト化温度 *Tm* があり，*Tm* を超えると，マルテンサイトが生成するため，強度が下がり，絞り値がゼロとなる．鋼線の直径の減少につれて *Tm* は低下し，2.0, 2.5, 6.0 mmφ 鋼線では，それぞれ約 1 093, 約 1 113 および 1 223 K 以上である．冷却速度を高めることにより，*Tm* も低下する．

双段熱水焼入れの場合には，加熱温度が *Tm* を超しさえすれば，鋼線の機械的性質が鉛パテンチング材の上限レベルに達する．これはオーステナイトの分解温度が 823～870 K の範囲となり，おもにソバイトからなる組織が得られたためである．未変態のオーステナイト（参照 Photo. 1）は 773～873 K に保持した防脆炉に移した後，すべてソルバイトに分解し，遊離フェライトがない微細なパーライト組織が得られる．そのため鋼線の機械的性質は鉛パテンチング材の上限レベルに達する．これに対して，加熱温度が *Tm* より低いオーステナイト化の双段熱水焼入れ鋼線の引張強さが鉛パテンチング材のレベルに達しないのは，冷却媒体の冷却能が不十分なためである．鋼線の冷却速度を高めることにより，*Tm* を降下させ，双段熱水焼入れ材の機械的性質を鉛パテンチング材のレベルにすることができると考えられる．

3・4 鋼線の顕微鏡組織に及ぼすオーステナイト化温度の影響

筆者らは種々の状態における各種直径の鋼線の顕微鏡組織を観察した．Photo. 1 に 1.0 mmφ 鋼線の観察結果を示す．Photo. 1(A) と (B) は，オーステナイト化温度が 1 223 K で，前者は純沸騰水中に冷却し，マルテンサイト量が約 93% の，後者は 0.5% ソープ沸騰水中に冷却し，マルテンサイト量が約 78% の組織を示す．Photo. 1(C) は，オーステナイト化温度が 1 103 K で，純沸騰水に冷却し，マルテンサイト量が約 45% の組織を示す．Table 3 に示した 1 103 K 低温オーステナイト化＋純沸騰水冷却時，1.0 および 1.6 mmφ 鋼線の絞り



(A) Cooling in 15% NaOH boiling water from 1 093 K, σ_b=870 MN/m^2, ψ=53%
(B) Cooling in 15% NaOH boiling water from 1 223 K, σ_b=1 090 MN/m^2, ψ=53.5%

Photo. 2. Influence of austenitizing temperatures on microstructures of 6.0 mm diameter wire.

値がゼロとなった原因はこのマルテンサイト組織の出現によると考えられる.

6.0 mmϕ 鋼線の顕微鏡組織に及ぼすオーステナイト化温度の影響を Photo. 2 に示す. 1 093 K で加熱し, 15% NaOH 沸騰水冷却した場合, 粗大パーライト量と遊離フェライト量が多いので (Photo. 2(A)), 引張強さは約 870 MN/m^2 と低かった. 1 223 K で加熱すると, ソルバイト量がふえ, パーライト量およびフェライト量が減り, したがって強度も高くなった. つまり, 太径の鋼線では, 高温オーステナイト化により機械的性質は改善される. これは 15% NaOH 沸騰水における 6.0 mmϕ 鋼線の冷却速度が比較的に遅いためであり, 低温で加熱した時, C-C-T 図におけるオーステナイトの分解曲線が短時間側に移動したため, 太径鋼線の冷却曲線と分解変態曲線との関係でソルバイト組織が得られなかったためである. 冷却曲線が変化しない場合, ソルバイト組織を得るために, オーステナイト化温度を上昇させ分解曲線を長時間側に移す必要がある. そのため 1 223 K で加熱されると, 良好な顕微鏡組織が得られる. 3·3 節で述べた (参照 Fig. 1) ように, 冷却剤の冷却能を高めることにより, 良好な顕微鏡組織が得られる加熱温度を低下させることができる.

1 223 K と 1 103 K で加熱した後, 五種類の直径の鋼線を純沸騰水中で冷却した時の, 顕微鏡組織中のマルテンサイト量の変化を Table 6 に示す. 1 223 K で加熱した時, あらゆる鋼線においてマルテンサイトが観察され, 鋼線の直径が細いほどマルテンサイト量が多くなっている. しかし 1 103 K で低温加熱を行うと, 2.0 mm と 5.1 mmϕ 鋼線ではマルテンサイトが生じない.

細径の鋼線の顕微鏡組織中のマルテンサイトを取り除くために, 次の 2 方法がある.

Table 6. Effect of austenitizing temperature on amounts of martensite in microstructure of various diameter wires cooled in boiling water.

Austenitizing temperature (K)	Diameter of wires (mm)				
	1.0	1.2	1.6	2.0	5.1
1 223	93%	65%	49%	42%	10%
1 103	45%	—	18%	0%	0%

(1)さらにオーステナイト化温度を降下する.

(2)冷却剤の冷却速度を弱める.

前者は, 加熱温度が低過ぎると, $\alpha+\gamma$ 2 相領域に入るので顕微鏡組織中に遊離フェライトが現れて鋼線の強度が低下することが知られている. 1.0 mmϕ 鋼線では, 1 073 K で加熱しても, マルテンサイトが生成し, 脆性破断が起こった. そこで, 後者の方法を使い, 例えば沸騰水中にソープを加え, 冷却速度を弱めるとよいと考えられる.

以上まとめると, 鋼線の線径にかかわらず, 冷却速度を変えることにより, オーステナイト化温度を 1 073～1 123 K としても, 鉛パテンチング材と同等の機械的性質が得られた. 本実験結果および筆者らの経験によれば, 実験室において, 各種直径の鋼線に適用できる冷却剤は次のとおりである.

(1) ϕ <1.5 mm 鋼線には, 373 K, ソープ水溶液 (<0.5%) を採用できる.

(2) ϕ=1.5～4 mm 鋼線には, 沸騰水を採用できる.

(3) ϕ>4 mm 鋼線には, 5～15% NaOH を含む水溶液 (343～373 K) を採用できる.

以上は単段熱水焼入れの場合で, 双段熱水焼入れを採ると, マルテンサイトの生成を心配することはない[12].

Table 7. Mechanical properties of steel wires in wire production using low austenitizing temperature.

No.	Steel	Diameter (mm)	Heat treatment	Tensile strength (MN/m^2)		Elongation (%)		Reduction of area (%)	
				Mean	Standard deviation	Mean	Standard deviation	Mean	Standard deviation
1	0.65%C	5.5	Middle heat treatment (1 093 K)	891	8.04	10	0.49	59.0	0.76
2	0.62%C	2.6	Final heat treatment (1 083～1 093 K)	1 119	10.89	9.1	0.75	53.9	0.35
3	0.65%C	4.7	Final heat treatment (1 103～1 113 K)	1 136	14.42	7.6	0.82	50.3	0.48
4	0.65%C	5.5	Final heat treatment (1 093 K)	1 103	3.82	8.8	0.53	—	—
5	0.63%C	5.5	Lead patenting (>1 173 K)*	1 027	10.78	—	—	48	23

* Datum[4)]

3・5 生産試験の結果

実験室における試験の特徴としては，鋼線の長さが200 mmで，静止の沸騰水中に浸漬されるので，鋼線の熱量は時間がますにつれて減少する．一方，工業生産における試験の特徴としては，鋼線が極めて長く，沸騰水中をたえず通過し，鋼線からもたらされる熱量がしだいに増加する．したがって，前者の冷却速度が後者のそれに比べ大きい．実生産の場合には，低いオーステナイト化温度を採用することにより，優れた機械的性質を得たいと思えば，鋼線の冷却速度を実験室中のそれに比べ大きくしなければならない．実生産において，鋼線の冷却速度を高めた上で脆性破断を防止する冷却方式として，鋼線の低温加熱複合水浴処理（Complex water bath processing）が開発された[16)]．新しい熱水処理方法は一次伸線後の中間熱処理（従来は空気パテンチングすなわち焼ならし）の加熱温度を1 073～1 093 Kに，二次伸線後の最終熱処理（従来は鉛パテンチング処理）の加熱温度を1 093～1 113 Kに降下し，鋼線の機械的性質を鉛パテンチング材のレベルとすることができる．太径の鋼線（>5 mmϕ）は，この新しい熱処理方法により，引張強さを鉛パテンチング材以上とすることができる．Table 7に得られた結果を示す．

熱水焼入れにより中間熱処理の加熱温度を降下させることができるかの理由は，鋼線の中間熱処理は一般に1 173 K以上で加熱し，空気パテンチングしているが，空気パテンチング時，加熱炉からでてきた鋼線24本は，並列して鉛槽（約773 K）の上方（熱空気中）を通過するため，その冷却速度は冷空気中で一本の鋼線を冷却する時のそれに比べ著しく低い．そのため，鋼線の伸線性を高めるために，高温オーステナイト化を採用し，オーステナイトの分解温度を降下させ，遊離フェライトと粗大パーライトの量を少なくする必要がある．熱水焼入れを採用し冷却速度を高めることにより，中間熱処理時のオーステナイト化温度も1 173 K以上から1 073～1 093 Kに降下させることができる．

4. まとめ

本論文によって明らかにされた点を要約すると下記のようである．

（1）これまで鋼線のパテンチング処理に高温オーステナイト化（1 193～1 223 K）が採用されていたのは溶融鉛の冷却能が低いためである．冷却速度を高めることにより，オーステナイト化温度を熱処理の一般的加熱温度（Ac_3+20～30 K）に低下できる．

（2）鋼線の熱水焼入れは，鉛パテンチングより冷却速度を増すことができ，その結果，低温オーステナイト化を採用できる．

（3）純沸騰水中で単段熱水焼入れを行う時，オーステナイト化温度が上がるにつれて強度，延性は増すがオーステナイト化温度が Tm を超すと，鋼線は部分的にマルテンサイトが生成して脆性破断を生ずる．しかしながら，双段熱水焼入れの場合には，熱水焼入れ鋼線の機械的性質が鉛パテンチング材の上限レベルに達する．

（4）鋼線の線径にかかわらず，冷却速度を増すことにより，オーステナイト化温度を1 073～1 123 Kの温度範囲とすることができる．

（5）低温加熱複合水浴処理は鋼線の生産における最もよい熱処理方法で，中間熱処理（焼ならし）の加熱温度を1 073～1 093 Kに降下し，最終熱処理（パテンチング処理）の加熱温度を1 093～1 113 Kに下げることができ，得られた機械的性質は鉛パテンチング材のレベルに達する．この新しい熱処理方法により，太径の鋼線（>5 mmϕ）の機械的性質は鉛パテンチング材に比べて高くなる．

終わりに，本実験に鞍山鉄鋼科大学袁明助教授および湘潭大学呉允文助教授，周善雲，唐明俊などが参加したことを記す．本研究遂行に協力された両学校ならびに生産部門の方々に深く感謝致します．

文　献

1) *Я. Е.* Галлай: Сталъ, 7-8 (1942), p. 38
2) 五杉一雄: 住友電気, 100 (1969), p. 102
3) *R.* Beaujean, *F.* Godart: Metallurgical Reports, 32 (1972), p. 9
4) 山腰　登, 金田次雄, 鈴木昭男, 新名英司, 柳 義 親, 初岡延泰: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 1969
5) *C. H.* Lundgren: La Technique Moderne, 66 (1974), p. 38
6) 重慶鋼絲縄廠: 鋼絲与鋼縄, 1 (1975), p. 5
7) 武尾敬之助, 上瀬忠興: 水曜会誌, 18 (1975), p. 175
8) 譚 玉 華: 鋼絲与鋼縄, 4 (1975), p. 56
9) *E.* Grattan, *G. M.* Twigg and *P.* Benson: Iron Steel Int. (1979) Oct., p. 277
10) *G.* Lessel and *E.* Grethen: Rev. Métall., 76 (1979), p. 661
11) *Е. С.* Товщенец: Сталъ., 2 (1966), p. 184
12) 譚 玉 華, 唐 明 俊, 袁　明: 鉄と鋼, 75 (1989), p. 1378
13) *W.* Papsclorf: Arch. Eisenhüttenwes., 22 (1951), p. 87
14) *N.* Yamakoshi: Wire J., 5 (1972), p. 26
15) 庄野四郎, 阿部泰久, 村上雅昭, 熊谷彰善: 鉄と鋼, 59 (1973), S 505
16) 譚 玉 華: CN85100352 (1985 年)