文 献

きの Q^{-1} の最高値は 1200°C で 1 h 加熱した Fe-20%Cr 合金の 52×10^{-3} である。

(3) 剛性率 G の r_m による変化率 $\Delta G/G_0 = (G - G_0)/G_0$ (G_0 は $r_m = 1 \times 10^{-6}$ における剛性率) は r_m の増加とともに徐々に減少してゆき、ある r_m から急激に小さくなる。その $\Delta G/G_0$ の変化の様子は Q^{-1} の変化によく類似している。一般に Fe 基吸振合金の Q^{-1} は大きな磁場のもとでは 1×10^{-3} 程度の非常に小さな値になることから考えて、Fe-Cr 合金の Q^{-1} がかなり大きい値を示すのは磁気弾性的履歴によるものと思われる。

(4) Fe-Cr 系合金の引張り強さ σ_t および降伏強さ σ_y は Cr 量の増加とともに大きくなっており、非金属あるいは非鉄金属吸振材料に比べてかなり大きい。

- (1) 増本 量, 沢谷昭八, 比内正勝: 日本金属学会誌, **41**(1977), 820; Trans.JIM, **18**(1977), 581.
- (2) 増本 量, 沢谷昭八, 比内正勝: 日本金属学会誌, **42**(1978), 337; Trans.JIM, **19**(1978), 312.
- (3) M.Koiwa and M.Hirabayashi: Sci.Rep.RITU, A-**18**(1966), 344.
- (4) P.Kofstad, R.A.Butera and R.S.Craig: Rev. Sci.Instr., **33**(1962), 850.
- (5) A.W.Cochardt: J.Appl. Mechanics, **20**(1953), 196; Trans.ASM, **47**(1955), 440; *Magnetic Properties of Metal and Alloys*, ASM, (1958), 251.
- (6) M.Hansen: Constitution of Binary Alloys, Second Edition, (1958).
- (7) 今井勇之進, 泉山昌夫, 増本 健: 日本金属学会誌, **30**(1966), 284.
- (8) R.Becker and M.Kornetzki: Z.Phys., **88**(1934), 634.

プレストレストコンクリート鋼線材の瞬間加熱による ストレイン・テンパリングについて

木 原 諄 二* 鳥 阪 泰 憲**

Junji Kihara and Yasunori Torisaka: Strain-Tempering of Prestressed Concrete Steel Wire by Rapid Heating. The strain-tempering by direct electrical resistance heating (heating time = 0.25 s) was performed on the cold drawn wire of prestressed concrete steel.

Stress relaxation decreases without impairing of the mechanical properties such as total elongation, reduction of area, ultimate tensile strength and proof stress up to a strain-tempering temperature of 598 K.

It is assumed that the improvement in relaxation behaviour by strain-tempering is not mainly due to the strain aging by free C and N, but due to microscopic structure change generated by strain tempering stress with some thermal energy.

(Received November 10, 1978)

I. 緒 言

先の報告⁽¹⁾で、低炭素マルテンサイト鋼線材の極短時間直接通電加熱(加熱時間は 1.0 s)によるストレイン・テンパリング(以下 ST と略記する)について調べ、その結果、極短時間直接通電加熱による ST は、ST 温度 598 K までは機械的性質に何ら変化を及ぼさず、耐レラクセーション特性のみを著しく向上させ、特に ST 温度が 623 K では試験温度 301 K におけるレラクセーション値(以下 Re 値と略記する)が 0% になり、ST 温度 548 K 以上では試験温度が 433 K でも 1.6% 以下になることを示した。

一方、プレストレストコンクリート(以下 PC と略記する)鋼線材における従来の ST では、耐レラクセーション特性が向上しても、引張強さなどの機械的性質が劣化するといわれており(**Table 1**)⁽²⁾、また現在、約 5 s 以内での加熱時間による PC 鋼線の ST に関する報告がないので、低炭素マルテンサイト鋼線材⁽¹⁾同様に PC 鋼線材にも 0.25 s という極短時間直接通電加熱による ST を施し、耐レラクセーション特性および他の機械的性質について調べると同時に、ST の耐レラクセーション特性向上に及ぼす金属学的原因に関し検討した。

* 東京大学工学部金属工学科(Department of Metallurgy, Faculty of Engineering, University of Tokyo, Tokyo)

** 東京大学大学院、現在: 工業技術院機械技術研究所(Graduate School, University of Tokyo, Tokyo. Present address: Agency of Industrial Science and Technology, Mechanical Engineering Laboratory, Tokyo)

Table 1 An example of a set of mechanical properties of PC wire after strain-tempering⁽²⁾.

Treating temp.	473 K	498 K	523 K	548 K	573 K	598 K	623 K	648 K	673 K	698 K
σ_B (MPa)	1920.8	1920.8	1901.2	1901.2	1862.0	1852.2	1832.6	1842.4	1813.0	1783.6
$\sigma_{0.2}$ (MPa)	1901.2	1911.0	1871.8	1852.2	1813.0	1773.8	1715.0	1666.0	1597.4	1519.0
σ (%)	2.0	2.0	3.0	4.0	4.0	5.0	5.5	6.0	6.5	7.0

II. 実験試料, 装置および方法

実験に用いた試料は径 6 mm の PC 鋼線材を冷間引抜きにより, 径 4 mm に落し(断面減少率は 55.6%, 引抜き速度は 20 mm/s), Fig.1 に示す寸法に加工したものである。

Table 2 に試料の化学組成を示す。

実験装置は先に報告した低炭素マルテンサイト鋼線材⁽¹⁾に用いたものと同様であり, この装置は Fig.2 に示すように, スライドレギュレーター, タイマー, リングトランスから成っている。リングトランスにより発生した電流(低電圧・高電流)が Fig.1 に示す試験片試料に供給され, この電流はスライドレギュレーターにより, 制御されるのである。

実験方法も低炭素マルテンサイト鋼線材⁽¹⁾と同様であ

Fig.1 Size of specimen.

Table 2 Chemical composition of PC steel wire.

Compositions	C	Mn	Si	P	S
wt%	0.747	0.760	0.270	0.014	0.017

- ① Tensile machine
- ② Chuck
- ③ Sample
- ④ Cu-pole
- ⑤ Ring trans
- ⑥ Timer
- ⑦ Slide regulator

Fig.2 Apparatus for strain-tempering.

り, 試験片にスポット溶接されたアルメル・クロメル (C-A) 線をシンクロスコープに接続することにより, Fig.3 に示す温度・時間曲線を求めた。図から, 30 s 後には完全に室温にもどっていることが分る。そこで, 本実験の ST では通電後 30 s 経過後, 除荷することにした。

ST 温度は 473 K から 623 K まで 25 K 間隔に 7 種類とし, それらの温度に対するスライドレギュレーター設定電圧を知るため, Fig.3 と同様の曲線を 40, 50, 60, 70 V についても調べ, 縦軸を最高到達温度(この温度を ST 温度とした), 横軸をスライドレギュレーター設定電圧としてこれらをつつにまとめてみた(Fig.4)。通電時間は 40~80 V まですべて 0.25 s である。

Fig.3 An example of time-temperature diagrams in strain-tempering.

Fig.4 Relation between highest temperature and voltage controlled by a slide regulator.

図中、●印は上記の最高到達温度、○印は ST 温度のスライドレギュレーター設定電圧を知るために内そうした値で、それらはそれぞれ 473~623 K まで 25 K 間隔の最高到達温度に対するスライドレギュレーター設定電圧を示している。

ST 応力は引抜き材(引抜いたままの材料, すなわち ST を施していない材料のことで, 以下 CD 材と略記する)の 0.2% 耐力の 80% (1164.2 MPa) とした。

Re 値の測定はすべて 10.8 ks で行い, 電気抵抗線ひずみ計を利用した。Fig.5 がその方法で, 横軸は引張試験機のロードセルからの荷重を, 縦軸は電気抵抗線ひずみ計からのひずみをそれぞれ示している。このときの Re 値は Fig.5 に示すとおりである。

レラクセーション試験の初期応力は ST 応力と同様, 1164.2 MPa とした。

室温以上のレラクセーション試験では, 加熱はリボンヒ

Fig.5 The sketches of load-strain diagrams during the relaxation test.

ータを用いて行い, 試験片の平行部に貼布したひずみゲージに隣接した位置に C-A 熱電対を設定し, 温度を計測制御した。

III. 実験結果

Re 値に対する ST 温度およびレラクセーション試験温度の影響を Fig.6 に示す。また Table 3 は図中の Re 値および常温における機械的性質を ST 温度に対して示したものである。

Fig.6, Table 3 において, Re 値はおおの ST 温度に対する 292, 363, 433 K の 3 種類の試験温度での Re 値を示しており, また常温における機械的性質のうち, δ は全伸びを, ϕ は絞り, σ_B は引張強さを, $\sigma_{0.2}$ は 0.2% 耐力を, σ_E は弾性限をそれぞれ示している。

この中で, σ_E は Fig.5 において荷重 - ひずみ関係がベンの幅だけ直線からずれる点として求めたものであり, σ_E が B 点を越える材料に対しては $\sigma_E > 1164.2$ とした。

また, δ は試験片が規格外なので標準試験片による値への換算を行った。すなわち, JIS-G3536 では全伸びの測定は標点間距離 100 mm で行うように規定しているので,

Fig.6 Relation between stress relaxation, Re%, and strain-tempering temperature.

Table 3 Mechanical properties and amount of relaxation, Re%.

St.temp. (K)	CD	473	498	523	548	573	598	623
Re.	at 292 K	4.5	1.2	0.0	0.0	—	0.97	3.18
	at 363 K	8.4	1.5	0.0	1.2	0.24	—	1.3
	at 433 K	16.3	4.9	2.4	3.2	2.1	5.17	—
δ (%)	2.7	2.9	2.8	3.2	2.9	2.5	3.5	2.3
ϕ (%)	54.4	43.8	47.4	39.9	39.9	43.8	36.0	39.9
σ_B (MPa)	1519	1568	1548	1582	1504	1560	1605	1249
$\sigma_{0.2}$ (MPa)	1455	1493	1493	1516	1421	1504	1516	1203
(Continued)								
σ_E	at 292 K	333	570	946	1035	1044	>1164	865
	at 363 K	237	418	921	933	800	921	851
	at 433 K	—	481	904	904	887	933	851

その規定に合わせるため、次式で示す Barba の相似法則を用いた。

$$\lambda = \alpha L_0 + \beta A_0^{1/2}$$

ここで λ : 全伸び量

α, β : 材料によって決まった定数

L_0 : 試験前の標点間距離

A_0 : 試験前の断面積

αL_0 : 一様伸び量

$\beta A_0^{1/2}$: 局部伸び量

これらの図、表から、ST 温度 498 K から 573 K の間で Re の値が最も低下し、それ以上の温度では逆に増大していることがわかる。また、試験温度 292 K と 363 K とでは、 Re 値にそんなに大差はなく、殆んど同じである。

一方、機械的性質に関しては ST 温度 598 K まで $\delta, \phi, \sigma_B, \sigma_{0.2}$ ともにそんなに大差は認められない。

PC 鋼線でも低炭素マルテンサイト鋼線材⁽¹⁾同様に、ST 処理を施せば Table 3 に示すように、室温における σ_E が著しく上昇するとともに、レラクセーション試験温度での σ_E も上昇する⁽³⁾。レラクセーション試験温度における σ_E と Re 値との間には、ある種の対応関係が存在していることがわかる。これを Fig. 7 に示す。直線は最小二乗法から求めたもので、レラクセーション試験温度 363 K 以下では直線に何らの変化も見られないが、試験温度が 433 K になると、直線が Re 値軸方向に移動することがわかる。

Fig. 7 Relation between stress relaxation, $Re\%$, and the ratio proof stress, $\sigma_{0.2}$ to elastic limit, σ_E .

IV. 考 察

PC 鋼線の ST 時間は 0.25 s と非常に短いため、この時間内の ST 荷重を一定に保つことは殆んど不可能である。

そこで、ST 時における通電時の応力減少量を引張試験機のロードセルから求めてみた。Fig. 8 がその結果である。図中、横軸は ST 温度を、縦軸は応力の減少量をそれぞれ示しており、●印は弾性ひずみが塑性ひずみに変化したために減少した応力を、○印は熱膨張により減少した応力(常温まで冷却すると回復する)を、◎印は両者の和をそ

Fig. 8 Variation of stress in strain-tempering at various temperatures.

れぞれ示したものである。図より、ST 温度が 598 K 以上になると、応力の減少が著しく、598 K では初期の ST 応力の 26.4%、623 K では 40.8% も減少している。

Fig. 6 で、ST 温度が 598 K を越えると、急に耐レラクセーション特性が劣化したのは上記の理由からであろうと思われ、もし通電中に ST 応力の低下がなければ、このような劣化はなくなり、低炭素マルテンサイト鋼線材⁽¹⁾と同様の曲線が得られたものと思われる。

ここで、鉄および炭素鋼の変形応力について考察してみる。

一般に鉄の変形応力は結晶粒の大きさに依存する σ_a と、ひずみ速度および温度に依存する σ_i に分けられる。

すなわち、

$$\sigma = \sigma_a + \sigma_i \quad (1)$$

σ_a の粒度依存性は 1953 年、Petch⁽⁴⁾ が提唱したように、平均粒度を d とすると $d^{-1/2}$ に比例するから次のように書ける。

$$\sigma_a = \sigma_a^0 + K_a \cdot d^{-1/2} \quad (2)$$

ここで d : 結晶粒の平均粒度
 σ_a^0, K_a : 定数

一方、 σ_i については 1950 年代より多くの研究者によって取り扱われてきたが、鉄の変形速度が転位の動きやすさによって決る点では異論はなく、その変形機構については現在 2 つの考え方に別けられるようである。

ひとつは Conrad らに代表されるもので⁽⁵⁾⁽⁶⁾、鉄の変形が応力依存性をもつ障害のポテンシャル $U(\sigma_i)$ と温度とによって、そのひずみ速度が決ると考え、これらの間にアレニウスの式

$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_0 \exp\{U(\sigma_i)/kT\} \quad (3)$$

ここで $\dot{\epsilon}$: ひずみ速度

$U(\sigma_i)$: 変形に抗するポテンシャル エネルギー

k : ボルツマン定数

T : 絶対温度

$\dot{\epsilon}_0$: 定数

が成立すると仮定し、実験から、 $U(\sigma_t)$ と σ_t との関係を求めて、これを熱力学的に考察することにより、鉄の変形はダブルキンクの生成過程によって支配されているとしている。

他のひとつは Low Jr. らの考え方⁽⁷⁾で転位の運動は鉄中の炭素と窒素原子の応力場によって抵抗をうけ、これが鉄の変形を支配しているとするものである。

五弓、木原⁽⁸⁾はひずみ速度がアレニウスの式に従うという仮定のもとに、アレニウス式中の活性化エネルギー U と、有効応力 σ_t (または $\Delta\sigma$) との関係を求めた。彼らはその関係が、普通炭素鋼でかつ変形が主としてフェライト相で起る場合には、室温付近でのひずみ速度と温度と変形応力との関係を示すものであることに気づき、木原は⁽⁹⁾次のように数式化した。

$$U(\sigma_t) = 0.91 - 0.14 \ln \sigma_t \quad (\text{eV}) \quad (4)$$

したがって、 σ_t は、 $\dot{\epsilon}_p$, $\dot{\epsilon}_0$ により

$$\sigma_t = e^{0.5} (\dot{\epsilon}_p / \dot{\epsilon}_0)^{kT/0.14} \quad (5)$$

とあらわされる。ここで $\dot{\epsilon}_p$ は塑性ひずみ速度、他は通常用いる変数である。なお、 $\dot{\epsilon}_0$ は一応可動転位密度の正の相関のあるパラメータと考えてよい。⁽⁵⁾⁽⁶⁾⁽⁸⁾

したがって、ブルーイング材と ST 材の塑性ひずみ 0.2% 以下において、 $\dot{\epsilon}_0$ の大きさをしらべたり、両者の比較を行うことは、ブルーイング材と ST 材の耐レラクセーション特性の向上の同異を考察する上で興味のあることである。

そこで、ST 材を 0.83 mm/s、ブルーイング材を 0.08 mm/s で引張った結果を塑性ひずみ 0.2% までの範囲について、それぞれ Fig. 9 および Fig. 10 に示す。この実験は本報告であつた瞬間加熱処理による材料でのものではなく、前報⁽¹⁰⁾で報告した実験に関連するものであって、図中の σ_a の値および材料の処理・化学成分は全く前報と同じである。

Fig. 9 Creep curve and stress-plastic strain curve of strain-tempering wire. Nominal strain rate is 8.0×10^{-3} /s.

Fig. 10 Creep curve and stress-plastic strain curve of blueing wire. Nominal strain rate is 8.0×10^{-4} /s.

負荷中の荷重-伸び曲線に沿ってのひずみ速度の変動を考慮にいれて算出した $\dot{\epsilon}_0$ の値をそれぞれの図の上部に示してある。ST 材はブルーイング材より 10 倍大きい速度で引張ったにもかかわらず、両図から、各ひずみにおける σ_t にはほとんど差がなく、したがって式(5)からも明らかのように、両図に示す $\dot{\epsilon}_0$ の値が ST 材の方がブルーイング材より 10 倍大きいことがわかる。このことから可動転位の釘付けはブルーイング材の方がより完全であることがわかり、ST 材は $\dot{\epsilon}_0$ が大きく、転位の釘付けは比較的甘いが、しかし代りに非熱的硬化を示すパラメータ σ_a も大きくなって、耐レラクセーション特性に大きく寄与していることがわかる。

本報で報告して来た瞬間加熱による ST によっても十分な耐レラクセーション特性の向上が得られるという事実は、加熱時に負荷を行なうと転位の非保存運動により ST 材の構造が変化して、耐レラクセーション特性の向上をもたらすという考えから、明確に理解できることと思われる。

V. 結 言

以上の実験結果から以下のことが分った。

- (1) ST 温度 598 K までは、 δ , ϕ , σ_B , $\sigma_{0.2}$ 共に殆んど差は認められない。
- (2) σ_E と Re 値にはある種の対応関係が成立し、簡便耐レラクセーション試験の可能性が示された。
- (3) ST 材はブルーイング材に比べて、変形応力のひずみ速度依存性が小さい。
- (4) ST による耐レラクセーション特性向上の主原因はひずみ時効ではなく、 σ_a の増大に示されるような硬化構造の変化によるものと思われる。

最後に本研究を遂行するにあたり御指導下さいました東京大学 宮川松男教授に深く感謝致します。

文 献

- (1) 鳥阪泰憲, 木原諄二: 日本金属学会誌, **42**(1978), 51.
- (2) 武富亀夫, 勝又朝昭, 坂村 果, 臼井 進, 岩田 齊, 里見祥昭: 住友電気技報, 106(昭47-5), 18.
- (3) 鳥阪泰憲: 学位論文(1978-3), 東京大学.
- (4) N.J. Petch: Progress in Met. Phys., (1954), 1.
- (5) H. Conrad: J. Iron Steel Inst., **198**(1961), 364.
- (6) H. Conrad and S. Frederick: Acta Met., **10**(1962), 1013.
- (7) D.F. Stein, J.R. Low Jr. and A.U. Seybolt: Acta Met., **11**(1963), 1253.
- (8) 五弓勇雄, 木原諄二: 日本金属学会誌, **31**(1967), 368.
- (9) 木原諄二: 圧延研究の進歩と最新の圧延技術, (1974-6), p.31, 日本鉄鋼協会(圧延理論部会 20 周年記念シンポジウム).
- (10) 木原諄二, 庵 文隆, 鳥阪泰憲, 五弓勇雄: 日本金属学会誌, **42**(1978), 114.

Y 添加による Fe-20Cr 合金の高温耐酸化性改善効果*

永 井 宏** 村 井 照 幸***
岡 林 真*** 三 谷 裕 康**

Hiroshi Nagai, Teruyuki Murai, Makoto Okabayashi and Hiroyasu Mitani: The Improvement Effects of Yttrium Addition on the High-Temperature Oxidation Resistance of Fe-20Cr Alloy. The isothermal oxidation behavior of Fe-20Cr alloys with addition of 0.1, 0.2, 0.5, 0.7, 1.0 and 1.4 wt%Y was studied in air over the temperature range of 1273~1373 K by weight gain measurement, scanning electron microscopy, X-ray diffraction, electron probe microanalysis and ion microanalysis.

It was found that 0.1%Y addition or more increased oxidation resistance at 1273 K and 0.7%Y or more remarkably at 1323 and 1373 K compared to the base Fe-20Cr binary alloy. Generally an addition of 0.7%Y gave the best improvement in the oxidation resistance. Cr_2O_3 was the major oxide formed on the alloys which exhibited a good oxidation resistance. Internal oxidation layer of Y_2O_3 was observed beneath the Cr_2O_3 scale of Y containing alloys. The growth of internal oxidation layer depth obeyed a parabolic rate law and the rate increased with increasing oxidation temperature and decreased with increasing Y content in the alloys.

The ion microanalyser was used to analyse Y_2O_3 and Fe_2O_3 contents in Cr_2O_3 scales formed on Fe-20Cr-Y alloys after 1h oxidation. Y_2O_3 content increased, while Fe_2O_3 content remarkably decreased with increasing Y content in the alloy and slightly increased again over 0.7%Y. The Fe_2O_3 content in the scale formed after 1h oxidation and the weight gain of Fe-20Cr-Y alloys after 20h oxidation showed the same dependency on Y content in the alloys.

The improvement effects of Y addition on the oxidation resistance of Fe-20Cr alloy were discussed from the view points of stabilization of Cr_2O_3 with dissolving Y_2O_3 and enrichment of internally oxidized particles beneath the scale.

(Received November 20, 1978)

I. 緒 言

著者らは前報⁽¹⁾において, 種々の希土類元素および活性元素を添加した Fe-20Cr 合金の高温酸化挙動を検討し, 高温耐酸化性に及ぼす各添加元素の効果を比較検討した. その結果, 添加元素と酸素との親和力が大きいほど, また合金中での移動度が大きい添加元素ほど, 耐酸化性改善効果が大きくなることを予想した. すなわち, 酸素との親和力が強い添加元素は, (1) Cr_2O_3 表面皮膜中に微量固溶する

ことにより, Cr_2O_3 の分解酸素圧の低下すなわち Cr_2O_3 皮膜の安定化に寄与する⁽¹⁾⁽²⁾のみならず, (2) その低い酸素圧のもとで酸化皮膜直下に形成する内部酸化層にも影響し, 合金中での添加元素の移動度が大きいほど, また酸素圧が低いほど, 内部酸化層中の分散粒子密度が高くなり, 金属の拡散に対する物理的障壁としての効果が増大する. この 2 つの効果は, とともに Cr_2O_3 皮膜への金属特に Fe の供給を抑制して, 耐酸化性を増大させるものと考えた.

** 大阪大学工学部 (Faculty of Engineering, Osaka University, Osaka)

*** 大阪大学大学院 (Graduate School, Osaka University, Osaka)

* 1978 年 10 月 日本金属学会富山大会に発表