

# 高周波焼入鋼の残留応力におよぼす加熱条件 および Ar'' 変態の影響について\*

本 間 八 郎\*\*

## Effect of Heating Conditions and Ar'' Transformation on Residual Stress of Induction-Hardened Steels.

Hachiro HOMMA

### Synopsis:

Experiments were made on the residual stress of induction-hardened steels that affect mechanical properties, particularly fatigue limit, and quenching crack of them.

Although this problem has been reported in many papers, the author studied each function of thermal and transformational stress that may be generating cause of residual stress when the steel was induction-hardened.

Using pure iron, various carbon steels, carburized iron, 13Cr steel and Fe-Ni alloy, the author measured the residual stress of cylinders made by the above materials that were induction-hardened under various heating and cooling conditions, and considered qualitatively the generating mechanism of internal stress.

From the results, the author made clear the behavior of the residual stress when steel shafts had been induction-hardened.

### I. 緒 言

著者は先きに<sup>1)</sup>機械構造用炭素鋼および特殊鋼10数種について、高周波急速加熱した場合の焼入性におよぼす合金元素、前組織、加熱速度などの影響を系統的に調査し、ジヨミニー曲線およびS曲線に顕著に変化を与える鋼種を2, 3指摘した。本報では鋼軸を高周波焼入した場合の残留応力測定結果とその発生機構について述べる。従来、表面焼入鋼についての測定データは多く見受けられるが<sup>2)~4)</sup>、発生機構、なかんずく変態の影響について表面焼入の条件を考慮に入れて検討したものは余り見当らない。著者は焼入応力の成因である熱と変態応力とを分離して考え得るような実験的手法を用い、おのおのの残留応力に対する影響を明らかにしようとした。すなわち、鋼を表面焼入する場合、水冷直前の温度分布より考えて A<sub>1</sub> 変態点以上の温度に加熱せられた層および A<sub>1</sub> 変態点以下の2層にわけられる。これが急冷された場合質量効果は無視すれば、表層のみが、Ar'' 変態にあずかり、内層に発生するものは純粹に熱応力とみなされる。それ故、高周波焼入の残留応力に対する Ar'' 変態の影響は、この表層の厚さおよび変態量の異なる試料を用いれば明確になるはずである。著者はこのため、純鉄にガス浸炭を行ない、浸炭層厚と浸炭炭素量を変えた試料

を作成して、同一高周波焼入条件の結果を比較した。以下この実験を中心に、その他、純鉄、各種炭素鋼、Fe-Ni合金、13クロム鋼などの軸について行なつた実験結果と応力発生機構について報告する次第である。

### II. 実験方法

#### (1) 試料

実験に用いた試料の化学成分、素材の寸法およびその熱処理条件を一括して Table 1 に示す。これらの鋼材より高周波焼入用のものは 50mm  $\phi$  × 100mm、全体焼入用のものは 10mm  $\phi$  × 50mm の円筒型試験片に機械仕上げした。浸炭試験片は Table 1 中の純鉄試験片 (50mm  $\phi$  × 100mm) から Table 2 の条件で製作した。さらに、この浸炭試験片の外周に厚さ 0.06mm の鉄を電着させ、熱—変態—熱の3層をもたせるような試験片をも製作した。

以上述べた各種の試験片は、全て機械仕上げないしメッキ後、600~650°C × 1~2h 窒素気流または真空中で応力除去焼鈍を行なつた。

#### (2) 高周波焼入および温度分布の測定

\* 昭和35年4月本会講演大会にて発表

\*\* 株式会社日立製作所亀有工場

Table 1. Chemical composition, dimension and heat treatment of samples used.

Experiment	Materials	Chemical composition (%)					Diameter of materials (mm φ)	Preliminary heat treatment
		C	Si	Mn	P	S		
Conventional hardening	Pure iron	0.0086	0.18	Tr.	0.007	0.009	15mm	950°C×1h slow cool.
	S20C	0.21	0.22	0.61	0.023	0.019	//	850°C×1h //
	SK7	0.63	0.33	0.44	0.017	0.014	//	// //
	SK3	1.02	0.25	0.47	0.015	0.011	//	// //
Induction hardening	Pure iron	0.0086	0.18	Tr.	0.007	0.009	100□ (ingot)	950°C×2h slow cool.
	S20C	0.17	0.30	0.48	0.010	0.014	55mm	{ 850°C×2h slow cool.
	S35C	0.35	0.23	0.70	0.017	0.027	//	{ 850°C×1h oil quench.
	S45C	0.46	0.30	0.56	0.019	0.018	//	{ 650°C×2h fce. cool.
	S55C	0.51	0.23	0.67	0.015	0.019	//	{ // //
Induction heating—hot bath quenching		C	Si	Mn	Cr	Ni		
	Fe-Ni alloy	0.12	0.23	0.45		20.50	70mm	800°C×1.5h slow cool.
	13Cr Steel	0.13	0.61	0.55	12.71		35mm	950°C×1h slow cool. 950°C×1h oil quench. 700°C×1.5h //

高周波焼入には 3000 サイクル, 300kW M-G type の発振器と内径 55mm 長さ 110mm の一卷コイルを

Table 2. Carburizing conditions.

Carbon potential of C. gas	Carburizing conditions	Mean. C content of 0.1mm surface layer	Case depth
0.9%	930°C×5h. slow cool.	0.65%	0.5mm
//	930°C×11h. slow cool.	0.88	1.5
//	930°C×29h. slow cool.	0.92	2.5
0.7%	930°C×5h. slow cool.	0.62%	0.5mm
//	930°C×10h. slow cool.	0.75	1.5
//	930°C×30h. slow cool.	0.78	2.5

使用し, 定置一発焼入を行なった. その焼入条件を Table 3 に示す. 高周波焼入における試験片の表層から内部に至る温度分布の測定は, 試験片の端面から軸方向に 1.6mm φ の孔をあけ, そこに 0.3mm φ のアルメルクロメル熱電対を挿入, 電磁オシログラフで熱起電力を記録した. この場合, 熱接点を試験片の所定の位置によく密着せしめるように少量の Cu 粉末を孔の底に入れ, それに熱電対を埋め込むようにした.

(3) 残留応力の測定

全体焼入の実験における残留応力は Heyn の方法で軸方向のみを測定した. この場合は, 表面から 0.5mm までの 1 層をグラインダーで注意深く研削し, この表層の平均応力を求めるのみにとどめた. なお, 研削前後の長

Table 3. Conditions of induction hardening.

Experiment	Heating conditions No.	Heating				Cooling			
		Fre-quency	Gen. (V)	Gen. (A)	Time (s)	Air cool time(s)	Water spray time (s)	Flow rate of water	Temp. of water
Pure iron and carbon steels	1	3000 c/s	1200~1400	310~315	10.0	0	15	750cc/s	15°C
	2	//	1050~1180	220~250	15.0	0	15	//	//
	3	//	900~1000	100~190	25.0	0	25	//	//
Carburizing iron		//	1200	300	12.0	1.5	20	750cc/s	160°C

さの測定は、 $20 \pm 0.5^\circ\text{C}$  の恒温室に約 6 時間試験片を放置してから、精度  $1/1000\text{mm}$  の測微計によって行なった。

高周波焼入した  $50\text{mm } \phi \times 100\text{mm}$  の試験片は、Sachs の旋孔法<sup>5)</sup>によって、表層 1mm までの軸、切線および直径方向の分布を求めた。旋孔には、ボール盤、旋盤、内面グラインダー等を併用し、加工速度を可能な限り小さくして行なった。加工後の歪の変化は交流型抵抗線歪計を用いて測定した。使用したゲージは 7mm のベークライトゲージで、エポキシ系接着剤で貼付した。測定は前述と同様の恒温室に一昼夜放置してから行なうようにした。応力の計算式は省略するが、ポアソン比および弾性率は、それぞれ  $0.28$  および  $21000\text{kg/mm}^2$  とした。なお、浸炭鉄の実験では前述の内削り法で、中心部から表層 2mm までの応力を求め、次にゲージを内面に貼りなおして、外削り法によって表層の応力を求めた。応力の計算は(1)~(3)式<sup>6)</sup>にしたがった。

内削り分 Sachs の式<sup>6)</sup>

外削り分  $\sigma_z = \sigma_z' + \sigma_z'' \dots \dots \dots (1)$  (軸方向)

$\sigma_t = \sigma_t' + \sigma_t'' \dots \dots \dots (2)$  (切線方向)

$\sigma_r = \sigma_r' + \sigma_r'' \dots \dots \dots (3)$  (直径方向)

$$\sigma_z' = -\frac{E}{1-\mu^2} \left\{ (f-f_a) \frac{d}{d f} \Delta + \Delta \right\}$$

$$\sigma_z'' = -\frac{E}{1-\mu^2} \cdot \Delta a_1$$

$$\sigma_t' = -\frac{E}{1-\mu^2} \left\{ (f-f_a) \frac{d}{d f} \theta + \frac{f+f_a}{2 f} \theta \right\}$$

$$\sigma_t'' = -\frac{E}{1-\mu^2} \cdot \frac{f_b+f}{2 f} \theta a_1$$

$$\sigma_r' = -\frac{E}{1-\mu^2} \cdot \frac{f-f_a}{2 f} \theta$$

$$\sigma_r'' = \frac{E}{1-\mu^2} \cdot \frac{f_b-f}{2 f} \theta a_1$$

$$\theta a_1 = (\theta + \mu \lambda) r = a_1$$

$$\Delta a_1 = (\lambda + \mu \theta) r = a_1$$

$$\theta = \Delta d / d \text{ (直径の変化)}$$

$$\lambda = \Delta l / l \text{ (長さの変化)}$$

$$\left. \begin{aligned} \mu &= 0.28 \\ E &= 21000\text{kg/mm}^2 \end{aligned} \right\} \text{とした。}$$

### III. 実験結果

(1) 炭素鋼軸を完全焼入した場合の残留応力

実験方法で述べた  $10\text{mm } \phi \times 50\text{mm}$  の純鉄および  $0.2 \sim 1.0\%$  C 炭素鋼試験片を  $200 \sim 1000^\circ\text{C}$  の各温度の管状電気炉に 10min 間保持して均熱し、 $15^\circ\text{C}$  の水中に軸方向に役入、急冷した。Fig. 1 は軸方向の表層残留応力

(深さ  $0.5\text{mm}$  までの平均)

の測定結果である。各試料とも前処理として完全焼鈍してあるので、焼入温度  $700^\circ\text{C}$  以下は熱応力のみによるものと考えられるが、その量は  $700^\circ\text{C}$  において  $18 \sim 30\text{kg/mm}^2$  の圧縮を示している。  $750^\circ\text{C}$  以上になると、これに変態応力が加わり、C 量によって残留応力と焼入温度との関係が顕著に異ってくる。すなわち、変態点附近を境として

C  $0.63\%$  および  $1.02\%$  は温度上昇と共に圧縮応力が急増し、C  $0.21\%$  のものは逆に減少している。純鉄は Ar'' 変態を生じないので、熱応力と考えられるが、この場合は焼入温度とともに、大体直線的に増加するのが認められた。これらの測定結果は表層  $0.5\text{mm}$  の平均応力であるので、変態の加わった応力もすべて圧縮となり、C 量すなわち Ar'' 変態による膨脹の大きいものほど、値が大になる結果を得た。しかしながら、さらに極く表層に近い部分では後述する実験結果や他の報告<sup>7)</sup>にも見られる如く、複雑な分布をなすようで、引張応力の存在も認められている。しかし、この場合の如く、小型の試験片で激しい急冷によつて中心部まで完全焼入されたものは、少なくとも表層附近に、変態膨脹量の大きい鋼ほど大きな圧縮応力が残留することが予想せられる。

(2) 純鉄軸を高周波焼入した場合の残留応力

Fig. 2 は各高周波焼入条件における試験片の温度測定結果である。これより水冷直前の温度分布を求めると (図は省略する) 表面より  $1.5\text{mm}$  では何れも最高加熱温度が  $1000 \sim 1050^\circ\text{C}$  であり、焼入条件 1 から 3 に至るほど加熱深度大で、温度勾配がゆるやかになっている。Fig. 3 は残留応力測定結果である。結果より明らかなように、応力分布は加熱深度に影響される。すなわち、軸方向および切線方向について云えば、加熱深度が大になるほど、表面の圧縮応力、中心部の引張応力が大となり特に中心部の曲線の立ち方は著しい。また、圧縮から引張への移行点もやや中心側に移る。直径方向の残留応力は、中心部が引張応力最大となつて、山形の分布を形成しているが、焼入深度が大きいほど、この山が高くなつている。

(3) 炭素鋼軸を高周波焼入した場合の残留応力

Fig. 4 に残留応力測定結果を示す。各焼入条件は前述

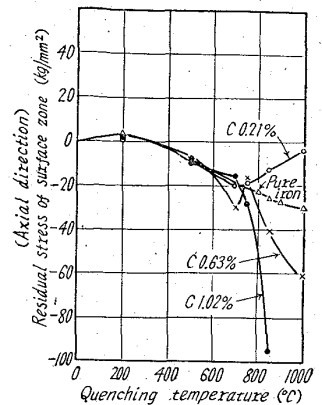


Fig. 1. Relation between quenching temperature and surface residual stress in carbon steels.

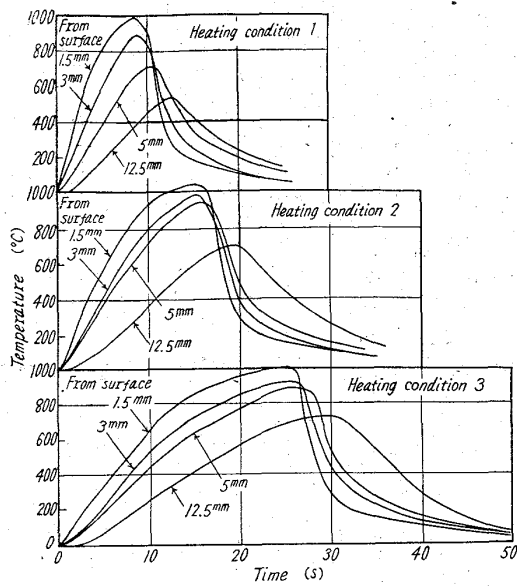


Fig. 2. Temperature at each position of specimens during induction hardening.

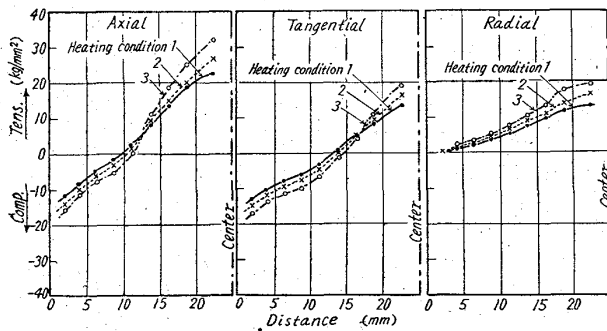


Fig. 3. Residual stress of induction-quenched pure iron specimens under various heating conditions.

とほぼ同様で、したがって加熱冷却時の温度変化はFig. 2とほとんど同じと見てよい。すなわち、加熱深度が条件1から3に至るほど深くなっている。しかし、硬化深度は冷却条件や鋼の焼入性も支配するので、加熱深度ほどは差がなかった。結果より明らかなように、応力分布は加熱深度が大きく支配し、一般に加熱深度が大きくなるほど、表面の圧縮応力および中心部の引張力が大となり、特に中心部の応力分布は顕著に変つている。また、表層附近(表面より1mm)の圧縮残留応力の値は、何れの焼入条件においても0.35~0.45% Cの鋼が最高を示し、0.51% C鋼はかえつて減少している。これは前述した完全焼入の結果と一致しない。しかし、BÜHLER<sup>9)</sup>は50mm φの炭素鋼をA<sub>3</sub>点以上の温度に均熱してから水焼入して、表面の圧縮残留応力と炭素量との関係を求め、0.30% Cで最大になる結果を出している。この場合はズブ焼入であるが、試料の大きさと鋼種から考えて中心部まで完全焼入にはならないはずである。このような

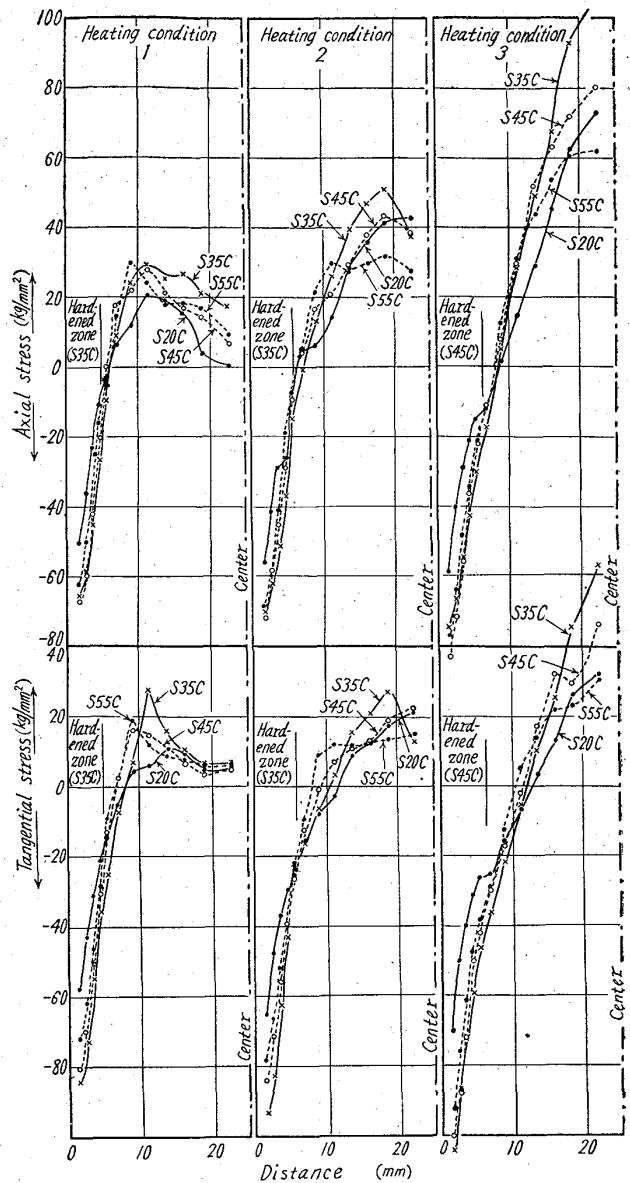


Fig. 4. Residual stress of induction-hardened carbon steels under various heating conditions.

外殻焼入の場合と、本実験結果の傾向が相似するのは理由があると考えられる。

本実験の場合、同一焼入条件でも、試料により硬化深度が異つていた。そこで、硬度分布曲線よりGROSSMANN<sup>10)</sup>の提出した50%マルテンサイト硬度以上の値を、距離で積分した量を仮に硬化量と名づけ、この硬化量と表面残留応力との関係を、各焼入条件について求めた。これをFig. 5に示すが、これによると明らかに、この条件内では、各焼入条件とも硬化量増大とともに圧縮応力値を増している。これは確かに変態による圧縮応力の増加であり、この範囲内では変態量の増加とともに増すことがわかる。また、硬化深度(50%マルテンサイト硬度までの深さとした)をFig. 4中に記したが、これに

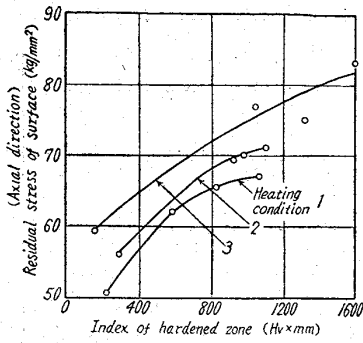


Fig. 5. Relation between index of hardened zone and surface residual stress.

よれば、圧縮から引張への移行点は必ず硬化層より若干中心側に存在する。すなわち、硬化層は圧縮応力を示す。このことは、後述の応力発生機構からも説明出来、焼入境界層附近の強度を論ずる場合重要な事実と考えられる。

れる。

(4) 浸炭鉄による実験

純鉄に浸炭した試料を高周波焼入すれば、緒言で述べた通り表層部のみ Ar' 変態を生じ、内部は熱応力のみ結果を得る。Fig. 6は残留応力の測定結果である。こ

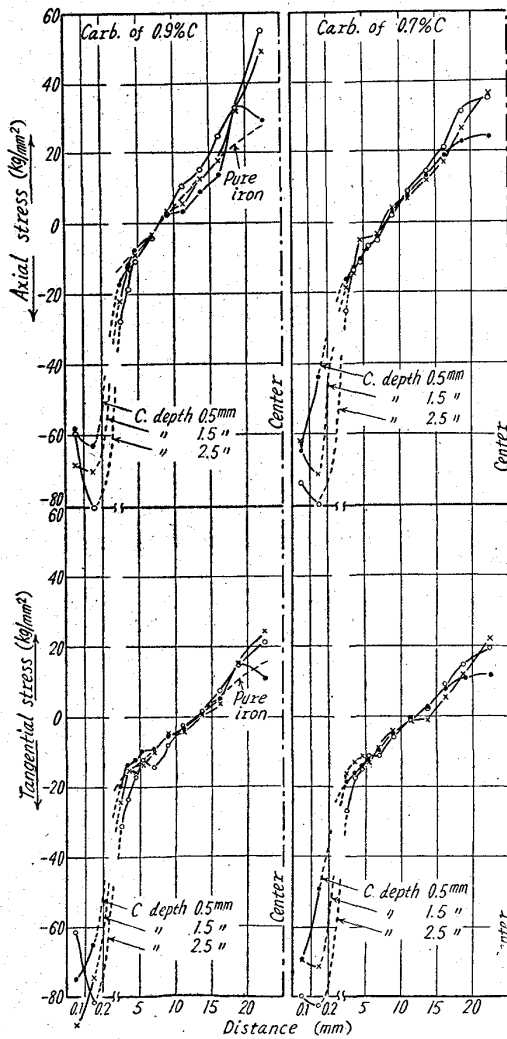


Fig. 6. Residual stress of carburizing iron by induction hardening.

の場合、焼入条件は実験方法の Table 3 に示す如く、すべて同一とした。結果より明らかなように、応力分布の形は各浸炭条件とも大きな差異はなく、圧縮から引張に変る点も一致しているが、表層および中心部附近の応力値には明らかに浸炭の影響が認められ、特に表層附近は著しい。すなわち、浸炭量 0.9% の場合について云えば、各浸炭条件とも浸炭境界部附近から急激に圧縮応力を増し、表面あるいはその内側に最大値が存在する。浸炭深さが大きいほど、この値が大きくなり、深さ 2.5mm のものは 80 kg/mm<sup>2</sup> (軸方向) に達している。さらに表面に近くなると、かえって圧縮応力は減少し、応力分布に谷を与えている。この傾向は浸炭深さの大きいものほど著しい。同図には、ほぼ同一条件で焼入れた純鉄の結果も記したが、この場合の表面附近の圧縮応力は約 15 kg/mm<sup>2</sup> (軸方向) である。この差は明らかに浸炭層に生じた Ar' 変態によるものと考えられ、変態の膨脹は表層附近の圧縮応力を増加せしめる。

また、表面層に認められた応力分布の谷であるが、佐野<sup>7)</sup>も肌焼鋼を浸炭焼入した場合に認めており、この谷の位置および大きさと浸炭焼入条件との関係を求めている。本実験では、表面層については2点を測定したのみで谷の位置は明確でないが、明らかに存在し、特に浸炭深度を増すほど著しい。

浸炭量 0.7% の場合も以上と同様の傾向が認められる。ただ 0.9% の場合にくらべて、各浸炭深さとも僅かに値が小さくなっているが、大きな差異は認められない。Ar' 変態の膨脹量は、焼入条件を等しくすれば炭素量と直線関係を有すると思われるので、完全焼入であれば、前述の結果からも明らかなように、当然炭素量による差異が生ずると思われる。

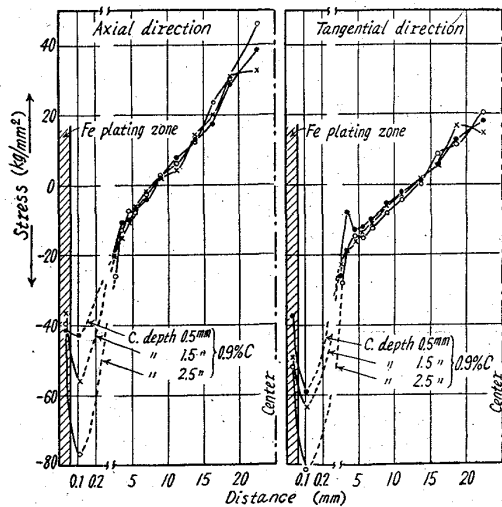


Fig. 7. Residual stress of iron plating samples by induction hardening.

以上述べた浸炭試験片の表層に、厚さ 0.06mm の純鉄を電着させたものを同一条件で高周波焼入した場合、すなわち、熱—変態—熱の3層をもつた結果を Fig. 7 に示す。内部から表面層に至る応力分布の形およびこれと浸炭深さとの関係は、鉄を電着させない場合 (Fig. 6) とよく似ているが、中心部および表層部の最大応力は 10~20 kg/mm<sup>2</sup> 減少している。特に最表面の純度層では、圧縮応力が急激に減じている。これは Ar' 変態を生じない表層に、内部の変態膨脹による引張力が集中したため、脱炭層を有する鋼を焼入する場合にも、これに似た分布をするはずである。また、焼入後、螢光磁気探傷で割れを調べたが、メッキ層の割れは認められなかった。これらの結果は、後章の考察で述べる焼割れ発生機構や、局部焼入の応力分布考察に示唆を与える。

#### (5) 恒温焼入の実験

以上の高周波焼入の実験では、すべて噴射水冷却による急速焼入の結果であった。この場合は、熱応力が応力分布の大勢を決定し、変態応力は表層附近の圧縮応力を増加せしめることが明らかになった。しかしながら、浸炭鉄の実験で認められた如く、極く表面附近には圧縮応力の谷があり、表面はかえって圧縮応力を減ずる。これについては考察でふれるが、Ar' 変態の表面から内部への時間的遅れにもとづくものである。これをさらに実験的に検討するには、高温から急冷する時に生ずる熱応力を出来るだけ小さくさせ、しかも変態が表面から内部に移る速さを遅くさせる処理をすればよい。H. BÜHLER<sup>10)</sup> は Fe-Ni 合金を用いて、ズブ焼入における変態の影響を検討した。著者もこれを表面焼入に利用した。すなわ

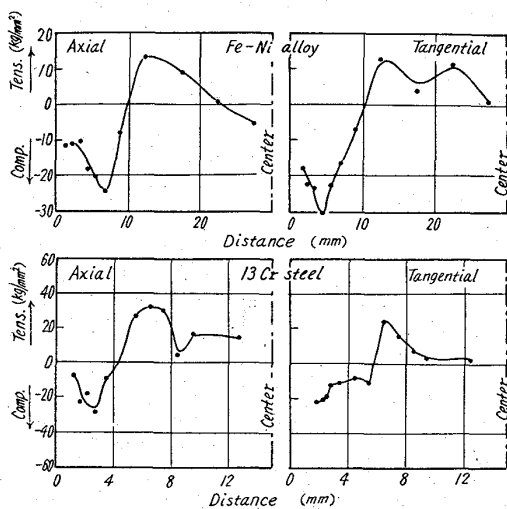


Fig. 8. Residual stress of Fe-Ni alloy and 13 Cr steel by induction heating—hot bath quenching.

(Fe-Ni 60φ × 60mm)  
(13Cr 30φ × 30mm)

ち、Fe-Ni 合金および 13 クロム鋼 (急熱オーステナイト化でも極めて Ar' 変態が生じ難い) を用いて高周波加熱恒温焼入を行なった。Fig. 8 はこの場合の残留応力測定結果である。応力分布は、いずれにおいても、今まで述べた高温から急冷した場合とかなり相異し、特に表層部の圧縮応力の谷が著しく大きい。表面は測定していないが、引張応力の存在が考えられる。また、全体的に残留応力値は低く、内部の引張応力および表層の圧縮応力の最大値はいずれも 20~30 kg/mm<sup>2</sup> 程度である。

### IV. 高周波焼入における内部応力発生機構の考察

#### (1) 表面焼入における残留応力について

円筒型試料を均熱して焼入れた場合に生ずる残留応力については、多くの研究があり、特に、H. BÜHLER<sup>10)</sup> や菅野<sup>11)</sup> は純鉄、Fe-Ni 合金、炭素鋼などを用いて系統的に研究を行ない、その発生機構を説明している。表面焼入の場合にはどうか。著者は緒言で述べた通りの実験方法で、変態応力の影響を検討出来ると考え、種々実験を行なった。これらの結果と、BÜHLER の理論<sup>12)</sup> を一部導入して、表面焼入の場合の残留応力の発生機構について考察してみる。

Fig. 9 は熱応力のみによる表面焼入の内部応力発生を説明的に画いた図である。円筒型試料の表面を高周波誘導加熱すると、その温度分布は (I) の上段のようになる。表面が急激に膨脹する結果、応力は下段のように表面圧縮、中心部引張の分布になる。しかし、表層の高温部は降伏しやすいので、直ちにこの圧縮応力によって塑性変形し、応力は減ずる (図中の破線)。この時の応力減少の程度は、材料の高温における機械的性質に依存し、降伏点の低い材質ほど大きい。さて、この状態で表面から急冷されると (II)、今度は逆に表層部が収縮し、表面は引張、やや内部の高温部は圧縮が生ずる。この部分はまた降伏して収縮量は大きい。この時、降伏点の高

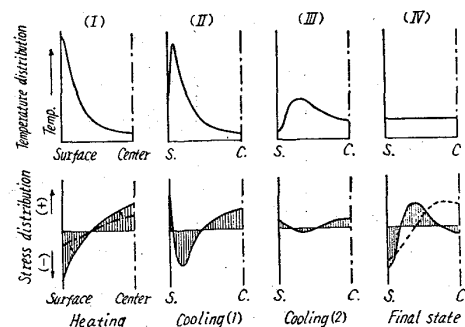


Fig. 9. Generating mechanism of thermal stress caused by induction hardening.

い材料ほど中心部は(Ⅱ)のように引張応力になっていると考えられる。高温部が降伏すると内外の応力を中和して(Ⅲ)の如き状態になる。さらに冷却すると、今度は内部が収縮しはじめるが、表面の方はそれに追いつかないので今度は(Ⅱ)とは逆に(Ⅳ)に示すように、表面に圧縮、内部に引張が生ずるようになる。そして結局、最初に塑性変形しただけの分が応力として残留して、常温においては(Ⅳ)の如き分布を示すものと考えられる。この場合、最初加熱で温度勾配が急で(加熱層が薄く、しかも表面温度が高い程)、かつ降伏点の高い材料ほど、中心部の広力分布に凹みを生じ、条件によつては圧縮になる。逆に、加熱層が厚く、また降伏点の低い材料ほど中心部の凹みが少くなり、圧縮→引張の移行点が中心側にずれ、図中の点線で示す如き状態になる。Ⅲ-(2)および(3)で述べた純鉄や炭素鋼の実験結果に、よくこれがあらわれている。

次に変態応力が重なった場合について述べる。表面焼入の場合は緒言で述べた如く、表層(a層)および内層(b層)の層にわけて考え得る。すなわち、このa層の厚さおよび変態量の各種の場合について考えれば鋼を表面焼入した場合の残留応力に対する変態の影響を説明出来よう。

#### (i) 変態層(a層)が極めて薄い場合

すなわち、変態層の質量を無視し得る程薄い場合で、この層内の変態(ここに云う変態はすべて $Ar''$ 変態とする)は、ある温度( $T_M$ とする)で同時に生じ、時間的遅れがなく、かつこの温度で完了するものとする(実際は $M_s \sim M_f$ の温度区間では、温度によつて決定された量だけ変態する)。

この場合の、試料全体の温度分布の時間的変化にもとづく熱応力は、Fig. 9の経過をたどるはずで、これに外

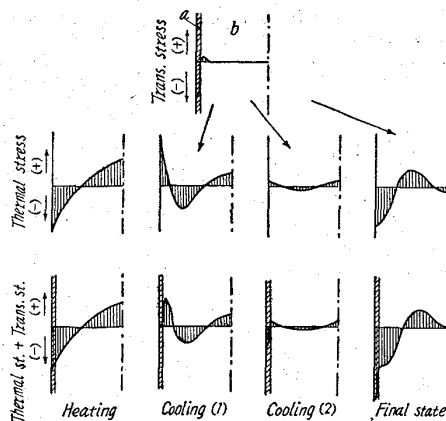


Fig. 10. Generating mechanism of internal stress caused by induction hardening (in case transformation zone is very thin.)

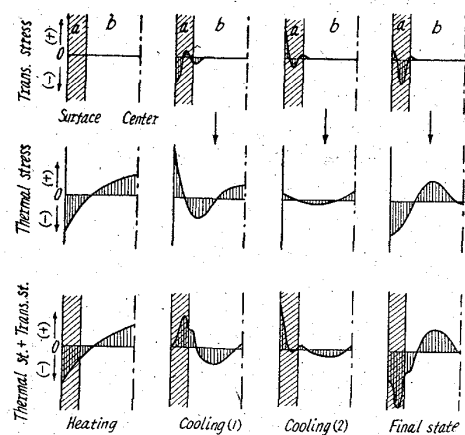


Fig. 11. Generating mechanism of internal stress caused by induction hardening (in case transformation zone is thick.).

層の変態による応力が相加されると考える。

変態による応力は次の如く考える。すなわち、この場合は、変態の膨脹のみによる応力を考え、内部の膨脹しない層が拘束されているため、Fig. 10の最上段に示す如くなる。この分布の形状を支配するものは、変態開始温度( $T_M$ )、変態量および温度 $T_M$ における材料の強度である。変態量が大き、かつ材料の強度が大であるほど、応力は大きくなるはずである。この応力は温度 $T_M$ で発生し、それ以下常温に至るまで変化しない。すなわち変態量および $T_M$ における材料の強度のみで決まり、時間に無関係なものとする。この変態応力をFig. 9のある時間経過後(表面が $T_M$ に達した時間)の応力分布に相加させれば、このような2層を持った円筒焼入の応力分布となる。この様子を示したのがFig. 10である。すなわち、常温においてはa層内は熱応力にもとづく圧縮応力に、変態によつて生じた応力分が増加した結果になる。

#### (ii) 変態層(a層)が厚い場合

a層が厚くなつて、この層内での変態の時間的遅れが無視出来なくなつた場合で、この時は表面の温度が $T_M$ に達し、変態によつて圧縮応力が生じても、内部に変態が進むにしたがつて漸次反転する。この様子をFig. 11の最上段に示す。そして結局、最終状態として表面引張→内部圧縮の分布をなすのである。この応力分布の形状を支配するものは、層の厚さ、変態開始温度、変態量、変態が表面→内部へ移る速さおよび材料の強度である。さきほどと同様に、Fig. 9の熱応力分布にこれを加えるとFig. 11の最下段に示す如くなる。すなわち、残留応力には表層附近に圧縮応力の谷を生ずる。この谷の位置や大きさは当然上記諸条件によつて影響されるものである。

以上、表面焼入における残留応力発生機構を考察したが、鋼軸を高周波焼入する場合も、加熱冷却時の温度分布から考えて、これに近い変化をすると思われる。しかし実際には、変態発生時期と熱応力反点時期との関係が、定量的な解析をするに当つて、重要かつ困難な問題であろう。

#### (2) 内部応力と焼割れとの関係について

焼割れは、焼入冷却過程に熱または変態にもとづく引張応力によつて起る。この引張応力に対して材料が弱ければ当然焼割れを生起する。そこで、この現象を理論的に解明するには次の点が重要である。すなわち、(1) 焼入過程における応力分布、(2) 応力の変化する速さ、(3) 材料の各温度における強さである。

今までの幾多の実験では、純鉄の軸試料については、高周波焼入、普通焼入ともに焼割れは全く生じなかつた。このことは逆に、鋼を高周波焼入する場合にも、少くとも単純な形状であれば、Ar'' 変態が焼割れの主因となることが考えられる。Ar'' 変態の発生は、今まで述べたように表面から内部への時間的遅れを生じ、表層に急激な引張力が働く。この時、引張応力を受ける表層はすでにマルテンサイトになつて硬化している。マルテンサイトは静的な引張応力に対しては極めて強いが、衝撃力には弱い。従来の焼割れ発生機構の主説は、この引張衝撃力とマルテンサイト化の脆化に帰している。しかし引張応力を受ける表層を粘いものにしたらどうか。そこで III-(4) で述べた如く、浸炭層にさらに純鉄の薄層を電着させた試料を高周波焼入した。結果は、前述した通り、表面には割れが発見されず、従来の説を裏書きするように思われたが、この場合は、同一条件で焼入れた電着しない浸炭試料にも焼割れが発生しなかつたので、この点明らかでない。しかし、形状を変え、また純鉄メッキ層の厚さを変えて実験を行なえばなんらから結論を得られると思われる。

## V. 結 言

得られた結果を要約すると次の通りである。

(1) 高周波焼入において、純鉄軸の場合、すなわち熱応力のみが発生する場合は、軸方向および切線方向

の応力は、表面圧縮で中心部引張となる。そして、応力分布における圧縮から引張への移行点は、加熱深度が大きい方がより内部に存在し、かつ中心部の引張応力は大となる。

(2) 炭素鋼軸を各種の加熱深度で高周波焼入した場合も、すべて表面圧縮となるが、中心部は加熱深度によつて著しく変り、加熱深度が浅いほど引張応力が減ずる。また応力分布における圧縮から引張への移行点は、焼入境界層より若干内部に存在し、硬化層は必ず圧縮応力となる。

(3) 高周波焼入において、Ar'' 変態の膨脹は、硬化層における圧縮残留応力を増加させる。

(4) しかし、変態層の厚さ(硬化深度)、変態量および冷却条件によつては、表面より内側に最大圧縮残留応力があらわれ、表面はかえつて減少する場合もあり得る。

(5) 変態層および熱応力層の2層をもつた円棒から表面焼入における内部応力発生機構を考察した。

(昭和36年11月寄稿)

## 文 献

- 1) 須藤, 本間: 日立評論, 40 (1955) 6, p. 73~83
- 2) 高瀬, 三谷: 日本金属学会誌, 16 (1952) 2, p. 117
- 3) 中村, 上田, 甘粕: 鉄道技術研究資料, 14 (1957) 2, p. 3
- 4) 西原, 遠藤: 日本機械学会論文集, 15 (1949) No. 50, p. 1
- 5) G. SACHS: Z. Metallkunde, 19 (1927) p. 352
- 6) 応力測定研究会編: 応力測定法, p. 366
- 7) 佐野: 日本金属学会誌, 11 (1947) 9, p. 14  
    " :               "     13 (1949) 1, p. 17, 22  
    " :               "     13 (1949) 3, p. 19  
    " :               "     13 (1949) 6, p. 28
- 8) M. HETÉNYI: Handbook of Stress Analysis, p. 482
- 9) E. C. BAIN: Functions of the Alloying Elements in Steel, (1940), p. 162
- 10) H. BÜHLER u. E. SCHEL: Arch. Eisenhüttenw., 6 (1933), p. 283
- 11) 菅野: 日本機械学会論文集, 13 (1947) No. 43 p. 1
- 12) BUCHHOLTZ u. BÜHLER: Arch. Eisenhüttenw., 6 (1933), p. 335