

V. 結 言

漸進式および定置式による局部的に高周波焼入を施した径 86mm の丸棒試験片について、Sachs 法および、X線回折法により焼境部近傍の軸方向の残留応力分布を測定した結果、漸進式焼入法の場合には焼境部近傍の非焼入部に引張残留応力の生成される可能性のある事実を確認し、クランク軸実体の疲労強度が高周波焼入の実施により低下した事実の原因究明に対する有力な手掛りと、クランク軸の高周波焼入法に対する一つの指針を得ることができた。

文 献

- 1) 西原, 他: 金属学会, 昭和 33 年秋季大会において発表
- 2) 西原, 他: 鉄と鋼, 45, (1959), No.3, p. 349

(117) 高周波焼入鋼の残留応力に対する加熱条件, Ar'' 変態の影響について

日立製作所, 亀有工場 本 間 八 郎

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

Hachiro Homma.

I. 緒 言

高周波焼入用適性鋼種の選択と、各鋼種に応じた適正焼入条件の確立を目的として、3, 10 および 430kC の各種周波数の焼入装置を用いて、急熱オーステナイト化による焼入性¹⁾、焼割感度におよぼす材質 (γ 結晶粒度、

非金属介在物) の影響、焼入残留応力などに関して調査した。今回は 50mm ϕ の炭素鋼軸を高周波焼入した時の残留応力に対する加熱条件, Ar'' 変態などの影響について、純鉄、炭素鋼および純鉄—浸炭試料を用いて実験した。これらの結果について報告する。

II. 実 験 方 法

実験はつぎのごとく 4 通りについて行なった。

実験 1 純鉄および炭素鋼を心部まで完全焼入した場合。

実験 2 炭素鋼軸を各種加熱条件で、高周波一発焼入した場合。

実験 3 浸炭した純鉄軸を高周波一発焼入した場合。

実験 4 上記浸炭純鉄試料の表層に純鉄メッキを施した試料を高周波一発焼入した場合。

各実験に用いた試料、焼入装置および各種測定法を列記すればつぎの通りである。

(1) 試料の化学成分および前処理条件各実験に用いた試料は Table 1 のごとくである。

(2) 焼入装置 実験 2 以下の高周波焼入は 3kC, 300kW の日立製 (MG 式) を用い、誘導子は内径 55 mm ϕ 長さ 110mm の丸形 1 巻コイルを用いた。

(3) 温度分布の測定 焼入時の試料各部の温度分布の測定は、端面より軸方向にあけた 2.2mm ϕ の孔に 0.3 mm ϕ のアルメルクロメル熱電対を挿入し、電磁オシログラフで記録させた。熱接点には Cu 粉を用い、試料との接触を良くするよう留意した。

(4) 残留応力の測定 実験 1 の表面残留応力の測定は Heyn 法により軸方向のみを測定した。この場合は表面より 0.5 mm までの 1 層の平均応力を求めた。実験 2 は Sachs の旋孔法により、表層 1 mm までの軸、

Table 1. Used samples.

	Materials	Chemical compositions					Dimension of samples	Preliminary treatment
		C	Si	Mn	P	S		
Exp. 1	Pure iron	0.0026					10 ϕ $\times$ 100mm/ and 10 ϕ $\times$ 50mm/	850~950°C $\times$ 1 h F.C.
	S 20C	0.21	0.22	0.61	0.023	0.019		
	SK 7	0.63	0.33	0.44	0.017	0.014		
	SK 3	1.02	0.25	0.47	0.015	0.011		
Exp. 2	S 20C	0.17	0.30	0.48	0.010	0.014	50 ϕ $\times$ 100mm/ (Exp. 3 and 4) (are same)	850°C $\times$ 1 h O.Q. 650°C $\times$ 2 h O.Q.
	S 35C	0.35	0.23	0.70	0.017	0.027		
	S 45C	0.46	0.30	0.56	0.019	0.018		
	S 55C	0.51	0.23	0.67	0.015	0.019		
	Materials	Carburizing condition		C content of case (%)			Case depth (mm)	
Exp. 3 and 4	Pure iron	C.P. 0.9 gas 930°C $\times$ 5h		0.65			0.5	
	"	" 930°C $\times$ 11h		0.88			1.5	
	"	" 930°C $\times$ 29h		0.92			2.5	

切線，直径方向の応力分布を求めた。実験3および4はSachsの内削り法と外削り法とを併用し²⁾，表層付近の残留応力も測定した（計算式は省略）。歪測定は，交流型抵抗線歪計でゲージ長さ10mmのベークライトゲージおよび5mmのポリエステルゲージを用いて行なった。なお，測定は試料旋孔後 $20 \pm 0.5^\circ\text{C}$ の恒温室に一昼夜放置し，さらに温度補償ゲージを併用して行なった。

III. 実験結果

1. 炭素鋼のズブ焼入における歪および残留応力

Table 1の試験片を200~1000°Cの各温度に電気炉中で10分間持後，15°Cの水中に軸方向に投入急冷した。この場合の長さ，直径方向の歪および軸方向の表面残留応力測定結果をFig. 1に示す。焼入温度700°C以下は熱のみに基づく結果と考えられるが，C量の差が余り顕著でなく，700°Cにおいて長さ歪は -65μ （純鉄）~ -33μ （0.63%C），直径歪は $+4\mu$ （純鉄）~ $+1\mu$ （0.63%C）であり，残留応力は18~30 kg/mm²の圧縮を示した。750°C以上はAr¹¹変態の膨脹， γ_R による収縮などが加わるのでC量の影響が顕著である。すなわち，長さの膨脹は，0.63%C 850°C焼入が最大で445 μ を示し，直径の膨脹は1.02%C 900~1000°C焼入が最大で50 μ を示した。また表層の残留応力は750°C以上では，0.63および1.02%Cは温度上昇とともに圧縮応力が急増し

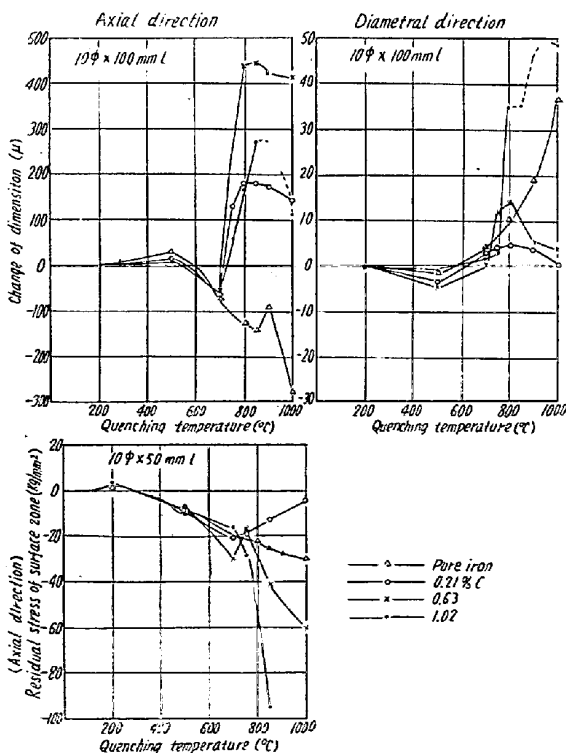


Fig. 1. Relation between quenching temperature and dimension change and surface residual stress in carbon steels.

0.21%Cは逆に減少している。以上より，本実験のごとく急激な焼入で，かつ中心部まで完全焼入されたものであれば，少くとも表層近傍には変態膨脹量の大きい鋼ほど大きな圧縮応力が残存することが予想された。

2. 高周波焼入における加熱条件と残留応力との関係

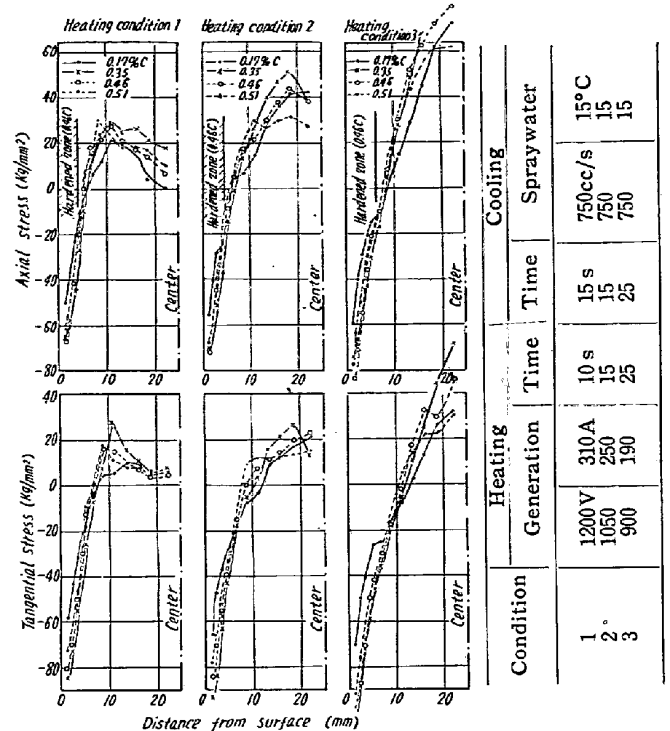


Fig. 2. Residual stress of induction-hardened carbon steels at various heating conditions.

各種炭素鋼軸の結果をFig. 2に示す。加熱条件は1→3の順に深度大で，条件3では中心部700°Cに達した。本結果より，応力分布は加熱深度大なる程，表面の圧縮中心部の引張応力ともに大となり，特に中心部の応力分布が顕著に変わる

が認められる。表面より1mmにおける圧縮残留応力は，C量0.4%が最大となつた。しかし硬化深度を考慮に入れた硬化量との関係は，Fig. 3のごとく硬化量増大とともに単調に増す結果が得られた。また圧縮—引張移行点は，すべて硬化深度より若干内部に存在する。

3. 浸炭した純鉄試料および鉄メッキによる実験

鋼軸を高周波焼入する場合，水冷直前の温度分布より，変態点以上に加熱せられた表層とそれ以下の内部との2層に分られる。質量効果を見れば，当然前者の

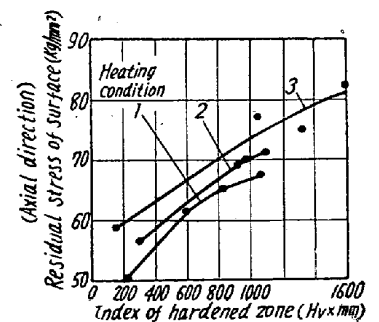


Fig. 3. Relation between index of hardened zone and surface residual stress.

層のみが Ar'' 変態にあずかる。それゆえ、表面焼入の残留応力に対する変態の影響は、この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。この意図で上記

すことが認められた。

(3) その他、浸炭した純鉄試料を用いて高周波焼入の残留応力に対する変態の影響を明らかにした。

文 献

- 1) 須藤, 本間: 日立評論, 40 (1959) 6 p. 73~83
- 2) 応力測定研究会編: 応力測定法

(118) 鋼破面の電子顕微鏡的研究(その 1)

(軟鋼の低温脆性に関する研究—Ⅳ)

富士製鉄, 広畑製鉄所研究所

○中西・昭一・武政 明雄

Fractographic Study of Plain Carbon Steel by an Electron Microscope—Part. 1
(Study of the cold brittleness of plain carbon steel—Ⅳ)

Shōichi Nakanishi and Akio Takemasa.

I. 結 言

鋼の V ノッチ引張試験片の低温脆性と、その方向性については、すでに報告したが、その場合の延性ならびに脆性破面を電子顕微鏡により観察し、鋼の低速度引張時における脆性亀裂の発生ならびに伝播について、ある程度の推定ができたので、その結果について報告する。

II. 試験方法ならびに結果

セミキルド鋼板より採取せる V ノッチ引張試験片を $-60^{\circ}\text{C} \sim +80^{\circ}\text{C}$ の各温度において、引張試験を行なつて得られる破断面について、破断直後破断面を残して、厚さ 2~4mm に切断し、ポリスチレン・カーボン 2 段レプリカ法により、レプリカを作製した。この場合 1 段目レプリカから試料を剝離するのに通常の機械的剝離は絶対に不可能であるので、試料を酸溶解した。カーボン蒸着前にノッチに平行方向より蒸着角 45° で Cr shadowing を行なつた。従つて試料の方向は、写真中に見られる球形非金属介在物の欠痕によつて決定された。

高温度側においては、延性破断をするのは、当然であるが、その破面の代表例を Photo. 1 示す。

結晶粒は粒界において迂り、かつ迂り方向にかなり伸びた延伸粒となり、その後結晶粒界で破断している。

低温度側になると、破面は延性から脆性に移行するのは当然であるが、それにとまつて破断形式も粒界破断より、粒内破断に変つてくる。この場合、粒界迂りは、ほとんど見られなくなる。

普通炭素鋼では、フェライト中にパーライト層が存在

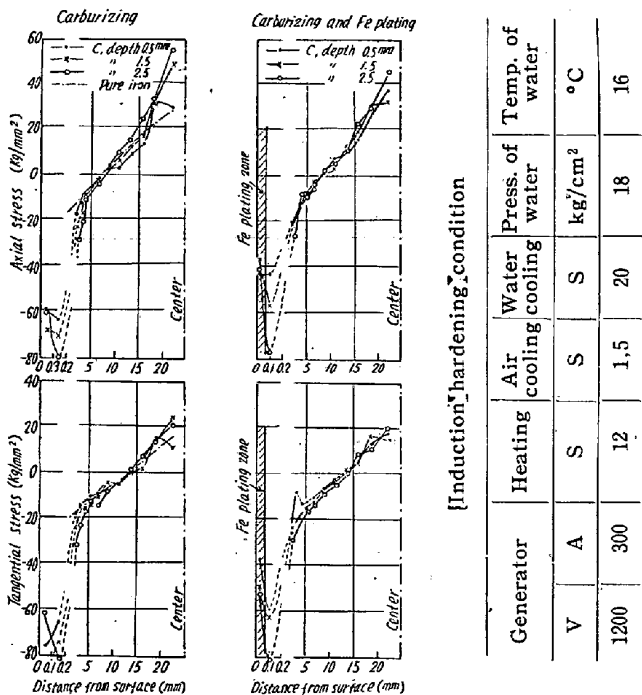


Fig. 4. Residual stress of carburizing iron and Fe plating same samples by induction hardening.

実験を行なつた。結果を Fig.4(左)に示す。応力分布の形状は、全浸炭条件とも浸炭境界付近より圧縮応力が急増し、浸炭深度大なる程大きい。また、表面付近には浸炭条件によつては応力分布の谷が認められた。これら圧縮応力の差は、明らかに浸炭層に生じた Ar'' 変態の影響であり、この膨脹が圧縮応力を増加させると考える。上記浸炭試料にさらに厚さ 0.06mm の純鉄メッキを施した試料、すなわち熱—変態—熱の 3 層をもつた場合は、同図(右)に示す如くメッキ層に引張応力は認められないが、圧縮応力は著しく減少した。またメッキ層の割れは認められなかつた。これらの結果は焼割れの機構、局部焼入の応力分布考察に示唆を与えるものと思われる。

IV. 結 言

(1) C 0~1% の炭素鋼を心部まで急冷完全焼入した場合、同一焼入条件では炭素量の増すほど、また同一炭素量では焼入温度が高いほど (1000°C まで) 表層の圧縮残留応力は大きくなる。

(2) C 0.2~0.55% の炭素鋼の高周波表面焼入では、同一焼入条件の表面の圧縮応力 (表面より 1 mm) は、C 0.3~0.4% が最大となつた。しかし硬化深度を考慮に入れた硬化量との関係は、硬化量増大とともに増