高周波焼入の冶金学的研究

Metallurgical Studies on the Induction Hardening

本 間 八 郎* Hachirô Honma

内 容 梗 概

Ni, Cr, Mo を含んだ数種の特殊鋼について,高周波加熱のS曲線を求め,普通加熱のそれと対比して,急熱 オーステナイト化の様子を検討した。その結果,普通加熱の場合とかなりS曲線の形状が変わるものがあるこ とを認め,特に軸受鋼 (SUJ 2) は 6 秒 950℃ 加熱で中炭素鋼とほぼS曲線の形状が同じになることを明らかに した。

また,高周波焼入によって生ずる内部応力について新しい実験手法を用いて,熱応力,変態応力の影響を明 らかにし,内部応力の発生機構を考察した。

1. 緒 言

高周波焼入は局部の急速加熱焼入であって、焼入機構は普通焼入 と異ならない。ただ急熱によるオーステナイト化のため鋼中に含ま れる合金元素やそれらの間の化合物の溶解,拡散が十分に行なわれ ない場合が多く, 普通焼入における焼入性と相違してくる。本焼入 法が実用化された初期には一般に小形部品の焼入で、焼入深度も浅 かったので問題にならなかったが,現在のように広く機械部品に応 用され、焼入深度の大きいものも行なわれるようになると焼入性が 問題となる。また最近高周波焼入においても各種冷却剤の利用、マ ルクエンチング,中断焼入,遅延焼入などの方法がとられることが あるが、これに対しても、急熱オーステナイト化による鋼の焼入性 ないし変態特性を明らかにすることが重要である。そこで著者は高 周波加熱による恒温変態法によって、代表的機械構造用鋼の焼入性 について検討した。 一方、高周波焼入では、同一の形状の試料であっても、炉中で均 熱して焼入したものとは異なった分布の内部応力が発生する。これ によって生ずる残留応力が部材の強度に大きな影響を与えること は、ほとんど動かせない事実である。そこで著者はこの重要な焼入 応力の問題について,新しい考え方で実験を行ない,発生機構を考 察した。すなわち、鋼を高周波焼入する場合、水冷直前の温度分布 を考えると第1図のようになる。これより図のように、変態点以上 の温度に加熱された a 層および変態点以下の b 層の 2 層に分けられ る。これが急冷された場合、鋼の質量効果を無視すれば、 a 層のみ が変態にあずかり、 b層に発生するものは純粋に熱応力のみであ る。それゆえ高周波焼入の残留応力に対する変態の影響は、このa 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。そこで純鉄に浸炭を行ない,浸炭層厚と浸炭炭素量を変えた試 料を作製して同一高周波焼入条件の結果を比較した。次に上記浸炭 試料の表面に鉄を電着させ、熱一変態一熱の3層をもったものにつ いて同様の実験を行ない、表面の残留応力を検討した。以上の実験 結果および従来のデータから、表面焼入における内部応力の発生機

構について考察を試みた。

高周波焼入における鋼の変態および
 焼入性について

2.1 試料および実験方法

用いた試料の化学成分,変態点およびオーステナイト結晶粒度を 第1表に示す。高周波加熱用の試料は前処理として焼入焼戻を行な って均一なソルバイト状にした (SUJ2のみは球状化焼鈍を行なっ た)。これらの熱処理条件を第2表に示す。以上の熱処理後,10 ¢ ×5 mm の試験片に機械加工した。

試料の加熱には10kc, 75kW MG 式の発振装置を用いた。加熱



第1図 高周波焼入の加熱温度分布

第2表 試料の前処理条件

鋼種	前 処 理 条 件
SNC 2	850℃×40 分油冷, 600℃×1 時間油冷
SCM 1	850℃×40 分油冷, 600℃×1 時間油冷
SUJ 2	930℃×1 時間空冷, 780℃×1.5 時間徐冷
SUS22	950℃×50 分油冷, 700℃×1 時間油冷

第1表 試料の化学成分,変態点およびオーステナイト結晶粒度

鋼 種 <u>C</u>			化	学 成	分	(%)			変態点 (℃)				オーステ
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Ac1	Ac ₃	Ar ₁	Ar ₃	晶粒度
SNC 2	0.28	0.25	0.40	0.014	0.018	0.73	2.61		730	762	605	679	6.0
SCM 1	0.28	0.26	0.47	0.022	0.016	1.17		0.28	772	831	702	766	6.0
SUJ 2	0.98	0.43	0.24	0.018	0.021	1.57			770	805	720	732	5.5
SUS22	0.11	0.57	0.48	0.021	0.016	12.47			819	865	770	792	5.5

— 27 —

* 日立製作所亀有工場 工博

評 論

5

14

戶言

第 47 巻 第 2 号







第3表 高周波加熱条件

試 料	12-1	周波数 (c/s)	発電機端	子電圧電流	加熱時間 (S)	最高加熱 温 度 (℃)
	个十		電圧 (V)	電流 (A)		
SNC 2 , SUJ 2	SCM 1	10,000	250~260	100~109	6.0	950
SUS22		10,000	$228 \sim 240$	95~100	11.0	1,050

装置を第2図に示す。最高加熱温度は、試料の外周から2mmの位置に $0.8 \phi \times 1 \text{ mm}$ の孔をあけ、これに $0.3 \text{ mm}\phi$ のアルメルクロメル熱電対をそう入して鍛接し、ミリボルトメータによって測定した。これと光高温計による方法を併用した。所定の焼入温度に達すれば、支持棒をつけたまま試料をかたわらの恒温浴に投入した。恒温浴は、700~500℃は Pb 浴、400~400℃は Sn 浴、250~150℃は油浴を用いた。第3表に高周波加熱条件を示す。

恒温浴焼入後,硬度測定および検鏡を行なった。この場合,試料 外周から2mmの位置で測定した。これは高周波加熱のため,外周 からの距離によって加熱条件が異なるからである。

2.2 実験結果および検討

硬度の時間的変化と顕微鏡組織からS曲線を求めた。また,比較のため高周波加熱と同じ試料を用いて,同一オーステナイト化温度に5分保持(普通加熱)した場合のS曲線を求めた。



第5図 Cr-Mo鋼(SCM1)の普通加熱および 高周波加熱S曲線

ど一様に固溶されている。しかし急熱の場合には、炭化物の核発生 を遅らせる Cr の拡散固溶が十分に行なわれず、パーライトの析出 を早くさせたものであろう。これに対してフェライト析出を遅らせ る Ni は、加熱前にフェライト中に固溶しているのでオーステナイ トの組成には変化を与えなかったと見るべきである。より急速加熱 にすれば、この傾向が顕著になって Ni 鋼のS曲線に近づくと思わ れる。第4図にこれらの代表的な顕微鏡組織を示す。

クロムモリブデン鋼 (SCM 1)

SNC2と同条件で求めたS曲線を第5図に示す。この場合はやは りS曲線の全体的な形状は両者似ているが,高周波加熱の曲線が全 般的に左方にずれている。特に750~600℃のパーライト析出線が その傾向著しく,変態進行速度も早い。SCM1に含まれる合金元素 Cr, Moともに炭化物生成傾向が大きいため,ニッケルクロム鋼で 述べたと同じ理由でパーライトの析出を早めたものである。さら

ニッケルクロム鋼 (SNC 2)

第3図は SNC 2 の結果である。高周波加熱(破線)と普通加熱(実線) とを比較すると、フェライト析出線はほとんど一致しているが、パーライトおよびベイナイト析出線は高周波加熱のものが左にずれている。しかし全体的には S 曲線の形状は両者よく似ている。 普通加熱の場合には、C、Ni, Cr はオーステイナイト中にほとん に、 Cr, Mo の存在は最高加熱温度 950℃ の急速加熱においては、 オーステナイト粒の粗大化が少ないため、普通加熱にくらべて変態 を促進せしめたものである。第6 図に代表的な顕微鏡組織を示す。 高炭素クロム鋼 (SUJ 2) 求めた S 曲線を第7 図に示す。この場合は、両者非常に形状が異 なる。普通加熱は変態開始線に、650℃ 付近および 400℃ 付近の二 つのノーズがあるが、高周波加熱は一つになり、その位置は 550℃



に下がっていて,しかも全体的に非常に左にずれている。すなわち, 析出したパーライトの組織が非常に腐食されやすい結節状のもので あるが、温度降下とともに細長くかつ微細になって500℃以下では ベイナイトが現われるようになる。これに対して, 高周波加熱は, 700℃ で析出するパーライトは結節状のものでなく、かなりあらく 球状化したものであって, 普通加熱のものに比べてかたさが低い。 荷重50gのミクロビッカースで実測したが,普通加熱のパーライト が約Hv 420 に対し, Hv 300~320 であった。また, 500℃以下で は、ベイナイトの形状が非常に細かく、300℃に至ってはじめて 400倍程度の倍率で針状に検出することができる。

これらは要するに、急速加熱下の Cr の挙動に起因する。 すなわ ち、この実験条件では、急速加熱下のオーステナイトの組成は、ほ とんど炭素鋼のそれに近くなってS曲線の形状を変えたと考えられ る。またその C% もかなり低く共析以下であろう。 それゆえ,初 析のフェライトが現われているはずである。地のマルテンサイト中 の未溶解炭化物もかなり存在していた。なお、析出炭化物の分析は 行なっていないが、500℃以上の温度でも普通加熱にくらべてCr量 の低いものであることが想像される。第8図におもな顕微鏡組織を 示す。



第9図 Cr鋼(SUS 22)の普通加熱および高周波加熱S曲線

め、急速加熱のオーステナイト組成に対する影響がかなり減少した と考えられる。

3. 高周波焼入鋼の残留応力について

3.1 試料および実験方法

50 mm $\phi \times 100$ mm l の円壕状の純鉄試験片を第4表に示す条件で ガス浸炭を行ない,浸炭量および浸炭深さの異なる試料を作製した。 さらに、以上述べた浸炭試験片の外周に厚さ0.06mmの鉄を電着 させ,真空焼鈍炉で600℃×1.5hのひずみ取焼鈍を行なって,熱一 変態一熱の3層をもった場合の実験試料を作製した。この試験片の 浸炭条件は第4表における試料 No.11~13と同じである。

高周波焼入には3kc, 300 kWのMG式の装置を用いて定置一発 焼入を行なった。加熱コイルには内径 55 mm Ø, 長さ110 mm の丸 形一巻を用いた。第5表に高周波焼入条件を示す。残留応力の測定

第4表 試料の浸炭条件

低灰玄島クロム綱 (51522)					214 11	
第9図はS曲線であるが,この場合は形状は同一で高周波加熱が	試料 No.	浸炭ガス炭素 ポテンシアル	浸炭条件	表 層 0.1 mm の 平均浸炭量	浸炭深度	仕上げ
左にずれているだけである。最高加熱温度は、いままでと異なり	11	0.9 %	930℃× 5h 徐冷	0.65%	0.5 mm	浸炭後表面をグラ
1,050℃ である。なお SUS 22 は 550℃ 以下のオーステナイト領域が	12	0.9	930℃×11h徐冷	0.88	1.5	
広いのボール劫災廃すけたト $ au M$ ようまたた この分田 J 図上	13	0.9	930℃×29h 徐冷	0.92	2.5	//
広いので二次熱俗焼入法によって Ms 点を氷めた。この結果も凶中	21	0.7	930℃× 5h 徐冷	0.62%	0.5	浸炭後表面をグラ
に示してあるが, 普通加熱 295℃, 高周波加熱 325℃ であった。	22	0.7	930℃×10h徐冷	0.75	1.5	1 ンター仕上げ
SUS 22 の場合は, Cr はほとんどフェライト中に固溶されているた	23	0.7	930℃×30h徐冷	0.78	2.5	//

326 昭和40年2月

日

評 論

17

第47巻第2号

第5表 高周波 焼入条件

加熱		熱		冷	却	
発電機電圧 (V)	発電機電流 (A)	時 間 (s)	空冷時間 (s)	水冷時間 (s)	水 量 cc/s	水 温 (℃)
1,200	300	12	1.5	20	750	16

はSachsの旋孔法によって表面に軸方向および直径方向にそれぞれ 2枚ずつの10mm ベークライトゲージをはり付けて測定した。 こ の場合は,この方法で,中心部から表層2mm までの残留応力を求 め,次にゲージを内面にはりなおして,外周を研削して表層の応力 を求めた。

3.2 実験結果および検討

純鉄に浸炭した試料を高周波焼入すれば,緒言で述べた とおり表層部のみAr"変態を生じ,内部は熱応力のみの結 集を得る。

第10回に焼入時の試験片の温度変化を示す。すべてこ の条件で焼入を行なった。第11回および第12回は残留応 力の測定結果である。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 変わる点も一致しているが、表層および中心部付近の応力 値には明らかに浸炭の影響が認められ、特に表層付近が著 しい。すなわち、浸炭量 0.9% の場合についていえば、各浸 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,焼一 変態一熱の3層をもった結果を第13回に示す。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(第11回および第12回)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/mm²減少している。特に表層部 の純鉄層では,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,内部の変態膨張による引張力が集中したためで,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。

3.3 高周波焼入による内部応力発生機構の考察

円壔形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氏⁽²⁾や菅野氏⁽³⁾は純鉄、



炭条件とも浸炭境界部付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、深さ2.5 mmのものは80 kg/mm² (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 付近の圧縮応力は約15 kg/mm²(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、変態の膨張は表層付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 氏⁽¹⁾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, 各浸炭深さともわずかに値 が小さくなっているが, 大きな差異は認められない。Ar" 変態の膨張量は, 焼入条件を等しくすれば炭素量と直線関 係を有すると考えられるので, 完全焼入であれば, 当然炭 素量の差異が生ずると思われる。

以上述べた浸炭試験片の表層に、厚さ0.06mmの純鉄を





高 周 波 焼 入 冶 金 学 的 研 究 Ø



高周波焼入後の残留応力(浸炭試験片に鉄を電着した場合) 第13 図

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)のような分布を示す ものと考えられる。この場合、最初の加熱で温度こう 配が急で(加熱層が薄く、しかも表面温度が高いほ ど), かつ降伏点の高い材料ほど, 中心部の応力分布 に凹みを生じ,条件によっては圧縮になる。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 が少なくなり, 圧縮→引張の移行点が中心側にずれ, 図中の点線で示すような状態になる。

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ように,表層(a層)および 内層(b層)の層にわけて考えることができる。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 変態の影響を説明できよう。

(i) 変態層(a層)がきわめて薄い場合

変態層の質量を無視し得るほど薄い場合で、この 層内の変態(ここにいう変態はすべて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、温度によって決

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。表面焼入の場合はどうか。著者は緒言で述べ たとおりの実験方法で、変態応力の影響を検討できると考え、種々 実験を行なった。これらの結果に Bühler 氏の理論(4)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。

第14図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 描いた図である。円壔形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。表面が急激に膨張する結果, 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、ただ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)。このときの応力減少の程 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冷却されると(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。このとき、降伏点の 高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)のような状態



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基づく熱応力 は、第14図の経過をたどるはずで、これに外層の変態による応 力が相加するものと考えられる。

変態による応力は次のように考える。すなわち、この場合は, 変態の膨張のみによる応力を考え、内部の膨張しない層で拘束さ れているため第15図の最上段に示すようになる。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。変態量が大で、かつ材料の強度が大 であるほど、応力は大となるはずである。この応力は温度 TM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 TM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。この変態応力を第14図のある時間経過後(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 た円壔焼入の応力分布となる。この様子を示したのが第15図で





日

17.

評

論

第16図 変態層が厚い場合の残留応力の発生機構

ある。すなわち,常温においては a 層内は熱応力に基づく圧縮応 力に,変態によって生じた応力分が増加した結果になる。 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たって重要かつ 困難な問題であろう。

第47卷第2号

4. 結 言

以上,治金学的立場から高周波焼入の特質について二,三検討した。すなわち,Ni,Cr,Moを含んだ数種の特殊鋼について,高周波加熱のS曲線を求め,普通加熱のそれと対比して,急熱オーステナイト化の様子を明らかにした。また,高周波焼入によって生ずる内部応力について新しい実験手法を用いて,熱応力,変態応力の影響を明らかにし,発生機構を考察した。

その結果を要約すると次のとおりである。

- (1) SNC 2, SUS 22 は急熱によってもS曲線が大きな変化をせず、したがって焼入性の低下も著しくない。これに対して、SUJ 2 の球状化焼鈍をしたものは、6秒、950℃の加熱条件では中炭素鋼と同じS曲線になり、したがって焼入性も炭素鋼と同程度に低下する。
- (2) 高周波焼入において、Ar"変態の膨張は、硬化層における 圧縮残留応力を増加させる。
- (3) しかし,変態層の厚さ(硬化深度),変態量および冷却条件 によっては,表面より内側に最大圧縮残留応力があらわ れ,表面はかえって減少する場合もあり得る。

(ii) 変態層(a層)が厚い場合

328

昭和40年2月

a 層が厚くなって、この層内での変態の時間的遅れが無視でき なくなった場合で、このときは表面の温度が T_M に達し、変態に よって圧縮応力が生じても、内部に変態が進むにしたがって漸次 反転する。この様子を **第16** 図 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、**第14** 図の熱応力分布にこれを加えると**第16** 図の 最下段に示すようになる。すなわち、残留応力には表層付近に圧 縮応力の谷を生ずる。この谷の位置や大いさは当然上記諸条件に よっ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の機構を考察したが,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

- (4) また,表面に脱炭層を有する場合にも(3)と同様な分布になる。
- (5) 変態層および熱応力層の2層をもった円壔から表面焼入に おける内部応力発生機構を考察した。

参考文献

- (1) 佐野: 日本金属学会誌 11 (1947) 9, p. 14
 佐野: 日本金属学会誌 13 (1949) 1, p. 17, 22
 佐野: 日本金属学会誌 13 (1949) 3, p, 19
 佐野: 日本金属学会誌 13 (1949) 6, p. 28
- (2) H. Bühler u. E. Scheil: Arch. Eisenhüttenw., 6 (1933)
 p. 283
- (3) 菅野: 日本機械学会論文集 13 (1947) No. 43, p. 1
- (4) Buchheltz u. Bühler: Arch. Eisenhüttenw., 6 (1933)p. 335

