

技 術 資 料

鋼 の 熱 処 理 応 力

磯 村 良 蔵*

Residual Stresses in Heat-Treated Steels.

Ryōzō ISOMURA

I. 緒 言

鋼を熱処理すると、一般に残留応力を生ずる。ここで云う熱処理応力とは、この残留応力のことであつて、広く実際問題と密接な関係を持つている。例えば焼入応力は工具類の焼割や研磨時に生ずる割・歪の原因となるし、いろいろの表面硬化処理に伴う表面圧縮の残留応力は、この場合に得られる高い疲労強度の一つの原因であるといわれている。また板バネの熱処理で焼戻後急冷し、表面に圧縮応力を残留せしめて疲労強度を向上させたり、引抜ダイスなどで孔の内面のみを焼入硬化させ、そこに生ずる圧縮の残留応力によつて破壊強度を増強したり²⁰⁾するのは熱処理応力を活用した実例といふことができる。

このように鋼の熱処理応力は消極面・積極面で重要なものであり、またつねに関心を持たれている問題であるが、測定が一般に面倒であるため十分な資料が得られておらず、とくに実際的な問題で多くの不明な点を残している。しかし熱処理応力の諸問題において少なくとも基本的な考え方が得られるように、発生機構・諸条件の影響・実際問題との関係などについて、これまでの諸研究を整理してみたので、以下に項を追つてこれらを述べることにする。応力測定法の問題は測定結果を見る上において重要であるが、別にこれを取扱つた著書^{4)~7)}もあるからここでは触れないことにする。

II. 熱処理に伴う基礎的な残留応力

一般に、熱処理応力はいろいろな原因に基づく応力の重畳したものと考えられることができるが、ここではまずそのものつとも基礎的な応力として、熱収縮のみに基因するものと、変態膨張のみに基因するものを取上げてみる。

1. 熱応力

鋼の円棒を変態点以下の温度より急冷する場合を考え

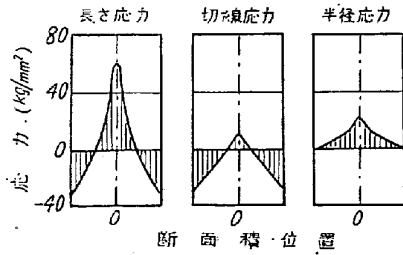
る。この場合冷却が開始されると円棒の内外には温度差を生じ、したがつて内外の熱収縮に相違を生ずるから、表面には引張、中心には圧縮の応力が作用する。この応力は温度差に平行して増減し、冷却開始後、時間の経過とともにまず増大して極大に達し、その後減少して0となる。

鋼は高温で大きな塑性を有するから、このような応力が作用すれば、これと緩和しようとして表面には引張、中心には圧縮の不均一な塑性歪が生じ、とくに前者が大きく現われる。このため実際の応力の大きさは正確には温度差に比例せず、応力が0になるのは内外の温度が同一になる以前で内部が表面よりまだかなり高い時期である。そこでさらに時間が経過して内部の温度が大きく降下すると、応力分布は反転をおこして表面は圧縮、中心は引張となり、内外が均一に常温になると応力値は最大となる。鋼は常温では塑性を減じ、弾性体と見做し得るようになるから、この応力は塑性歪の発生によつて緩和されることなく永久に残留する。このように単に熱収縮に基因して生ずる残留応力を熱応力という。

この熱応力は冷却速度とともに大きくなり、その影響はかなりいちじるしいものである。このほかこの応力は鋼の高温・常温における強度にも大きく影響される²¹⁾もので、高温強度が小さければ、不均一塑性歪が大きくなり、応力の反転時期も早まり、熱応力も大きくなるが、一方常温強度が小さければ、大きな熱応力を収容し得ず、表面部で降伏をおこし、分布形状も直線より偏倚することになる。

第1図²²⁾は熱応力の実例として0.3%C炭素鋼円棒(44mmφ)を700°Cより氷水冷した場合の長さ応力・切線応力・半径応力の分布を示したもので、長さ応力が切線応力より、中心の引張応力値が大きくなつていること

* 鉄道技術研究所金属材料研究室



第1図 0.3% C 炭素鋼円棒(44mm φ)を700°Cより氷水冷却した場合の残留応力分布(菅野・阪本)

は円棒の熱応力の通性として留意する必要がある。

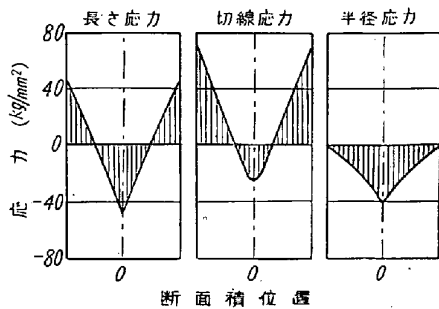
2. 変態応力

鋼の円棒を変態域を通じて急冷した場合、変態膨張のみによつて生ずべき残留応力を考えてみる。

さて前述の熱応力が収縮に基因するものであり、この場合の応力が膨張に基因するものであるから、発生過程も丁度反対になる。そしてこの場合には、急冷によつて生ずる温度差のため、内外で変態進行の程度を異にし、したがつて膨張量に相違を生ずるから、表面には圧縮、中心には引張の応力が作用する。鋼は変態温度が低くても、変態時には大きな塑性(変態塑性^{9)~12)}を示すから、この応力によつて表面には圧縮、中心には引張の不均一な塑性歪を生ずる。そこでさらに温度差が減少して内部の変態が進行すると応力分布に反転がおり、内外が均一温度になつて変態が完了すると表面引張・中心圧縮の応力を残留することになる。このように変態膨張のみに基因して生ずる残留応力を変態応力という。

この変態応力も冷却速度とともに大きくなるが、その影響は熱応力の場合に比れば、かなり小さくなる。しかし、熱応力の場合と異なり、徐冷しても容易に消滅しないことは注意を要する点である。この応力はまた、変態膨張量によつてとくにいちじるしく影響されるもので、膨張量が大きいと、応力も大巾に増大する。

第2図⁹⁾は16% NiのFe-Ni合金(Ms: 300°C, Mf: 100°C)円棒(50mm φ)を900°Cでオーステナイト化して後、330°Cまで徐冷し、続いて氷水中に焼入した場合の残留応力分布を示すもので、ほぼ純粋の変態



第2図 16% Ni Fe-Ni 合金円棒(50mm φ)を900°Cより330°Cまで徐冷し、続いて氷水焼入した場合の残留応力分布(菅野・阪本)

応力と見做し得るものである。ここで切線応力が長さ応力より、表面の引張応力値が大きくなっていることは円棒の変態応力の通性として留意しておく必要がある。

III. 焼入応力

鋼を変態点以上の温度から焼入した場合の残留応力すなわち焼入応力は熱収縮・変態膨張の両作用によつて生じたものである。したがつて焼入応力は熱応力と変態応力とが、品物の形状、寸法、鋼種、焼入方法などできまる一定の条件下で重畳したものと見ることが出来る。しかし、焼入によつて内部が完全に硬化しない場合には、さらに、その他の原因に基づく応力をも当然考慮しなければならない。

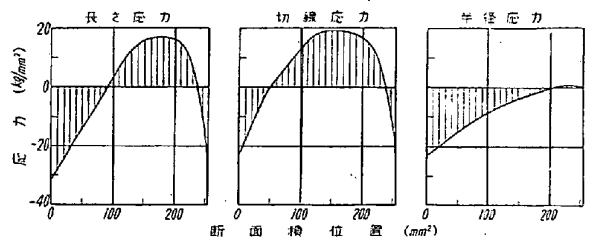
1. 中実円棒

(1) 熱応力と変態応力の現われ方

鋼が焼入により中心まで完全に硬化した場合、熱応力・変態応力がどのように現われるかを見よう。

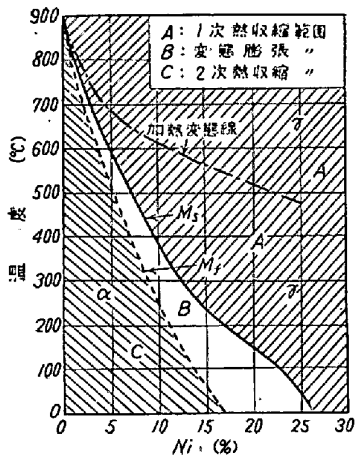
第3図¹³⁾は850°Cより氷焼入した軸受鋼(0.98% C, 1.39% Cr)円棒(18mm φ)の焼入応力分布であつて、著者らが放電加工法を利用¹⁴⁾し、Sachs法によつて求めたものである。これによるとこの場合の応力は表面と中心とが圧縮で、中間には引張の山が存在していることがわかる。

このような焼入応力における熱応力・変態応力の現われ方を調べるため、BÜHLERら¹⁵⁾は高炭素鋼に近似した変態過程を有する11.7% NiのFe-Ni合金*円棒(50mm φ)について、熱収縮の影響を順次減少させて行なつた場合の焼入応力を観察した。すなわち、900°Cでオーステナイト化後、ただちに氷水焼入した場合、700°C、500°Cおよび変態点直上の360°Cまで炉冷してから氷水焼入した場合の応力分布を測定したのである。Fe-Ni合金は第4図の加熱変態線以上に持ち来たしてオーステナイト化しておけば、これを徐冷しても、Ms点にいた

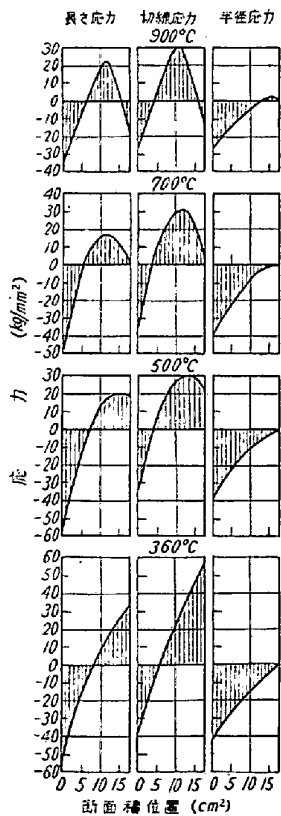


第3図 軸受鋼円棒(18mm φ)を850°Cより氷焼入した場合の焼入応力分布(磯村・佐藤)

* Fe-Ni合金を使用している主な理由はマルテンサイトの硬度が低く、Sachs法による応力測定が容易だからである。



第 4 図 Fe-Ni合金の焼入状態図と冷却中に熱収縮変態膨張を示す温度範囲 (BÜHLER, SCHEIL)



第 5 図 11.7% Ni の Fe-Ni 合金円棒 (50mm φ) を 900°C より氷水焼入した場合の焼入応力分布におよぼす焼入温度の影響 (BÜHLER, SCHEIL)

生が抑制され、内部では、それが促進された結果であると考えられる。すなわち表面部の変態は反転前の熱応力 (表面引張・中心圧縮) 下でおこり、そのため、変態応力の原因となる塑性歪 (表面圧縮・中心引張) の発生が妨げられるが、内部の変態は反転後の熱応力 (表面圧縮・中

る途中で何等拡散変態をおこさず、きわめて好都合である。第 5 図は応力測定の結果を示すものである。

さてこれを通覧すると、焼入温度が高い場合には第 3 図と同様な分布を示すが、焼入温度が低くなり熱収縮の影響が減少するにつれ、表面部の分布に変化がおこる (内部の分布は変化しない) ことがわかる。そして表面部は圧縮から引張になり、中間の引張の山は消滅し、変態点直上より焼入したものでは典型的な変態応力型の分布となつている。

この結果から第 3 図の表面から中間にわたる応力は、主として熱収縮の作用によつて生じた熱応力であり、したがつて中間から中心にわたる分布は、主として変態膨張の作用によつて生じた変態応力であることがわかる。

このように表面部が熱応力によつて支配され、内部が変態応力によつて支配されるのは两部分の変態がいちじりしく異なつた時期におこり、そのため、表面部では変態応力の発生が抑制され、内部では、それが促進された結果である

心引張) 下でおこるから、この塑性歪の発生が援けられるのである。

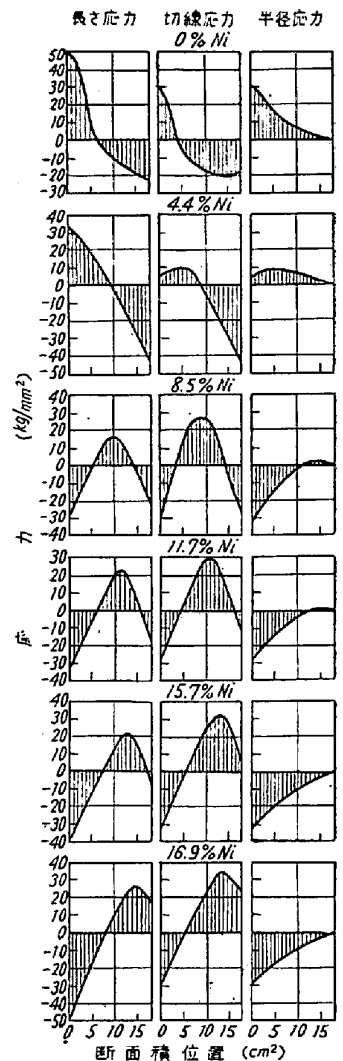
BÜHLER らは冷却時に生ずる熱収縮を Ms 点以上で生ずる一次熱収縮と Mf 点以下で生ずる二次熱収縮に分けている (第 4 図) が、上述した 11.7% Ni 合金や高炭素鋼では Mf 点が低く弾性域にあるため、焼入応力に現われる熱収縮の影響は主として一次熱収縮によるものであり、二次熱収縮の影響は少ない筈である。しかし低 Ni 合金や低炭素鋼になると、Mf 点が高く塑性域に入るため、二次熱収縮の影響はいちじるしくその比重を増してくる。

(2) 鋼種の影響

一般に鋼は炭素量や合金元素量を増加すると、その Ms 点を降下する。焼入応力におよぼす鋼種の影響のうちもつともいちじるしいのは、この Ms 点の影響である。

BÜHLER ら¹⁰⁾は純鉄およびいろいろの Ni% の Fe-Ni 合金円棒 (50mm φ) を用いて、この影響を研究した。すなわち純鉄は 950°C より、その他の Fe-Ni 合金は 900°C より氷水焼入して焼入応力を測定し、その分布を比較したのである。第 6 図は測定結果を示すものである。

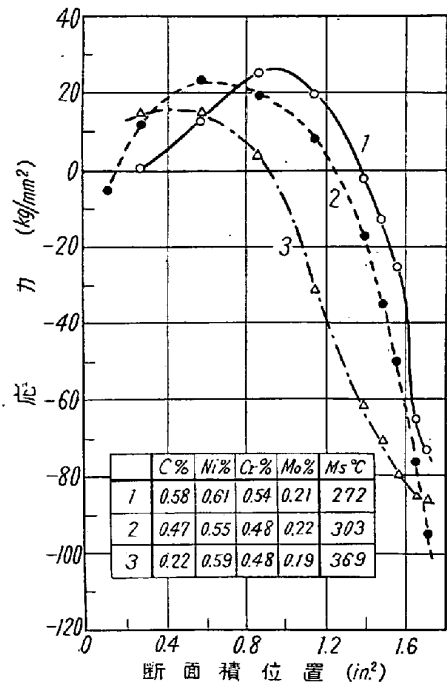
今、これを通覧するに、純鉄では応力分布が熱応力型であり、全断面にわたつて熱収縮の影響のみが現われているが、4.4% Ni になると、まず切線応力に変態膨張の影響が現われてくる。そして 8.5% Ni, 11.7% Ni になると、長さ・切線両応力において変態膨張の影響は明瞭となり、分布は熱応力・変態応力重畳型となる。さらに 15.7% Ni, 16.9% Ni では、一層広い範囲にわたつて変態膨張の影響が顕著となり、変態応力型に近



第 6 図 Fe-Ni 合金円棒 (50mm φ) を 900°C (純鉄は 950°C) より氷水焼入した場合の焼入応力分布におよぼす Ni % の影響 (BÜHLER, SCHEIL)

い分布となつている。

このように Ni% が少なく、Ms 点が高いものには熱収縮の影響のみが現われ、Ni% が多く、Ms 点が低くなると、変態膨張の影響が大きく現われてくるのは、Ms 点によつて、変態の完了時期に相違を生ずるからであると考えられる：すなわち Ms 点の高いものでは、内外の変態がともに反転前の熱応力下で完了し、そのため、全断面にわたつて変態応力の発生が抑制されるが、Ms 点が低くなると、内部の変態が反転後の熱応力下でおこるようになり、そのため、その部分では変態応力の発生が促進されるのである。ここで反転前の熱応力が変態応力の発生を妨げ、反転後の熱応力が変態応力の発生を援けることは、すでに前項で述べたところである。なお変態膨張量は Ms 点の降下に伴つて、当然増大するが、これがまた、Ms 点の低い合金に変態膨張の影響を大きく出させる原因となつていることはもちろんである。



第7図 Ni-Cr-Mo 鋼円棒 (1.5 in φ) を水焼入した場合の焼入応力 (切線応力) 分布におよぼす C% の影響 (CAMPBELL, MCLNTIRE)

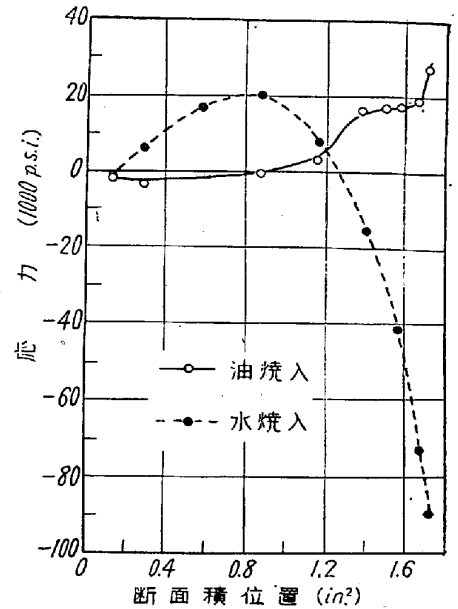
は 10% Ni 合金と同程度であるが、焼入応力は 4.4% Ni 合金 (第6図) と同様なものになり、また一般の工具鋼の Ms 点は 15~20% Ni 合金に相当するが、焼入応力は 11.7% Ni 合金 (第6図) とほぼ同様になる。これは高温強度が高くなると、熱応力の反転温度が低くなり、Ms 点が相対的に高められたことになるからである。

実用鋼でも、焼入応力の分布は Ms 点によつて概して同様に变化するが、Fe-Ni 合金と異なり、高温強度が高く、しかも、それが Ms 点の降下とともに大巾に増加するから焼入応力には熱収縮の影響がとくに現われやすくなり、Ms 点の低いものでも容易に消失しない。たとえば、一般の構造用鋼の Ms 点

第7図は CAMPBELL ら¹⁷⁾ が水焼入した Ni-Cr-Mo 鋼円棒 (1.5 in φ) の切線応力分布を実測した結果であつて、円棒の中央部より切出した 1/16 in 厚の円板について求めたものである。この結果でも C% が増加し、Ms 点が低下すると、変態膨張の影響が大きく現われ、引張の山が表面に向つて移動するのがわかる。

(3) 焼入液の影響

焼入液の種類も焼入応力に大きな影響を与える。第8図は Cr-Mo 鋼 (0.50% C, 0.97% Cr, 0.20% Mo) 円棒 (1.5 in φ) を水焼入および油焼入した場合の切線応力分布であつて、

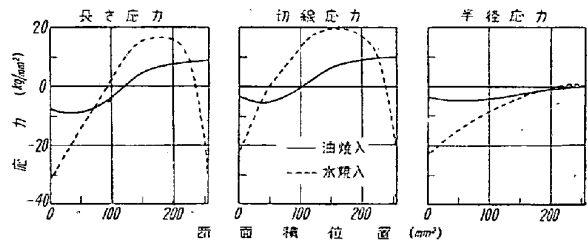


CAMPBELL ら¹⁷⁾ が焼入円棒より切り出した 1/16 in 厚の円板について求めたものである。また、

第8図 Cr-Mo 鋼 (SAE 4150) 円棒 (1.5 in φ) を油焼入および水焼入した場合の焼入応力 (切線応力) 分布。 (CAMPBELL, MCLNTIRE)

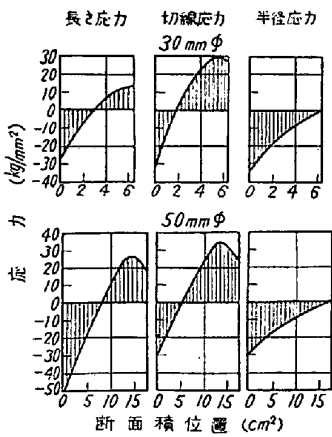
第9図は軸受鋼 (0.98% C, 1.39% Cr) 円棒 (18 mm φ) について、水焼入の場合と油焼入の場合の焼入応力を比較したもので、著者ら¹⁸⁾ が Sachs 法によつて求めたものである。

これらの結果から、油焼入では水焼入に比べ、全体的に応力値が小さく、また分布も後者が熱応力・変態応力重畳型で表面が圧縮であるのに対し、前者は変態応力型で表面が引張になつていことがわかる。これは油焼入の方が熱収縮の影響、変態膨張の影響ともに小さく、とくに前者がいちじるしく小さいためと考えられる。しかしこのほか前々項で述べた、これら両作用の重畳の仕方



第9図 軸受鋼円棒 (18 mm φ) を 850°C より油焼入および水焼入した場合の焼入応力分布の比較 (磯村, 佐藤)

の相違も関係しているように思われる。



第10図 17% Ni の Fe-Ni 合金円棒を 900°C より氷水焼入した場合の焼入応力分布におよぼす直径の影響

(BÜHLER, SCHEIL)

るが、その結果にも同様な傾向がうかがえる。このような傾向は、直径の減少すなわち内外の温度差の減少に伴なって、熱収縮の影響、変態膨張の影響がともに減少し、とくに前者の減少がいちじるしいことに由来するものであろう。しかしこの場合にも、前項と同様、これら両作用の重畳の仕方が変化することも考えることができる。

(5) 階段焼入法を用いた場合

焼入応力を軽減する焼入法として階段焼入法(マルクエンチ)があり、焼割や焼入歪を防止する目的で、油焼入用工具鋼などに用いられている。その方法は、まず、200~250°C の熱浴に焼入し、品物の内外の温度が均一になった後、浴より引上げて徐冷するのである。

BÜHLER ら¹⁵⁾は Fe-Ni 合金円棒を 900°C よりいろいろの温度の熱浴に焼入し、引上げ後空冷を行なつて、おのおの場合の焼入応力を測定した。

第11図は 11.7% Ni 合金 (Ms: 330°C, Mf: 200°C) 円棒 (50mm φ) を 100°C の油浴, 200°C, 300°C, 400°C の熱浴を用いて焼入した場合の応力分布であつて、氷水焼入の場合 (第6図) の熱応力・変態応力重畳型の分布とはいじりしく異なつてゐることがわかる。ここで、100°C, 200°C の熱浴を用いた場合に変態応力型の分布を示すのは、前々項で述べた油焼入の応力が変態応力型であつたのと同様な理由によるものと考えられる。そして、300°C, 400°C の場合、小さいながら熱応力型の分布に変わるのは、浴温が Ms 点と同じまたはそれ以上となるため、変態膨張の影響が消滅するからである。しかし、300°C の場合、切線応力になお変態応力型

(4) 直径の影響

第10図¹⁶⁾は 17% Ni の Fe-Ni 合金の 50mm φ および 30mm φ 円棒を 900°C より氷水焼入したときの応力分布を比較したものである。これより、直径が小さくなると、全体的に応力値が減少し、しかも変態応力型の分布に近づくことがわかる。また藤沢氏¹⁶⁾は 5mm φ ~ 9mm φ の 1.1% C 炭素鋼円棒を水焼入し、Heyn 法によつて焼入応力を測定して

の分布が認められるのは、変態域を空冷しても相当の変態応力が発生することを示すもので、注意しなければならない。

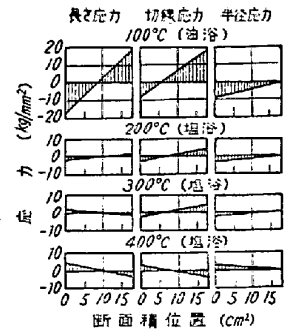
16.9% Ni 合金 (Ms: 200°C, Mf: 0°C) の場合にも、大体、同様な傾向を示したが、ただこの場合には Mf 点が常温にあるから、浴温が 100°C, 200°C のときすでに変態膨張の影響が大部分消滅し、熱収縮と変態膨張の影響が相殺して焼入応力がほとんど 0 となつた。Ms 点以上の 300°C の場合には、もちろん熱応力型の分布が現われた。

以上は、焼入応力に変態膨張の影響が強く現われる高 Ni 合金について述べたが、合金の Ni% を減少すると焼入応力に熱収縮の影響の方が大きく現われるようになる。このような合金では、階段焼入にさいし浴温を Mf 点以下の適当な温度に選ぶことによつて熱収縮の影響を減少させ、変態膨張の影響を極力大きく出すようにすれば、両影響が相殺して、焼入応力のないものが得られる筈である。BÜHLER らは 9.4% Ni 合金 (Ms: 400°C, Mf: 260°C) 円棒 (30mm φ) を 200°C の熱浴を用いて焼入した場合、焼入応力が 0 となることを報告している。

上に述べたところから、高 Ni 合金や高炭素鋼では、階段焼入にさいし、浴温を Ms 点より若干高く選ぶのが安全であり、中 Ni 合金や中炭素鋼では Mf 点付近に選ぶのが適当であることがわかる。

(6) 内部が完全に硬化しない場合

これまで、焼入により全断面が完全に硬化した場合を取扱つてきた。しかし炭素工具鋼などでは、内部を完全に硬化させないのがむしろ一般である。このような場合の焼入応力の原因としては、熱収縮、変態膨張のほか、表面の硬化部分と内部の非硬化部分との比容の差を考慮しなければならない。そして硬化部分は比容が大きく、非硬化部分は比容が小さいから、この原因による応力は表面圧縮・中心引張となる筈である。また一般に、比容の差は高炭素鋼で大きく、低炭素鋼で小さいから、これに基づく応力も高炭素鋼でとくに重要であり、低炭素鋼では、ある場合には、これを無視することができる。さて高炭素鋼を焼入して完全に硬化させた場合



第11図 11.7% Ni の Fe-Ni 合金円棒 (50mm φ) を 900°C より種々の温度の熱浴を用いて、階段焼入した場合の焼入応力分布 (BÜHLER, SCHEIL)

には、水焼入の場合でも、油焼入の場合でも、中心部は圧縮になるが（第9図参照）今、中心部にパーライト組織が現われると、その部分の圧縮は減少し、あるいは、引張に転ずる。そして非硬化部分が増大してある程度になると、中心部の長さ応力はいちじるしく大きな引張となる¹³⁾。表面応力は、これに伴って、水焼入の場合には圧縮を強め、油焼入の場合には引張から圧縮に転ずることになる。さらに非硬化部分が拡大すると、硬化部分と非硬化部分の断面積比が小さくなるから两部分の応力の平衡関係から、表面応力は相変わらず圧縮を強化するが、中心部ではふたたび引張を漸減することになる。GREEN³⁾はほぼ同様な組成（0.89~0.92% C）で硬化能を異にする三種類の炭素工具鋼円棒（19mm φ）を塩水焼入し、Heyn 法によつて表面の長さ応力を測定した。第1表はその測定結果を示すもので、硬化深さが浅いほど、表面の圧縮が大きくなっているのがわかる。

第1表 炭素工具鋼（0.9% C）円棒の焼入応力（表面の長さ応力）におよぼす硬化深さの影響。

(GREEN)
19mm φ, 塩水焼入

焼入温度 °C	D 鋼	M 鋼	S 鋼
870	9.5mm -67.9 kg/mm ²	4.2mm -121.2 kg/mm ²	3.2mm -127.8 kg/mm ²
845	6.6 -71.8	3.6 -102.2	3.1 -131.8
815	5.5 -86.4	4.1 -94.9	2.6 -120.4
790	4.6 -83.7	3.5 -65.8	3.1 -122.5

2. 中空円棒

(1) 鋼種の影響

中空円棒の焼入応力も中実円棒の場合と同様、鋼の Ms 点によつてもつとも大きく影響される。

BÜHLER ら¹⁹⁾は純鉄およびいろいろの Ni% の Fe-Ni 合金の中空円棒を用いて、この影響を研究した。すなわち、純鉄は 950°C、その他は 900°C より氷水焼入して応力測定を行ない、その分布を比較したのである。第12図は外径 50mm、内径 15mm の円棒についての測定結果を示すものである。

今、これを通覧するに、純鉄と 4.4% Ni では熱収縮の影響のみが現われている（純鉄では中実円棒とま

たく同様な分布となり、内面冷却の効果は現われていない。)が、8.5% Ni になると、冷却効果の比較的少ない内面に変態膨張の影響が大きく現われ、その応力が引張に転じている。さらに、11.7% Ni、16.9% Ni になると、変態膨張の影響はいちじるしくなり、内面はもちろん、外面も大きな引張となつている。ここで、引張の大きさが、11.7% Ni では外面より内面が大きく、16.9% Ni では両面がほぼ等しくなつているのは、前者にはなお熱収縮の影響が残存しており、後者になつて始めて完全に消滅したことを示しているのである。

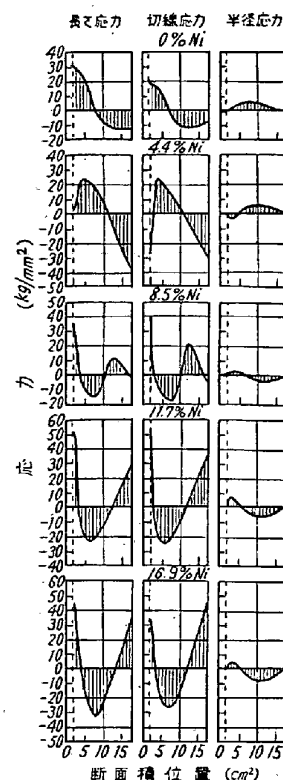
以上より、中空円棒でも中実円棒の場合と同様、Ni% を増して Ms 点を降下させると、変態膨張の影響が強くなっていくことがわかる。しかし、同じ Ni% について両円棒を比べると、中空円棒の方が遙かに変態膨張の影響が出やすいようである。これは、中実円棒において直径が小さくなると変態膨張の影響が出やすくなつたのと同様な理由によるものであろう。

実用鋼でも、中空円棒の焼入応力は Ms 点によつて概して同様な変化を示すが、その応力を Fe-Ni 合金についての測定結果から推定するに当つては、中実円棒の場合に述べたのと同様な注意が必要である。

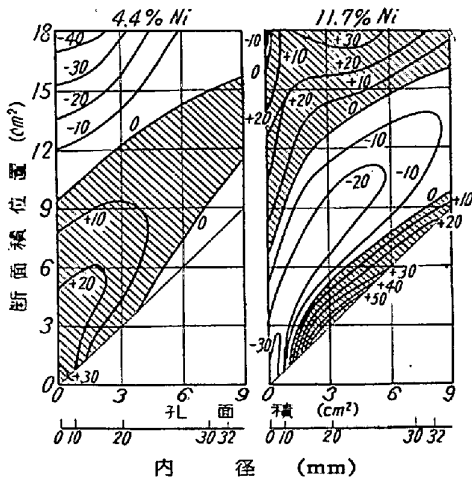
(2) 内径・外径の影響

内径・外径はまた、中空円棒の焼入応力に大きな影響をおよぼす。第13図¹⁹⁾は 4.4% Ni、11.7% Ni の Fe-Ni 合金の中空円棒（外径 50mm）につき、その内径をいろいろに変化して 900°C より氷水焼入した場合の焼入応力であつて、各内径における長さ応力分布を等高図で示したものである。

まず熱収縮の影響が支配的である 4.4% Ni の場合を説明しよう。内径が十分小さいときは、中実円棒とまったく同様な分布を示し、外面の圧縮から内面の大きな



第12図 Fe-Ni合金中空円棒（外径 50mm、内径 15mm）を 900°C（純鉄は 950°C）より氷水焼入した場合の焼入応力分布におよぼす Ni% の影響 (BÜHLER, SCHEIL)



第13図 4.4% Ni, 11.7% Ni の Fe-Ni 合金中空円筒 (外径 50mm) を 900°C より氷水焼入した場合の焼入応力 (長さ応力) 分布におよぼす孔の大きさの影響 (BÜHLER, SCHEIL)

引張*にわたって単調に変化しているが、内径が大きくなって内面に冷却効果が現われると、そこにも外面と同様、熱収縮の影響が現われて引張の値を減じ、中間に引張の山を持った分布となる。内径がさらに大きくなると内面の引張は増々減少し、20mm を超すと やがて圧縮に変化する。このときの分布は内外面圧縮、中間引張であるが、壁厚が薄くなるため応力は全体的に小さくなっている。

つぎに、変態膨張の影響が優勢である 11.7% Ni の場合を述べてみよう。この場合も内径が極く小さいときには中実円筒と同様な分布を示し、内外面圧縮・中間引張であるが、内径が少し大きくなって壁厚がわずかに減少すると、ただちに内外面に変態膨張の影響が現われて引張に変化し、20mm 付近ですでにいちじるしく大きな値**に達する。このときの分布は内外面引張・中間圧縮であるが、引張の値は冷却効果の少ない内面でとくに大きく、これに比べれば、外面はなお残存する熱収縮の影響のため、比較的小さな値にとどまっている。しかし、さらに内径が大きくなり壁厚が減少すると、変態膨張の影響がまったく支配的となり、外面の熱収縮の影響も消滅して内外面の引張は同程度になるが、壁厚が薄くなるため、応力は全体的に小さくなる。

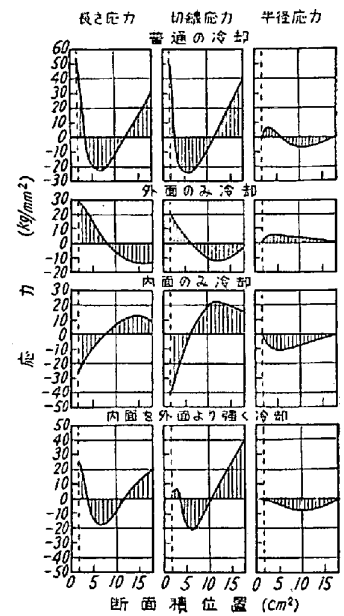
一方、外径の影響についてはくわしい研究が見当たらないが、これを減少することは内径を増加することと同様

な効果を有し、したがって応力分布は、主として内外径の比によつて左右されるようである。BÜHLER ら²⁰⁾は低炭素鋼の段付中空円筒 (内径は一定で、外径に段が付いている) について、外径の大きな部分では外面の圧縮から内面の引張にわたって単調に変化した分布を持ち、外径の小さな部分では中間に引張の山のある分布を持った例を挙げているが、これらの分布は上述の 4.4% Ni 合金における内径の十分小さな場合およびかなり大きくなった場合の分布と同様である。

(3) 冷却方法の影響

これまでには内外面を同様に冷却する通常の冷却法の場合について述べてきたが、内外面の一方のみを冷却した場合や、内外面の両方を冷却するが、とくに一方の冷却を強化した場合などでは、焼入応力も当然変わってくる。

第14図¹⁹⁾は 11.7% Ni の Fe-Ni 合金の中空円筒 (外径 50mm 内径 15mm) を 900°C よりこれらの方法で氷水焼入したときの応力分布である。すなわち、片面のみ冷却した場合は冷却面が圧縮、



第14図 11.7% Ni の Fe-Ni 合金中空円筒 (外径 50mm, 内径 15mm) を 900°C より氷水焼入した場合の焼入応力分布におよぼす冷却方法の影響 (BÜHLER, SCHEIL)

反対面が引張になり、また両面を冷却するが、とくに内面の冷却を強化した場合は通常の冷却法の場合と同様、両面引張・中間圧縮であるが、内面の応力、とくに切線応力が通常の場合より遙に小さくなっている。

3. 板

板はその厚さと同じ壁厚を有する外径の極く大きな中空円筒と考え得るから、焼入応力に変態膨張の影響がきわめて出やすい形状であるといえることができる。

佐野氏²¹⁾は 3% 以上のいろいろの Ni% を含む Fe-Ni 合金の帯板 (4mm厚) を 1050°C より氷水焼入し、西原法によつて長さ応力分布を測定しているが、その結果はいずれも表面引張・中間圧縮の変態応力型であつた。

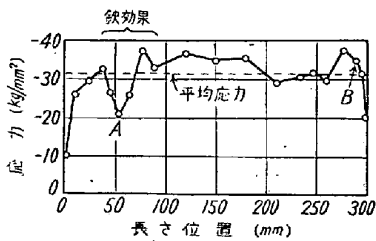
この結果は、薄板に変態膨張の影響がきわめて現われやすいことを実証しているものと思われる。

* 大型鍛造品などでは、これが原因になつて破壊することがある²⁰⁾。

** 高炭素鋼では、これが原因になつて焼割をおこすことがある。

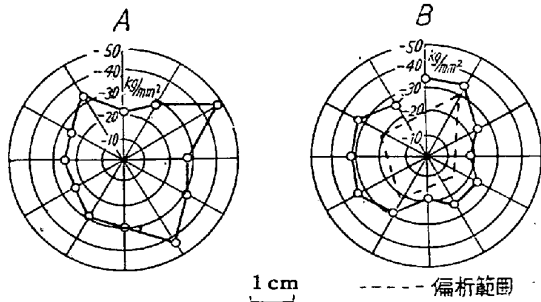
4. 表面における応力分布の状況

これまででは円鑄などの表面から中心にわたる応力分布を取扱い、表面における分布は均一なものとして見做してきた。しかし実際には、端面の影響、冷却の不均一、材質の不均一などのため、表面の分布も決して均一なものではない。そして焼割や疲労破壊が表面の応力と密接な関係を持っていることを考えると、このことは重要である。そこでつぎに、この問題について若干触れてみよう。ただ、表面における応力分布はX線によつて測定せねばならず、したがつて焼入硬化したものについては適用が困難で実測結果も見当らないから、ここでは熱応力についての測定結果を述べることにする。



第15図 0.33% C炭素鋼円鑄 (35 mm φ × 300 mm) を 600°C より水冷した場合の母線上における残留応力 (長さ応力) 分布 (BÜHLER, HENDUS)

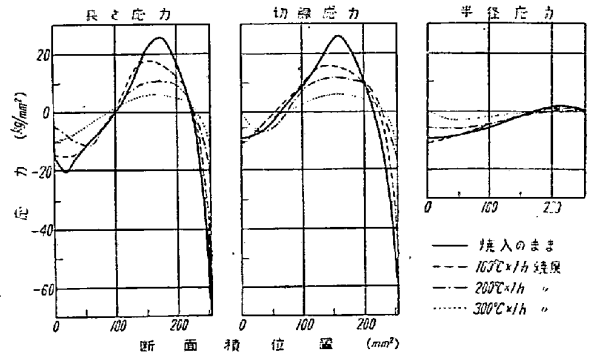
応力値がいちじるしく減少しているが、これは端面が長さ応力に対して自由表面になつていからであつて、同じ母線上で測定した切線応力分布にはこの減少は認められなかつた。また端面より 40~90 mm の位置に、21 kg/mm² を極小値として巾 16 kg/mm² におよぶ変動があり、位置Aにおける円周上の長さ応力分布、第16図A、にもこの21 kg/mm² を極小値として巾28 kg/mm² に達する変動が見られるのは、この部分が水冷中鉄で把まれていたため冷却効果が悪く、熱応力の発生が妨げられたためである。ここで留意すべきは、極小値に隣接して極大値が現われていることであつて、母線上の分布で



第16図 第15図位置A, Bの円周上における残留応力 (長さ応力) 分布および位置Bの断面における偏析範囲 (BÜHLER, HENDUS)

第15図は BÜHLER ら²²⁾が 0.33% C 炭素鋼円鑄 (35 mm φ × 300 mm) を 600°C より水冷して、母線上における長さ応力分布を測定した結果である。

これを見ると、端面より 5 mm 以内で



第17図 炭素工具鋼 (0.73% C) 円鑄 (18 mm φ) を 900°C より水焼入した場合の焼入応力分布におよぼす焼戻の影響 (磯村, 佐藤)

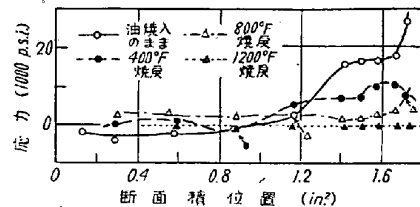
は極小値より 25 mm の位置に、また円周上の分布では極小値より 60° の位置に それぞれ 38 kg/mm², 49 kg/mm² の極大値が存在している。

このように、局部的な冷却の阻害によりその部分の熱応力が減少することは実際問題として重要であり、高炭素鋼を水焼入した場合などではこの部分に変態応力が強く現われることになり、焼割の可能性を増加する。

また位置Bにおける円周上の長さ応力分布、第16図B、では巾 15 kg/mm² の変動が現われているが、近傍の断面のマクロ腐食により相似形の偏析が認められたから、BÜHLER らは、この変動の原因を偏析によつて説明している。

5. 焼戻による応力減少の状況

焼入した品物を焼戻する目的の一つは焼入応力を除くことである。そして焼戻によつて実際に応力が除去されるのは、鋼の強さが高温で低下するためであるが、このほか、強さのまだ大きい低温の焼戻では、マルテンサイト組織が崩壊するさい現われる大きな塑性²³⁾が重要な役割を演ずるものである。



第18図 Cr-Mo 鋼 (SAE4150) 円鑄 (1.5 in φ) を油焼入した場合の焼入応力 (切線応力) 分布におよぼす焼戻の影響 (CAMPBELL, MCLINTIRE)

第17図は炭素工具鋼 (0.73% C) 円鑄 (18 mm φ) を 900°C より水焼入した場合 (中心部で圧縮を減少しているのは、この部分に散在するパーライトのためである)。およびこれを 100°C, 200°C 300°C に 1 h 焼戻した場合の応力分布を比較したもので、著者ら²⁴⁾が応力測定に Sachs 法を用いて求めたものである。また第18図は Cr-Mo 鋼 (0.50% C,

0.97% Cr, 0.20% Mo) 円筒 (1.5in ϕ) を油焼入した場合および 400°F, 800°F, 1200°F で焼戻した場合の切線応力分布を比較したもので、CAMPBELL¹⁷⁾ が円筒の中央部より採取した 1/16 in 厚の円板につき応力測定を行なつて求めたものである。

これらの結果を見ると、まだ軟化が起らないような低温の焼戻でも応力はすでにかなり減少すること、650°C ではほとんど完全に除去されることなどがわかる。

以上は焼戻後徐冷した場合であつて、構造用合金鋼などで焼戻後急冷した場合には、それに伴つて発生する熱応力を考慮すべきは当然である。

IV. 表面硬化処理後の残留応力

滲炭焼入、窒化、高周波焼入、火焰焼入などの表面硬化処理は耐摩性ととも耐疲労性を向上させる。この耐疲労性の向上には、これらの処理に伴う残留応力が関係しており、この応力は實際上重要であるから、以下にこれについて述べてみよう。

1. 滲炭焼入

滲炭焼入後の残留応力を考察する場合、まず考慮すべきは滲炭層と芯部とにおける比容の差、変態時期の相違である。滲炭層は芯部に比べて比容が大きいから、比容の差は滲炭層に圧縮応力をもたらす筈であり、また滲炭層は芯部より変態温度が低く、おくれて変態するから、変態時期の相違は、変態応力の場合と逆の過程により、やはり滲炭層に圧縮応力を生ずべきである*。

また、滲炭層に残留オーステナイトが存在する場合には、比容の小さいオーステナイトが表面へ行くほど多く分布するから、表面応力は引張の側へ変化することになる。

このほか、低炭素の芯部については熱収縮の影響を考慮すべきであり、また滲炭層が厚い場合には、その部分における変態膨張の影響にも注意する必要がある。

このように滲炭焼入後の残留応力はいろいろな原因による応力の重畳したものであるから、実際の応力分布は鋼種、品物の大きさ、滲炭条件、焼入条件などによつ

てかなり複雑に影響されるものである。

(1) 鋼種の影響

第19図は低炭素および中炭素のNi-Cr-Mo鋼 (0.22% C, 0.59% Ni, 0.43% Cr, 0.19% Mo および 0.38% C, 0.55% Ni, 0.48% Cr, 0.24% Mo) の円筒試験片 (1/4 in ϕ) をガス滲炭 (炭素ポテンシャル 0.85% C, 滲炭温度 1700°F, 滲炭深さ 0.050in) し、そのまま油焼入したときの長さ応力分布であつて、COLEMAN²⁶⁾ が中心軸を含めて採取した 1/16 in 厚の帯板について求めたものである。

この結果、中炭素鋼の場合には、低炭素鋼に比べ、表面部の圧縮応力が小さくなるのがわかるが、これは炭素量の増加によつて芯部の硬化能が向上し、滲炭層と芯部との比容の差が減少するからである。

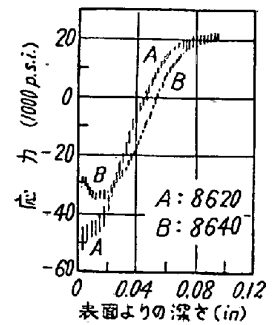
(2) 試験片直径の影響

第20図²⁶⁾は 1/2 in ϕ , 3/4 in ϕ , 1 in ϕ の Ni-Cr-Mo 鋼 (0.20% C, 0.67% Ni, 0.71% Cr, 0.11% Mo) の円筒試験片をガス滲炭 (炭素ポテンシャル 1.30% C, 滲炭温度 1675°F, 滲炭深さ 0.060in) し、そのまま油焼入した後、300°F で焼戻した場合の長さ応力分布である。

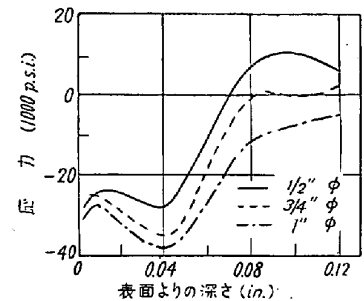
これから、直径が大きくなると表面部の圧縮応力も大きくなるのがわかる。この原因としては、直径の増加に伴つて、芯部に熱収縮の影響が大きく現われること、滲炭層と芯部との面積比が小さくなり、両部分の応力の平衡関係から滲炭層の応力が強化されることなどが挙げられる。

(3) 滲炭深さの影響

第21図²⁶⁾は Ni-Cr-Mo 鋼 (0.22% C, 0.59% Ni, 0.43% Cr, 0.19% Mo) の円筒試験片 (1/4 in ϕ) を

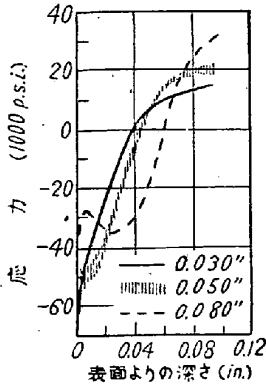


第19図 円筒試験片 (1/4 in ϕ) をガス滲炭し、そのまま油焼入したときの残留応力 (長さ応力) 分布におよぼす鋼種の影響 (COLEMAN, SIMPSON)



第20図 Ni-Cr-Mo 鋼 (SAE 8617) の円筒試験片をガス滲炭し、そのまま油焼入したときの残留応力 (長さ応力) 分布におよぼす試験片直径の影響 (COLEMAN, SIMPSON)

* 滲炭後の焼入に一種の階段焼入法²⁵⁾ (250°C 附近の熱浴に焼入、数分保持、以後油冷) を用いることがあるのは、このような変態時期の相違を積極的に発生させて (芯部は熱浴保持中にペーナイトに変態させ、滲炭層は以後の冷却中にマルテンサイトに変態させる)、表面の圧縮応力を強化するためである。



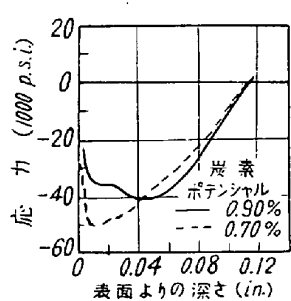
第21図 Ni-Cr-Mo 鋼 (SAE 8620) の円筒試験片(1/4 in φ)をガス滲炭し、そのまま油焼入したときの残留応力(長さ応力)分布におよぼす滲炭深さの影響 (COLEMAN, SIMPSON)

(4) 表面炭素量の影響

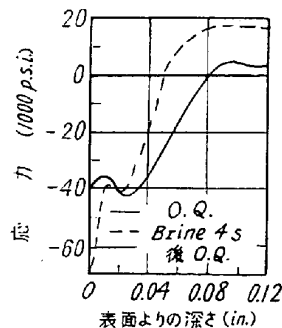
第22図²⁶⁾はNi-Cr-Mo 鋼(0.20% C, 0.67% Ni, 0.71% Cr, 0.11% Mo)の円筒試験片(3/4 in φ)を炭素ポテンシャル 0.9% C, 0.7% C の雰囲気中でガス滲炭(滲炭温度 1675°F, 滲炭深さ 0.100in)し、そのまま油焼入したときの長さ応力分布である。これを見ると、高い炭素ポテンシャルの雰囲気中で滲炭し、したがって高い表面炭素量を有するものは圧縮の極大値が小さく、しかもその位置が内部へ移動している。これは表面炭素量の高いものには残留オーステナイトも多いからであろう。

(5) 焼入方法の影響

第23図²⁶⁾はNi-Cr-Mo 鋼(0.20% C, 0.67% Ni, 0.71% Cr, 0.11% Mo)の円筒試験片(3/4 in φ)をガス滲炭(炭素ポテンシャル 0.90% C, 滲炭温度 1675°F,



第22図 Ni-Cr-Mo 鋼 (SAE 8617) の円筒試験片(3/4 in φ)をガス滲炭し、そのまま油焼入したときの残留応力(長さ応力)分布におよぼす炭素ポテンシャルの影響 (COLEMAN, SIMPSON)



第23図 Ni-Cr-Mo 鋼 (SAE 8617) の円筒試験片(3/4 in φ)をガス滲炭焼入したときの残留応力(長さ応力)分布におよぼす焼入方法の影響 (COLEMAN, SIMPSON)

0.030 in, 0.050 in, 0.080 inの深さまでガス滲炭(炭素ポテンシャル 0.85% C, 滲炭温度 1700°F)し、そのまま油焼入したときの長さ応力分布である。

これを見ると、滲炭深さが深くなるにつれ、圧縮応力の存在範囲も深くなるのがわかるが、一方、圧縮の極大値は小さくなり、表面へ向つて応力の減少する傾向が現われてくる。これは滲炭深さが深くなると層内に変態膨張の影響が現われるからであろう。

滲炭深さ 0.058in)し、そのまま油焼入した場合と、4秒間塩水で急冷して後油焼入した場合の長さ応力分布である。これを見ると、はじめに塩水で急冷したものは表面へ向つて圧縮をいちじるしく強化しており、また内部の引張も大きくなっている。これは高温域を急冷したため、滲炭層および芯部に熱収縮の影響が強く現われたからであろう。

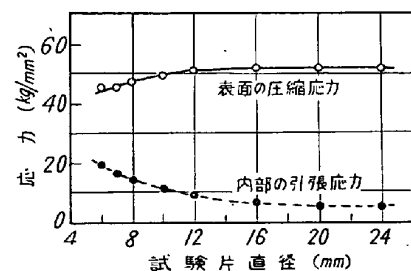
2. 窒化

窒化後の残留応力は、窒化層の比容および熱膨張係数が芯部より大きいために発生する。すなわち、表面層が窒化されるとその部分の比容は増大し、表面圧縮・内部引張の応力を生ずるが、窒化温度よりの冷却にさいして窒化層は芯部より大きな熱収縮を示すから、この応力がさらに増強されて残留応力となるのである。実際の応力分布は鋼種、品物の大きさ、窒化条件などによつて異なるが、ALMEN²⁷⁾は、窒化した帯板について、120 kg/mm²に達する表面部の圧縮応力が内部へ向つて急激に減少し、0.5mmの深さで 10 kg/mm²となつている例を報告している。

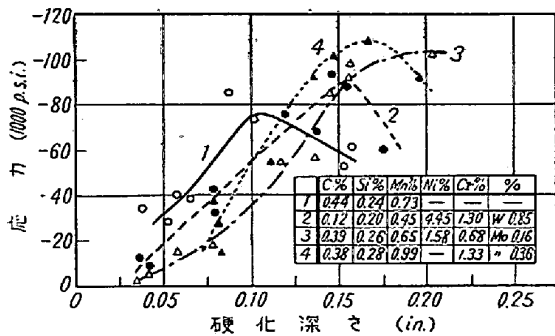
第24図は調質後のCr-Al 鋼(0.3% C, 1.3% Cr, 1.0% Al)円筒試験片を窒化(500°C×96h, 窒化深さ 0.65mm)した場合の表面の圧縮応力(厚さ 0.3mmの表面層の平均応力)、内部の引張応力(厚さ 0.6mmの表面層を除いた内部の平均応力)におよぼす試験片直径の影響を示したもので、MAILÄNDER²⁸⁾が応力測定にHeyn法を用いて求めたものである。この結果によると、試験片直径の増加に伴つて、表面の圧縮は漸増し、内部の引張は漸減していることがわかるが、これは窒化層と芯部との面積比が小さくなり、両部分の応力の平衡関係が変化するためと考えられる。

3. 高周波焼入

高周波焼入後の残留応力を考察する場合、とくに重要なのは硬化層と芯部との比容の差および表面層の急速加熱であつて、前者はⅢ. 1. (6)の場合と同様に表面



第24図 Cr-Al 窒化鋼の円筒試験片を窒化した場合の表面と内部の残留応力(長さ応力)におよぼす試験片直径の影響 (MAILÄNDER)



第25図 炭素鋼および合金鋼の中空円筒（外径 2.6 in, 内径 1.93 in）を高周波焼入した場合の表面の残留応力におよぼす硬化深さの影響 (KONTOROVICH, LIVSHITS)

に圧縮応力をもたらすが、後者は、熱応力の場合と逆の塑性歪を生じ、表面に引張応力を残すことになる。しかしこのほか、冷却時に受ける影響として、硬化層より内部の変態点以下に加熱された部分に対しては熱収縮の影響を考慮すべきであり、また硬化層が厚い場合には、その部分における変態膨張の影響に注意しなければならない。

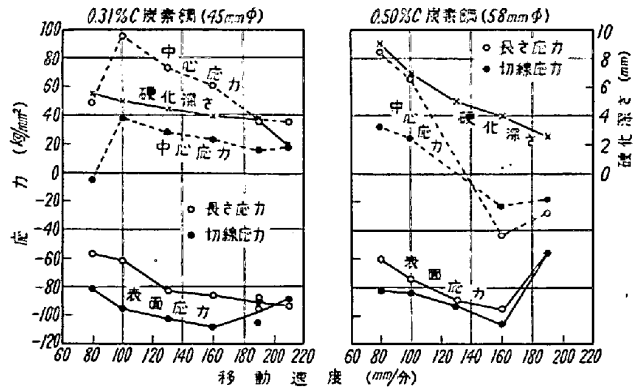
したがって実際の応力分布は鋼種、品物の大きさ、加熱条件、冷却条件などによつて複雑に影響されるが、一般的にいえば表面は圧縮である。しかし、表面に引張を出す原因が存在しているから、その値は概して小さく、条件の如何によつては引張になる²⁹⁾。

第25図は炭素鋼および合金鋼の中空円筒（外径 2.6 in 内径 1.93 in）を高周波焼入した場合の表面の圧縮応力と硬化深さとの関係を示すもので、KONTOROVICH²⁷⁾が、応力測定に Anderson-Fahlman 法を用いて求めたものである。この結果から、硬化深さが深くなると、応力ははじめ増加するが、やがて極大に達し、その後ふたたび減少することがわかる。ここで硬化深さが深い場合に応力が減少するのは、硬化層と芯部との断面積比が増大し、応力の平衡関係が変化するからであろう。

4. 火焰焼入

火焰焼入後の残留応力は前節の高周波焼入の場合と同様に考察することができる。そして一般的にいえば、この場合も表面の応力は圧縮となる。

第26図は 0.31% C, 0.50% C 炭素鋼円筒試験片を火焰焼入（廻転移動式）した場合の表面応力、中心応力、硬化深さにおよぼす移動速度の影響を示したもので、BÜHLER³⁰⁾が応力測定に Sachs 法を用いて求めたものである。0.50% C 鋼において、移動速度が大きいとき表面、中心とも圧縮になっているが、この場合には中間の部分に引張が存在しているのである。この図におい



第26図 0.31% C, 0.50% C 炭素鋼円筒を廻転移動式の方法で火焰焼入した場合の表面・中心の残留応力、硬化深さにおよぼす移動速度の影響 (BÜHLER)

て、移動速度が大きくなると硬化深さが浅くなり、それに伴つて表面の圧縮応力に極大が現われているが、これは高周波焼入の場合の第25図と同じ傾向を示すものである。

また、HORGER²⁷⁾は、火焰焼入を施した 0.5% C 鋼円筒の表面付近の応力を詳しく測定し、その分布曲線が表面近傍で反転を生じ、表面に向つて圧縮を減少していることを指摘している。

V. 焼入応力と焼割との関係

鋼を焼入すると、冷却の終期または完冷後にしばしば焼割を生ずる。この焼割は多軸性の焼入応力に基因する脆性破壊であつて³¹⁾³²⁾。一般に焼入応力が表面またはその近傍* で十分な大きさの引張に達したときおこるものである³³⁾³⁴⁾。したがって硬化深さが浅い場合や通常の表面硬化処理の場合のように、表面付近に引張応力を生じない場合には焼割は概して起こり難いのであつて、十分深く硬化した場合に問題となることが多い。

このような場合の焼入応力は、少なくとも中心部をのぞけば、熱応力と変態応力が重畳したものと考えればよく、このうち変態応力は表面付近の引張応力を高めるから焼割を促進し、熱応力はそれを低下させるから焼割を阻止するように働く。したがって焼割はまた、熱応力が支配的である低炭素鋼ではまず問題とならず、変態応力が強く現われる高炭素鋼で主として問題となる。もちろん高炭素鋼においても、熱応力・変態応力の大きさは品

* 表面が圧縮であつても、その近傍に大きな引張が存在するときは、そこから焼割が生じ得ると考えられる。たとへば、水焼入した高炭素鋼円筒では表面近くに現われる引張の山に基因しておこることが多い³⁴⁾。

物の形状・寸法および冷却条件によつていちじるしい影響を受けるものであるから、これらの諸条件を適当に選択すれば、焼割の防止は可能である。

さて焼割について経験されるもつともいちじるしい事実には、焼入温度を高くすると割れやすくなるということがある。しかしこれは焼入応力に原因があるのではなく、過熱によるマルテンサイトの強さ低下³⁵⁾に基因するものと考えられる³⁴⁾。ここではこのような材質的な原因で生ずる焼割を除き、焼入応力と関係の深い焼割現象を取り上げて考察し、対策にも触れてみよう。

(1) 中空円筒や孔を有する品物を水焼入したとき、焼割が多く孔の内面におこる³⁶⁾のは、この部分の冷却効果が悪い変態応力が支配的となつて、内面に大きな引張応力が現われるからである。したがつてこの場合、内面の冷却を強化して熱応力を出すようにすれば、焼割を防止することができる³⁷⁾。(第13図、第14図参照)

(2) 鋭い隅角を有する品物を水焼入すると、角の頂部に焼割を生ずることが多いが、これも前の場合と同様、冷却効果の不足によつて、この部分に大きな引張応力が現われるためと考えられる。ただこの場合には、形状からくる応力の集中もこれを援けているものと思われる。したがつて隅角部分の冷却をとくに強化したり、角の頂部にRを付けたりすることは、この場合の焼割を防止するのに有効である。

(3) 焼割を防ぐ目的で、ある時間空冷してから焼入を行なうことがある(遅滞焼入)。しかしこのようにすると、高温域の徐冷のため熱応力の発生がいちじるしく減少し、変態応力が強く現われることになるから、却つて焼割を起こしやすく、少なくとも焼入硬化が十分な場合には合理的であるとはいえない¹⁶⁾。

(4) マルクエンチでは、熱浴焼入後徐冷すべきである。しかるに付着した塩を除くなどのため、浴から引上げた直後水に浸漬したりすると、よく焼割をおこす³⁸⁾。これは熱浴焼入のため熱応力の発生が少ないところへ変態域の急冷で大きな変態応力が加わるからである。

(5) 中実円筒の直径には焼割をおこしやすい寸法があり、水焼入では1/2 in程度、油焼入では1 in程度である³⁹⁾。したがつて1 in付近の直径では、水焼入で割れず油焼入で割れるような場合もおこり得る¹⁷⁾³⁹⁾。ここで危険寸法を境にしてそれより直径が大きくなると焼割をおこし難いのは、熱応力が優勢となるためであり、またそれより直径が小さくなると焼割をおこし難いのは、焼入応力が全体的に減少するからである。そして油焼入は水焼入に比べ焼入応力が全体的に小さいから危険寸法が大きい方へずれるのである。

(6) 極く高炭素の工具鋼や高速度鋼が比較的焼割をおこし難いのは、残留オーステナイトが多く、変態応力の発生が少ないからである。

(7) 焼入後速に焼戻を施すことは焼割(置割)防止上有効である。これは軟化がおこらないような低温の焼戻でもよく焼入応力を減少させるからである。(Ⅲ・5参照)

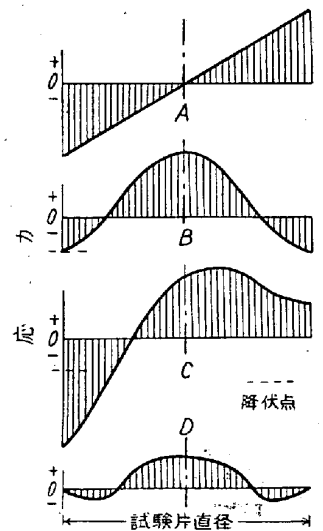
VI. 熱処理応力の疲れ強さにおよぼす影響

熱処理品についてその強さを問題にする場合には、材料本来の強さのほかに、熱処理応力の影響も考慮しなければならない。材料の破壊は一般に荷重に基づく応力と残留応力との協同作用によつて生ずるものと考えられるからである。

しかし荷重が静的な場合には、熱処理応力は局部的な塑性変形によつて緩解されてしまう³⁹⁾から、強さに対する影響も少なく、塑性変形を生じ難い衝撃荷重や繰返荷重の場合に、その影響が比較的大きく現われる。

ここでは熱処理品において、とくに問題となることの多い繰返荷重に対する強さ、すなわち疲れ強さについて熱処理応力の影響を述べてみよう。

一般に繰返荷重による疲労破壊は表面付近の応力に基因し、それが十分な大きさの引張になつたときおこるものと考えられる。このように考えると、熱応力のような表面圧縮の残留応力は疲れ強さを向上させ、また変態応力のような表面引張の残留応力はそれを低下させる筈である。例えば、丸棒試験片の廻転曲げにおいて材料の疲労限に相当する曲げ応力、



第27図 残留応力と曲げ応力との重畳。

第27図A、を表面圧縮・中心引張の残留応力、B、を持った試験片に加えると、試験片内の応力はAとBを加算したCになるわけである。しかしここで疲労破壊の原因となる表面部分の引張応力だけに注目すれば、疲労限の曲げ応力は残留応力によつて緩和されたことになり、この緩和された値をふたたび疲労限の値に等しくするためには、曲げ応力として材料の疲労限以上の大きさのものを用いることが必要である。すなわち、表面圧縮の残留応力によつて見掛けの

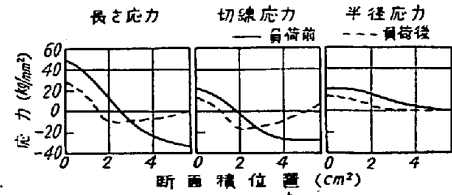
疲労限が向上したことになる。また試験片が表面引張・中心圧縮の残留応力を持つ場合についても、同様に考えることができる。そしてこの場合には見掛の疲労限が低下することになる。

BÜHLER ら⁴⁰⁾⁴¹⁾は、これを確かめるため鋼試験片にいろいろな大きさの熱応力を発生させ、また Fe-Ni 合金試験片に変態応力を発生させて、廻転曲げ疲労限におよぼす熱応力・変態応力の影響を調べた。このさい熱処理は 28mm φ の試験片に施し、これを 27.3mm φ に仕上げて応力測定 (Sachs法)、疲労試験 (研磨仕上)および引張試験に供した。

第 2 表は 0.34% C, 0.57% C 炭素鋼および 12% Ni 合金についての実験結果であつて、おのおの場合の熱処理、表面における長さ残留応力、疲労限および引張試験成績を示している。

この結果を見ると、引張強さは熱処理によつて変化していないから、疲労限の相違は当然残留応力の影響によつて生じたもので、熱応力は疲労限を向上させ、変態応力はそれを低下させていることがわかる。しかし、その程度は比較的小さく、表面における長さ残留応力の 15% 前後となつている。

さて、ここで注意して置かなければならないのは、残留応力が荷重の繰返中つねに一定であるわけではなく、荷重が大ききときは繰返に伴つて変化することである。例えば、第 27 図 C において表面の圧縮応力が降伏点を越した場合には、荷重の繰返によつて表面部分に塑性変形がおこり、その応力が減少して、はじめ B のようであつた残留応力が D のように変化することが考えられる。事実第 2 表中の水水冷を施した 0.57% C 鋼試験片の残留応



第 28 図 0.57% C 炭素鋼試験片 (27.3mm φ) の残留応力分布 (600°C より水水冷) におよぼす廻転曲げ負荷 (±30 kg/mm², 8.35 × 10⁶ 回) の影響 (BÜHLER, BUCHHOLTZ)

力ははじめ第 28 図の実線のようなものであつたが、これに疲労限の応力 (±30 kg/mm²) を 8.35 × 10⁶ 回負荷した結果、破線のように変化したのである。

そしてこのような残留応力の変化は、荷重繰返の初期に急激に現われてしまう⁴²⁾⁴³⁾ものであるから、残留応力によつて得られる疲労限の変化も実はこの変化後の残留応力 (表面の応力が消滅しても、表面下にはなお応力が残存している) によつてもたらされたものと考えられる⁴²⁾。上述の BÜHLER らの実験で、疲労限の変化が予期したほど大きくないのはこのためである。

つぎに熱応力を利用してバネ板の疲れ強さの向上をはかつた研究について述べてみよう。

BECKER ら⁴⁴⁾は、圧延肌を有する Cr-V バネ鋼 (0.55% C, 1.16% Cr, 0.27% V), Cr バネ鋼 (0.60% C, 0.56% Cr) の平板試験片 (18in × 1 1/4 in × 3/8 in) に焼入・焼戻の熱処理を施し、焼戻後の冷却に水冷を用いて熱応力を発生させた場合と空冷を用いて残留応力を発生させなかつた場合の片振曲げ疲労限を比較した。

第 3 表はその結果であつて、おのおの場合における熱処理、表面の長さ残留応力 (Stäblein 法により測定)、疲労限を示している。これを見ると、両バネ鋼とも疲

第 2 表 廻転曲げ疲労限・引張諸性質におよぼす熱応力・変態応力の影響 (BÜHLER, BUCHHOLTZ)

鋼 種	熱 処 理	残 留 応 力 (表面の長さ応力) (kg/mm ²)	疲 勞 限 (kg/mm ²)	降 伏 点 0.2% (kg/mm ²)	引 張 強 さ (kg/mm ²)	絞 り (%)
0.34% C 炭 素 鋼	600°C より 炉 冷	0	28	35	64	54
	〃 油 (80°C) 冷	-21	30	39	67	54
	〃 水 水 冷	-32	33	36	68	54
	〃 塩水 (-5°C) 冷	-34	34	35	66	55
0.57% C 炭 素 鋼	600°C 炉 冷	0	26	32	64	35
	〃 油 冷	-24	29	31	65	35
	〃 水 水 冷	-34	30	31	67	32
	850°C 水焼入, 600°C × 4h 焼戻 以後, 炉 冷	0	32	61	81	60
〃 以後, 水水冷	-37	36	61	83	60	
12% Ni Fe-Ni 合金	900°C より 空 冷	0	41	81	105	49
	900°C より 360°C まで 炉 冷 以後, 水水冷	37	36	80	107	41

試験片: 27.3mm φ

第3表 圧延肌を有するバネ鋼平板試験片の片振曲げ疲労限におよぼす熱応力の影響
(BECKER, PHILLIPS)

鋼種	熱処理	残留応力 (表面の長さ応力) (kg/mm ²)	疲労限 (kg/mm ²)	硬さ ビッカース (kg/mm ²)
Cr-V 鋼	850°C × 2h (青化塩浴), 油焼入	- 8	0-54	表面: ~380
	700°C 焼戻 以後, 空冷 以後, 水冷	-58	0-~71	内部: ~310
Cr 鋼	850°C × 2h (青化塩浴) →	~ 0	0-52	表面: ~500
	800°C 油焼入, 600°C 焼戻 以後, 空冷 以後, 水冷	-24	0-65	内部: ~380

試験片: 18in × 1¹/₄in × 3/8in

疲労限は熱応力の存在によつていちじるしく向上し、その巾は Cr-V 鋼で表面の長さ残留応力の約 30%、Cr 鋼では 50% 以上に達していることがわかる。

なお表中の熱処理において、熱入前に青化物塩浴中で 2h 加熱しているのは圧延時に生じた脱炭層に復炭を行ない、脱炭による疲労限低下の影響を除くためであつたが、このような復炭を行なわな場合でも焼戻後の水冷は同様に大きく疲れ強さを改善しており、Cr 鋼を焼戻後空冷したものの疲労限が 0-39 kg/mm² であるのに対して、焼戻 (600°C) 後水冷したものは 0-54 kg/mm² を示している。

熱応力を得るため、このように焼戻後急冷する操作を BECKER らは temper-stressing と名付け、上述の試験片のように表面が平滑でないものに適用した場合、とくにいちじるしい疲れ強さの改善が得られると述べている。これはこのような場合の疲労限が材料の強さに対してなお小さいため、疲労試験中に熱応力が減少することもまた少ないからであろう。

疲れ強さを向上させる熱処理としては、このほかにも滲炭焼入、窒化、高周波焼入、火焰焼入などの表面硬化処理があり、これらの場合にも表面の圧縮残留応力が、表面層の強化と相俟つて、疲れ強さを向上させていると考えられる。しかしこれらの場合には、この二つの因子がつねに相伴つて疲れ強さに影響をおよぼし、各因子の影響を切り離して調べることが困難であるから、残留応力の影響についてもまだ結論的なことは得られていない。したがつてこの問題に立ち入ることは避けることにするが、ただこれらの表面硬化処理には、疲れ強さに関連して実施上注意すべき点があるから最後にそれに触れておこう。

表面硬化処理を全表面に施さず硬化しない部分を残す場合、その境界近傍には、硬化部分の圧縮残留応力との

釣合上引張応力のピークが生じ、疲労破壊に対する弱点ができる。したがつてこのような位置が負荷応力の集中する箇所を重ねることはきわめて危険であつて、例えばクランクシャフトのジャーナル部分を高周波焼入する場合、焼き終りの位置をフィレット部に接近させると、疲れ強さはいちじるしく低下する²⁹⁾。このようなとき、焼き終りの位置をフィレット部より適当に遠ざけたり、またはこの部分にショット・ピーニングなどの表面加工を施して、あらたに圧縮残留応力を発生させたりすることは疲れ強さの改善に有効である。

VII. 結 言

以上は、主として基礎的な円棒や板などを対象として、熱処理応力の発生機構、鋼種・熱処理条件の影響、焼割れ・疲れ強さとの関係などを述べてきた。しかし、これだけではまだ実際的な熱処理応力を考察するさいの考え方が得られたにすぎず、その解明のためにはなお多くの実際的なデータが必要である。現段階ではまだこの種のデータはきわめて乏しいが、今後の研究によつてこれが豊富に提供され、さらに熱処理応力の積極的な活用がはかられることを切望する。

(昭和 36 年 5 月寄稿)

文 献

- 1) M. L. BECKER, C. E. PHILLIPS: J. Iron and Steel Inst. (U.K.), 133 (1936), p. 427
- 2) L. S. COPE: Trans. Amer. Soc. Steel Treating, 14 (1928), p. 51
- 3) O. V. GREENE: Trans. Amer. Soc. Steel Treating, 18 (1930), p. 369
- 4) 応力測定技術研究会: 応力測定法 (朝倉書店, 1955), p. 358
- 5) R. G. TREUTING et al.: Residual Stress Measurements (Amer. Soc. Metals, 1952), p. 42

- 6) K. HEINDLHOFFER: Evaluation of Residual Stress (McGraw-Hill, 1948), p. 113
- 7) M. HETÉNYI: Handbook of Experimental Stress Analysis (John Wiley & Sons, 1950) p. 460
- 8) H. BUCHHOLTZ, H. BÜHLER: Arch. Eisenhüttenw., 6 (1932/33), p. 335
- 9) 菅野, 阪本: 鉄と鋼, 36 (1950), p. 61
- 10) " " : " , " , p. 548
- 11) G. WASSERMANN: Arch. Eisenhüttenw., 10 (1936/37), p. 321
- 12) E. SCHEIL, W. THIELE: Arch. Eisenhüttenw., 10 (1936/37), p. 477
- 13) 磯村, 佐藤: 金属学会大会 (1959秋) にて講演
- 14) " , " : " (1956春, 1957秋) にて講演
- 15) H. BÜHLER, E. SCHEIL: Arch. Eisenhüttenw., 7 (1933/34), p. 359
- 16) H. BÜHLER, E. SCHEIL: Arch. Eisenhüttenw., 6 (1932/33), p. 283
- 17) J. E. CAMPBELL, H. O. MCLINTIRE: Iron Age, 172 (1953) Nov. 12, p. 185
- 18) 藤沢: 金属学会誌, 18 (1954), p. 509, p. 513
- 19) H. BÜHLER, E. SCHEIL: Arch. Eisenhüttenw., 8 (1934/35), p. 219
- 20) H. BÜHLER: Stahl u. Eisen, 80 (1960), p. 1088
- 21) 岩瀬, 佐野: 金属学会誌, 13 (1949), 1, p. 17
- 22) H. BÜHLER, H. HENDUS: Arch. Eisenhüttenw., 26 (1955), p. 355
- 23) 伊藤: 金属学会大会 (1956春) にて講演
- 24) 磯村, 佐藤: " (1960春シンポジウム) にて講演
- 25) J. POMEY: Metal Progress, 67 (1955), 1, p. 147
- 26) J. B. BIDWELL et alii: Fatigue Durability of Carburized Steel (Amer. Soc. Metals, 1957) p. 47
- 27) J. O. ALMEN: Iron Age, 162(1943) June 10, p. 65, p. 125
- 28) R. MAILÄNDER: Arch. Eisenhüttenw., 10 (1936/37), p. 257
- 29) W. G. JOHNSON: Proc. Soc. Experimental Stress Analysis, 2 (1944/45), 1, p. 214
- 30) H. BÜHLER: Arch. Eisenhüttenw., 25(1954), p. 153
- 31) E. SCHEIL: Arch. Eisenhüttenw., 8 (1934/35), p. 309
- 32) 下田: 金属学会分科会報告 V-A (1952), p. 8
- 33) H. SCOTT: Sci. Pap. Bur. Stand. 20 (1925), p. 399
- 34) 磯村, 佐藤: 金属学会大会 (1958秋) にて講演
- 35) 飯島: " (1957秋) にて講演
- 36) J. W. SPRETNAK, C. WELLS: Trans. Amer. Soc. Metals, 42 (1950), p. 233
- 37) J. W. SPRETNAK, C. C. BUSBY: Trans. Amer. Soc. Metals, 42 (1950), p. 270
- 38) H. E. BOYER: Trans. Amer. Soc. Metals, 38 (1947), p. 209
- 39) H. BÜHLER: Arch. Eisenhüttenw., 26 (1955), p. 51
- 40) H. BÜHLER, H. BUCHHOLTZ: Stahl u. Eisen, 53 (1933), p. 1330
- 41) H. BÜHLER, H. BUCHHOLTZ: Mitt. Forsch.-Inst. Verein. Stahlwerke, Dortmund, 3 (1933), p. 235
- 42) 石橋: 金属の疲労と破壊の防止 (養賢堂, 1954), p. 143
- 43) 西原, 平: 機械学会論文集, 14 (1948), 48, p. 167

スターリ誌 (ソ連誌) のドイツ語版発行について

ドイツの Akademie-Verlag では, このたびソ連で発行されている月刊誌 Stal のドイツ語版を刊行することになり, 購読者の予約募集をおこなっておりますので希望者は下記申込先へ直接お申込み下さい。

題 名 STAL in Deutsch
 定 価 毎月 7・5 ドイツマルク (1 ドイツマルクは 85 円 75 銭)
 申 込 先 Akademie-Verlag (Berlin W-8, Leipziger Strasse 3-4)