高周波焼入れした高炭素クロム鋼のころがり疲れ強さについて

波多野 和 好* 本 間 八 郎**

安 部 克 郎*** 米 谷 栄 二****

Rolling Contact Strength of Induction Hardened Bearing Steels

Kazuyoshi Hatano*, Hachiro Honma**, Katsuro Abe*** and Eiji Kometani****

The heat treatment characteristics and rolling contact strength of induction hardened bearing steels were studied in comparison with those obtained by conventional quenching.

Rapid heating tests were done at heating temperatures from 1073 to 1163 K and with holding times from 10 to 1500 s. Rolling contact tests were done under the lubricated pure rolling conditions using cylinder test pieces and balls. The contact stresses were from 5200 to 6000 MPa.

The results obtained were as follows.

(1) In the case of rapid heating, satisfactory material properties were obtained at a heating temperature of 1133 K and with a holding time of 60 s.

(2) Rolling contact strength of induction hardened bearing steels was nearly equal to those obtained by conventional quenching.

(3) Depth of pittings was approximately two times deeper than the maximum shear stress position.

(Received November 30, 1979) J. Japan Inst. Metals, Vol. 44, No. 7 (1980), pp. 764~769

I. 緒 言

軸受用鋼として広く使用されている高炭素クロム鋼の普通焼入れ(通常の焼入・焼もどし)に関する研究は材質的因子をころがり疲れ寿命に関連させて数多く報告されている。それらによると、ころがり疲れ寿命におよぼす材質的因子としては表面かたさ⁽¹⁾、未溶解炭化物量、その粒径、マルテンサイト基地中の炭素量、残留オーステナイト量、非金属介在物などが主として指摘されている。

かたさについては相手材とのかたさの差にころがり疲れ寿命に対して適正值が存在し⁽²⁾、未溶解炭化物については6~7 vol%, 平均粒径0.5~0.6 μm 程度、マルテンサイト基地中の炭素量0.45~0.5 wt%が、ころがり疲れ寿命向上に効果的であることが報告されている⁽³⁾。残留オーステナイトについては未だ不明の点があるが、最大せん断応力が作用する位置で残留オーステナイトがマルテンサイト変態する過程において、それに相応して疲れの進行を遅らせる結果、ころがり疲れ寿命に好影響をおよぼすとしている報告もある⁽⁴⁾。非金属介在物については、溶解法に関する研究⁽⁵⁾⁽⁶⁾、介在物の種類に関する研究⁽⁷⁾⁽⁸⁾によると、真空処理によってB,C系非金属介在物を少なくすれば、大気

処理の2~3倍ころがり疲れ寿命が向上することが報告されている。これらから明らかなように普通焼入れした高炭素クロム鋼の材質的因子ところがり疲れ寿命との関係は、おおむね明らかにされている。しかしながら一般に高面圧下でしかも激しい衝撃荷重を受ける大形圧延機および建設機械用軸受材としては、ころがり疲れ強さのみならず、耐衝撃性に優れていることが重要な性質となる。このため普通焼入れした高炭素クロム鋼より浸炭焼入れによって表面硬化したNi-Cr-Mo鋼が主として使用されている。浸炭焼入れの場合、材料費および熱処理費が高くコスト低減のネックになっており、また近年特に建設機械関係では大形で、かつ複雑形状の機械要素を熱処理歪が小さく、しかも一部分(たとえばしゅう動面のみ)のみ硬化させるニーズも多々あり、関係部門から安価な代替材料および熱処理法の開発が強く望まれているのが現状である。

そこで本報告では処理費が安く、安定、かつ効率の運用ができる高周波誘導加熱方式による表面硬化法である高周波焼入れに着目し、安価な材料である高炭素クロム鋼への適用化を、

(1) 急速加熱処理した場合の熱処理特性

(2) 高周波焼入れした場合のころがり疲れ強さ

* 株式会社日立製作所機械研究所(Mechanical Engineering Research Laboratory, Hitachi Ltd., Tsuchiura)

** 株式会社日立製作所(Hitachi Ltd., Tokyo)

*** 日立建機株式会社(Hitachi Construction Machinery Co., Ltd., Tokyo)

**** 日立建機株式会社土浦工場(Tsuchiura Works, Hitachi Construction Machinery Co., Ltd., Tsuchiura)

$$P_{\max} = 3/2 \cdot P / \pi ab \quad (1)$$

ここで、 P ：シリンダにかかる荷重(N); a, b は接触楕円の軸長(m).

また、油圧用の油は、試験中に 328~333 K になるので本実験条件におけるころがり接触部に形成される EHL 油膜厚さ $h_{\min}^{(11)}$ は、 $0.1 \mu\text{m}$ 程度であり試験片と相手材の表面あらさの総和 $\Sigma R_{\max}$ は約 $2 \mu\text{m}$ であるから $\Sigma R_{\max} / h_{\min}$ は、20 となる。したがって本実験において接触部は完全に油膜で分離されなく境界潤滑状態となっている⁽¹²⁾。

4. 残留応力および残留オーステナイト量の測定

(1) 残留応力

著者らは先に高周波焼入れした 0.4 wt% C の鋼のころがり疲れ寿命におよぼす残留応力の問題を取り上げ、表面はく離までの寿命におよぼす試験前の圧縮残留応力の効果について報告した⁽¹³⁾。それによると、試験前の圧縮残留応力はころがり疲れ寿命を向上させるが、それは表面はく離につながるき裂伝ばをよく制する効果のためであることを定性的に明らかにした。本実験では残留応力の効果については検討しないが、ころがり疲れ試験片および高炭素クロム鋼の高周波焼入れによる残留応力分布を知るうえからも、試験片の表面を逐次、電解研磨した後に X 線法 (Cr-K α 線, $\alpha(211)$) により測定した。

(2) 残留オーステナイト

残留オーステナイト量についても、測定する目的は残留応力の場合と同じである。測定は X 線回折法 (Fe-K α 線, $\alpha(200)$; $\gamma(220)$ の積分強度比) で行った。

III. 実験結果および考察

1. かたさ変化および恒温オーステナイト化曲線

急速加熱処理後の表面かたさの測定結果を、加熱温度と保持時間に対して示すと Fig. 4 のようになる。これからわかるように加熱温度 1073 K では、本実験範囲内において高炭素クロム鋼に期待されるかたさ (H_RC 64~65) は得

Fig. 4 Relationship between the rapid heating conditions and hardness.

られず、1103 K で 600 s, 1133 K で 60 s および 1163 K で 30 s 保持程度の条件で H_RC 64 のかたさが得られた。

Photo. 1 は電子顕微鏡により観察した組織写真例であるが、Fig. 4 かたさ変化をよく裏づけている。すなわち 1103 K で 10 s 保持の場合、かたさは H_RC 25 と低いが、その時の組織は 30~40 vol% の未変態フェライトが残存している。1133 K で 60 s 保持の場合、かたさは H_RC 64.5 であるが、その時の組織はマルテンサイトと微細な未溶解炭化物から構成されている。一方、1163 K で 1500 s 保持の場合、かたさは H_RC 62 と低下するが、これは 15 vol% 程度残留している未変態のオーステナイトのためと思われる。

高炭素クロム鋼の急速加熱条件を明らかにするためには、種々の加熱温度に保持した時のオーステナイトの生成の様相を知ることが重要となる。本実験ではかたさおよび組織変化から恒温オーステナイト化曲線⁽¹⁴⁾ (T·T·A 曲線) を求め Fig. 5 に示した。これからわかるように、急速加熱保持でのオーステナイト化の開始点は、1073 K では 30 s 保持点、1103 K で 10 s 保持点、1133 K および 1163 K では数 s 程度であろう。一方、終了点は 1073 K では 10^4 s 以

Photo. 1 Microstructure after rapid heating.
Temperature : Holding time (a) 1103 K 10 s, (b) 1133 K 60 s
(c) 1163 K 1500 s

Fig.5 Time-temperature-austenitization diagram of rapid heated bearing steels.

上, 1103 K で 600 s 保持点, 1133 K で 60 s 保持点および 1163 K の場合は約 30 s 程度である。

2. 未溶解炭化物および基地中の炭素量

Fig. 6 に線分析法で測定した未溶解炭化物の平均粒径を示す。なお、測定視野数は 5 とした。これからわかるように急速加熱温度および保持時間とも未溶解炭化物の粒径に比較的大きく影響している。一般にオーステナイト化の温度を高くするほど、炭化物の溶け込みは急速になっていくが、本実験の急速加熱処理の場合も加熱温度の影響が顕著で、1073 K と 1163 K とで $0.2 \sim 0.25 \mu\text{m}$ の差が認められた。また、保持時間の影響も認められたが、このような傾向は Hillert らが報告⁽¹⁵⁾しているように、加熱保持温度によって炭素およびクロムのオーステナイト中への固溶速度に著しい差があるためと推定される。

Fig.6 Relationship between the rapid heating conditions and size of undissolved carbide.

つぎに未溶解炭化物を M_3C 型と仮定し、未溶解炭化物量(vol%)および Table 1 の化学組成からマルテンサイト基地中に固溶している炭素量を求めた。Fig. 7 は 1133 K および 1163 K の場合の結果であるが、本実験範囲内の条件では $0.3 \sim 0.6 \text{ wt}\%$ 程度になることがわかった。

これまで Fig.1 に示した小形試験片で急速加熱処理し

Fig.7 Relationship between the rapid heating conditions and carbon content in martensite matrix.

た場合の諸特性を検討した結果、かたさ(HRC 64.5)、未溶解炭化物の大きさ($0.7 \mu\text{m}$)および基地中の炭素量($0.4 \text{ wt}\%$)などから、高炭素クロム鋼に対する適正な条件として加熱温度 1133 K、60 s 保持を選定し、ころがり疲れ試験片の高周波焼入れ条件とした。

3. 高周波焼入れによるかたさ、組織、残留応力および残留オーステナイト量

Fig. 8 に高周波焼入れ後の断面硬さ分布を示す。これから明らかなように表面部のかたさは Hv760 と、ほぼ普通焼入れと同様に硬化している。硬化層深さも本来焼入れが良好なため、3 mm 深さまで Hv700 となっている。これは $P_{\text{max}}: 6000 \text{ MPa}$ での最大せん断応力の作用する深さの 3 倍程度であり、硬化層深さとしては充分であると考ええる。Photo. 2 に組織写真例を示した。Photo. 2 のような組織写真数例について先に示した方法で未溶解炭化物およびマルテンサイト基地中の炭素量を測定した。その結果、未溶解炭化物粒径 $0.7 \mu\text{m}$ 、その量は $8 \text{ vol}\%$ 、マルテンサイ

Fig.8 Microhardness survey of the rolling contact test piece.

Photo.2 Microstructures before subjected to the rolling contact.

(a) Ordinary quenching, (b) Induction hardening.

ト基地中の炭素量は0.4 wt%となり、材質的因子については、ほぼ普通焼入れ材なみの適正值が得られた。残留オーステナイト量に関しては、表面から0.5 mm 深さの位置をX線回折法で測定したが、普通焼入れが15 vol%であるのに対して高周波焼入れの場合は5 vol%程度であった。この普通焼入れと高周波焼入れによる残留オーステナイト量の差は、オーステナイト中に固溶している炭素、クロムおよびマンガン量と焼入れの際の冷却速度の違いによるものと推定している。

Fig.9 に先に示したX線法で測定した残留応力分布例を示した。なお、外周部減少の補正は米谷の式⁽¹⁸⁾によった。これからわかるように高周波焼入れの場合、表面部は普通焼入れの3倍程度で、約600 MPa、0.5 mm 深さで約450 MPa のいずれも圧縮残応力となっている。したがって先にも述べたようにここでは詳細な検討はしていないが、こ

Fig.9 Residual stress distribution of the test piece before subjected to the rolling contact.

ろがり疲れ寿命に対しては少なくとも悪影響しないと考えられる。

4. ころがり疲れ寿命

Fig.10 に普通焼入れおよび高周波焼入れの場合の P_{max} と表面はく離が発生したときの繰返し数との関係を示す。これからわかるように、各 P_{max} において多少のパラッキは認められるが、高周波焼入れのころがり疲れ寿命は、普通焼入れの場合とほぼ同等である。一般に潤滑状態におけるころがり接触部の表面はく離は、繰返し数が 10^7 回を越えた場合にも生じるものであるが⁽¹⁷⁾、従来から行われている方法にならって⁽¹⁸⁾ 10^7 回の繰返し数で表面はく離が生じなかった時の P_{max} を限界応力 (σ_{max}) とすると、各々 5200 MPa 程度になる。これは、高周波焼入れのような急速加熱、短時間保持の熱処理においても、普通焼入れのころがり疲れ寿命に影響する本質的に重要な材質的因子を適正值にすれば、圧縮残留応力の補助効果にもより、安定したころがり疲れ寿命が得られることを示している。

Fig.10 Relationship between P_{max} and the number of cycles.

5. かたさ変化およびはく離深さ

Fig.11 に P_{max} : 5200 MPa で 10^7 回終了後の接触幅中央部における断面かたさ分布を示す。これからわかるように、普通焼入れおよび高周波焼入れとも加工硬化現象が認められ、かつ普通焼入れの場合の方がその増加量が大きい。このようになる詳細は不明であるが、マクロなかたさは、ほぼ同じであるから普通焼入れの場合 15 vol%程度で高周波焼入れの場合 5 vol%程度残留しているオーステナイトが主として関係していると推定される。また、加工硬化現象が表面から0.6~0.8 mm 深さで認められるのは、両振の最大せん断応力(以下、 τ_z とする)の作用する深さ⁽¹⁹⁾であり、その繰返しによって硬化したと思われる。

Fig.12 は、 P_{max} と表面はく離深さとの関係を示したものである。はく離深さは顕微鏡による焦点法によった。これからわかるようにヘルツの理論による τ_z の作用する深さよりもはく離深さの方が深く、 P_{max} : 5600~6000 MPa では、約2倍程度の深さのはく離が生じた。一般に低硬度

Fig.11 Microhardness survey after subjected to the rolling contact.

Fig.12 Relationship between $P_{\max}$ and the depth of pitting.

材料では、 τ_z の作用深さとはいく離深さは比較的良好一致すると報告されているが⁽²⁰⁾、詳細は不明であるが、高硬度材でははいく離の機構が異なるためと考えられる。

IV. 結 言

市販の高炭素クロム鋼に対する高周波焼入れ法の適用性を急速加熱時の熱処理特性およびころがり疲れ寿命の面か

ら普通焼入れの場合と比較して検討した。得られた結果を以下に示す。

(1) 急速加熱短時間保持の場合でも、普通焼入れ温度よりも30~60 K 高くすれば、60 s 程度の保持時間で完全にオーステナイト化し、処理後はほぼ良好な材質の因子が得られる。

(2) ころがり疲れ寿命も普通焼入れの場合と同じで、 10^7 回を耐久限とすると、 $\sigma_{\max}$ は5200 MPaを示した。

(3) Hv760 の高硬度材でも Hv50~Hv100 程度、加工硬化し、その傾向は残留オーステナイト量の多い場合に顕著になるようである。

(4) τ_z の作用深さよりもはいく離深さの方が、2 倍程度深くなったが、これは高硬度材に特有の現象と思われる。

文 献

- (1) R.A.Baughman: Trans. ASME, June, (1960), 287.
- (2) 喜熨斗政夫: 中硬度および高硬度材の組織と強度および疲労シンポジウム論文集, (1969), 23.
- (3) 仕幸三郎, 岡本一生, 渡辺章三: 鉄と鋼, **54** (1968), 1353.
- (4) 門間改三, 丸田良平, 山本俊郎, 脇門恵洋: 日本金属学会誌, **32** (1968), 1198.
- (5) 上野 学, 中島宏興, 池田定雄: 鉄と鋼, **49** (1963), 155.
- (6) 前川良雄, 森原源治, 関口秀夫, 高野 茂: 鉄と鋼, **48** (1962), 1415.
- (7) 黒田昌夫: 機械学会論文集, **26** (1960), 1258.
- (8) 太田隆美, 岡本一生, 仕幸三郎: 鉄と鋼, **53** (1967), 876.
- (9) 本間八郎: 日立評論, **40** (1958), 749.
- (10) 材料強度工学ハンドブック, 朝倉書店, 239.
- (11) D.Dowson: Proc. Inst. Mech. Engrs., **182** (1967/68), 151.
- (12) P.H.Dawson: Associated, Electrical Industries, **86** (1961), 1.
- (13) 波多野和好, 山田俊宏, 佐々木敏美: 日本金属学会誌, **39** (1975), 87.
- (14) 大和久重雄, 赤須英夫: 日本金属学会誌, **26** (1962), 518.
- (15) M.Hillert, et al.: J.Iron Steel Inst., **245** (1971), 49.
- (16) 米谷 茂: 機械の研究, **22** (1970), 1559.
- (17) 曾田範宗, 山下正忠, 大空金治: 潤滑, **16** (1971), 573.
- (18) 曾田範宗: 軸受, 岩波全書, (1964), 99.
- (19) 石橋 正: 設計を主とした金属の強さ, 養賢堂, 1138.
- (20) 石橋 正: 金属の疲労と破壊の防止, 養賢堂, 304.