

軸受鋼の寿命におよぼす熱処理組織の影響*

仕幸 三郎**・岡本 一生***渡辺 章三****

Effect of Metallographical Factors on the Rolling Fatigue
Life of Ball Bearing Steel

Saburō SHIKŌ, Kazuo OKAMOTO and Shōzō WATANABE

Synopsis:

Effect of metallographical factors on the rolling fatigue life of 1%C-1.5%Cr bearing steel was investigated, and the most profitable component for the bearing life was discussed.

The results obtained are as follows:

(1) Metallographical factors affected on the rolling fatigue life of bearing steel were not amount and size of residual cementite but the chemical compositions soluted in the matrix.

(2) The most effective factor affected on the rolling fatigue life was carbon content soluted in the matrix and the most desirable carbon content in the matrix was about 0.5 percent.

(3) It was recognized that the mechanism of flaking was related to the third stage of the tempering of martensite. This was deduced from the observation of the micro-structure of cyclic stressed area by the transmission electron microscopy and the result of bearing life test of a new type steel with higher silicon of which the starting temperature of the third stage was risen by silicon.

(Received July 3, 1968)

1. 緒 言

軸受鋼のころがり疲労寿命に影響をおよぼす材質的な主要因子としては、製鋼要因としての非金属介在物、および化学成分、熱処理にもとづいた熱処理組織的な要因があげられる。前者の要因についてはすでに報告しているので、後者の要因についての調査を行なうことにした。

軸受鋼は焼入れ後、高硬度を必要とするために150°C前後の比較的低温度で焼もどしを行なっているため、組織はきわめて不安定な状態にあり、この点焼もどし温度が比較的高い他の構造用鋼とは異なっている。この不安定な組織に関するひとつの問題は軸受鋼が焼入れされた状態で炭化物を残存させている点である。残存炭化物自体のころがり疲労寿命におよぼす影響は明らかにされていないので、たとえば鋼中化学成分中とくに炭素量が1%付近という点に疑問を残している。他のひとつはころがり疲労を行なわせた際に、くり返し圧縮応力を受ける鋼球と接触する部分では局所的な材質変化が起こりやすくなっているという点である。したがって、ころがり疲労寿命に影響をおよぼす熱処理組織的な要因を考えるに際しては、球状炭化物の大きさや分布のほかに基地組織の固溶成分中とくにC, Crなどを主体にしたもの、および残留オーステナイトなど基地組織に関する情報がかなり重要な意味をもってくる。炭化物の分布状況に関

する従来の報告は炭化物の大きさや量を測定した経験的な現象を述べたにとどまっており、基地組織に関するものでは最近になつて材料強度の立場から論じた報告があり、また一方では、ころがり疲労現象の機構から寿命特性をとらえようとする研究も行なわれているが、素材上の要因に結びつけようとしている報告は非金属介在物をのぞいてほかに見あたらない。

本研究では軸受鋼のころがり疲労寿命に影響をおよぼす熱処理組織的な要因を寿命との対応で調査する一方、疲労破壊の機構解明に関した微視組織について電子顕微鏡による直接観察を主体に調査し、あわせて寿命を向上させるための素材上の対策を考えようとするものである。

2. 供 試 材

供試材はとくにことわりのない限り、JIS規格軸受鋼第2種(SUJ-2)を用い、Table 1に示される化学成分のものである。また炭化物系非金属介在物、加工率および成分偏析の影響をできる限り小さくするために、真空脱ガスした連続鍛造材生産材の中からTable 2に示

* 昭和43年4月本会講演大会にて発表

昭和43年7月3日受付

** 八幡製鉄(株)君津製鉄所

*** 八幡製鉄(株)光製鉄所

**** 八幡製鉄(株)本社

Table 1. Chemical compositions of steel used (wt%).

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	T.Al	O
0.96	0.24	0.40	0.010	0.007	1.51	0.03	0.03	0.020	0.0017

Table 2. Non-metallic inclusions in steel tube (%).

d A	d B	d C	Total
0.058	0	0.008	0.066

(Point counting method : $\times 400, 300$ field)

されるような酸化物系介在物の少ない加工比 20 程度に熱間押出しされた軸受鋼管 (外径 71.5 mm, 内径 52.5 mm) を選んだ。

3. 寿命におよぼす球状炭化物粒度の影響

3.1 試料の調整

3.1.1 球状化焼鈍

炭化物粒度の調整は球状化焼鈍法を変えることで行なった。粒度の目標は平均粒径が寿命試験片の状態 (焼入れ焼もどし状態) で 0.25, 0.50, 0.75, 1.0 μ とした。

焼鈍組織の炭化物粒径は焼鈍前組織および焼鈍温度での炭化物核数によって左右されるので、これらの点に注意して Table 3 のような焼鈍法を採用した。すなわち、No 1 の小粒径のものについてはオーステナイト化温度域からの冷却を急速にして微細なパーライト組織とし、焼鈍温度域を低温度側、短時間側にとつて S 曲線の nose により近い温度で恒温変態を行なわせた。No 2 のものは CONNERT の提唱した方法⁹⁾ にほぼ同じ標準的な焼鈍法であり、No 3 および No 4 の粒径が大きい側のものは A_{c1} 点直下に長時間保定してから標準的な焼鈍を行なった。

3.1.2 焼入れ焼もどし

焼鈍鋼管を切開いて板状とし、 A_1 点以下の温度に加熱して歪を除去してから焼入れ焼もどしを行なった。

ころがり疲労寿命には焼入れ焼もどし後の硬さが影響するといわれているので、試験片の硬さが $H_{RC} 62.0 \sim 63.0$ と一定範囲になるよう、焼入れ温度 830°C に 30 min 保定後油冷とし、150°C の油中で焼もどしを行ない、それぞれの炭化物粒径に応じて焼もどし時間を変えて硬さを調整した。また比較のために、炭化物を全部基地に溶け込ませた試料も作成した。この場合の熱処理は Table 3 中で No 2 の方法で焼鈍したものを 830°C $\times$ 30 min $\rightarrow$ 1035°C $\times$ 20 min $\rightarrow$ 830°C $\times$ 5 min 油冷とし、ただちに 150°C の油中で焼もどした。ただし硬さは $H_{RC} 58$ と他の試料よりも低い。

3.1.3 球状炭化物粒度

焼鈍試料および焼入れ焼もどし試料の球状炭化物粒度は 5000 倍率の電子顕微鏡レプリカ写真をランダムに各 25 視野撮影し、全炭化物量および大きさを測定した。結果は Table 4 のように、球状炭化物の平均粒径は焼入れによって大きくなっており、また焼鈍状態で平均炭化物粒径が小さい試料ほど焼入れによって残留炭化物量が少なくなっている。

3.1.4 基地の固溶成分

焼鈍試料の炭化物粒度が異なると焼入れに際し炭化物の基地への溶け込み量に違いのあることから、焼入れ試料について基地の固溶成分を求めた。

Table 3. Spheroidizing heat-treatment of steel used.

No	Heat-treatment	Cementite grain size (μ)
1	850°C $\times$ 2hr forced AC $\xrightarrow{20 \text{ min}}$ 770°C $\times$ 2hr $\xrightarrow{20 \text{ min}}$ 700°C $\times$ 1.5hr AC	0.28
2	830°C $\times$ 2hr $\xrightarrow{20 \text{ min}}$ 700°C $\times$ 1hr $\xrightarrow{1 \text{ hr}}$ 780°C $\times$ 2hr $\xrightarrow{2.5 \text{ hr}}$ 730°C $\times$ 5hr 4hr $\rightarrow$ 650°C AC	0.50
3	745°C $\times$ 24hr $\xrightarrow{10 \text{ min}}$ 780°C $\times$ 3hr $\xrightarrow{30 \text{ min}}$ 730°C $\times$ 5hr $\xrightarrow{2.5 \text{ hr}}$ 650°C AC	0.71
4	745°C $\times$ 36hr $\rightarrow$ No 2	0.93

(AC=air cool)

Table 4. Mean diameter and volume fraction of cementite particle in steel.

No	As annealed		As quenched and tempered	
	Mean diameter (μ)	Volume fraction (%)	Mean diameter (μ)	Volume fraction (%)
1	0.28	16.2	0.28	3.2
2	0.50	18.5	0.57	6.5
3	0.71	18.1	0.78	7.2
4	0.93	24.1	1.04	7.8

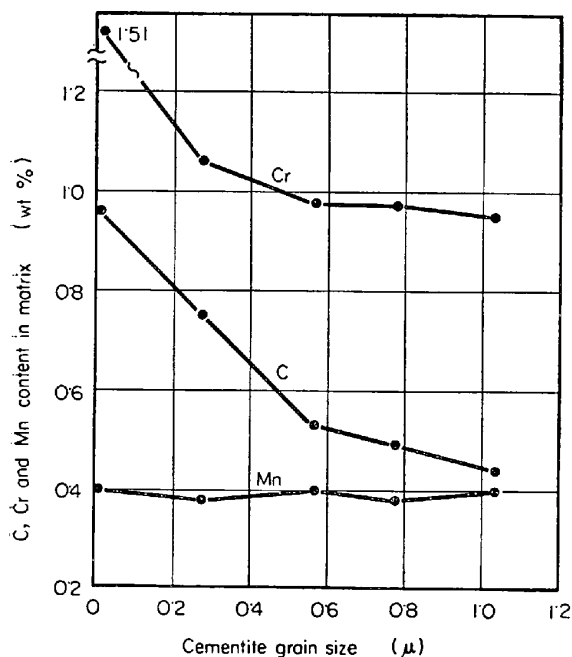


Fig. 1. Chemical compositions in matrix of quenched steel.

まず鋼中炭化物をクエン酸ソーダ法により電解分離したのち⁹⁾、化学分析により炭化物中の成分を知り鋼中成分から差し引くことで基地に固溶している化学成分を決定した。ただし炭素量については炭化物中の炭素と基地から遊離したフリーカーボンとの判別が困難であったので、上記のレプリカ写真より測定した残留炭化物量から炭化物を M_3C として⁹⁾ 計算し鋼中炭素量から差し引く方法をとった。測定結果は Fig. 1 のようになり、同一焼入れ条件では炭化物粒径の小さいものほど C 量は高くなり、Cr 量もやや高くなっているが、Mn 量はほとんど変化していない。

3.2 寿命試験結果

寿命試験には硬さ $HRC\ 62.0\sim63.0$ の板状試験片を作成し表面を鏡面研磨仕上げとしたもので、鋼管外表面側についてころがり疲労寿命試験を行なった。寿命試験機は試験片上を 3 個の鋼球が転走するスラスト型のもので¹⁰⁾、潤滑剤にはスピンドル 60 番油を用い、Hertz

最大接触応力 $P_{max.} = 500\text{ kg/mm}^2$ の条件で寿命試験を行なった。

寿命の目安はころがり疲労を受けた試料表面にはく離 (flaking) が生ずるまでの応力くり返し数とし、得られたデータは Weibull 分布にしたがって整理した。Weibull 分布によれば¹¹⁾、試料が x までの寿命で破損する確率密度関数 $f(x)$ は次式で示される。

$$f(x) = 1 - \exp\{-(x-x_i)^m/x_0\}$$

ここに x は寿命であり、 x_i , x_0 , m は定数である。ここでは簡単のために $x_i \rightarrow 0$ とし、縦軸の累積破損確率としてメジアンランク (Median ranks) を使用した。

Weibull 関数図にプロットした結果は Fig. 2 のようになり、さらにメジアン寿命 (全試料の 50% が flaking を生ずることなく経過しうる応力くり返し数) について焼入れ焼もどし後の炭化物粒径との対応で整理すると Fig. 3 のようになり、平均炭化物粒径 0.57μ (残留炭化物量 6.5%) の場合に寿命が最大であった。

また参考までに $75 \times 25 \times 7\text{ mm}^3$ 寸法の短冊状試験片について寿命試験片と同一の熱処理を施し、55 mm の支点間の中央に静的な力を加えていつて破断に至らしめ、破断時の荷重をもつて破断応力 (引張り応力) とする圧折試験を行なった。結果は Table 5 のように平均炭化物粒径が $0.5\sim0.8\mu$ の範囲のもので比較的高い強度を示した。しかし強度の絶対値およびばらつきを考慮するといずれも大差はない。

3.3 考察

ころがり疲労寿命に最も好ましい球状炭化物粒度は平均炭化物粒径が $0.5\sim0.6\mu$ 程度であり、残留炭化物量が 6.5% 程度という値を得たが、これは従来の結果にほぼ一致している²⁾³⁾¹²⁾。一方、残留炭化物量が 6.5% ということは基地の組織が 93.5% を占めることであり、基地の影響が当然考慮されるべきと考える。基地の固溶成分は Fig. 1 にも示したように、炭素量は炭化物粒径に対する変化量が最も大きく、また鋼材材質に最も影響する成分と考えられるので、基地の固溶炭素量とメジ

Table 5. Mean value and standard deviation of bend fracture strength.

No	Cementite grain size (μ)	Bend fracture strength (kg/mm^2)	
		$\bar{X}$	σ
1	0.28	273	35.2
2	0.57	360	34.4
3	0.78	368	47.1
4	1.04	302	29.2
5	0	206	24.3

ン寿命との相関を Fig. 4 に示した。実験値が少ないためにここで結論づけはできないが、固溶炭素量が 0.5% 付近の場合に寿命は最大値を示した。ただここで問題になるのは、寿命に対する寄与率は炭化物粒度と基地の固

溶炭素量とでいずれが大きいのかという疑問である。この点を確認するために次の実験を行なった。

炭化物の平均粒径を焼入れ焼もどし後で 0.27μ 、基地の炭素量を 0.53% にした寿命試験片を作成し、これまでのものと同じ条件で寿命試験を行なった。炭化物の平均粒径 0.57μ 、基地の炭素量 0.53% のものと比較して示すと Fig. 5 のようになり、両者の間には有意差は認められなかった。すなわち基地の固溶炭素量を同一にとると、炭化物粒度はほとんど寿命に対して影響をおよぼさないことを示すものであり、ころがり疲労寿命を熱処理組織的に考えていく場合には炭化物粒度よりもむしろ基地の固溶成分に着眼したほうがよいように思われる。

またころがり疲労寿命の炭化物粒度依存性が小さいことから、残留炭化物量の一部あるいは全部に相当する C, Cr などの化学成分を鋼中成分からあらかじめ減じておくことも興味ある考え方といえよう。すなわち 1% C-1.5% Cr よりも C, Cr を減少できる可能性が示されていることは、ころがり疲労寿命に対してばかりでなく、巨大炭化物の均熱拡散や球状化焼鈍の簡略化など軸受鋼製造工程上のメリットも十分予想されるからである。

4. 寿命におよぼす焼入れ温度の影響

前章の実験結果から、ころがり疲労寿命に影響をおよぼす熱処理組織的な要因としては基地の固溶成分が主役となつていると考えられたので、球状炭化物粒径を一定範囲におさえ、焼入れ温度を変えることで基地組織中の固溶成分を変え、寿命におよぼす影響を検討することにした。

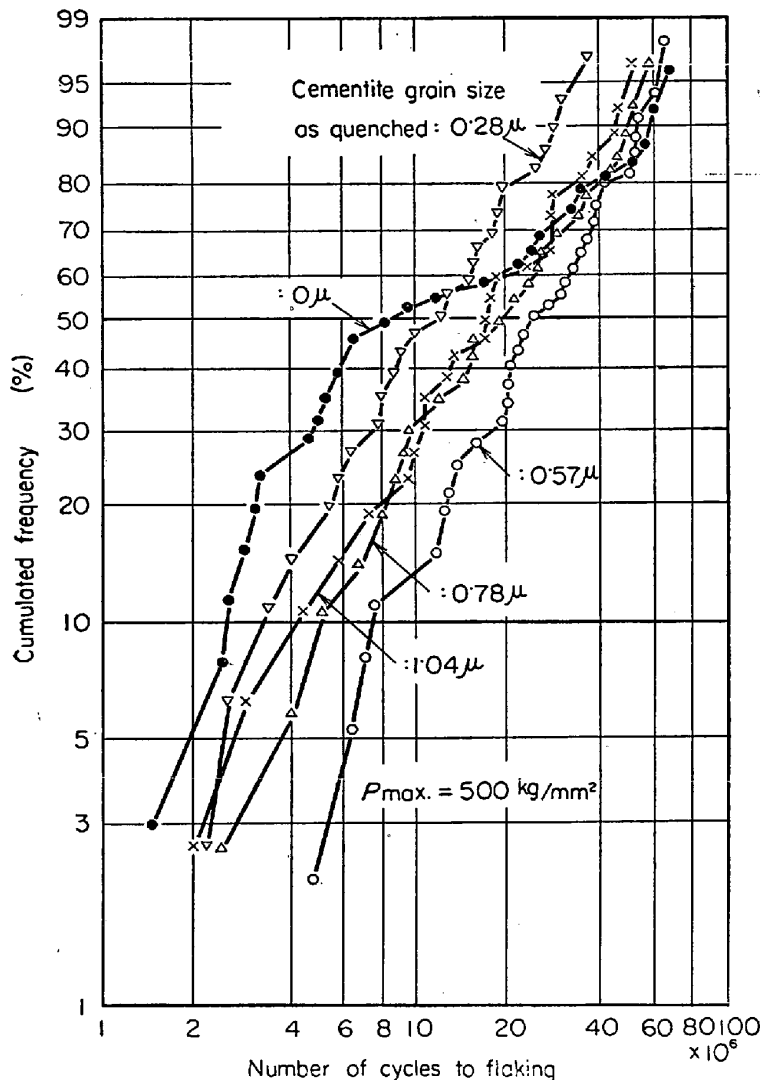


Fig. 2. Results of bearing life test.

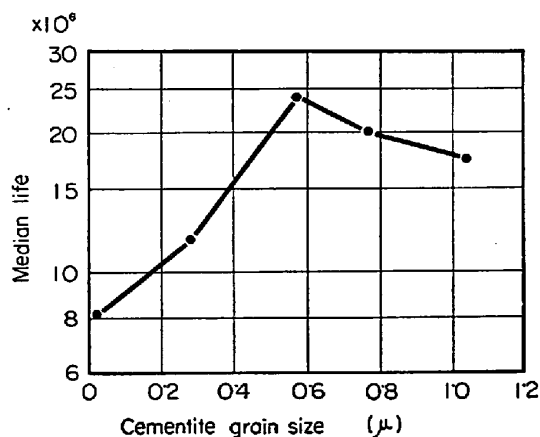


Fig. 3. Relation between median life and cementite grain size in quenched steel.

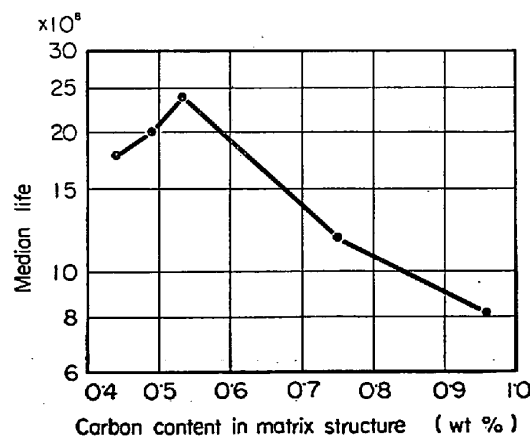


Fig. 4. Relation between median life and carbon content in matrix structure.

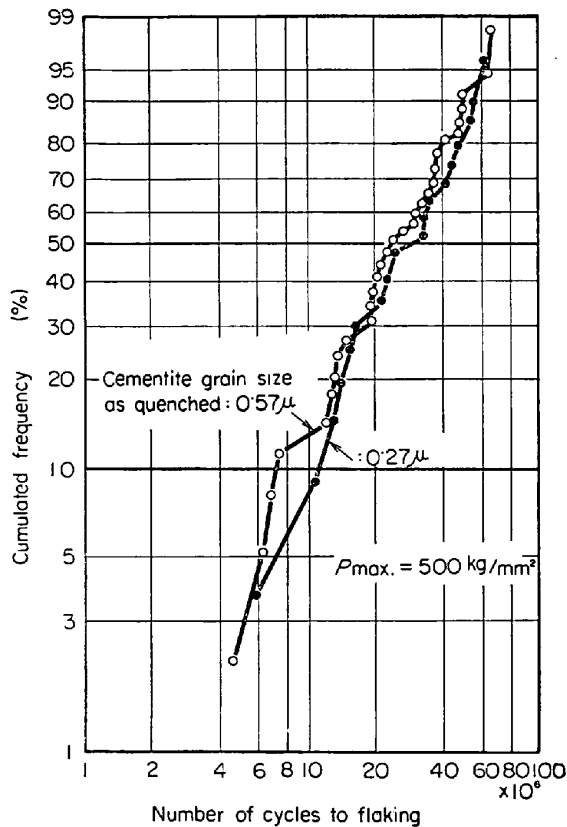


Fig. 5. Effect of cementite grain size on the fatigue life of bearing steel contained 0.53% C in matrix structure.

4.1 試料の調整

4.1.1 熱処理条件

供試材および試験片作成方法は前章と同一とし、球状化焼鈍は Table 3 中の No 2 の方法によった。

焼入れ条件は 810, 820, 830, 850, 860, 870°C の温度にそれぞれ 30min 保定後油焼入れとし、150°C の油中で焼もどしを行ない、硬さが HRC 62.0~63.0 になるよう焼もどし温度での保定時間を変えることで調整した。また比較のために焼入れ温度を 1035°C にとって炭化物を全部基地に溶け込ませたもの、および引続き液体窒素(-195°C)中でサブゼロ処理したものを 150°C で焼もどした試料についても試験を行なうことにした。ただしこの場合の硬さは Table 6 のように HRC 62.0~63.0 には入っていない。なお炭化物粒径は焼入れ条件によつて若干異なるが、焼入れ焼もどした試料の平均炭化物粒径が、1035°C 焼入れの場合をのぞいて、0.5~0.6 μm の範囲をはずれる試料はすべて廃棄し調査の対象にしていない。

4.1.2 残留炭化物量

5000 倍率の電子顕微鏡レプリカ写真から測定した残留炭化物量は Table 6 のように、焼入れ温度が高くな

Table 6. Hardness and residual cementite of steel as quenched and tempered.

No	Austenitizing temperature (°C)	Tempering time (min) at 150°C	Hardness, HRC	Residual cementite (%)
1	810	60	61.0	9.2
2	820	60	62.1	7.7
3	830	90	62.6	6.5
4	850	120	62.8	5.5
5	860	160	62.8	4.8
6	870	180	63.1	3.0
7	1035	120	58.3	0
8	1035*	120	64.0	0

(* Sub-zero treated at -195°C)

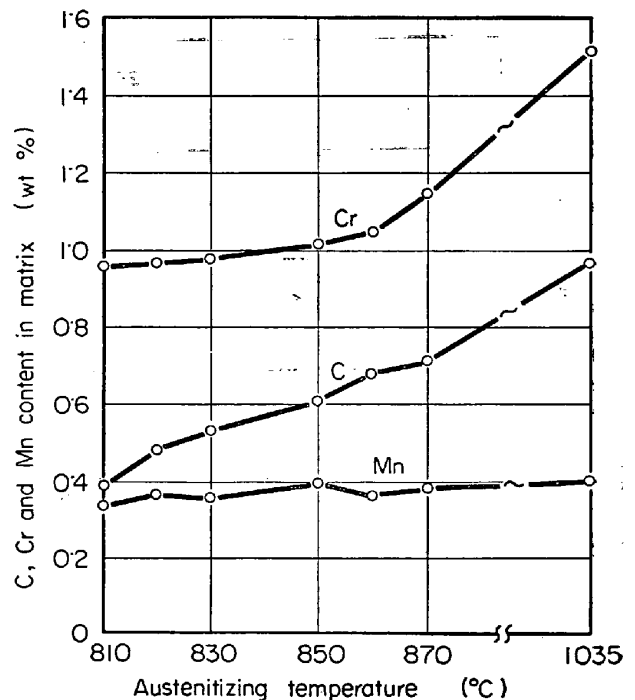


Fig. 6. Effect of austenitizing temperature on chemical compositions in matrix structure.

るほどほぼ直線的に減少しており、830°C での 6.5% に対し、870°C では 3.0% となっており、1035°C では炭化物が全部基地に固溶している。

4.1.3 基地の固溶成分

炭化物の電解分離法および残留炭化物量から求めた基地の固溶成分は Fig. 6 にみるように、炭素量は焼入れ温度の上昇に伴いほぼ直線的に増加し、Cr 量もやや増加するが、Mn 量はほとんど変化していない。

4.1.4 残留オーステナイト量

残留オーステナイトは X 線回折法により定量した。測定試料は寿命試験の終了した試験片から 20×20×5 mm³ 寸法に切出し、試料表面の歪を除去するためにリン酸クロム酸溶液による電解研磨により表面を平滑に仕上げた。

X線源にはMoを用い、回折線の強さはディフラクトメーターで測定し、 α の結晶面は(200), (211)を、 γ の結晶面としては(200), (220)および(311)のそれぞれを選んだ。

試料および測定条件から計算したそれぞれの回折線に対する R の値をTable 7に、残留オーステナイトの測

Table 7. Austenite determination factor R for peaks scanned by Mo radiation.

$(200)_\alpha$	$(211)_\alpha$	$(200)_\gamma$	$(220)_\gamma$	$(311)_\gamma$
299.2	566.9	649.7	396.7	427.7

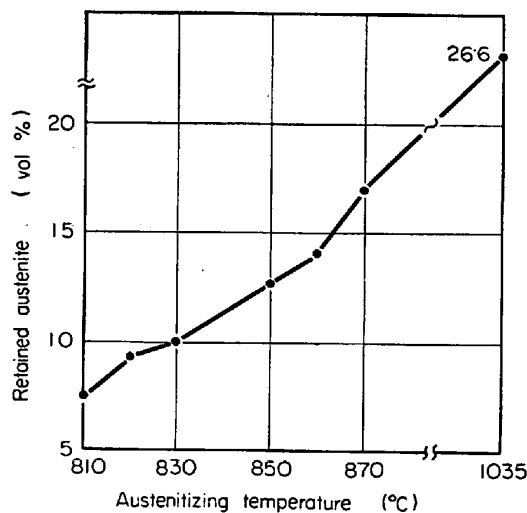


Fig. 7. Relation between retained austenite and austenitizing temperature.

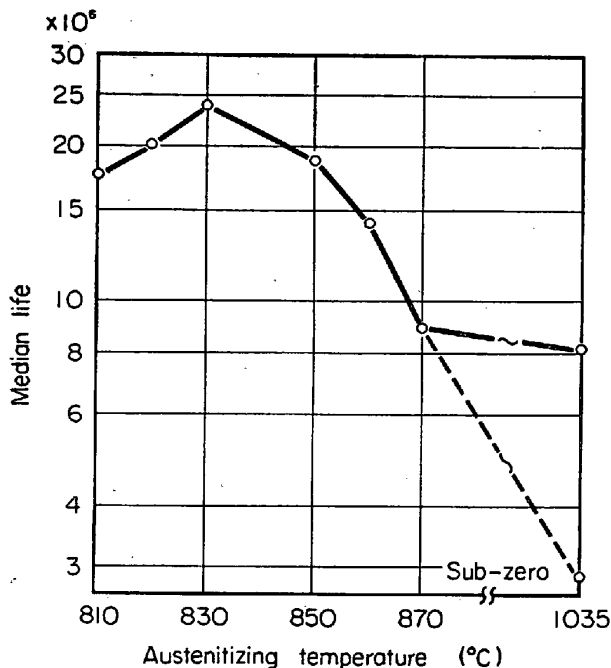


Fig. 8. Relation between median life and austenitizing temperature.

定結果をFig. 7に示す。焼入れ温度と残留オーステナイト量との間にはこの温度範囲内ではほぼ直線的な関係があり、焼入れ温度が高いほど残留オーステナイト量は多くなっている。

4.2 寿命試験結果

試料数は各焼入れ条件につき20~30枚とし、スラスト型寿命試験機により $P_{max}=500 \text{ kg/mm}^2$ の条件で寿命試験を行なった。得られた結果をWeibull関数図にプロットしてメジアン寿命を得、焼入れ温度との対応で見るとFig. 8のようになり、焼入れ温度830°Cの場合に寿命は最も長く、870°Cでやや急激に寿命が短くなっている。また焼入れ温度1035°Cの場合にはサブゼロ処理を施した残留オーステナイト量の少ない試料のほうがサブゼロ処理をしない試料よりも寿命が短い。

圧折試験結果はTable 8のようになり、焼入れ温度が高いほど圧折強度は低下する傾向にあるが、焼入れ温度820~860°Cの範囲では有意差は認められない。

4.3 考 察

4.3.1 基地の固溶成分と寿命

焼入れ温度に対応して変化する基地の固溶成分としてはC, Crがあるが(Fig. 6), Crの役割はクロム炭化物を生成し耐摩耗性を向上させることと、焼入れ性を向上させることにありと一般的にいられている。基地に固溶したCrの効果を考える場合には焼入れ性が強調されようが、その点では基地の強度を考慮に入れてもMnやMoなどのほうが好ましいと考えられるので¹³⁾, Crについては絶対的に必要な成分とみるよりも経済性を加味した効用と思われる。

基地の固溶炭素量については、前章の結果も含めてメジアン寿命との対応で見るとFig. 9のようになり、0.5%C付近で最大の寿命が得られている。この現象を説明するためにはマルテンサイトの強さに関した考察が妥当と思われる。

Table 8. Bend fracture strength of various austenitizing temperature.

No	Austenitizing temperature (°C)	Mean value $\bar{X}$ (kg/mm ²)	Standard deviation σ (kg/mm ²)
1	810	440	33.5
2	820	396	26.3
3	830	360	34.4
4	850	381	35.9
5	860	369	29.6
6	870	314	38.8
7	1035	206	24.3
8	1035*	74	13.8

(* Sub-zero treated at -195°C)

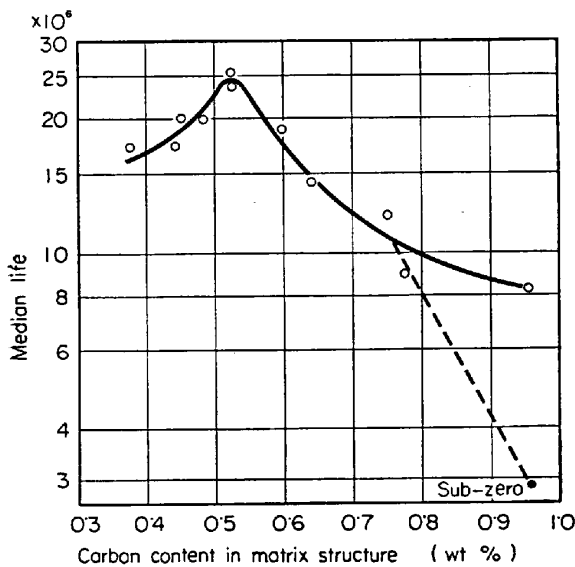


Fig. 9. Relation between median life and carbon content in matrix structure.

すなわち基地に固溶する炭素量が0.5%付近までは固溶炭素量の増加に伴って①マルテンサイト自体の強さが向上すること¹⁴⁾、および後述 Fig. 11 に示される加工硬化現象からも理解されるように、②残留オーステナイトによる基地の強化、が支配因子と考えられる。また基地の固溶炭素量が0.5%付近を越えると、固溶炭素量の増加に伴ってマルテンサイトの格子構造がますます立方晶から離れていつて tetragonality が大きくなり¹⁵⁾、主として M_s 点に関した変態歪が増加するが、①変態歪が解消されないこと、および本実験ではオーステナイト化温度によつて固溶炭素量を調整しているので、②組織がいくぶん粗くなっていること、などを考えあわせると、マルテンサイト自体が C% の増加につれて脆くなつてゆくことが疲労寿命を低下させる要因と考えられる。

4.3.2 残留オーステナイトと寿命

同一焼入れ条件で残留オーステナイト量を変えた実験は一例にすぎないが、Fig. 8 のようにサブゼロ処理を施していない残留オーステナイト量の多いもののほうが高い寿命値を示している。さらに Fig. 2 から読みとれるように、残留オーステナイト量の多い試料群中には寿命の著しく長いものもある。

このように残留オーステナイトは少なくとも寿命には好影響をおよぼす要因と考えられる。すなわち残留オーステナイトはくり返し応力を受けることにより後述のように硬化現象を示すが、最大せん断応力が作用する位置では残留オーステナイトがマルテンサイトになる過程がひとつ考えられる。すなわち、くり返し応力による残留

オーステナイトのマルテンサイト化は、すでに存在しているマルテンサイトの分解過程に先だつて（あるいは平行して）進行する過程と考えることができるので、その過程に相应して疲労の進行を遅らせる働きをしているものと推察される。

残留オーステナイトの疲労寿命におよぼす効果はほかにも2, 3の解釈が考えられ¹⁶⁾、別途研究も進めているので¹⁷⁾稿をあらためて論じたい。

5. 疲労組織の観察

5.1 試料の調整

前2章での寿命試験終了材を用い、鋼球が転走した試料のころがり接触面およびその下部の応力集中位置について、微視組織変化および硬度変化を主として透過電子顕微鏡および微小硬度計により調査した。また調査を進めている過程で対象としている試料の微視的变化が明りようにとらえられなかつた部分もあつたので、疲労現象の観察を容易にする意味でより高応力の寿命試験を加えることにした。追加した寿命試験の供試料はTable 1の素材を用い、Table 3-No 2の球状化焼鈍を行ない、Table 6-No 3の焼入れ焼もどしを施してから試料表面を鏡面研磨仕上げした。

5.2 疲労組織

5.2.1 組織変化

鋼球が転走した試料表面から肉厚方向に顕微鏡観察すると、 τ_{max} の作用する位置を中心として腐食されやすい部分が観察される。Photo. 1は鋼球が転走した軌道に垂直な面を5% nitalで腐食した光学顕微鏡組織であり $P_{max.} = 726 \text{ kg/mm}^2$ の場合では軌道表面から0.07~0.50 mmにわたつて黒く腐食された領域が存在している。この黒く腐食された組織について光学顕微鏡およびレプリカによる電子顕微鏡観察を行なつた結果、一種の焼もどしを受けた様相を呈していることがわかつた。そこでこの焼もどしの様相を明確にとらえるために、薄膜

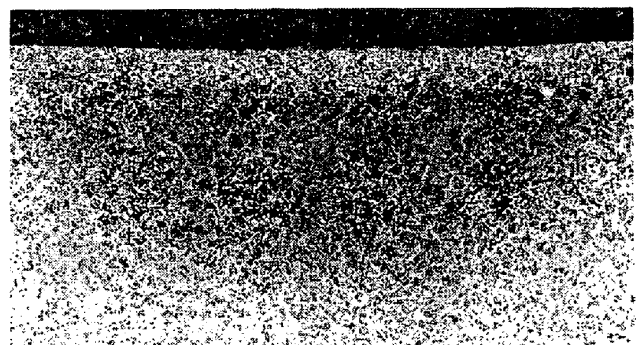
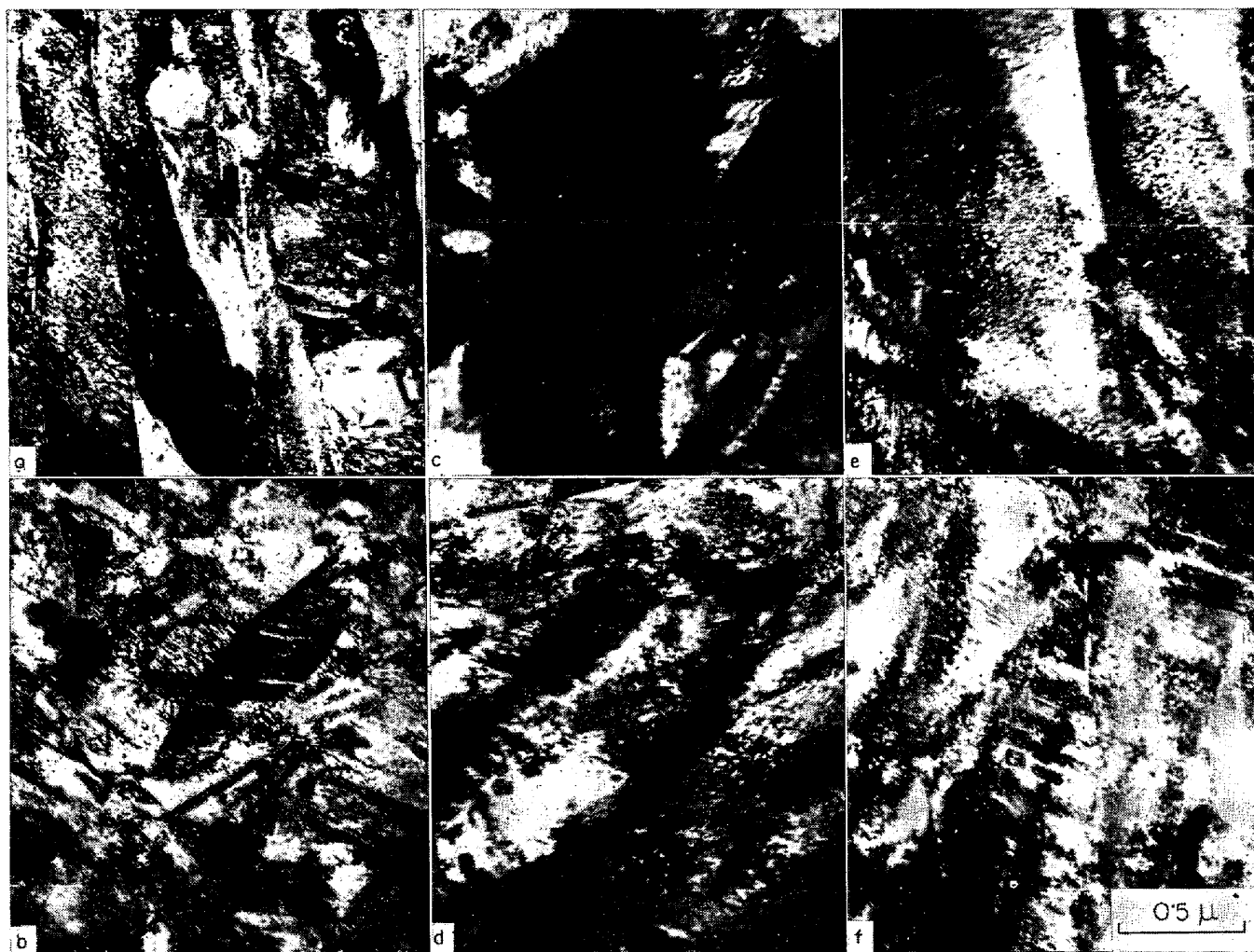


Photo. 1. Dark-etching area below contact surface in stressed zone. $\times 100$ (3/5)



a) Unstressed zone of specimen quenched from 830°C
 b) Stressed zone of " "
 c) Unstressed zone of specimen quenched from 1035°C
 d) Stressed zone of " "
 e) Unstressed zone of specimen sub-zero treated after quenched from 1035°C
 f) Stressed zone of " "

Photo. 2. Transmission electron micrographs of the stressed zone of the cyclic bearing steel.

×40000 (7/10)

試料による電子顕微鏡観察を行なうことにした。

Photo. 2 は寿命試験前後における試料の組織変化を示したものであり、試料の焼入れ温度が 830°C と 1035°C の例である。試料の焼入れ温度は高いほどマルテンサイト葉は大きくなってくるが、ころがり疲労を受けるとマルテンサイト葉は次第に変形してくる。焼入れ温度 830°C の場合で flaking を生じた試料の $\tau_{\max}$ 相当位置では、マルテンサイト葉の整然とした形態はほとんどみられず、破壊されてちぎれた様相とともに、ほぼ twin fault に沿って析出した炭化物および cell 構造の形成が進行しており、さらに白い針状の相がみられる。

焼入れ温度が 1035°C の場合にはさらに別の現象が観察される。サブゼロ処理を施していない残留オーステナイト量が多い試料の flaking 後 $\tau_{\max}$ 相当位置では、白

い針状の相や転位の減少は観察されるが、炭化物の析出や cell の形成の進行などはサブゼロ処理した試料と比較して少ない。このことは残留オーステナイトがくり返し応力による基地組織の分解を遅らせているものと考えられる。

一方くり返し圧縮応力を大きくとると、鋼球と接触する部分およびその下部への熱エネルギーの供与も大きくなり、組織変化を受ける領域が広くなつて観察しやすくなる。しかしくり返し圧縮応力の増大に伴い完全塑性域に近い状態で疲労が進行することになるが、寿命が荷重の 3 乗に逆比例するという関係¹⁸⁾は $P_{\max.} = 941 \text{ kg/mm}^2$ においてもなお弾性域での傾向と一致する¹⁹⁾といわれることから、 $P_{\max.}$ としては 600, 726 kg/mm² の試験を加えることにした。寿命試験結果は Fig. 10 のようにな

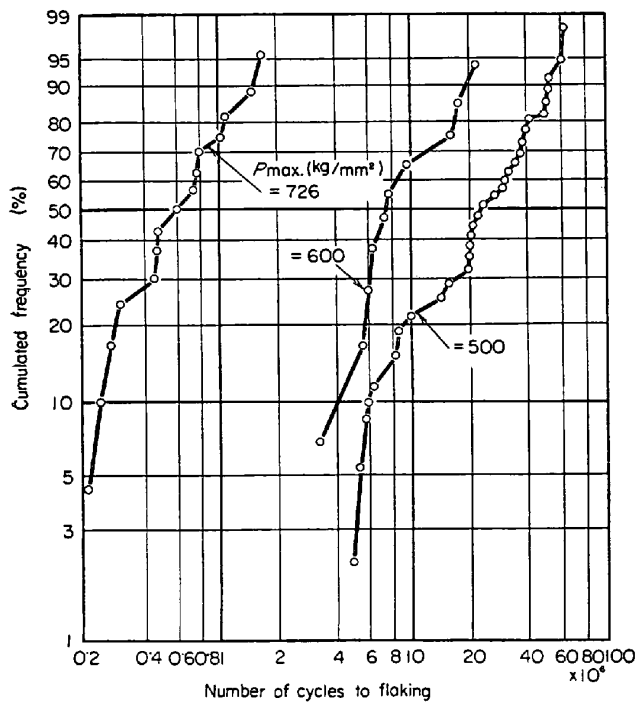


Fig. 10. Effect of contact load on the fatigue life of bearing steel.

り, $P_{\max}$ の大きいほど寿命は低下している。

Photo. 3 は $P_{\max} = 600, 726 \text{ kg/mm}^2$ の場合に flaking を生じた試料の $\tau_{\max}$ 相当位置の微視組織である。ここで非常に興味ある現象は、より低応力の場合にも共通している (Photo. 2 参照) ように、程度の差こそあつてもマルテンサイト葉の破壊をはじめとして、転位の減少、微細炭化物の析出、cell の形成および白い針状の相などが観察されている。すなわち、くり返し圧縮応力の大小とは無関係に (ただし $P_{\max} = 500 \sim 726 \text{ kg/mm}^2$ の範囲内において) flaking に至つた試料の疲労組織はほとんど同様な焼もどし相当組織 (後述のように静的なマルテンサイトの焼もどし組織とは異なる) を示している。なお白い針状の相や微細析出した炭化物は非常に小さいために電子顕微鏡の分解能にも限界があつて同定が困難であり、いまだにその実態は明らかでない。²¹⁾

5.2.2 硬度変化

鋼球が転走した軌道部分は塑性的な変形を受けているので、軌道下は加工硬化していると予想され、また前述の組織変化と考えあわせて疲労の様子を知る上には疲労を受けた局所的な部分

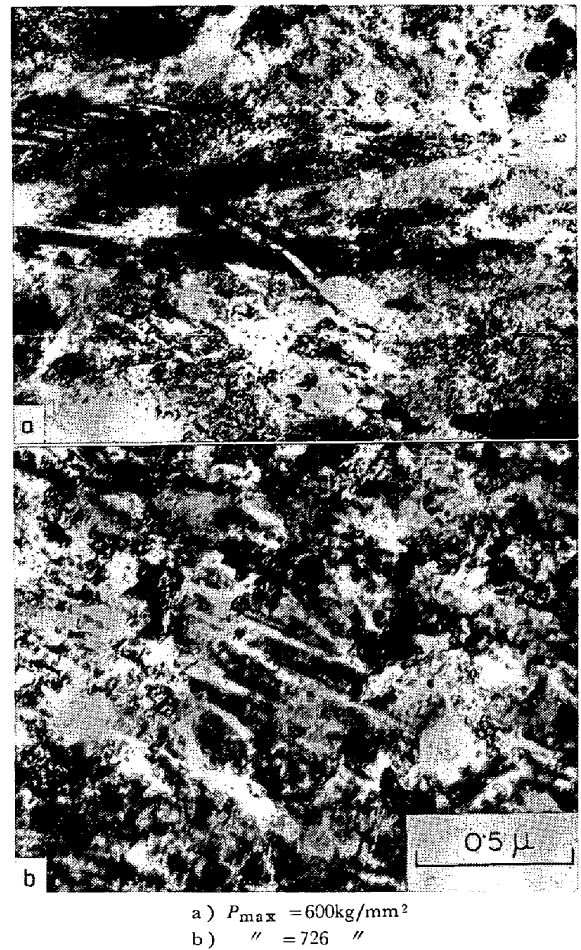


Photo. 3. Transmission electron micrographs of the stressed zone of the cycled bearing steel. $\times 40000$ (4/5)

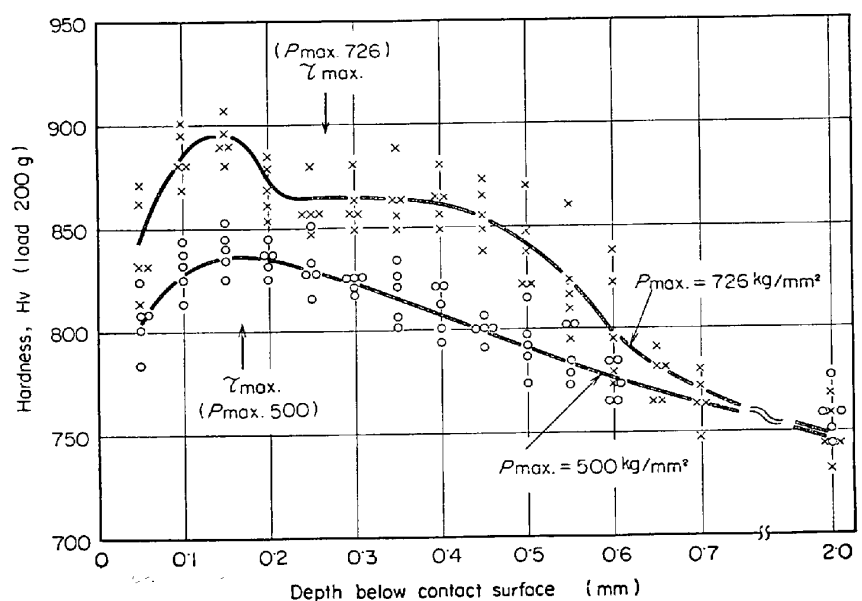


Fig. 11. Vickers hardness distribution with the depth below contact surface.

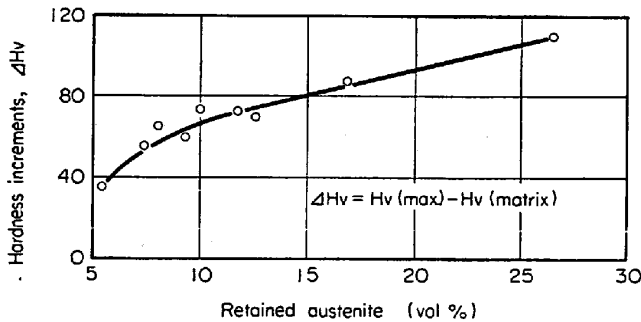


Fig. 12. Alteration of the hardness below contact surface vs. retained austenite.

の硬度変化を測定することが重要な意味をもっている。flaking を生じた試料の軌道面から試料の厚み方向に疲労部分の硬度変化を微小硬度計で測定した結果が Fig. 11 である。

$P_{\max.} = 500 \text{ kg/mm}^2$ の場合には軌道面から 0.18 mm 深さにかけて硬さが増加し、その後なだらかに減少している。硬さが最高値を示すのは $\tau_{\max.}$ の位置にほぼ一致している。ところが $P_{\max.} = 726 \text{ kg/mm}^2$ の場合には 0.15 mm 深さで硬さは最高値を示し、それ以降いつたん減少してから 0.4 mm 深さ付近に至るまで硬さの減少がきわめて緩慢となり、 0.4 mm 深さ以降では徐々に減少している。

次に $P_{\max.} = 500 \text{ kg/mm}^2$ の場合で前 2 章の寿命試験終了材について同様の測定を行ない硬さの最高値と母材の硬さとの差を硬さの増分 (ΔH_v) とし、残留オーステナイト量との対応で表わすと Fig. 12 のようになり、残留オーステナイト量の多い試料ほど ΔH_v が大きくなっており、残留オーステナイトが硬化に寄与している様子

が知られる。

これらの結果から、Fig. 11 で硬さが増加するのは軸受鋼中の残留オーステナイトの硬化が主役であり、高応力の場合に顕著に現われた硬さの停留は熱的な影響であつて、 $\tau_{\max.}$ 付近の位置が主としてせん断応力に基づく熱エネルギーのために軟化したものと考えられる。より低応力の場合にこの軟化現象が明らかでなかつたのは微小硬度測定の精度に限界があるためであろう。

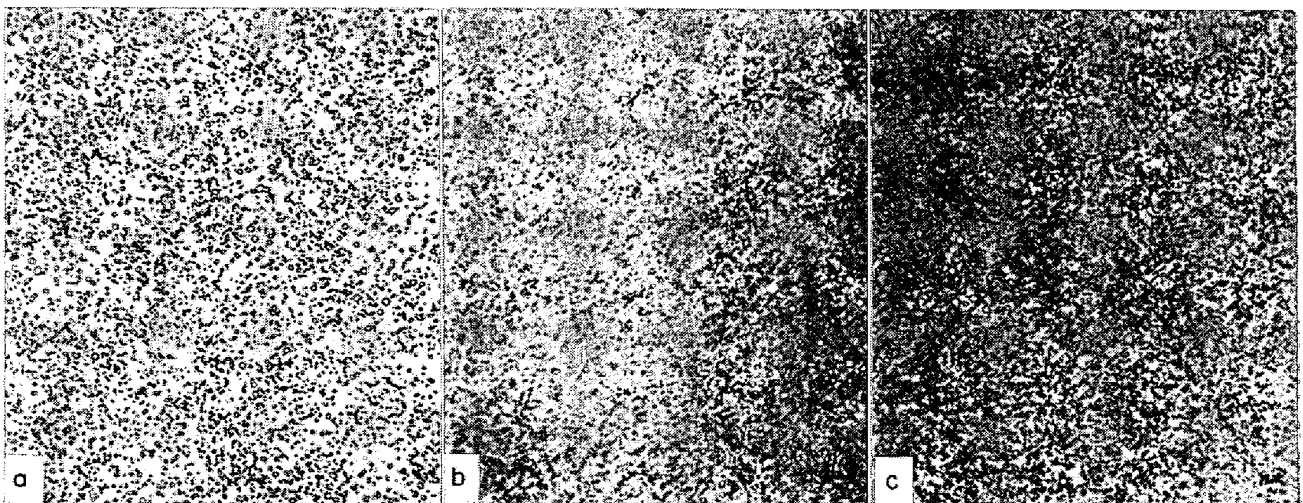
5.3 考 察

ころがり疲労を受けた部分が焼もどされた様相を呈していたことから、どの程度の温度にまで焼もどされた組織なのか、また単なる焼もどし組織にすぎないものなのかという疑問に対する知見を得るために、軸受鋼の微視組織および硬さにおよぼす焼もどし温度の影響を調査することにした。

Table 1 の素材を Table 3-No 2 の方法で焼鈍した後 $20 \times 20 \times 7 \text{ mm}^3$ の小試片とし、 830°C に 30 min 保た後油焼入れし、 $150 \sim 600^\circ\text{C}$ の温度に 60 min 保た後空冷とする焼もどしを行なつた。

光学顕微鏡組織は Photo. 4 の例でみられるように、焼もどしによつて基底が腐食されやすくなり、焼もどし温度が高いほどその傾向は著しい。

透過電子顕微鏡組織の代表例は Photo. 5 のようになり、i) 30°C の油に焼入れたままではマルテンサイト葉の形状が明りようであつて板状マルテンサイトが大部分を占めており、残留オーステナイトも含まれている。またこの段階ですでに ϵ 炭化物が析出している。ii) 150°C に 1 hr 焼もどし：マルテンサイト葉の形状にはほとんど変化はないが、twin fault に沿つた ϵ 炭化物がより多



a) Quenched from 830°C
b) Quenched from 830°C and tempered at 300°C
c) Quenched from 830°C and tempered at 600°C

Photo. 4. Micro-structure of the bearing steel after tempering. $\times 500$



a) Quenched from 830°C
 b) Quenched from 830°C and tempered at 150°C
 c) " " 300°C
 d) " " 400°C
 e) " " 500°C
 f) " " 600°C

Photo. 5. Transmission electron micrographs of the bearing steel after tempering. $\times 40000$ (7/10)

く明りように認められる. iii) 300°C に 1 hr 焼もどし: twin fault に沿って炭化物の生成が進行し, 羽毛状になりかなり明りように認められる. iv) 400°C に 1 hr 焼もどし: 炭化物の析出および凝集が進み, 転位の再配列が起こっており, cell の形成と粒状炭化物の析出がはじまっている. v) 500°C に 1 hr 焼もどし: 転位密度はますます減少し, cell 構造が大部分を占めており, 粒状炭化物の析出も多くなる. また再結晶している部分もみられる. vi) 600°C に 1 hr 焼もどし: ほぼ完全な再結晶組織となっており, 炭化物は球状のセメントイトとして析出している.

また硬さの変化は Fig. 13 のようになり, 焼もどし温度の上昇につれて硬さは低下し, 300°C を越えると軟化がいくぶん急激となつている.

これらの考察的実験結果を疲労組織の観察結果に対応

させてみると, ころがり接触応力を受けた疲労組織の τ_{max} . 相当位置は断続的な加工応力を考慮に入れても, 300~400°C 付近の温度にまで焼もどしを受けた組織と

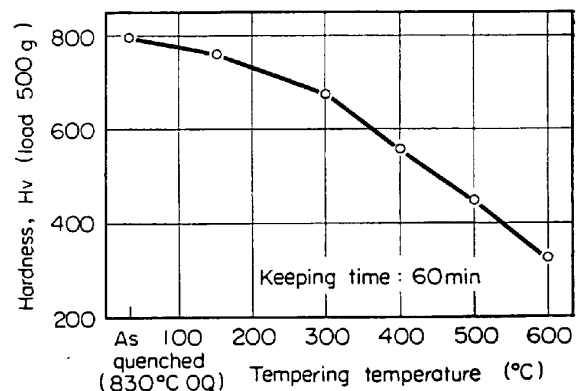


Fig. 13. Effect of the tempering temperature on the hardness of bearing steel.

推測される。またころがり接触応力の大小には関係なく flaking を生じた試料の τ_{max} 相当位置の疲労組織がほぼ一様にマルテンサイトの分解が進行した様相を呈していたことから、ころがり疲労寿命に大きく影響する熱処理組織的な要因は焼もどし抵抗性にあると推察される。さらにまた 300~400°C 付近の焼もどし温度はいわゆるマルテンサイトの焼もどし第3段階に相当する領域であると考えられることから、第3段階をおくらせるような成分元素の利用あるいは残留オーステナイトなどの要因を取り入れることがころがり疲労寿命を向上させることにつながるものと予想される。

6. 焼もどし抵抗性にもとづく寿命向上の試み

ころがり疲労寿命を向上させる一対策と考えられた焼もどし抵抗性の効果を確認するために、そのひとつとして成分元素の利用を検討することにした。マルテンサイトの焼もどし第3段階をおくらせる成分としては炭化物生成傾向の小さいことも考慮に入れて Si を選んだ²⁰⁾。

6.1 試料および実験方法

供試材の化学成分を Table 9 に示す。試料は100 kg 高周波真空溶解炉により電解鉄を主原料に溶解し、熱間押出し法により加工比 20 程度にとつて鋼管に押出してから各種試験に供した。

Table 9. Chemical compositions of Si-steel used (wt%).

C	Si	Mn	P	S	Cr	O
1.00	1.36	0.48	0.008	0.008	1.45	0.0008

試料の焼鈍は炭化物を球状化するたてまえをとり、次の熱処理を施した。

830°C × 2hr $\xrightarrow{30 \text{ min}}$ 650°C × 30 min $\xrightarrow{1 \text{ hr}}$ 770°C × 2hr
 $\xrightarrow{1 \text{ hr}}$ 700°C × 5hr $\rightarrow$ furnace cool

まず焼もどし過程での変化を調べるために、20×15×7 mm³ 寸法の小試片を 840°C に 30min 保定後油焼入れし、150~500°C に焼もどして硬度変化および組織変化を調査した。

寿命試験はスラスト型の寿命試験機により、 $P_{max.} = 726 \text{ kg/mm}^2$ の条件で行なつた。試験片の熱処理は球状化焼鈍後、800°C に 30min 保定して後油焼入れし、170°C の油中で 60min の焼もどしを施した。なお比較材の SUJ 2 は Table 1 の素材を供し、Table 6-No 3 の熱処理を施した。

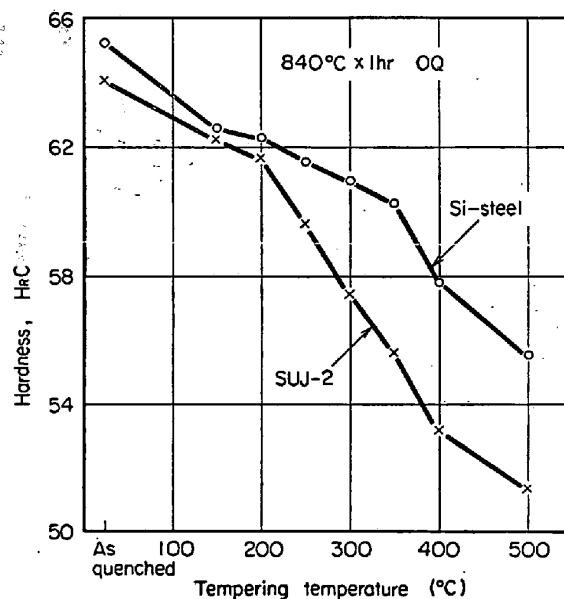
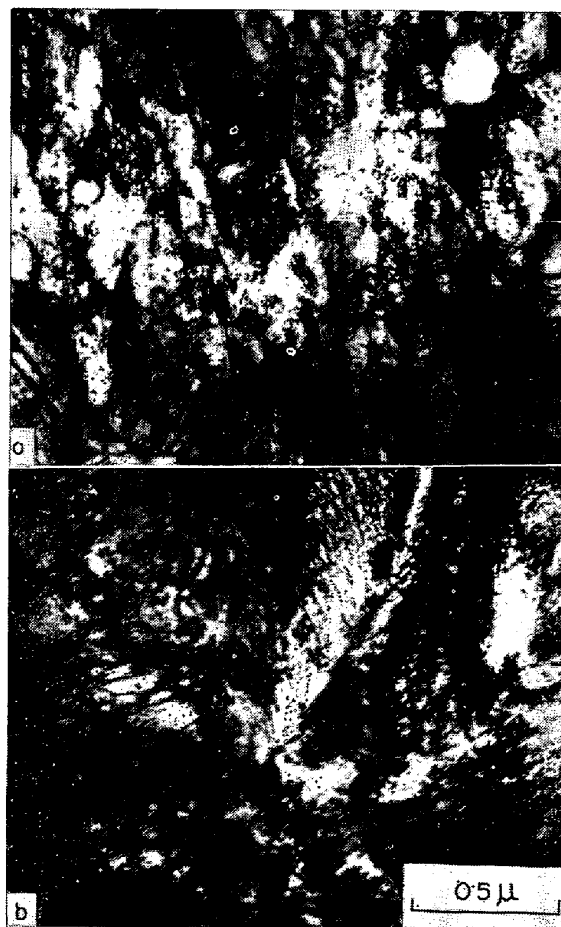


Fig. 14. Effect of the tempering temperature on the hardness of Si-steel quenched.



a) Bearing steel tempered at 350°C
 b) Si-steel tempered at 350°C

Photo. 6. Transmission electron micrographs of the tempered Si-steel comparing with bearing steel. ×40000 (3/4)

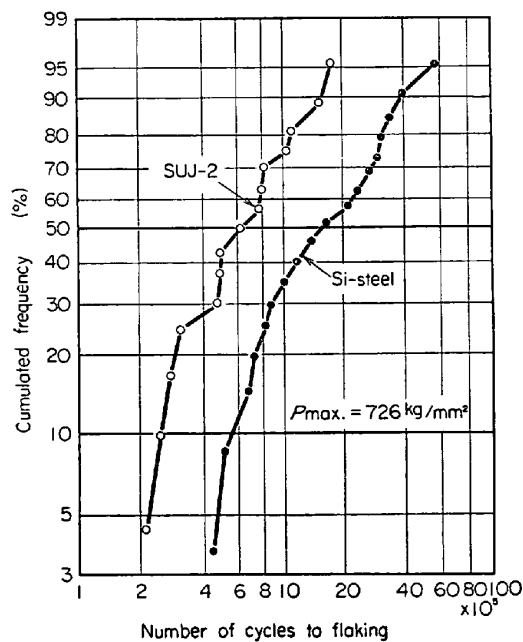


Fig. 15. Result of the fatigue life test of Si-steel comparing with SUJ-2.



a) Unstressed zone
b) Stressed zone

Photo. 7. Transmission electron micrographs of the stressed zone of Si-steel fatigued.

$\times 40000$ (3/4)

6.2 実験結果および考察

6.2.1 焼もどしによる組織変化および硬度変化

焼もどしによる硬度変化は Fig. 14 のようになり、Si 量の多い鋼 (Si 鋼) は SUJ-2 に比べて $200\sim 350^\circ\text{C}$ の温度範囲、すなわちマルテンサイトの焼もどし第2段階から第3段階にかけて、軟化の遅れが生じている。

この温度付近の組織変化を透過電子顕微鏡により観察した結果の中から 350°C の例を Photo. 6 に示す。SUJ-2 に比較して、炭化物の析出状況および cell の形成などマルテンサイトの分解が遅れている様子を明らかにすることができる。

6.2.2 寿命試験結果

Weibull 関数図にプロットした寿命試験結果は Fig. 15 にみるように著しく Si 鋼の寿命が向上しており、メジアン寿命で SUJ-2 の約 2.5 倍の寿命延長が認められた。この事実は焼もどし軟化抵抗性を高めることがこころがり疲労寿命を向上させるひとつの要因であることを示すものといえよう。

6.2.3 疲労組織

こころがり疲労を受けた τ_{max} 相当位置の透過電子顕微鏡観察結果の一例を、応力くり返し数 10^6 付近で flaking を生じた試料につき Photo. 7 に示す。SUJ-2 と同様にマルテンサイト葉が破壊されており白い針状の相も認められるが、Si 鋼ではマルテンサイト葉の形跡がまだ認められており、白い針状の相は比較的細く数も少ない。

これらの実験結果から、Si の焼もどし軟化抵抗性を高める効果がこころがり疲労寿命に対しても有効であることが認められたが、Si をはじめとする成分元素の添加による素材の製造条件、熱処理特性および疲労寿命特性などについての研究は現在なお継続中である。

7. 結 言

軸受鋼のこころがり疲労寿命に影響をおよぼす熱処理組織的な要因を調査した。また疲労破壊の機構に関する検討を行ない、寿命を向上させる素材上の対策例を示した。

(1) 軸受鋼のこころがり疲労寿命に最も好ましい残留炭化物量は $6\sim 7\%$ 程度であり、平均粒径は $0.5\sim 0.6\mu$ 付近であつたが、寿命に寄与するのは炭化物粒度よりも基地組織中の固溶成分が主役と考えられた。

(2) 基地の固溶成分を焼入れ温度を変えることで寿命特性を検討した結果、基地の固溶炭素量が 0.5% 付近の場合に最も長い寿命を示した。疲労寿命が残留炭化物にほとんど依存しない事実と考えあわせると、軸受鋼製造工程上のメリットをも期待される鋼中成分 (C, Cr など) の低減化が予測された。

(3) ころがり疲労を受けた部分の組織変化を電子顕微鏡による直接観察を主体に調査した結果、疲労組織は焼もどしを受けた様相を呈していたこと、および疲労破壊がマルテンサイトの焼もどし第3段階に関係していると考えられた。また残留オーステナイトは寿命に好ましい要因であるという一例を示した。

(4) 焼もどし抵抗性に有効な Si を利用して寿命の向上を試みた結果、明らかな寿命延長が認められ、疲労破壊がマルテンサイトの分解過程に関係していることを確認した。

おわりに懇切なご助言を賜わった大阪大学名誉教授、八幡製鉄(株)東京研究所西山善次博士、ならびに名古屋工業大学教授矢島悦次郎博士に深く感謝の意を表しますとともに、実験に協力された当所渡部義広氏に厚くお礼申し上げます。

文 献

- 1) 太田, 岡本, 仕幸: 鉄と鋼, 53 (1967) 7, p.876
- 2) たとえば, 上野, 三橋, 中野: 鉄と鋼, 41 (1955) 10, p. 1102
- 3) 門間, 須藤, 中野: 日本金属学会誌, 31 (1967) 11, p. 1266
- 4) J. A. MARTIN, S. F. BORGESE and A. D. EBERHARDT: Trans. ASME., (1966) 9, p. 555
- 5) 小平, 岡本, 中村, 仕幸: 鉄と鋼, 51 (1965) 5, p. 954

- 6) W. CONNERT: Stahl u. Eisen, 80 (1960) 8, p. 1049
- 7) 曾田: 軸受, (1964), p. 161 [岩波書店]
- 8) F. WEVER and W. KOCH: Stahl u. Eisen, 74, (1954) 7, p. 989
- 9) K. OKAMOTO, S. SHIKŌ and T. ŌTA: Trans. ISIJ., 7 (1967) 4, p. 197
- 10) 上野, 中島, 池田: 鉄と鋼, 47 (1961) 2, p.124
- 11) W. WEIBULL: J. Appl. Mech., 18 (1951) 9, p. 293
- 12) 近藤: 日本金属学会シンポジウム予稿, (1965.4) p. 74
- 13) A. S. TAMESON: Iron Age, (1948) 9, p. 88
- 14) J. D. LUBAHN and H. P. CHU: Trans. ASME, (1968) 2, p. 1
- 15) 武田, 岩間, 荒川, 山本: 鉄と鋼, 49 (1963) 1, p. 47
- 16) K. A. OSIPOV: Activation Process in Solid Metals and Alloys, (1964), p. 6, [Edward Arnold Ltd.]
- 17) 著者ら: 日本鉄鋼協会第 76 回講演大会発表
- 18) A. PALMGREN: Ball and Roller Bearing Eng., (1959), p. 88, [S. H. Burbank & Co. Inc.]
- 19) 学振 126 委: ころがり軸受寿命に関する講演会資料, (1966. 2) p. 27
- 20) A. S. KENEFORD and T. WILLIAMS: J. Iron Steel Inst., 187 (1957) 7, p. 467
- 21) T. L. O'BRIEN and A.H. KING: Ibid., 204 (1966) 1, p.55