

## 軸受鋼の研究 (V)\*

(炭化物のオーステナイトへの固溶について)

上野 学\*\*・中野 泰\*\*\*

## STUDIES ON BALL BEARING STEELS (V)

-(Solution of the Carbide into Austenite)

Manabu Ueno and Yutaka Nakano

## Synopsis:

In this report the behavior of spherical carbide going into solution in austenite was studied quantitatively, and the behavior of hardness and fracture roughness in austenite was studied together with.

The results obtained are summarized as follows;

1) At each heating temperature, the hardness increases with the holding time. At 840°C temperature, the hardness increases rapidly and is saturated after 1 hour, and at 860°C temperature it is considerably high in mere 5 minutes of the holding time.

2) Between SKF and Japan-made ball bearing tubes the behaviour of the carbide in austenite is very different. The carbide solution of the former is saturated in 50~60 minutes, and one of the latter in 30~50 minutes at each heating temperature. In the former the intervals of saturated carbide contents at each heating temperature are equal, but not equal in the latter. Namely, in the latter the intervals of saturated carbide contents between 780~800°C and 840~860°C temperature are considerably wide, and these between 800°C, 820°C and 840°C temperature are narrow.

3) The fracture roughness don't always agree with the visual observations, and it is considered generally that the fracture roughness increases at the point from the sliding failure to the separate one.

## I. 緒 言

筆者はさきに軸受の寿命は炭化物の量<sup>1)</sup>とかなり関係があり、また炭化物は焼入温度の変化に対して国内の軸受鋼ではいちじるしく固溶速度<sup>2)</sup>を異にすると報告した。軸受鋼の熱処理に当つては炭化物をオーステナイト中に固溶させて地の炭素量を増して硬化させるのであるから、この炭化物のオーステナイトへの固溶速度が問題となつてくる。

E. C. Bain<sup>3)</sup>によれば、1.02% C 鋼を 870°C に保持したときの炭化物のオーステナイトへの固溶速度を測定した結果、炭化物が大體平衡値にまで固溶するに 1/2 h 以上を要している。この結果は電解分離によつてえられたものである。小門<sup>4)</sup>は蓄音機用ゼンマイ材料について研究し、0.9% C の鋼では炭化物が完全にオーステナイトに溶込むには 800°C で 2 h, 850°C で 20 min, 900°C で 5 min 前後を要すると報告している。また、明大の川口教授<sup>5)</sup>は炭化物の固溶は拡散現象と考えて、19 mm φ × 60 mm の過共析鋼に 0.5 mm 厚さの鉄ブッキ

をつけて、真空中で 1 h 加熱して拡散を行い、各温度の拡散定数を求めて、炭化物の形状による拡散程度の差異を報告している。

しかし、以上の研究は炭化物の固溶速度の途中の経過を直接的に定量的に求めたものでないので、われわれはその点を解明すべく実験を行つた。すなわち本研究では軸受鋼の球状炭化物が加熱温度と保持時間とともにいかに挙動するかを報告する。さらに破断面の粗さの挙動についてもものべる。

## II. 実験試料および実験方法

実験に供した試料は SKF のパイプ材と国内のパイプ材でその化学組成は Table 1 に示す。

この 2 種の軸受鋼パイプ材より 10 mm × 10 mm × 1.5 mm の寸法の試料を削りだして多数の試料を用意し、800°C, 820°C, 840°C, 860°C の各温度の鉛浴中に試

\* 昭和 31 年 4 月本会講演会にて発表

\*\* 工業技術院機械試験所

\*\*\* 大谷興業株式会社

Table 1. Chemical Composition.

Type	C%	Si%	Mn%	P%	S%	Ni%	Cr%	Cu%	V%	N%
SKF tube	1.02	0.29	0.31	0.025	0.019	tr	1.47	0.03	0.06	0.0027
Home made tube	1.03	0.29	0.41	0.016	0.009	0.06	1.38	0.14	—	0.0046

料を入れて、保持時間を変えた試料を作り油焼入した。この試料を研磨後エッチし、1200 倍の顕微鏡下で lineal analysis によりて炭化物の量を測定した。測定にあたって Hurlbut Counter (Cambridge Thermionic Co.) を使用し、20mm の距離の間の積線分比にて炭化物の量を求めた。また破断面の粗さの測定には米国製のアポット・プロフィールメーターを使用した。

III. 実験結果および考察

(1) 硬度変化について：硬度の測定は明石微小硬度計を使用し、荷重 1kg で測定した。Fig. 1 は SKF の

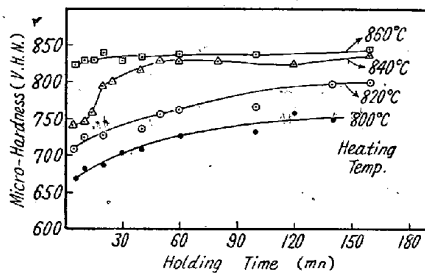


Fig. 1. The relation between hardness and holding time at each heating temperature (SKF tube)

試料について加熱温度と保持時間と硬度の関係を示したものである。いずれの加熱温度でも保持時間とともに硬度の上昇を示す。

840°C の加熱温度の場合は 800°C、820°C の場合と異なり、急激に硬度の上昇が起り 1h 後に硬度が飽和値に達する。860°C の場合では 5mn の保持時間でも相当に硬度が高く、保持時間とともにわずかに硬度が高くなる。

(2) 球状炭化物の挙動について：SKF パイプ材の各加熱温度における保持時間と球状炭化物量の関係は Fig. 2 に、国内パイプ材のそれは Fig. 3 に示す。

Fig. 2 より明らかなように、各加熱温度において保持時間が約 50~60mn に達すると平衡状態になる。また、840°C の加熱温度では 50mn の保持時間で Fe<sub>3</sub>C 量は約 7.5% となり、3h まで一定の平衡値である。筆者はさきに熱理後に残存する Fe<sub>3</sub>C 量が約 7~8% の時に寿命が最大であると報告したが、SKF のパイプ材では上記の理由により 840°C を加熱温度に選ぶのがよ

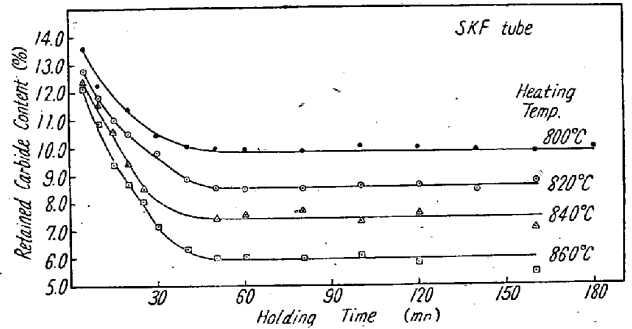


Fig. 2. The relation between retained carbide content and holding time at each heating temperature (SKF tube)

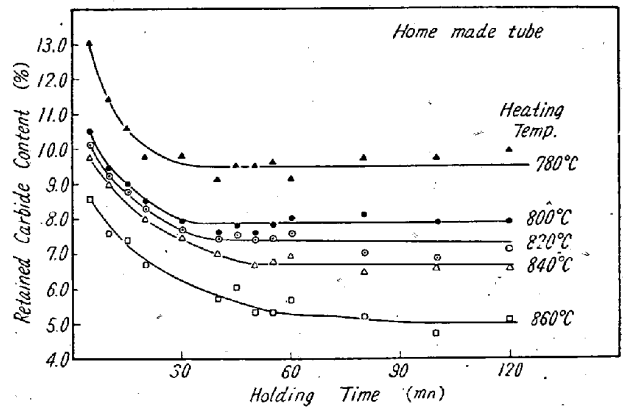


Fig. 3. The relation between retained carbide content and holding time at each heating temperature (Japan-made tube)

い。また、SKF のパイプ材では各加熱温度における平衡値の間隔がほぼ等しいが、Fig. 3 より判明せるごとく国内のパイプ材では 800°C、820°C、840°C の間隔が狭くて、780~800°C と 840°C~860°C の間隔は広くなっている。このように SKF と国内のパイプ材ではいちじるしい炭化物の挙動の相異を示す。国内のパイプ材では各焼入温度で平衡値に達する保持時間は 30~50mn であり、SKF のパイプ材に比して炭化物の固溶が初期に早いのである。

もし炭化物のオーステナイト中への固溶速度が拡散現象であるならば、この現象は rate of the form の式にてよくあらわされるはずである。つぎに rate of the form の式を示せば、

$$\frac{df}{dt} = K(1-f)t^m \dots\dots\dots (1)$$

- $f$ : 変態した割合
- $t$ : 時間
- $K$ : 速度定数 (温度の函数)
- $m$ : 定数

いま,  $y$  を  $t$  時間における反応量,  $a$  を反応が平衡に達した時までの全反応量とすると,  $f = \frac{y}{a}$  となり (1)

式は, 
$$\frac{dy}{a-y} = Kt^m dt \dots\dots\dots (2)$$

となる. (2) 式を積分するとつぎの (3) 式がえられる.

$$\log \log \frac{a}{a-y} = (m+1) \log t + \log \frac{K}{2.3(m+1)} \dots\dots\dots (3)$$

この式で, 実験的に  $a, y, t$  は Fig. 2 より求められるので,  $\log \log a/a-y$  を縦軸にとり,  $\log t$  を横軸にとると, (3) 式は直線関係を示す.

さて, SKF のパイプ材についての 800°C における固溶曲線を (3) 式でグラフすると Fig. 4 のごとき直線関係を示す. この Fig. 4 より  $m, k$  を求めると,  $m=0.25, k=0.00021$  なる値を示す.

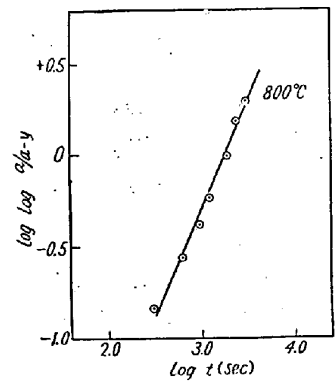


Fig. 4.  $\log \log (a/a-y)$  versus  $\log$  time for carbide solution at 800°C temperature. (SKF tube)

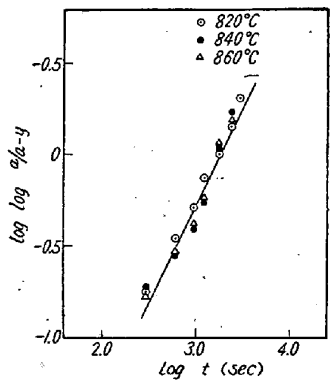


Fig. 5.  $\log \log (a/a-y)$  versus  $\log$  time for carbide solution at 820°C, 840°C and 860°C temperature (SKF tube)

820°C, 840°C, 860°C における Fig. 2 通りの固溶曲線を (3) 式でグラフすると Fig. 5 に示すごとく直線関係を示さず, かつまだ3つの曲線が重複している. この事実より 820°C, 840°C, 860°C における炭化物の固溶現象は簡単な拡散現象でなく, 炭化物の組成, 大きさ, 分布および炭化物の界面エネルギー等のからみあつた複雑な現象であろうと考えられる.

いま, Fig. 5 において, 820°C, 840°C, 860°C の炭化物の固溶速度が図に示す1つの直線で示されるとすれば, この時には  $m = -0.03, k = 0.00134$  となる.  $m$  の

値が異なるけれども, 800°C の  $k$  の値と Fig. 5 通りの  $k$  の値とより,  $k$  の活性化エネルギーを求めると  $O_k = 34,000 \sim 84,000$  cal/mol となる. C. Wells & R. F. Mehl<sup>6)</sup> によればオーステナイト中の C の拡散の活性化エネルギーは 32,000 cal/mol であり, Averbach & Cohen<sup>7)</sup> はこの拡散の活性化エネルギーは 38,000 cal/mol であると報告している. また, 明大の川口教授<sup>8)</sup> の軸受鋼のソルバイトの炭化物の拡散実験のデータより活性化エネルギーを求めると, 27,000 cal/mol となる. R.W. Bailey<sup>9)</sup> はパーライト中のセメンタイトの球状化速度の活性化エネルギーは 66,000 cal/mol と報告している. これらの活性化エネルギーの値より判断して  $Q_k$  の値は大体において妥当であると考えられる. 以上のことより球状炭化物がオーステナイト中に固溶する活性化エネルギーは加熱温度が低い時には C の拡散の活性化エネルギーの約2倍以上であるが, 加熱温度が高くなると C の拡散の活性化エネルギーに近くなると考えられる.

つぎに, 国内軸受鋼パイプ材における Fig. 3 の炭化物の固溶曲線を (3) 式でグラフすると, Fig. 6 のごとき曲線を示し, SKF のパイプ材のそれと比較してい

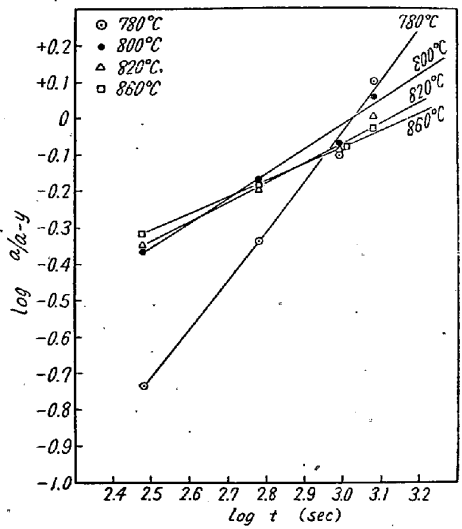


Fig. 6.  $\log \log (a/a-y)$  versus  $\log$  time for carbide solution at each temperature (Home made tube)

ちるしく異なる. 各加熱温度の直線の傾斜がいずれも異なっていることは,  $m$  の値が違うことを意味する. すなわち各温度における固溶現象が異なると考えられる. 前にものべたごとく, オーステナイト中における球状炭化物の固溶現象は簡単な拡散現象でなく, 炭化物の組成, 大きさ, 分布および炭化物の界面エネルギー等のからみあつた複雑な現象であると思われる.

いま, Fig. 6 より  $k$  と  $m$  を求めると, 780°C では,

$m=0.35$ ,  $k=0.00025$ ,  $800^{\circ}\text{C}$  では  $m=-0.36$ ,  $k=0.017$ ,  $820^{\circ}\text{C}$  では  $m=-0.41$ ,  $k=0.021$ ,  $860^{\circ}\text{C}$  では  $m=-0.54$ ,  $k=0.038$  となる。

(3) 破断面の粗さについて: わが国ではまだ P. F. Test のごとき焼入破断面の粗さを規定する際における粗さ標準片が制定されていない。それで筆者はアポットプロフィールメーターを使用して、焼入試料の破断面の粗さを測定した。

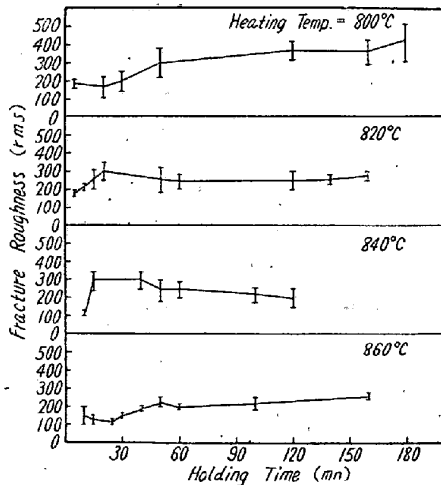


Fig. 7. The relation between fracture roughness and holding time at each temperature (SKF tube)

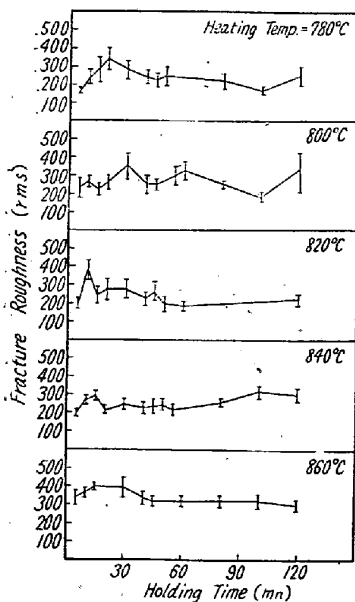


Fig. 8. The relation between fracture roughness and holding time at each temperature (home made tube)

Fig. 7 は SKF パイプ材の各加熱温度における保持温度と破断面粗さの関係を示す。破断面粗さの最高と最低を各点についてプロットして、その中心を結んだ。800°C の加熱温度の場合はほとんど送り破断面であつた。そして保持時間とともに粗さが増加する。820°C と 840°C の場合、保持時間のはじめ頃一度破断面粗さが増加して減少している。これは破断面を観察した感じでは、送り破断面が分離破断面に移るためと考えられる。

860°C では送り破断面がほとんどあられわれず、いずれも分離破断面であつて、保持時間とともに粗さが増加する。

国内軸受パイプ材の各加熱温度における保持温度と破断面粗さの関係は Fig. 8 に示す。この場合は SKF の材料についての場合と異なつていて、破断面粗さと目による観察とは必ずしも一致しないが、加熱温度 860°C の場合には分離破断面で、他の加熱温度のときよりも破断面粗さが粗いように思われる。780°C, 800°C の温度ではいずれの保持時間の試料とも送り破断面があらわれている。820°C, 840°C では送り破断面から分離破断面に保持時間とともに移る。

#### IV. 結 言

本研究においては軸受鋼の球状炭化物が加熱温度と保持時間とともにいかに挙動するかを追求した。さらに硬度と破断面粗さの挙動についても究明した。

以上の結果を総括すればつぎのとおりである。

(1) 各加熱温度において保持時間とともに硬度の上昇を示す。840°C の場合は 800°C, 820°C の場合と異なり、急激に硬度の上昇が起り、1 h 後に硬度が飽和値に達する。860°C では 5mn の保持時間でも相当硬度が高く、保持時間とともにわずかに硬度が高くなる。

(2) SKF と国内の軸受パイプ材ではいちじるしい炭化物の挙動の相異を示す。国内のパイプ材では各加熱温度で平衡値に達する保持時間は 30~50mn で、SKF のパイプ材では 50~60mn である。SKF のパイプ材では各加熱温度における平衡値の間隔が等しいが、国内のパイプ材では 800°C, 820°C, 840°C の間隔が狭くて、780~800°C と 840~860°C の間隔は広くなつている。SKF のパイプ材において、球状炭化物のオーステナイト中への固溶に対する活性化エネルギーを大雑把に求めると、 $O_k=34,000\sim 84,000$  cal/mol となる。この値は加熱温度が低い時には C の拡散の活性化エネルギーの約 2 倍以上であるが、加熱温度が高くなると C の拡散の活性化エネルギーに近くなることを示す。すなわち加熱温度の低い場合はオーステナイト中における炭化物の固溶現象は簡単な拡散現象でなく、炭化物の組成、大きさ、分布および炭化物の界面エネルギー等のからみあつた複雑な現象であると考えられる。

(3) 破断面粗さと目による観察は必ずしも一致しないが、送り破断面から分離破断面に移る際に破断面粗さが増加するのではないかと考えられる。

終りに、御指導御援助を賜つた当所河田部長、三橋課長に厚く御礼申し上げます。(昭和 31-4 月寄稿)

#### 文 献

- 1) 上野, 三橋, 中野: 鉄と鋼, 41 (1955), 1102

- 2) 上野, 中野: 鉄と鋼, **41** (1955), 1179  
 3) E. C. Bain: Function of the alloying elements in steels, (1940), 114  
 4) 小門: 日本機械学会誌, **31** (1928), 954  
 5) 川口: 日本金属学会誌 **B**, **15** (1951), 213~215  
 6) C. Wells & R. F. Mehl: Trans. A.I.M.E. **140** (1940), 279  
 7) B. L. Averbach & M. Cohen: Trans. A.S.M. **41** (1949), 1024  
 8) R. W. Bailey: Proc. Inst. Mech. Eng. **122** (1932), 209

## 異方性 MK 磁石の研究 (III)\*

(磁気的特性および工業的応用)

三 島 徳 七\*\*・牧 野 昇\*\*\*

### STUDIES ON ANISOTROPIC MK PERMANENT MAGNET (III)

(On the Magnetic Properties and the Industrial Applications)

*Tokushichi Mishima, Noboru Makino*

#### Synopsis:

The magnetic properties of the anisotropic MK permanent magnet are the most excellent in commercial magnets. Its applications to industrial field are now expanding. In this report, magnetic properties, magnetic agings and industrial applications of this permanent magnet were investigated.

The magnetic properties of this magnet are listed in Table 1.

Effects of various demagnetizing factors on the magnetic stability were examined. The ratio of remanent induction decreased was in proportion to logarithm of numbers subjected to repeated demagnetization, such as alternative field, mechanical shock and attraction of iron. As for the efficient use of magnet materials, the method of design in a static circuit was illustrated numerically. Determination of leakage factors was difficult. The leakage flux depends on the reluctance of air gap in similar circuit. As the representative example of industrial uses, mention was made on permanent magnets for speaker and magnetron.

#### I. 緒 言

異方性 MK 磁石合金は、従来まで工業的に用いられていた永久磁石にくらべ、きわだつて優れた磁性を有しているため、その用途は急速に増大し、スピーカー、磁石発電機、電気計器、電子工学関係、機械装置などに広く使用されるようになった。この磁石の特徴を挙げるとつぎのとおりである。

(1) 工業的に製造されている永久磁石の中で、最も磁性が優れている。同一磁気エネルギーをうるための磁石価格は、低廉であつて、MT 磁石に匹敵する。(2) 磁気回路の寸法が小さくてすむので、他の関連した組立部品が節約される。(3) 磁性の安定性がきわめて高く、交流、温度、機械的衝撃などの減磁作用に対して、磁束の低下はわずかである。(4) この合金の欠点としては、稀少元素の Ni または Co の含有量の多いこと、磁気的

異方性を有していることおよび機械加工性が悪く硬く脆いことなどが挙げられる。

本報告においては、まずこの合金の代表的な減磁曲線と磁気的性質を示し、つぎに種々の減磁因子の作用する場合の減磁特性をしらべ、最後にこの磁石の工業的応用と設計の 2, 3 の例についてのべる。

#### II. 実験方法

異方性 MK 磁石合金の代表的な減磁曲線は、Fig. 1 に示すとおりである。従来の MK 磁石の減磁曲線を併記する。また磁気的性質の中の代表的なものの測定値をまとめると、Table 1 のようになる。この合金は、磁気的性質の中でとくに残留磁束密度の高いことと

\* 第 41 回 (昭 26 年) 本会講演大会にて発表 (一部)

\*\* 東京大学名誉教授・工博

\*\*\* 株式会社東京計器製造所磁鋼製造部・工博