

## 技術資料

### 軸受鋼の研究の展望 (II)

#### —Prospect of the Study on Ball-Bearing Steels (II)—A Review—

上野 学\*・中島 宏興\*

(2月号 169頁よりつづく)

#### IV. 熱処理の問題について

##### 1. セメンタイトの球状化焼鈍

軸受鋼のように硬さと靱性を要求する高炭素鋼は必ずセメンタイトを球状化して使用する。一般にマルテンサイト組織から球状セメンタイトを得るのはパーライト組織からよりも容易であるが、軸受鋼の球状化処理前はパーライト組織である。球状化処理にはいろいろな方法があり、これについては日本鉄鋼協会編“鋼の熱処理(基礎と作業標準)”(1956)の49頁に示されている。一般に軸受鋼の球状化焼鈍には、 $Ac_1$ 以上 $A_{cm}$ 以下の温度に加熱した後 $Ar_1$ 以下まで徐冷する。または $Ar_1$ 以下のある温度に保持して変態が終了した後に冷却する熱処理方式が採用されている。

近藤<sup>28)29)</sup>は高炭素低合金鋼の球状炭化物生成温度に及ぼす各種元素の影響について研究し、Cr 1%鋼ではCが増加してもセメンタイト組織を得るための最高加熱温度はやや上昇するのみであるが、C 1%でCrが増加すると最高加熱温度は相当上昇すると述べている。

佐藤、矢島<sup>30)</sup>も高炭素低合金鋼を焼入、焼戻して球状炭化物を析出させる場合における各種合金元素の影響を調べ、CrやVがその生成を非常に遅らせると述べている。

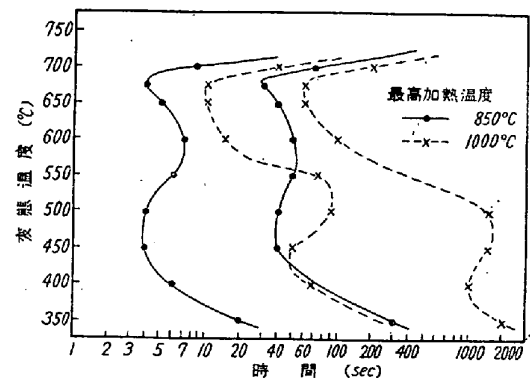
なお、近藤<sup>31)32)</sup>は球状セメンタイトと題する金属学会誌の輯録で、 $A_1$ 変態や焼戻で析出するセメンタイトの機構などを説明し、球状セメンタイトの生成や球状化が各種の機械的性質におよぼす影響について述べている。

##### 2. 焼入性と変態曲線

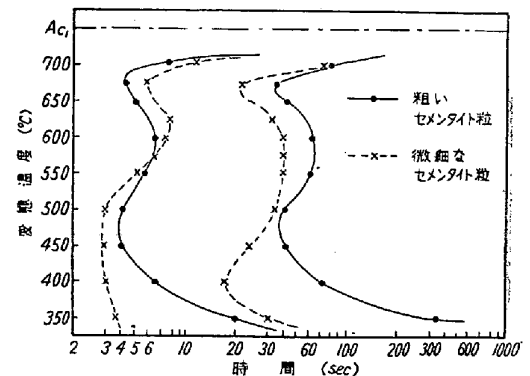
軸受鋼のように焼入焼戻処理をして使用する鋼はその熱処理の温度が特に重要である。焼入温度が低すぎれば十分焼きが入らないし、逆に高すぎると焼割れや、残留オーステナイトが多くなり、結晶粒が粗大化したりする。たとえばSUJ2は、 $870^{\circ}\text{C}$ より結晶粒が粗大化し始

め、 $850^{\circ}\text{C}$ 以上では焼割れの危険性を生ずる<sup>33)</sup>。

近藤<sup>34)</sup>はSUJ2に相当する高炭素低クロム鋼について、そのS曲線をいろいろの条件のもとに研究している。 $Ac_1$ 以上 $1000^{\circ}\text{C}$ までは焼入温度が高くなるほどS曲線は長時間側にずれる。すなわち第11図のとおりである。これは加熱温度が高いほどオーステナイト中に $(\text{Fe, Cr})_3\text{C}$ のセメンタイトが固溶して、CとCrがオーステナイト中に濃縮するためである。この外に結晶粒度の増大も関係する。



第11図 恒温変態曲線におよぼす最高加熱温度の影響



第12図 恒温変態曲線におよぼすセメンタイト粒の粗密

次に第12図に微細なセメンタイトの軸受鋼と、粗いセメンタイトの軸受鋼との恒温変態曲線を示す。これか

\* 金属材料技術研究所

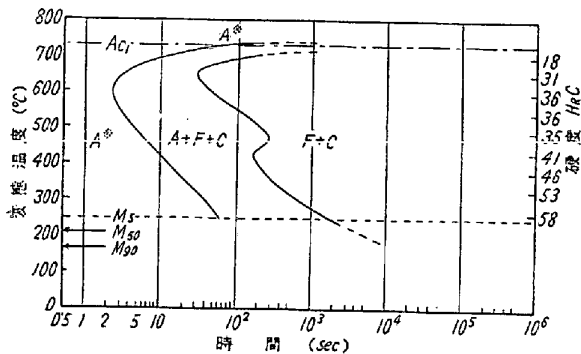
らも明らかのように、セメンタイトの粗なものは微細なものよりもパーライト変態は開始が早く、終了が遅い。しかしベーナイト変態は微細なものが粗なものよりも早く開始して早く終了する。

渡辺、宇和野<sup>35)</sup>は SUJ 3 について、セメンタイト粒の粗密による焼入性の相異について調べ、低温焼入では密な方が焼入性がすぐれているが、焼入温度が高いと逆になり、最大焼入能力をもつセメンタイト粒の最適な大ききがあると報告している。

また、軸受鋼の Ac, Ar 変態点は Ni, Cu が増すと多少低下すると山中、日下<sup>7)</sup>は報告している。

安部、橋口<sup>36)</sup>は軸受鋼の連続冷却変態について研究している。

次に SAE 52100 についての恒温変態曲線と一端焼入曲線<sup>37)</sup>を示せば第 13 図のようになる。



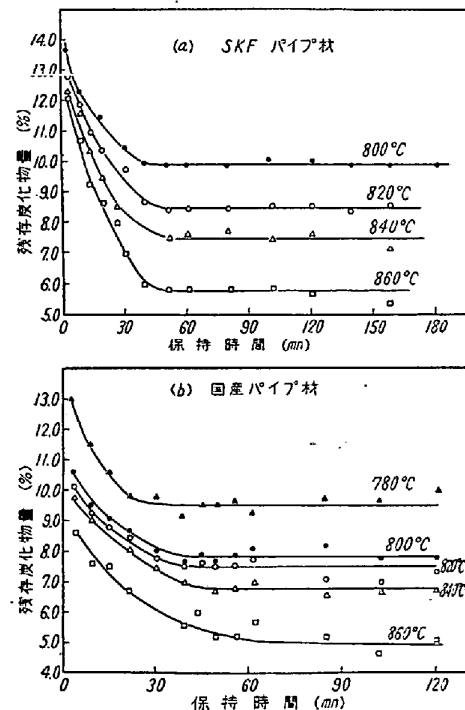
52100  
 C 1.02 Mn 0.36  
 N: 0.20 Cr 1.41  
 843°C に加熱  
 結晶粒度番号: 9  
 A\*: オーステナイト + 未溶解炭化物  
 A: オーステナイト  
 F: フェライト  
 C: 炭化物  
 M: マルテンサイト  
 B: ベーナイト  
 P: パーライト

第 13 図 SAE 52100 の恒温変態曲線および一端焼入曲線

3. オーステナイト中へのセメンタイトの固溶の挙動  
 焼入するために軸受鋼をオーステナイト状態の領域に加熱すれば、セメンタイトの一部が固溶して基地のC濃度を高め、これを焼入すればマルテンサイトの基地に球

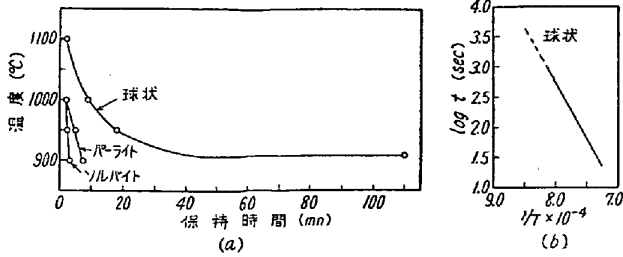
状セメンタイトが残存している組織となる。この際に基地に溶け込むセメンタイトの量が重要であつて、溶け込む量が少なければ基地のマルテンサイトはC濃度が低くて十分に硬化しないし、逆にセメンタイトが溶け込み過ぎると、残留オーステナイトが多くなる。それで寿命に最適なセメンタイトの溶け込み量があることを、筆者<sup>38)</sup>および近藤<sup>26)</sup>が報告している。すなわち、焼入後に残存するセメンタイト量が約 7~8%であれば最適である。

また、筆者<sup>39)</sup>は国産と SKF の軸受鋼パイプ材について球状セメンタイトの固溶の挙動を第 14 図のように求めた。SKF 鋼では各焼入温度で 50~60 mn 保持するとセメンタイトの溶け込みは平衡に達する。一方、国産のパイプ材は加熱温度の如何によつて平衡に達するまでの時間に相異があるが、大体 30~50 mn である。また国産の鋼では、平衡値の間隔が各焼入温度で異なつていて、加熱温度に対する均一性がないことを示している。



第 14 図 残存セメンタイト量におよぼす温度と時間の関係

川口<sup>40)</sup>は球状、パーライト状およびソルバイト状の炭化物がオーステナイト中へ溶け込む際の現象を研究している。球状セメンタイトが最も溶け難いことは想像に難くないが、セメンタイトを完全に溶け込ませるに必要な時間は第 15 図 (a) の通りである。また、溶け込みに要する時間 t と絶対温度 T との関係は第 15 図 (b) のようになり、Arrhenius の拡散式を満足すると述べている。

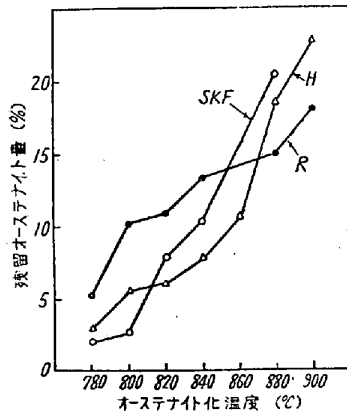


第 15 図 セメントサイトを基底に溶けこませるに必要な時間と温度

4. 残留オーステナイトの挙動

軸受鋼を焼入した場合、約数%~20%の残留オーステナイトが存在する。残留オーステナイトは硬度も低く、時効変形の原因にもなるのでできるだけ少ないことが望ましい。そのためにはサブゼロ処理などが考えられる。残留オーステナイトの定量法としては、磁気法、Point counting と Lineal analysis による方法および X 線定量法<sup>41)42)</sup>などがあるが、アメリカの MIT の Cohen たちはこの X 線的定量法を用いて軸受鋼を含む各種の鋼について一連の研究を行つている。

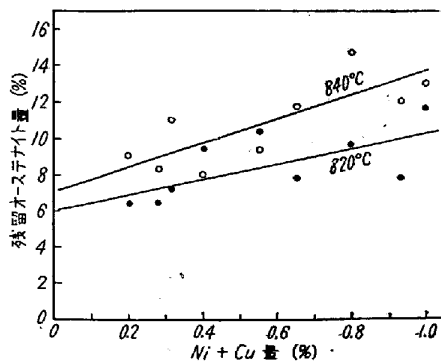
X 線的定量法による残留オーステナイトと焼入温度の関係を示せば、第 16 図<sup>43)</sup>のごとくである。いずれも JIS の SUJ 2 に相当する軸受鋼で、焼入温度が高くなるにつれて残留オーステナイトは増加する。



第 16 図 残留オーステナイト量におよぼすオーステナイト化温度の影響

山中、日下<sup>7)</sup>はスクラップより軸

受鋼に入つて来るわずかな Ni や Cu が、残留オーステ



第 17 図 残留オーステナイトと Ni+Cu 量の関係

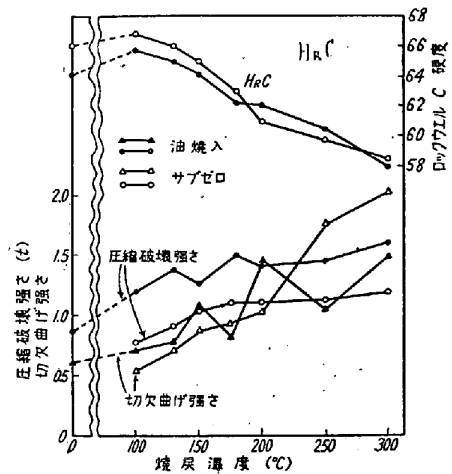
ナイトにどのような影響を与えるかについて測定している。第 17 図のように Ni+Cuが増すと残留オーステナイトは増加している。

久道<sup>44)</sup>は 1.0~1.1%, Cr 1.4~1.5% 鋼を水および油焼入して Ar'' 変態開始点を求め、また本多一佐藤式熱膨脹計を用いて残留オーステナイトを測定して、油焼入では水焼入よりも残留オーステナイト量が多くなると報告している。

5. サブゼロ処理

サブゼロ処理は残留オーステナイトを分解して、硬度を上げ、熱処理後の時効変形を少なくすることを目的とする。サブゼロ処理については近藤<sup>45)</sup>が本誌に、今井、泉山<sup>46)</sup>が金属学会誌に詳しく輯録している。

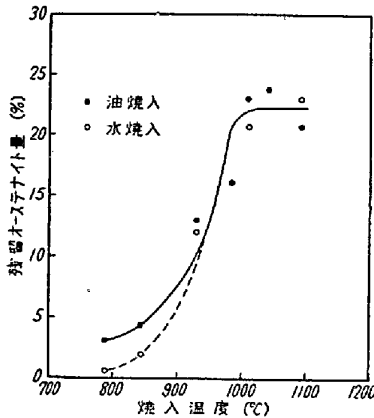
一般に、サブゼロ処理をすると残留オーステナイトが一部分分解してマルテンサイトになるので、硬度が上昇し圧壊値などは低下する。サブゼロ処理した軸受鋼と、油焼入れのみの軸受鋼を各焼戻温度で 1h 焼戻した時の硬度、圧壊値および切欠曲げ強度の変化は第 18 図に示す通りである<sup>38)</sup>。



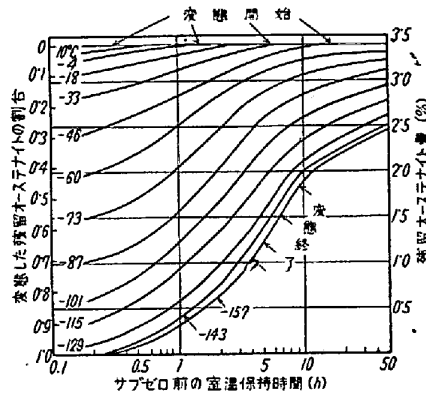
第 18 図 焼戻温度と硬度、圧縮破壊強さおよび切欠曲げ強さの関係

サブゼロ処理したものは硬度が高く、圧壊値は低い。切欠曲げ強度は 200°C の温度までは油焼入処理の方が優秀である。200°C 以上の焼戻温度になるとサブゼロ処理をしたものの方が急に良好となる。しかも、油焼入処理に現われる 180°C と 250°C の焼戻温度における切欠脆性が現われない。この脆性現象はオーステナイトの分解に基づくものと考えられる。

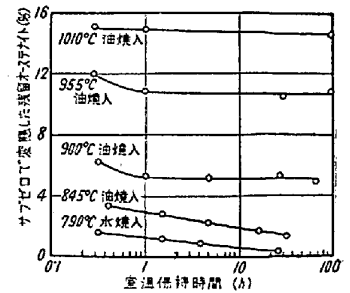
久道<sup>47)48)</sup>は SUJ 1 について、油焼入したものと、液体酸素(気化点-183°C)でサブゼロ処理したものととの焼戻中の膨脹を測定して、サブゼロ処理により残留オーステナイトが分解していることを報告している。



第 19 図 焼入温度と残留オーステナイト量の関係



第 20 図 残留オーステナイトの分解におよぼすサブゼロ前の室温保持時間



第 21 図 上記の各温度で焼入れた場合に残留オーステナイトの分解におよぼす室温保持時間

また、サブゼロ処理によつて上昇する硬度はサブゼロの温度に比例すると H. E. Boyer<sup>49)</sup>はいつている<sup>50)</sup>。

S. G. Fletcher, B. L. Averbach, M. Cohen<sup>50)51)</sup>は 1.04% C, 0.34% Si, 0.35% Mn, 0.012% S, 0.014% P, 1.54% Cr, 0.20% V の軸受鋼を含めて炭素鋼や低合金鋼のサブゼロ処理について詳しく報告している。その概要を次に記す。

水焼入の場合も油焼入の場合も、焼入温度が高くなるほど残留オーステナイトは増加する。炭化物が全部溶けて、結晶粒の成長がいちじるしくなると残留オーステナイト量は一定となる。その様子は第 19 図に示してある。また、サブゼロ処理前に常温に長く放置すればするほど、残留オーステナイトの分解する Ms 点は降下する。すなわちサブゼロ処理に際して残留オーステナイトの分解し始める温度が低下し、変態量が減少する。第 20 図はその様子を示したものである。もしも常温での保持時間が数分以内であれば、-155~-160°C までサブゼロ処理することによつて全部のオーステナイトを分解することができる。

第 21 図に示すように、焼入温度が低いと時効の時間によつて安定する割合が大きいが、焼入温度が高いと時効の時間にはほとんど影響されない。また、第 2 表に示すように、845°C より焼入れたものは焼入直後にサブゼロ処理すれば残留オーステナイトの 100%が分解する

第 2 表

焼 処 理	残留オーステナイト量	-195°C で分解したオーステナイト量	分解した割合
790°C 水焼入	0.85%	0.85%	100%
845°C 油	3.4	3.4	100
900°C //	8.7	6.7	84
955°C //	17	12	69
1010°C //	24	16	67

が、1010°C より焼入れたものはその 67%が分解するのみであり、傾向として高速度鋼のような高合金鋼の残留オーステナイトの挙動に近づく。

### 6. マルテンパー処理

特に形状の複雑なものの場合、焼割れ防止のためにマルテンパー処理が有効である。軸受鋼においても、残留応力、残留歪、焼割れを少なくするためにマルテンパー処理が研究されている。

安田、村治<sup>52)</sup>は、SUJ 2, 3 についてマルテンパー処理を行つた場合の残留応力をもとめているが、その値は第 3 表のとおりである。恒温変態図から判定すると、

第 3 表

熱 処 理	最大能力	最大圧縮力
水 焼 入	13.0 kg/mm <sup>2</sup>	16.4 kg/mm <sup>2</sup>
油 焼 入	10.2	7.3
170°C × 3 mn → 空冷	10.8	5.7
170°C × 5 mn → //	7.7	3.9
200°C × 3 mn → //	12.2	4.6
200°C × 5 mn → //	14.0	5.1

200°C の場合はいずれもマルテンサイト変態開始前、170°C の場合はいずれも開始後である。したがつてマルテンパー処理温度が高いほど、また時間については変態開始前では時間が長いほど、残留応力は大きい、変態開始後では時間が長いほど残留応力は小さい。

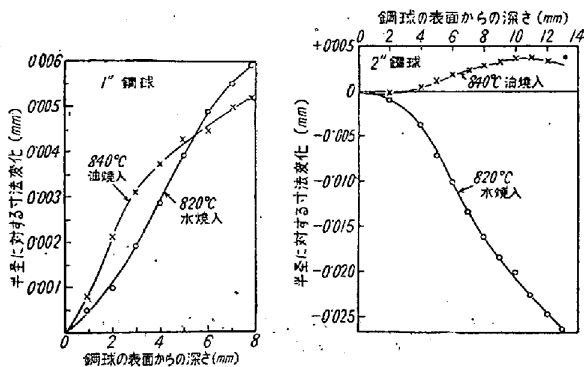
足立、森田、栗栖<sup>53)</sup>も SUJ 2 について、水焼入、油焼入、マルテンパー処理について比較し、マルテンパー処理が最も歪が少なく、焼入れによる歪は -72°C のサブゼロ処理および 200°C の焼戻処理ではあまり変化がないと報告している。

雄倉<sup>54)</sup>は軸受鋼のマルテンパー処理したものと油焼入したものについて、圧壊値および衝撃値について比較を行つている。マルテンパーしたものは油焼入に比べて圧

壊値は約 20% 高く、しかも油焼入のものが圧壊時に音を発生して瞬時に破壊するのに対して、マルテンパー処理は音を発生してなおしばらく耐える。衝撃値についても、マルテンパー処理したものの方がその値も高く、ばらつきも小さい。

三谷<sup>55)</sup>は SUJ2 について、マルテンパー処理と水焼入したものの焼入歪と残留応力について研究している。残留応力については円盤の切線方向の残留応力を測定している。すなわち、水焼入鋼の表面応力は  $-55 \text{ kg/mm}^2$  であるが、マルテンパー鋼では 0 である。また、応力の最高値はマルテンパー鋼では  $200^\circ\text{C}$  に 90 sec 保持で  $-20 \text{ kg/mm}^2$ 、270 sec 保持で  $-6 \text{ kg/mm}^2$  である。水焼入鋼の場合には  $300^\circ\text{C}$  に焼戻してもなお  $-15 \text{ kg/mm}^2$  の応力が残っていると報告している。

川口<sup>56)</sup>は焼入れによる鋼球の内部応力は、鋼球が 1 inch 程度の小さいときは水焼入と油焼入とでいちじるしい差が認められないが、2 inch 以上になると油焼入の方がいちじるしく残留応力が低いと報告している。これは第 22 図よりも明らかである。



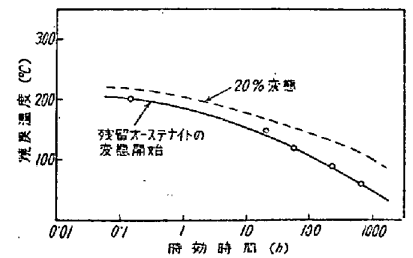
第 22 図 焼入による表面からの寸法変化

7. 焼戻処理

M. Cohen<sup>57)58)59)</sup>たちは、鋼の焼戻の際の現象を熱膨脹、金属組織、X線回折、磁気分析、電解分離などの方法を用いて調べている。すなわち、 $205^\circ\text{C}$  までの焼戻ではマルテンサイトから C に富んだ  $\epsilon$ -炭化物が析出し、マルテンサイト自身は体積が収縮して正方晶性がくずれ、 $205\sim 315^\circ\text{C}$  の第 2 段階の焼戻では残留オーステナイトが分解するが、このときの生成物は一次のオーステナイトから生成するものと全く同じものである。第 3 段階は第 2 段階と重複するが、この段階で析出するセメンタイトはマルテンサイト葉を包囲し、焼戻が進むにつれてセメンタイト中の Cr 量が増加する。Cr の存在はセメンタイト粒の成長を妨げるので焼戻による軟化を遅くする。

軸受鋼の焼戻処理は、現場では  $200^\circ\text{C}$  以下の温度で行われている。それで上記の第 1 段階の焼戻の範囲にあるので、マルテンサイトから  $\epsilon$ -炭化物が析出する単純な析出現象のみと考えられるが、実際には第 2 段階の残留オーステナイトの分解の一部が第 1 段階で行われるのではないかと考えられる現象がある。

筆者<sup>33)</sup>が切欠曲げ強度と焼戻温度の関係を追求していたとき、油焼入した試料では  $180^\circ\text{C}$  に脆性を示すところがあるが、サブゼロ処理した試料はそのような温度で脆性を示さないで、筆者は残留オーステナイトの分解ではないかと思い、B. L. Averbach, M. Cohen<sup>57)</sup>のマルテンサイトと残留オーステナイトの各温度における恒温分解曲線を長さ変化でもとめている論文よりデータを拝借して、第 1 段階における残留オーステナイトの焼戻恒温分解曲線をもとめた。それを第 23 図<sup>33)</sup>に示す。



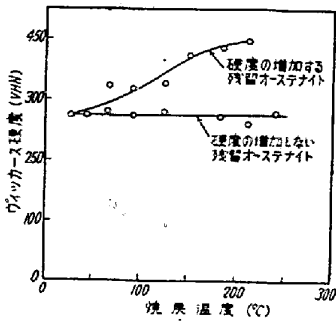
第 23 図 低温焼戻における残留オーステナイトの変態曲線

これよりも明らかのように、残留オーステナイトは低温では相当の焼戻時間たつて始めて分解し始めるが、 $180^\circ\text{C}$  では 1 h の焼戻でも残留オーステナイト分解開始線にあたる。

このため内部歪の部分的増大をともし脆性を示すものと考えられる。このように残留オーステナイトは第 1 段階でも分解するのである。この現象を L. D. Cobb<sup>60)</sup>は実際の軸受鋼の熱処理現場において発見し、 $180^\circ\text{C}$  の温度を“X-temperature”と呼んでいる。そして軸受リングの熱処理で、 $180^\circ\text{C}$  で焼戻すと異常膨脹を生ずるので、焼戻する際にはこの“X-temperature”はさけた方がよいと報告している。

H. Haneman<sup>61)</sup>は 1.7% C 鋼を焼入硬化後各温度に焼戻してその硬度を微小硬度計で測定し、マルテンサイトと残留オーステナイトの硬度変化をつぎのように報告している。すなわち、残留オーステナイトの硬度は  $150^\circ\text{C}$  より増加し始め、 $250^\circ\text{C}$  でマルテンサイトの硬度と一致する。この残留オーステナイトの硬度の増加は、残留オーステナイトが第 1 段階の焼戻温度範囲においてマルテンサイトに分解するためによるものと考えられる。

この考えを支持するものに、Philip Stark, B. S. Lement<sup>62)</sup>がある。かれらによると、第 24 図のように残留オーステナイト中に第 1 段階の焼戻で硬度が増加するものと、増加しないものがあり、硬度が増加する残



第 24 図 1.7% C 鋼の焼戻による残留オーステナイトの微小硬度変化

留オーステナイトの内部には不規則な白色針状のマルテンサイト組織が現われ、この組織は焼戻されたマルテンサイトとは異なると報告している。

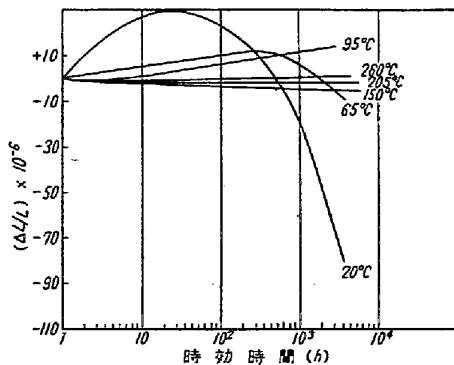
この不規則な針状のマルテンサイトを R. W. Balluffi<sup>23)</sup> は “surface martensite” と呼んでいる。焼入硬化した鋼を

Ms 以下の温度で機械研磨したり、電解研磨したりすると鋼の表面にこの “surface martensite” が発生すると報告している。しかし前述した第 1 段階の焼戻における残留オーステナイトの硬度の増加は、残留オーステナイト中の “sub-boundaries” に ε-炭化物が析出するためだとする M. Cohen などの反対意見もある。

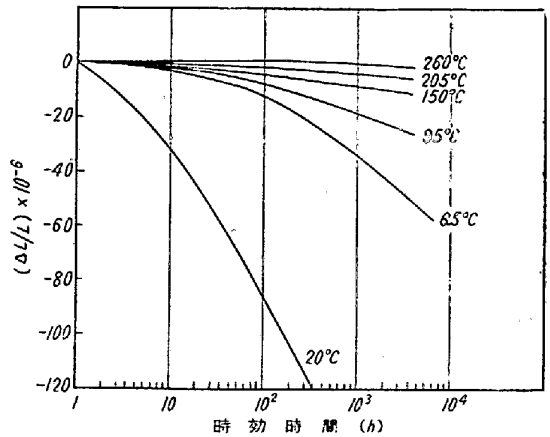
なお、山中、日下<sup>24)</sup> は SUJ2 について、Ni, Cu が増加すると焼戻硬度もやや増加すると報告している。

8. 時効変形

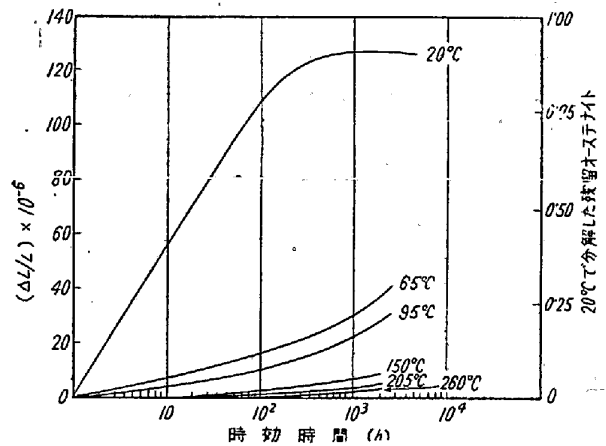
B. L. Averbach, M. Cohen, S. G. Fletcher<sup>24)</sup> は軸受鋼 (1.0% C, 1.5% Cr, 0.20% V) を 845°C より油焼入し、20~260°C の各焼戻温度で 1h 焼戻した後に 20°C で時効させると、第 25 図のように寸法変化を来し、焼戻温度によつて曲線が一定の傾向を示さないのは残留オーステナイトによる膨脹とマルテンサイトによる収縮が重複して影響しあうためとしている。この試料をサブゼロ処理して残留オーステナイトを全部分解した後に常温で時効させると、第 26 図のように膨脹はほとんど認められない。この第 25 図と第 26 図より、各焼戻温度における、マルテンサイトの影響を含まない



第 25 図 845°C より油焼入後 20~260°C の各温度で 1h 焼戻後に 20°C で時効させた時の寸法変化



第 26 図 845°C より油焼入後直ちに -195°C にサブゼロ処理した後に 20~260°C の各温度で 1h 焼戻して 20°C で時効させた時の寸法変化



第 27 図 845°C より油焼入後 20~260°C の各温度に 1h 焼戻して 20°C で時効させた時の残留オーステナイトの分解曲線

残留オーステナイト自身の常温の時効変形を示す第 27 図がもとめられる。これからも明らかなように、焼戻温度が高くなるにつれて、焼戻によつて残留オーステナイトが分解して少なくなるので常温における残留オーステナイトの時効変形量も少なくなる。さらに Cohen たちは、上記実験結果より、マルテンサイトおよびオーステナイトの恒温分解に基づく変形量と時効時間の関係の実験式をもとめている。それを示すと、

20°C におけるマルテンサイトに対する収縮量の実験式は、

$$\log \log 6000 \times 10^{-6} / (6000 \times 10^{-6} - y) = 0.200 \log t - 2.27160 \dots \dots \dots (1)$$

y :  $(-\Delta L/L) \times 10^{-6} = 20^\circ\text{C}$  におけるマルテンサイトの収縮 (microinch/inch)

t : 20°C における時効時間 (日)

20°C におけるオーステナイトに対する膨脹の実験式

は、

$$\log \log 125 \times 10^{-6} / (125 \times 10^{-6} - z) = 0.500 \log t - 0.4230 \dots \dots \dots (2)$$

$z$ :  $(- \Delta L / L) \times 10^{-6} = 20^{\circ}\text{C}$  におけるオーステナイトの膨脹 (microinch/inch)

$t$ :  $20^{\circ}\text{C}$  における時効時間 (日)

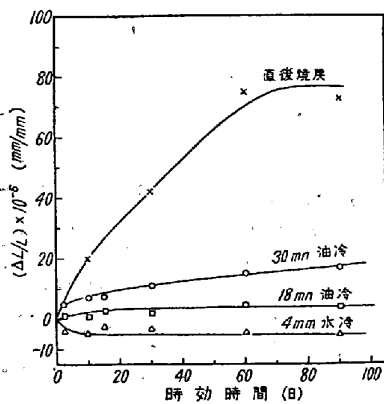
なお、上記実験式よりもとめた値と実測値が非常によく合うことも報告している。

さらに、服部<sup>65)~67)</sup>は軸受鋼に種々の熱処理を施した後に時効変形させ、変形量および残留オーステナイトを測定し、残留オーステナイトの多いものは変形量が多いことを報告している。

$830^{\circ}\text{C}$  よりジェットで焼入を行い、これを次のような処理後  $150^{\circ}\text{C}$  で 1h 焼戻する。ただしジェットより引上だけときの温度は  $140^{\circ}\text{C}$  である。

- (1) 直後に焼戻する。
- (2)  $33^{\circ}\text{C}$  の油中に 30 mm 油冷後に焼戻する。
- (3)  $33^{\circ}\text{C}$  の油中に 180 mm 油冷後に焼戻する。
- (4) 4 mm 水冷後に焼戻する。

これらの処理のときの時効変形量は第 28 図のようになり、ただちに焼戻を行うと非常に変形量が多い。残留オーステナイトを測定すると焼入直後に焼戻したものは、焼入後油冷、水冷したもの



第 28 図 時効変形量におよぼす冷却方法の影響

に比べて約 3~4% 多い。サブゼロ処理すればやはり残留オーステナイトが減少し、時効

に際してオーステナイトのマルテンサイトへの分解による収縮の方が大きくて、全体として収縮する。また、試料の大きさが異なれば冷却速度も異なり、したがって残留オーステナイト量も異なることを報告している。

### V. 機械的性質に関する問題について

#### 1. 圧壊値と曲げ強度

JIS では圧壊値について外径 80 mm, 内径 60 mm, 巾 20 mm のリングを圧壊するときの圧力が 4,000 kg 以上で、そのときのロックウェル C 硬度 63 以上と規定しているが、軸受鋼の実際の使用状態においてはかかる

静的荷重が加わるわけではないから、圧壊試験そのものが必ずしも適切なものとはいえない。このような規格はわが国以外どこも採用していない。そしてこの問題で製鋼メーカーと軸受メーカーとが材料のクレームで論争することがしばしばあるが、その試験法自身が軸受鋼の良否を判定するものでないよう考えられる。この問題は今後十分検討して規格よりはずすべきものだと筆者は考えている。しかし、圧壊値についてはかなりの研究がなされているのでここに紹介する。

出口<sup>2)</sup>は、アームコ鉄を使用した試料と工場内循環スクラップを使用した試料とでは、その諸性質に差異があることを認め、アームコ鉄に N, Ni, Cu, Sn, Pb, As を加えて人工的に汚染したものについて次のように報じている。N は 0.015% までその量が増すにつれて焼鈍硬度はやや増すが、圧壊値には一義的な傾向は認め難い。Cu, Ni はともに焼鈍硬度をやや増加させるが、圧壊値には一義的關係はない。Sn, Pb, As は、その量が増すと圧壊値は減少する。特に Sn の影響は大きいと述べている。

川口<sup>3)~6)</sup>も、広く C, Cr, Mn, Si, Cu, V, W, Mo などの各種元素が軸受鋼の諸性質におよぼす影響について研究し、つぎのように報告している。C については 1.1% C で圧壊値は最大となり、それより多くても少なくとも低下する。

Cr については、0.8~1.5% Cr の範囲では圧壊値にいちじるしい変化は認められない。

Mn については、0.34% より 0.97% まで増加すると圧壊値はわずかに低下する。

Si は 0.27~0.64% の範囲では 0.5% 以上で圧壊値は急激に低下する。

Cu は 0.1~1.7% の範囲では高温における鍛造性にはあまり大した害はない。Cu が 0.2~0.3% 含まれるとかえつて高温で高い伸びを示す。

V については、0.3~0.4% V を含有する鋼は焼鈍組織は微細で分布も均一であるが、 $A_1$  変態および  $A_3$  変態がかなり高くなるので焼入温度を高める必要がある。そして圧壊値はいちじるしく向上する。

W, Mo は V ほどではないが  $A_1$ ,  $A_3$  変態点を高くする。球状化組織は不均一になり易い。

As については、ボールの圧壊値におよぼす影響は焼入したままのものは大したことはないが、焼戻をしたものは As が加わることによつていちじるしく低下する。

久道、宮本<sup>68)</sup>は SUJ 2 について焼鈍組織の圧壊値におよぼす影響について調べている。ソルバイト組織や縞

状偏析は圧壊値を低下させるが、球状化が十分であれば緩和できると報告している。

巨大炭化物の圧壊値におよぼす影響については、上杉<sup>69)</sup>が報告している。600倍で一定視野に存在する巨大炭化物をとともう偏析の数と圧壊値との間には関係があり、偏析は圧壊値にいちじるしく害がある。また、縞状偏析も少ないほど圧壊値は高いと述べている。

柏原<sup>70)</sup>は JIS で規定されている圧壊試験片（外径 80 mm, 内径 60 mm, 巾 20 mm）のリングが試験片の関係で得られない場合、規格以外の寸法のリングの強度の計算式をもとめ、これと実験値とが約 10% のばらつきで一致すると報告している。

出口<sup>71)</sup>は規格寸法の試験片を得ることが困難な場合、およびその製作が簡単であるという点から、10×20×55 mm で両支点間距離 40 mm の平試験片の圧折試験で圧壊試験を代用したときの両試験法による関係をもとめている。なお、リングを削り出して作った場合と鍛造によつて作った場合とでは、後者は約 11~13% 大きい圧壊値を示し、鍛造材より削り出したものは圧延材より削り出したものに比べて約 10~18% 大きい圧壊値を示すと述べている。

田坂、田辺<sup>72)</sup>は非金属介在物および縞状偏析と曲げ強度との間の関係について、A型介在物の内、硫化物系は柔軟性のある変形をしているのに反し、硫酸塩系は鋭い凹凸をもっているため、応力の集中度が大きく曲げ強度を低下する原因となると報告している。なお、田坂、田辺<sup>73)</sup>は SUJ2 について、840°C より油焼入後 160°C で焼戻したものと、焼入後液体空気でサブゼロ処理をして焼戻したものとについて曲げ試験を実施し、サブゼロ処理したものは 20~40% 低い曲げ強度を示すことを報告している。

## 2. 磨耗と疲労

回転している軸受では、内輪の軌道面上をボールが自転しながら公転して内輪の回転方向に転っている。その際に内輪とボールの間にほとんど送り現象をとともわない。それで現象的には、軸受鋼は送り現象をとともない磨耗現象よりもむしろ疲労現象をうけている。しかし、軸受鋼の疲労は、ボールと内輪との間のヘルツの接触楕円における点接触部分の繰返し疲労と考えられ、一般の材料試験における疲労現象に比して少し様子が異なる。一般の軸受が疲労を起して寿命がきた場合、“pitting” や “flaking” が内輪やボールの軌道面に発生する。その一例を写真 4 に示す。それで軸受鋼の研究には上記

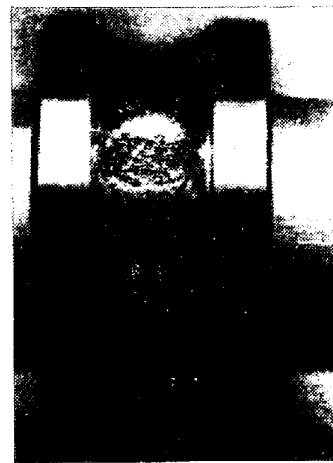
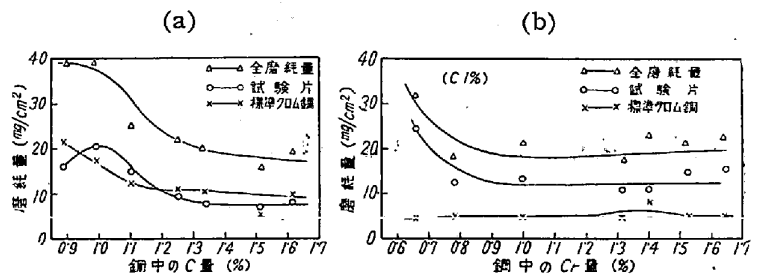


写真 4 内輪に発生した flaking

“flaking” が発生するような試験方法を取り上げるのが実際の場合を推定する賢明な方法である。

川口<sup>81)~83)</sup>は軸受鋼の磨耗現象について詳しく研究しているので、まずつぎにその結果を記す。

Cr を 1.27~1.45% に保ち、C を 0.90~1.61% の間に変化させ、840°C より油焼入して、荷重



第 29 図 耐磨耗性におよぼす C および Cr の影響

10 kg/mm<sup>2</sup>, 回転数 600 r. p. m で 57×10<sup>4</sup> 回回転後の磨耗量は第 29 図 (a) のとおりで、C の増加につれて耐磨耗性がわずかに向上する。つぎに C を 0.92~1.14% で一定とし、Cr を 0.67~1.63% に変化させた場合は第 29 図 (b) のように、やはり 57×10<sup>4</sup> 回回転後に Cr 0.8~1.6% の範囲内ではほとんど影響が見られない。

Mn を 0.34~0.97% で変化させると (0.97~1.09% C, 1.31~1.41% Cr), 0.3% までは耐磨耗性がいちじるしく向上するが、それ以上では大した効果はない。Si は 0.5% 以上になると急激に耐磨耗性が低下する。

C 1%, Cr 1% で Cu を 0.1~0.7% で変化させた場合、Cu 0.1~0.3% ではかえつて耐磨耗性が優れるが、0.4% 以上になると急激に低下する。V はかえつて悪い影響を与え、As は大した影響はない。

また、水野<sup>74)75)</sup>は軸受の性能を耐荷重性、耐磨耗性、なじみ性の 3 つに分け、各種の金属について研究している。

軸受がある時間回転することによつて軌道面に発生する “flaking”, または “pitting” は軸受の天命すなわち寿命と考えられるもので、これは軸受鋼の疲れ現象に左右されるものと考えられている。それで軸受鋼の耐久性(寿命)を評価するにあたって、軸受鋼より軸受を造つてその軸受の寿命試験を実施するのが一番確実な方法で



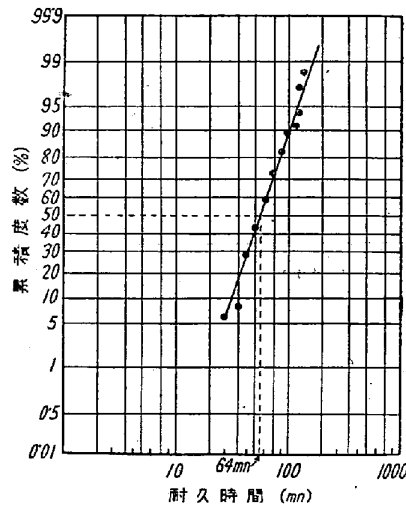
あるが、軸受の寿命試験はデータのばらつきが大きくて、大量の軸受と膨大な運転時間を必要とするきわめて大がかりな仕事であり、スエーデンの SKF 以外には、寿命試験を実施してその結果を公表しているところがないほどである。それで軸受鋼の寿命(耐久性)を評価するために、簡単でかつ迅速に寿命が判定できる早期寿命試験機を望むのは、研究者として当然のことである。

それで筆者<sup>12)</sup>はそのような早期寿命試験機を使用して寿命試験を実施した。試料は 3・0mmφ×18mm のニードルで、外国より輸入した酸性平炉鋼の 55 本の試験ニードルを  $P_{max}=370 \text{ kg/mm}^2$  の最大接触圧力のもとで寿命試験した結果を統計的に処理すると、第 4 表のような累積度数%の計算例ができる。この累積度数%を横

第 4 表 試験ニードルの耐久時間の累積度数%の計算例

番号	級間隔	度数	累積度数	累積度数%
1	30まで	3	3	5.5
2	40	1	4	7.3
3	50	11	15	27.3
4	60	8	23	41.8
5	70	8	31	56.4
6	80	8	39	70.9
7	90	6	45	81.8
8	100	3	48	87.3
9	110	1	49	89.1
10	120	2	51	92.7
11	130	2	53	96.4
12	140	1	54	98.2
13	150	0	54	98.2
14	160	0	54	98.2
15	170	0	54	98.2
16	180	1	55	100
合計		55		

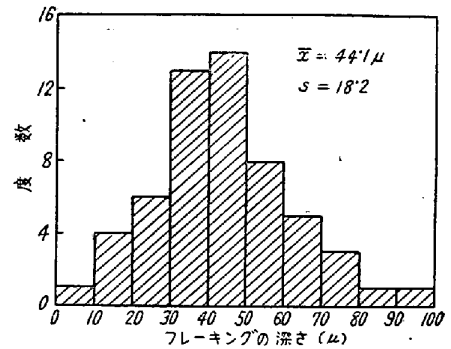
軸が対数スケールである確率紙にプロットすれば第 30 図に示すごとくである。すなわち、ほとんど直線関係を示す。しかし累積度数%が低いときと高いときには直線よりはずれているが、直線関係があるとみてよいので、寿命時間の度数分布は対数正規分布に



第 30 図 酸性平炉鋼試験ニードルの寿命時間と累積度数%との関係

なつていると考えてよい。このようにして試験結果の寿命時間の対数の度数分布図を示したのが第 1 報の第 3 図である。そして実際に軸受鋼の良否を決定するには、この度数分布図を較べて、平均値、標準偏差、範囲を比較することによつて良否を決定すべきである。

上記ニードルの軌道面をみると写真 4 に示すような、“flaking”を生ずる。このニードルの穴の深さと度数の関係を示せば、第 31 図のような度数分布となる。平均値 ( $\bar{x}$ ) が  $44.1 \mu$  で、標準偏差 ( $s$ ) が 18.2 である正規分布なることが知れる。



第 31 図 フレーキングの穴の深さの度数分布図

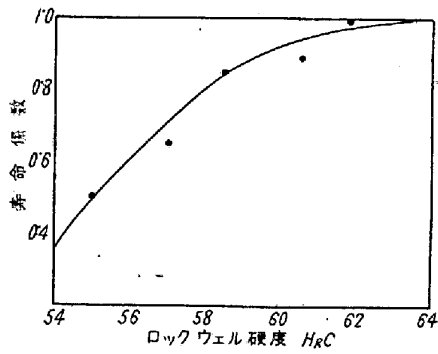
次に最大剪断応力 ( $\tau_{max}$ ) の生ずる表面からの深さを  $z^{(6)}$  とすると、

$$z = \zeta \cdot b \dots\dots\dots (3)$$

(ただし  $\zeta$ : 定数,  $b$ : 接触楕円の短径)

である。本実験では最大接触応力が約  $370 \text{ kg/mm}^2$  であるので、その条件下では  $b=0.09 \text{ mm}$  で、 $\zeta=0.486$  となる。それで  $z=0.09 \times 0.486=43.3 (\mu)$  となる。すなわち、本実験では最大剪断応力 ( $\tau_{max}$ ) を生ずる深さ ( $z$ ) は  $43.8 \mu$  となつている。この値と先の “flaking” の穴の深さの平均値 ( $44.1 \mu$ ) とは非常に近似した値を示す。この事実の外に “flaking” の穴の深さの度数分布が正規分布を示すことから、表面下剪断応力の最大の深さの所に非金属介在物などのような不完全部分があると、そこに応力の繰返しをうけて早期に “flaking” を発生する確率が多くなるものと考えられる。そして表面近くと、 $z$  よりも深いところでは剪断応力が小さいのでたとえ不完全部分があつても “flaking” を早期に発生する確率が少なくなるものと思われる。そして、このことより最大剪断応力説によつて上記疲労現象を説明することができる。

L. D. Cobb<sup>60)</sup>, 黒田<sup>77)</sup>, Eschmann, Hasbargen, Weigand<sup>78)</sup> などは硬さと軸受の転り疲れ寿命の間には比例の関係があることを認め、硬さが高いほど寿命が長いと報告している。その一例として L. D. Cobb が発



第 32 図 硬さと寿命係数

表した結果を第 32 図に示し、Eschmann などが求めた寿命の硬さ係数  $f_H$  を次式に示す。

$$f_H = (Hv/750)^2 \dots\dots\dots (4)$$

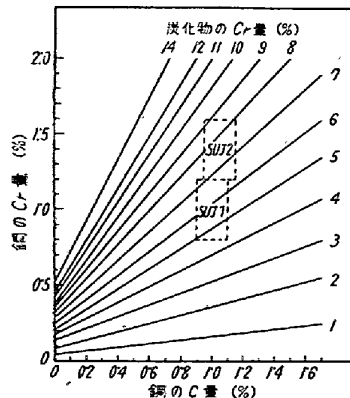
ただし、 $Hv$ : 軸受のピッカース硬度

しかし、日本精工 K・K 技術部の研究結果<sup>79)</sup>によると硬さと寿命の関係は一義的には決定できず、硬さをもたらす因子を解析しなければならないと報告し、残存セメント量と転り疲れ剝離寿命との間にはある量の所で最大寿命を示すと報じている。

VI. 残渣分析法による炭化物抽出の研究

鋼の組織を分離する方法として残渣分析法は古くからドイツ、アメリカで行われてきた。わが国では東北大学の佐藤教授のもとで数年前より本格的に研究が始められ、数多くの研究論文が発表されている。軸受鋼も球状炭化物と基地の 2 つの組織からなるので、残渣分析法によつて炭化物を分離して両組織の個々の状態を調べることができる。残渣分析法においては、電解分離法が第一段の方法であり、また主体となる方法である。電解分離法については M. Cohen<sup>80)</sup>, E. Houdremont, P. Klinger, W. Koch<sup>81)~83)</sup>, 佐藤<sup>84)</sup>などによる文献にくわしく報告されている。

軸受鋼の Cr は焼鈍態状ではほとんど炭化物に含まれていて、熱処理に際して炭化物を基地に溶解込み難くする。佐藤、西沢、本田<sup>85)86)</sup>によれば、炭化物の Cr 濃度と基地中の Cr 濃度の比は 28:1 であり、 $\theta$  相のみを有する低 Cr 鋼の C 量および Cr 量とその炭化



第 33 図 鋼の C および Cr 量と炭化物の Cr 量との関係

物の Cr 濃度との関係は第 33 図のようになる。SUJ1 および SUJ2 の範囲が点線で示してある。なお、第 5 表のような成分の軸受鋼の球状化焼鈍状態での炭化物と基地の化学組成は第 6 表のごとくであると報告している。

第 5 表 軸受鋼の化学組成

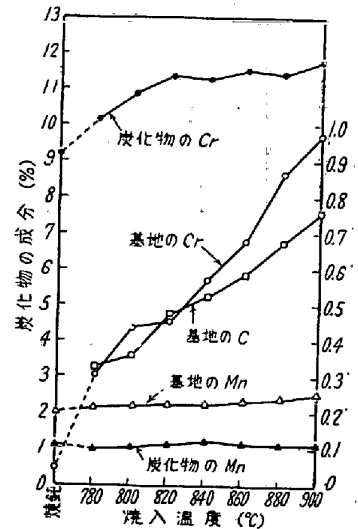
C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni
1.13	.25	.35	.024	.019	1.42	.24

第 6 表 焼鈍鋼のセメントイトと基地の化学組成

	C	Mn	Cr	Ni
セメントイト	6.69	1.19	7.21	0.17
基 地	—	0.18	0.26	0.25

A<sub>1</sub> 温度以上に加熱すると炭化物が基地に溶解込んで基地の C や Cr 濃度は高くなり、炭化物自身の化学組成も変化する<sup>87)</sup>。第 34 図はこの様子を示したものである。軸受鋼は普通 820~840°C から焼

入れるが、この時の基地の組成は 0.5% C, 0.5~0.6% Cr, 0.2% Mn である。電解分離した炭化物を電子顕微鏡でみると写真 5 のようである。(a) は球状炭化物、(b), (c) は 1050°C に 1 h 保持して球状炭化物を一旦全部固溶させた焼入試料を、それぞれ 400°C, 700°C に 1 h 焼戻して析出させた焼戻炭化物である。400°C × 1 h の焼戻では炭化物は針状に析出しているが、700°C × 1 h 焼戻するとかなり球状化してくることがわかる。

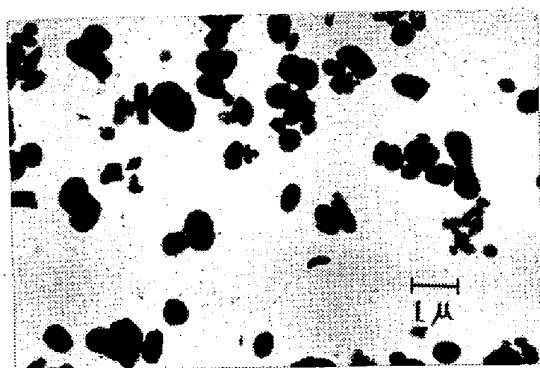


第 34 図 炭化物および基地の化学成分におよぼす焼入温度の影響

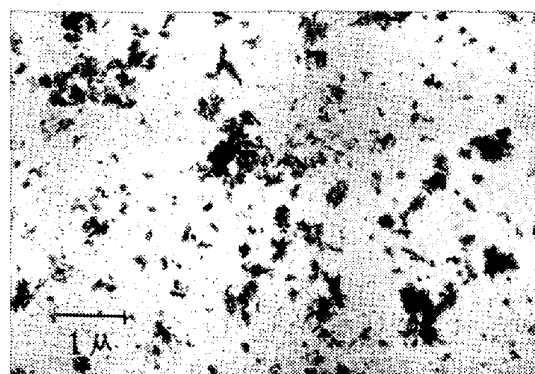
VII. む す び

以上、軸受鋼に関する研究について類別して報告したが、そのなかには重要な文献が落ちているかも知れず、その点については読者の寛容を乞う次第です。

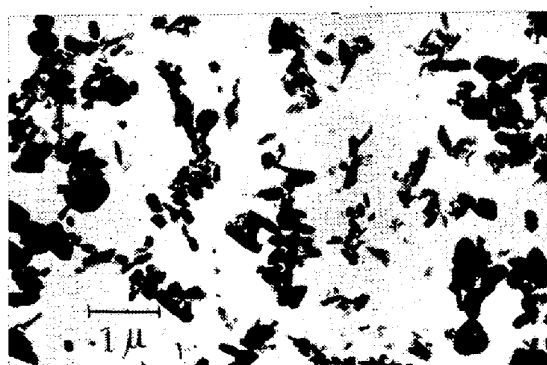
なお、軸受鋼の研究において、今までに数多くの研究がなされているにもかかわらず、耐久性向上のための実



(a) 球状炭化物



(b) 焼戻炭化物 (400°C × 1h)



(c) 焼戻炭化物 (700°C × 1h)

写真5 電解分離した軸受炭化物

用試験の研究が必ずしも十分ではないので、今後この方面の研究が盛んに実施されるべきだと思う。

(昭和32年12月寄稿)

#### 文 献

- 28) 近藤: 日本金属学会誌, 9 (1945) No. 1, 2 p. 15  
 29) 近藤: 日本金属学会誌, 11 (1948) No. 10 p. 7  
 30) 佐藤, 矢島: 鉄と鋼, 36 (1950) 543  
 31) 近藤: 日本金属学会誌, 6 (1942) 資料 No. 12 p. 450  
 32) 近藤: 日本金属学会誌, 7 (1943) 資料 No. 1 p. 11 および No. 2 p. 50  
 33) 三橋, 上野: 鉄と鋼, 39 (1953) 722  
 34) 近藤: 日本金属学会誌, 11 (1947) No. 11, 12 p. 12 および不二越月報 7 (1951) No. 1, p. 1, No. 3, p. 3  
 35) 渡辺, 宇和野: 鉄と鋼, 41 (1955) 309  
 36) 安部, 橋口: 鉄と鋼, 42 (1956) 1123  
 37) U. S. Steel: Isothermal Transformation Diagram, p. 65  
 38) 上野, 三橋, 中野: 機械試験所々報, 9 (1955) 213  
 39) 上野, 中野: 鉄と鋼, 43 (1957) 39  
 40) 川口: 日本金属学会誌, 15B (1951) 212  
 41) B. L. Averbach, M. Cohen: AIME, (1948) Technical Pub. No. 2342  
 42) B. L. Averbach, L. S. Castleman, M. Cohen: ASM, 42 (1950) 112  
 43) 上野, 三橋, 中野: 機械試験所々報, 10 (1956) 125  
 44) 久道: 日本金属学会誌, 9 (1945) No. 8 p. 4  
 45) 近藤: 鉄と鋼, 40 (1954) 634  
 46) 今井, 泉山: 日本金属学会誌, 18 (1954) No. 1 A~5 および No. 2 A~23  
 47) 久道: 不二越月報, 8 (1953) No. 5 p. 8  
 48) 久道: 不二越月報, 8 (1953) No. 6 p. 5  
 49) H. E. Boyer, Miller: Materials & Methods, March (1946)  
 50) S. G. Fletcher, M. Cohen: ASM, 34 (1945) 216  
 51) S. G. Fletcher, B. L. Averbach, M. Cohen: ASM, 40 (1948) 703  
 52) 安田, 村治: 鉄と鋼, 40 (1954) 1066  
 53) 足立, 森田, 栗栖: 鉄と鋼, 41 (1955) 313  
 54) 雄倉: IKF Engineering J. No. 101 (1955. 1) p. 24  
 55) 三谷: 日本金属学会誌, A 17 (1953) 350  
 56) 川口: 日本金属学会誌, 8 (1944) 578  
 57) B. L. Averbach, M. Cohen: ASM, 41 (1949) 1024  
 58) B. S. Lement, B. L. Averbach, M. Cohen: ASM, 41 (1949) 1061  
 59) R. W. Balluffi, M. Cohen, B. L. Averbach: ASM, 43 (1951) 497  
 60) L. D. Cobb: Lubrication Engineering, (1953) April, 78  
 61) H. Haneman: Metallurgia, 32 (1945) 62  
 62) P. Stark, B. S. Lement: J. of Metals, 6 (1954) 1074

- 63) R. W. Balluffi: The Formation of Surface Martensite, unpublished research (1948), Massachusetts Inst. of Technology.
- 64) B. L. Averbach, M. Cohen, S. G. Fletcher: ASM, 40 (1948) 728
- 65) 服部, 浅見: 鉄と鋼, 42 (1956) 556
- 66) 服部, 鉄と鋼, 42 (1956) 969
- 67) 服部: 鉄と鋼, 42 (1956) 1053
- 68) 久道, 宮本: 不二越月報, 9 (1953) No. 7 p. 13
- 69) 上杉: 鉄と鋼, 38 (1952) 822
- 70) 柏原: 鉄と鋼, 29 (1943) 719
- 71) 出口: 鉄と鋼, 39 (1953) 1150
- 72) 田坂, 田辺: 住友金属, 製鋼所技術部研究課報告 (1955, 10, 8)
- 73) 田坂, 田辺: 鉄と鋼, 41 (1955) 285
- 74) 水野: 日本金属学会誌, 8(1944)537 および 545
- 75) 水野: 日本金属学会誌, 15 (1949) No. 8 p. 29 および p. 32, No. 9 p. 13 および p. 19
- 76) G. Lundberg, A. Palmgren: Dynamic Capacity of Rolling Bearing, Stockholm (1947)
- 77) 黒田: 日本機械学会名古屋臨時大会発表 (1954)
- 78) Eschmann, Hasbargen, Weigand: Die Wälzlagerpraxis, München, 124 (1953)
- 79) NSK Bearing J. No. 607 (1957. 1) p. 22
- 80) D. J. Blickwede, M. Cohen: AIME, 185 (1949) 578
- 81) E. Houdremont, P. Klinger, G. Blaschozyk: Arch. Eisenhüttw., 15 (1941) 257
- 82) P. Klinger, W. Koch: Beiträge zur Metallkundlichen Analyse, Düsseldorf (1949)
- 83) W. Koch: Stahl u. Eisen, 69 (1949) 1
- 84) 佐藤, 金子, 西沢: 日本金属学会誌, 19 (1955) 336
- 85) 佐藤, 西沢: 日本金属学会誌 19 (1955) 385
- 86) 佐藤, 西沢, 本田: 鉄と鋼, 41 (1955) 1188
- 87) 上野, 中島: 機械試験所々報, 11 (1957) 108