

処理直後の硬度には、認められなかつたが、800°Cに時効せしめると、Mo量の多いものの方が時効硬化量が多く、析出物の量も多い。一方、Moの少ないものでは、150h後で軟化の兆しが現われ始める。Moは、元来貴重な資源であるので、その使用量は成可く節約される事が望ましいのであるが、本実験の結果より時効硬化を耐熱性の一環として考えた場合には、Mo量は所定の6%を含有せしむべきと結論される。

(4) 析出現象におよぼす含有N量の影響は、本実験の範囲では、余り著しいものではない事が認められた。しかし、既に第(Ⅱ)報に述べた如くNは加工効果を有効ならしめる為に必要であるので、その面から云つても

所定の0.16%を添加する事が望まれる。また、析出現象にNの影響がないというわけではなく、本報の実験方法ではその傾向が求められるのみで、デリケートな点が判らないために、析出にN量の影響が余り認められないという結論になつたのであつて、析出に及ぼす含N量の影響は第(Ⅴ)報に述べた通りである。なお、Tiにて脱Nした試料では、析出硬度、硬化量が著しく、析出物の量も非常に多く、かつ結晶粒は微細となるが、800°Cの加熱で150h頃には既に軟化の兆しが現われる。これは、脱Nと共に、Tiの影響が相当に含まれている事によると思われる。(昭31~4月寄稿)

軸受鋼の時効変形に関する研究(Ⅲ)*

服 部 喬**

THE DIMENSIONAL STABILITY OF BALL BEARING STEEL (III)

Takashi Hattori

Synopsis:

The author analysed the quantity of retained austenite employing the integrated intensity of X ray diffraction lines and Hurlbut counter to quantify the results of dimensional stability of ball bearing steel mentioned in Report No. 1 and 2. The results were as follows:

- 1) The retained austenite increased with higher quenching temperature, and repeated quenching increased it too.
- 2) The retained austenite increased by tempering immediately after quenching.
- 3) The retained austenite decreased about 3~4% by one day of air cooling after quenching and prior to tempering, or by employing secondary tempering, compared with specimens tempered immediately after quenching.
- 4) The retained austenite decreased by subzero treatment and even after marquenching.
- 5) The quantity of spheroidized carbide decreased by higher quenching temperature and also by repeated quenching.
- 6) The crystal structure before quenching affects the diffusion of spheroidized carbide into matrix. Increase of the retained austenite was proportional to the degree of spheroidized carbide diffusion into matrix. The dimensional stability was also influenced by the crystal structure.
- 7) The quantity of retained austenite was influenced by the cooling rate according to the mass of specimens.

The above results can quantitatively prove the experiments on dimensional stability of ball bearing steel introduced by the previous two reports. Moreover, he studied relations between the dimensional changes by heat treatment and the retained austenite and magnetic properties, for further considerations on ball-bearing steel problems.

I. 結 言

第1報、第2報において種々の角度から軸受鋼2種についての時効変形の研究を行つたが、更にこれらの結

果を定量化するのを目的としてX線廻折を用いて素材の

* 昭和30年4月日本金属学会講演大会にて発表

** 日本精工株式会社、技術部

結晶構造をしらべ、種々の熱処理条件による熱処理後の retained austenite 量を X 線廻折および Hurlbut Counter を用いて廻折線の integrated intensity より求めた。

II. X線廻折による素材の結晶構造

第 1 報に用いた大型鍛造リングおよび第 2 報に用いた bar 材より繰技いた小型リングの焼入前の素材の X 線廻折写真を Photo 1, 2 に示す。対陰極は Co を用い Fe フィルターにて $K\beta$ 線を濾過し 35KV, 15mAmp., 20 mm の条件にて試料を静止して Debye Scherrer カメラにて撮影した。Photo 1, 2 より bar 材の廻折線は、鍛造材の廻折線に比し非常に spotty であつて素材の結晶粒が大きいことを示しており、これは鍛造材の方が焼鈍作業が良好で結晶粒が細かくまた残留歪も少いことがわかる。



Photo. 1. X ray diffraction pattern of report I, specimen.



Photo. 2. X ray diffraction pattern of report II, specimen.

III. X線による retained austenite 量の測定方法

通常の焼入による軸受製品の熱処理組織の如く、martensite の葉が小さい場合には光学顕微鏡では retained austenite 量を定量することは不可能であり又体積、電気抵抗、飽和磁化の変化の測定では相対量を知ることは出来るが絶対量を求められない。従つてこのような場合 retained austenite を定量するには X 線廻折によるのが一番よい方法である。

X 線を用いて retained austenite を測定する方法は、関戸、田丸¹⁾により Debye Scherrer カメラを用い一部に薄い金箔を貼つた円筒状の試料を回転して試料と金箔の両方に X 線をあて、それからの廻折線の強度を

比較して retained austenite の量を測定する実験を行つている。また Cohen²⁾等は Phragmen カメラを用いてアルミニウム箔と試料の両面からの廻折線の強さを比較して retained austenite の測定を行つた。このような方法は廻折線の peak intensity を用いているので、試料に歪があつたりまた結晶粒が小さい場合のように廻折線が diffuse している時には正確な測定ができない。

後に Cohen³⁾はこの難点を除くために peak intensity による代りに廻折線の integrated intensity による方法を採用した。この方法は試料中の austenite と martensite の廻折線を用いるので標準の箔も必要でなくまた特別の calibration も必要とせずまた歪および結晶粒度の影響なしに測定できるものである。本実験はこの integrated intensity による方法にて retained austenite を定量した。この方法の原理を簡単に説明すると、焼入れた鋼に X 線を照射すると retained austenite と martensite の各面は Bragg の法則に従つて廻折する。廻折されるエネルギーは次のように表わすことができる。

$$P_{\alpha} = \text{const} \cdot \frac{1}{V_{\alpha}^2} \cdot F^2 \cdot m \cdot (L \cdot P) \cdot e^{-2M} \cdot V_{\alpha} \cdot A(\theta) \\ = \text{const} \cdot R \cdot V_{\alpha} \cdot A(\theta)$$

こゝで P_{α} : 物質 α の或面からの廻折線の単位長さが有するエネルギー

F : 構造因子

m : 重複係数

$(L \cdot P)$: Lorenz, Polarization factor

e^{-2M} : Debye, waller の温度因子

V_{α} : X 線のあたつた α の部分の体積

$A(\theta)$: 吸収因子

θ : Bragg 角

V_{α} : α の単位胞の体積

const: 試料の種料及びその量に無関係

martensite を α とすると austenite (γ) の廻折線についても同様の式が成立つ。

$$P_{\gamma} = \text{const} \cdot \frac{1}{V_{\gamma}^2} \cdot F^2 \cdot m \cdot (L \cdot P) \cdot e^{-2M} \cdot V_{\gamma} \cdot A(\theta)$$

吸収因子は $A(\theta)$ 試料の幾何学的関係による。表面の平な試料を X 線に対して ϕ の grazing angle でおくと $A(\theta)$ は次のようになる。

$$A(\theta) = \frac{a \sin(2\theta - \phi) \cdot \sin \phi}{\mu \sin(2\theta - \phi) + \sin \phi} = \frac{a}{\mu} A'(\theta)$$

こゝに a : 照射した X 線束の投射面積

μ : 吸収係数

grazing angle ϕ を一定にすれば $A'(\theta)$ は θ のみの函数になる。試料中の martensite(α) と retained austenite(γ) の比 (V_α と V_γ の比) を求めれば V_γ が求められるわけであるが V_α/V_γ を求めるためには試料からの廻折線を microphotometer を用いて強度曲線に直し、曲線の下部分の面積を測定する。その測定値を R で割つて $V_\alpha A(\theta)$ および $V_\gamma A(\theta)$ を求める。特定の露出と試料については $A(\theta)$ は θ のみの函数なので retained austenite の $V_\gamma A(\theta)$ と θ との曲線と martensite の $V_\alpha A(\theta)$ と θ との曲線の変位は V_α と V_γ の相異に起因することになる。従つて retained austenite の曲線にある数を掛けると martensite の曲線と一致する。その数は V_α/V_γ すなわち martensite と retained austenite の体積の%の比に等しい。

球状化炭化物の存在する場合には martensite+retained austenite=100-球状化炭化物%であるから、retained austenite 量を求めるには球状化炭化物量も求めなければならない。球状化炭化物量の測定方法については次に述べるが、以上の方法により X線廻折により retained austenite 量が求められる。

IV. Hurlbut Counter による球状化炭化物の定量方法

球状化炭化物の量は Hurlbut Counter によつた。組織成分の光学顕微鏡による定量方法には、1. Visual analysis, 2. Point counting, 3. Lineal analysis があり Visual analysis とはたゞ顕微鏡組織を見て組織成分が何%であるかをいう方法であり、Point counting とは顕微鏡組織の写真より組織成分の面積を求め、これよりその成分の%を求める方法である。Lineal analysis とは顕微鏡組織を直線にて切り、組織成分を切る長さを求めこの長さよりその成分の%を求める方法である。Visual analysis は誤差が多く、Point counting および Lineal analysis も視野を多くとらねばその標準偏差が多くなる。Point counting の方法では数多くの写真をとらねばならずまた面積を求むるため時間を要する。

Hurlbut counter は Photo. 3 に示す。如き装置にて Lineal analysis' を行うことができる。試料は顕微鏡下で移動し、顕微鏡で見ながら組織成分を切る長さを counter の key を押すことによつて count 出来、顕微鏡写真をとることなく長い距離にわたつて組織成分の%を求むることができる。この方法によると Visual analysis よりまた更に Point counting よりも標準偏

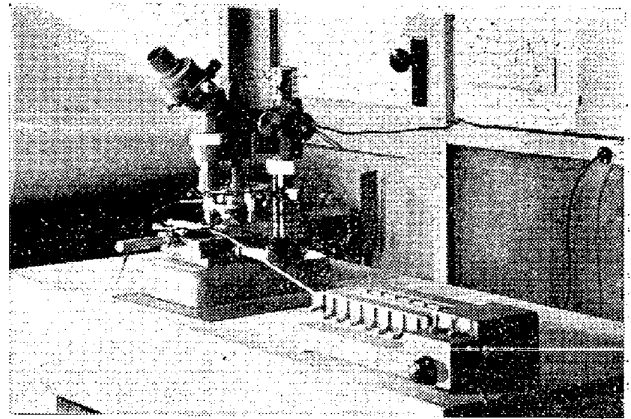


Photo. 3. Hurlbut counter.

差が少く正確に組織成分の%を求めることができる⁴⁾。本実験では測定距離を 5mm とした。

V. X線廻折及び Hurlbut Counter を用いて廻折線の integrated intensity より求めた retained austenite 量及び球状化炭化物量の測定結果

第1報、第2報の時効変形の研究に用いた熱処理後の試料につき X線廻折写真をとつた。その一例を Photo. 4 に示す。対陰極は Co. を用い Fe-フィルターにて $K\beta$ を濾過し、35KV, 15mAmp, 20mn の条件で、grazing angle 60° として試料を静止して Debye Scherrer カメラにて撮影した。

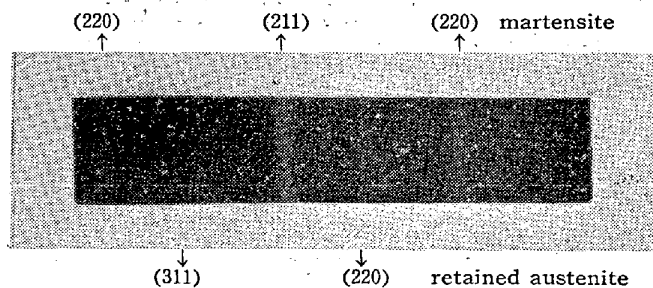


Photo. 4. X ray diffraction pattern of report I, specimen. 900°C jet oil quench, directly 150°C x 5h tempering.

Photo. 4 に示す如く martensite による廻折線 (200), (211), (220) の間に retained austenite の廻折線 (220), (311) が現われる。種々の熱処理条件による X線廻折写真より retained austenite の廻折線の強さは焼入温度が高いほどまた再焼により強さが増加し、retained austenite を減少させること、即ち時効変形を減少させるような処理をすると廻折線の強さが減少しまたサブゼロ処理により減少することが定性的にうかがわれる。これらの廻折写真より III に述べた廻折線の

Table 1. Example of quantitative measurements of retained austenite which calculated from the integrated intensity of diffraction lines. 900°C jet oil quench, directly 150°C×5h tempering.

| Structure | Diffraction line | Integrated intensity <i>P</i> | R | P/R=V.A (θ) | α / γ |
|--------------------|------------------|----------------------------------|-------|-------------|------------|
| Martensite | (220) | 3.56 | 6.82 | 0.523 | 3.7 4.7 |
| | (211) | 9.88 | 15.05 | 0.653 | |
| | (220) | 5.27 | 6.82 | 0.772 | |
| Retained Austenite | (220) | 1.64 | 10.14 | 0.162 | Av. 3.9 |
| Austenite | (311) | 2.61 | 15.16 | 0.172 | |

$$\alpha + \gamma = 100 - 0.09 = 99.91$$

$$\gamma = 20.4\%$$

integrated intensity より retained austenite 量を定量した。なお球状炭化物量はⅣに述べた方法により Hurlbut Counter を用い Lineal analysis により求めた。

先づ Photo. 4 の 900°C より jet 焼入直後 150°C×5h 焼戻を行つたものの解析例を述べる。Photo 4 の microphotometer による廻析線の強度曲線を Fig. 1 に示す。この曲線より integrated intensity *P* を曲線の下面積より求めⅣに述べた方法により計算した結果を Table 1 に示す。球状炭化物量は Lineal analysis により 0.09% であつた。

Table 1 より retained austenite 量は 20.4% となる。その他の熱処理せるものの X 線廻析写真より retained austenite 量を同様の方法によつて求めた結

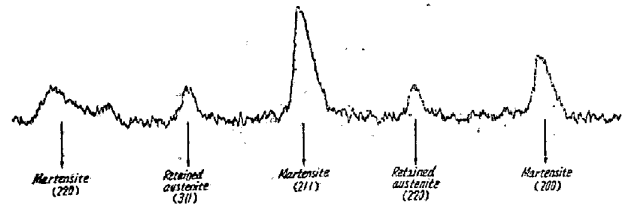


Fig. 1. Microphotometer curve of debye scherrer photograph. 900°C jet quench, directly 150°C×5h tempering.

果の内 Table 2 に大型鍛造リングを用いた第1報の試料の結果を Table 3 に bar 材を繰抜いたリングを用いた第2報の試料についての結果を示す。なお X 線廻析にあつては white ray による廻析写真の blackening をできるだけ少なくするために対陰極の filament の spattering によるよごれを常に注意して静浄にした。しか

Table 2. Retained austenite % and spheroidized carbide % of report 1. specimen.

| Heat treatment | Carbide % | Retained austenite % |
|--|-----------|----------------------|
| 800°C jet directly 150°C×5h | 0.09 | 20.4 |
| 850°C jet directly 150°C×5h | 5.5 | 17.0 |
| 800°C, 840°C repeated jet quench directly 150°C×5h | 5.2 | 17.7 |
| 830°C jet directly 150°C×5h | 9.2 | 13.9 |
| 800°C, 820°C repeated jet quench directly 150°C×5h | 9.4 | 13.8 |

Table 3. Retained austenite % and spheroidized carbide % of report 2 specimen.

| Heat treatment | Carbide % | Retained austenite % |
|---|-----------|----------------------|
| 850°C directly 150°C×2 1/2 h | 10.1 | 14.2 |
| 850°C directly -50°C subzero 1 h directly 150°C×2 1/2 h | 10.2 | 9.5 |
| 850°C marquenching-50°C subzero 1 h directly 150°C×2 1/2 h | 10.2 | 10.3 |
| 830°C directly 150°C×2 1/2 h | 11.5 | 11.0 |
| 830°C 21°C 1 h oil cool 150°C×2 1/2 h | 11.2 | 7.8 |
| 830°C 15mn water cool 150°C×2 1/2 h | 11.1 | 7.8 |
| 830°C 1 day air cool 150°C×2 1/2 h | 11.1 | 7.5 |
| 830°C directly 150°C×2h temper 19h air cool 150°C×1 h secondary temper. | 11.5 | 8.1 |
| 830°C directly -50°C subzero 1 h directly 150°C×2 1/2 h | 11.5 | 6.2 |
| 830°C directly -15°C subzero 1 h directly 150°C×2 1/2 h | 11.4 | 7.9 |
| 830°C marquenching-50°C subzero 1 h directly 150°C×1 1/2 h | 11.6 | 7.1 |

し retained austenite 量が少いと retained austenite の強度曲線が明かでなく誤差をとまうので、LiF の単結晶を用いて単色線による方法を更に進めている。

VI. 実験結果の総括及び考察

各処理条件による retained austenite 量および球状炭化物量の測定結果を総括すると

1) 第1報の大型鍛造リングにつき焼入温度が高いほど、retained austenite は増加し、再焼の場合には retained austenite が増加する。

2) 第2報のbar材より繰抜いたリングにつき焼入直後焼戻の場合、焼入温度が高い程 retained austenite が増加する。しかし第1報の大型鍛造リングに比し retained austenite 量は少い。

3) 850°C 焼入後 -50°C サブゼロ処理したものまた marquenching 処理をしてもサブゼロ処理をすると retained austenite は減少する。

4) 830°C 焼入後水冷、油冷、1日空冷後焼戻したものの、二次テンパーしたものは直後焼戻に比し retained austenite 量が約3~4%減少する。

5) 830°C 焼入後 -50°C, -15°C にサブゼロ処理を行えば retained austenite 量は減少した。marquenching 処理をしても -50°C サブゼロ処理すれば retained austenite 量は減少する。

6) 球状炭化物量は焼入温度が高い程少くなりまた再焼により少くなる。大型鍛造リングは bar 材より繰抜いたリングより球状炭化物の溶け込みが多い。以上の結果を得た。

これらの結果第1報、第2報において焼入直後焼戻を行うと時効変形量が多くなり焼入後油冷、空冷、水冷するか二次テンパーをすると時効変形量が減少することを述べたが、明らかに焼入後、油冷、空冷、水冷、二次テンパーを行うことにより retained austenite が分解し減少しており、第1報、第2報において述べたことが定量的に説明され、第1報 Fig. 1 について述べた点とよく一致する。

-50°C にサブゼロ処理することにより時効変形として収縮を起したが、これは明らかにサブゼロ処理による retained austenite の減少により時効変形として martensite の常温における分解による収縮が大となったことが明かである。なお Cohen の結果⁵⁾では焼入直後 -50°C にサブゼロ処理したものは約4%分解し、この実験の場合4.6%で大体分解量はCohenの結果と

一致している。

-15°C にサブゼロ処理したものと、水冷、油冷または1日空冷後焼戻したものと時効変形量がほぼ同一であるのはこの retained austenite 量よりも説明できる。

marquenching 処理後サブゼロ処理したものの retained austenite 量は通常の焼入後サブゼロ処理したものより多い、これは時効変形量の結果とも一致し marquenching 処理は retained austenite 量を増加することを示している。

焼入温度が高くまた再焼により retained austenite 量が増加するが、これは炭化物の地への拡散が温度が高いほど拡散速度が大きくなりまた再焼の場合には焼入によって生じた歪 (dislocation および vacancy の増加) により拡散が再焼に際して加速されるため地の carbon 濃度が増加し、焼入の際における Ms 点の低下に起因すると考えられる。

球状炭化物量は上記の如くにして地に溶け込むため焼入温度が高いほど少くなりまた再焼により少くなるが大型鍛造リングの方が bar 材より繰抜いたリングより球状炭化物量の溶け込みが早い。この点に関しては Photo 1, Photo 2 の素材の廻析写真より大型鍛造リングの焼鈍は結晶粒が適当であり、また残留歪も少く、bar 材より繰抜いたリングの焼鈍は焼鈍過剰のため結晶粒が大きいことが分る。このため焼入加熱の際に大型鍛造リングの方が結晶粒が小さく均一のため grain boundary diffusion が大となり拡散が早く行われたためであると考えられる。

大型鍛造リングは bar 材より繰抜いたリングより retained austenite 量が多く、このため前者の方が遙かに時効変形量が多いが、これは上記の大型鍛造リングの方が球状炭化物の地への溶け込みが多く Ms 点が低下し、そのため retained austenite 量が増加した点と共に、試料の大きさにより大型鍛造リングの方が冷却速度が遅いため冷却速度の影響による retained austenite 量の増加に起因するものと考えられる。

以上の結果および考察により素材の結晶構造、焼入方法および試料の大きさによる冷却方法により球状炭化物量および retained austenite 量が異なり、第1報、第2報に述べた如き熱処理方法による差の時効変形におよぼす影響が定量的に明らかになった。

VII. 焼入による寸法変化量と retained austenite 量

大型鍛造リングを用い焼入による寸法変化量(外径)を

Table 4. Dimensional changes and retained austenite by quenching.

| Quenching temp. | Dimensional changes 10^{-6} mm/mm | Retained austenite % |
|-----------------------|-------------------------------------|----------------------|
| 850°C | +114 | +4.1 |
| 800°C, 840°C repeated | -451 | -1.2 |
| 830°C | +289 | +1.6 |
| 800°C, 820°C repeated | -102 | -3.7 |
| 800°C | +640 | |

求めると Table 4 の如くであり、1% の austenite が martensite に変態することによる長さの膨張は $140 \times 10^{-6} \Delta L/L$ であるから、この寸法変化量が retained austenite 量のみによるとして 850°C を基準にしてその差を計算すると Table 4 に示した如くなる。

この結果は Table 2 の X線による結果と大きな開きがある。焼入温度が低いほど膨張量が大きく再焼すると収縮する結果を示すがこれは前述の焼入温度が高いほどまた再焼により球状化炭化物の地への溶け込みが多く Ms 点の低下により説明は出来るが、寸法変化量より求めた retained austenite 量の相異から、これはリングの残留応力⁶⁾による影響が加わっていると考えられ、リングの場合には寸法変化量より retained austenite 量を求められないことを示している。この点につき更に詳細な研究を進めている。

VIII. 磁氣的性質測定結果

焼入温度と共に球状化炭化物および retained austenite は上述の如く変化するが、外径 62mm, 内径 50mm, 巾 17mm の bar 材より繰抜いたリングを用いて種々の温度より焼入し 14~20h 空冷後 150°C×1h 焼戻し、焼入温度により飽和磁化、抗磁力がどのように変化するかを測定した。その結果を Fig. 2 に示す。

飽和磁化は磁場の強さ 2,500 Oersted で飽和するの

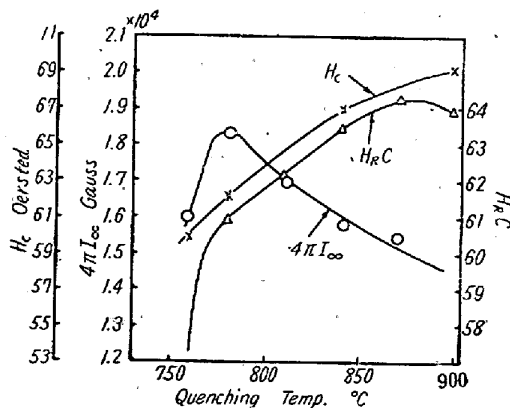


Fig. 2. Magnetic properties and hardness of heat treated ball bearing steel.

でその時の値で示すと、焼入温度が高くなる程増加することを示している。この方法では retained austenite の相対量は分るが絶対量は求められない。抗磁力は一般に磁気硬度と云われる如く、900°C 付近を除き硬度と同様の傾向を示している。

IX. 軸受鋼について

球状化炭化物の定量結果および X線廻折による素材の結晶構造、retained austenite の定量結果と時効変形との関係についてのべたが、こゝで軸受鋼について簡単に考察をのべてみることにする。

ベアリングとしての軸受鋼は寿命の長い材料であることである。従来わが国では主に塩基性電気炉法によつてゐる。これは歐洲の如く酸性平炉法を用いるには装入原料の選択がわが国では困難であり塩基性電気炉法によれば製錬が充分出来るので装入原料の選択が楽であるからである。この原因から古くから材料の virginity が問題になつてゐるが現象が複雑であり、この点を定量的に解決するのは将来の問題であろう。こゝでは素材の結晶構造について述べる。

一般にベアリングの寿命は音響寿命もそうであるが表面硬度が高い程よいという実験結果がある。この表面硬度の上昇は球状化炭化物が地に溶け込むことによつて炭素濃度を増加させることによつて生ずるが、地の炭素濃度は 0.5% C 以上ならばそれ以上炭素濃度が多くなつても焼入硬度は余り上昇しない。しかし一方地の炭素濃度の上昇は変形に対する抵抗を増加する。従つて寿命を増加するためには表面硬度が高いことはもちろんであるが地の炭素濃度も高いことが必要である。これは通常の焼入温度 (800~830°C) で球状化炭化物が地に溶け込み易いことを必要とするわけである。この点に関しては I でのべた如く素材の結晶構造が問題になる。素材の結晶構造は加工、焼準、焼鈍に際し充分注意し結晶粒が粗大化せぬ様に注意することが必要であると考えられる。これは従来球状化炭化物の形状が規格として余りにも重要視されたため球状化焼鈍を長くやり過ぎる傾向を示しているものである。球状化炭化物が地に溶け込み易いことを

考えれば、従来よりも更に細かい方がよいわけではこれは鋼塊から素材を製造する方法により決定される。これには鍛造比の大きいもの程又焼準に際し冷却速度が適当に早いもの程焼鈍に際し細かい炭化物を得る。もちろん焼鈍を長くやり過ぎると逆の効果となる。素材の結晶粒を細かくするには鍛造比および加熱温度にもよるが、他の元素を添加することによつて得られる。これには Al, V 等を添加したものは結晶粒が細かくまた inclusion を分散させ焼入に際しても結晶粒の生長を示さず圧壊値が高い実験結果がある。

従つて軸受鋼素材の結晶構造としては、均一であつて結晶粒が細かく球状化炭化物が細かいものであつて焼入に際し球状化炭化物がよく地に溶け込みしかも結晶粒の生長を示さず圧壊値が高いもので、通常の焼入温度範囲 (800°C ~ 830°C) で余り温度に敏感でないものがよいことになる。これらの条件を満たすには以上の点を注意すると共に更に基礎研究を必要とし、目下研究を進めている。

サブゼロ処理に関しては未だ寿命と関係した実験結果はないが、地の炭素濃度を増加すると retained austenite が増加する傾向になり、時効変形とも関係し更に研究を必要とする。また焼入硬度が通常の焼入温度範囲で敏感でなくなるための条件が virginity に原因するか、また以上の点を注意すればよいのか今後の問題である。

X. 総 括

X線廻折および Hurlbut Counter を用いて廻折線の integrated intensity より第1報、第2報に用いた時効変形試料の retained austenite 量を求めた。その結果

1) 焼入温度が高いほど retained austenite 量は増加し、再焼により retained austenite 量は増加する。

2) 焼入直後焼戻を行うと retained austenite 量が多くなる。

3) 焼入後、水冷、油冷、1日空冷後焼戻したもの、二次テンパーしたものは直後焼戻に比し retained austenite 量が約 3~4% 減少する。

4) サブゼロ処理を行えば retained austenite 量は減少した marquenching 処理をしてもサブゼロ処理すれば retained austenite は減少する。

5) 球状化炭化物量は焼入温度が高い程少くなり、また再焼により少くなる。

6) 素材の結晶構造により球状化炭化物の溶け込みの速度が異り、溶け込み易い方は retained austenite 量が増加する。この素材の結晶構造の相異も時効変形と関係する。

7) 試料の大きさによる冷却速度によつて retained austenite 量が異なる。

以上の結果を得た。この結果は第1報、第2報に述べた時効変形量の実験結果を定量的に説明出来る。なお焼入による寸法変化と retained austenite 量および磁氣的性質測定結果についてのべ、軸受鋼について考察した。

最後に本実験に種々御指導と御教示をいただいた東京大学橋口教授に対し深甚の謝意を表する次第である。

(昭和 31~3 月寄稿)

文 献

- 1) K. Tamura, S. Sekito: Sci, Rep, Tohoku Imp. Univ. 1931. 20 369
- 2) F. S. Gardner, M. Cohen: A.I.M.E. 1943, 154 306
- 3) B. L. Averbach, M. Cohen: Metals Tech. 1948, Feb, p. 1; B. L. Averbach, L. S. Castleman, M. Cohen: Trans. A. S. M. 1950. 42 112
- 4) R. T. Howard, M. Cohen: Metals Tech, 1947. Aug, p. 1
- 5) S. G. Fletcher, B. L. Averbach, M. Cohen: Trans A. S. M. 1948. 40 p. 709
- 6) 服部, 村: 日本金属学会誌, 1955, 19 p. 283
- 7) 服部: 日本金属学会. 1956. 4 月講演発表