

高炭素クローム軸受鋼の恒温変態による 球状化焼鈍時間の短縮*

三 好 榮 次**

The Short Cutting of Spheroidizing Duration of the Ball Bearing Steel by Austempering Annealing.

Eiji MIYOSHI

Synopsis:

As the requirements for the ball bearing steel in Japan are quite severe, its manufacturing is one of the most expensive, though its components are cheap. In this thesis, the shortening of spheroidizing process and its effect in actual service are reported. The shortening of spheroidizing time is realized by austempering annealing. Spheroidizing can be finished in less than 30min by this new process. The properties of the steel made by this new process were investigated by static flattening test and life test. The former test shows the static strength of material and the latter its dynamic properties. The life test was conducted using the accelerated life test equipment invented by the Government Mechanical Laboratories in Japan. The results show no difference between the steels made by the conventional process and by this new short process except a little increase of hardness. But this higher hardness can be neglected in cutting by lathe. Consequently the new process will be able to contribute to cost reduction.

(Received 13 Aug. 1964)

1. 緒 言

高炭素クローム軸受鋼の球状化焼鈍は、熱処理後の歪や靱性のため必要欠くべからざるものとされている。しかしこれは生産工程中で長時間を要するものである。これを短縮化する方法は生産上も経営上も重要なことであるから従来より研究され、現に実施されているところもあるようである。これらはいずれも外観上球状化焼鈍組織を示すけれども、その実用上の効果については多くの場合触れていない。本研究はまづ恒温変態を利用する球状化焼鈍法について検討し、その焼鈍時間を短縮化する方法を研究した。ついでこの方法によつてえられた球状化組織と従来の方法による材料に対して実際に軸受として使用する上からの効果を比較した。この目的には元来この鋼種は成分が比較的単純であるにもかかわらず、その品質条件がむづかしく、生産の困難な鋼種の一つとされているので、真に実用上必要とされる条件の限界を求めたいという考え方も含まれているのである。

実用上の効果としては、静的な耐荷重性としての圧潰試験と軸受寿命に対応するものとして迅速寿命試験を採用した。特に後者に対しては試験方法自身に批判もあるが、材質の相対的比較には十分であると考えた。

2. 供 試 材 料

本研究に使用した素材は、すべてエルー式 8 t の電弧炉で溶解され、鋼塊は 1.5 t である。この鋼塊は高温均質加熱として 1300°C に 24 hr 加熱され、その後外径約 160 mm の丸鋼に圧延された。この丸鋼からそれぞれ恒温変態用素材あるいは圧潰試験用、寿命試験用鋼管の素材に振りわけて使用した。素材の化学成分は C 1.06%, Si 0.34%, Mn 0.45%, P 0.010%, S 0.006%, Cu 0.12%, Cr 1.40% である。

恒温変態用の試験片は丸鋼を鍛造、圧延で板状とし、これより切削により試験片をえた。試験片の寸法は幅 15 mm、長さ 30 mm、厚さ 3 mm である。熱処理は試験片の状態になつてから実施した。焼準は 930°C に 1 hr 加熱後空冷である。

圧潰試験ならびに寿命試験用試験片は、丸鋼をクランクプレス式製管機によつて押出製管した。鋼管の寸法は圧潰試験用は外径 60 mm、肉厚 8 mm であり、寿命試験用は外径 83 mm、肉厚 12 mm である。焼鈍処理は

* 昭和35年10月本会講演大会にて発表
昭和39年8月13日受付

** 住友金属工業株式会社中央技術研究所 工博

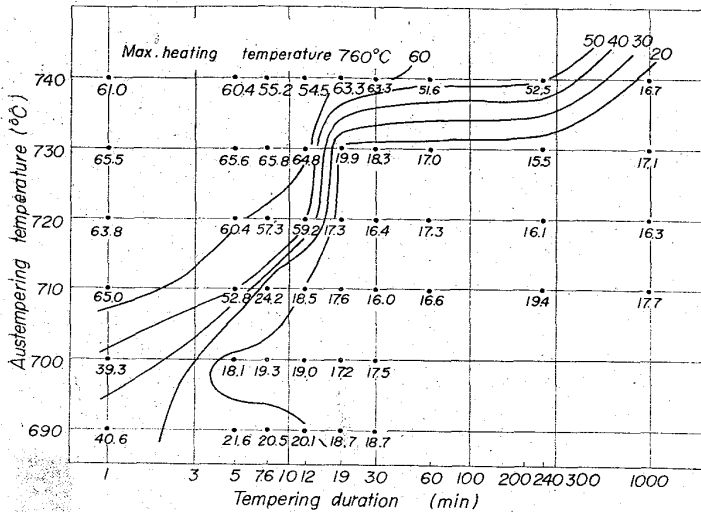


Fig. 1. Austempering annealing curve of ball bearing steel showing hardness and micro-structure.

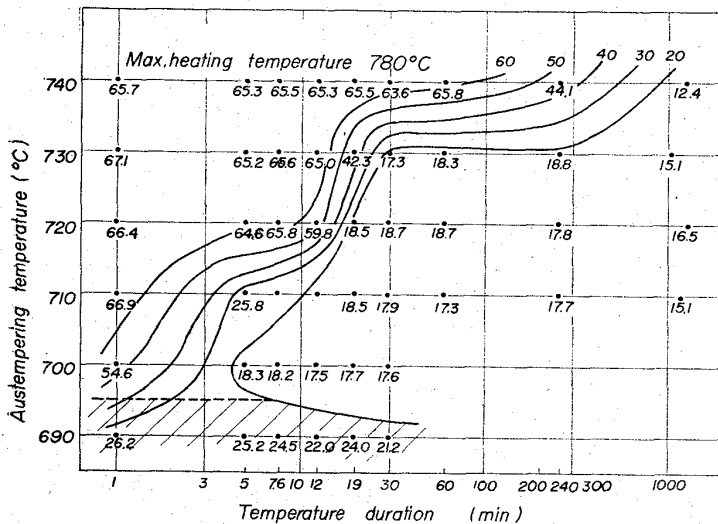


Fig. 2. Austempering annealing curve of ball bearing steel showing hardness and micro-structure.

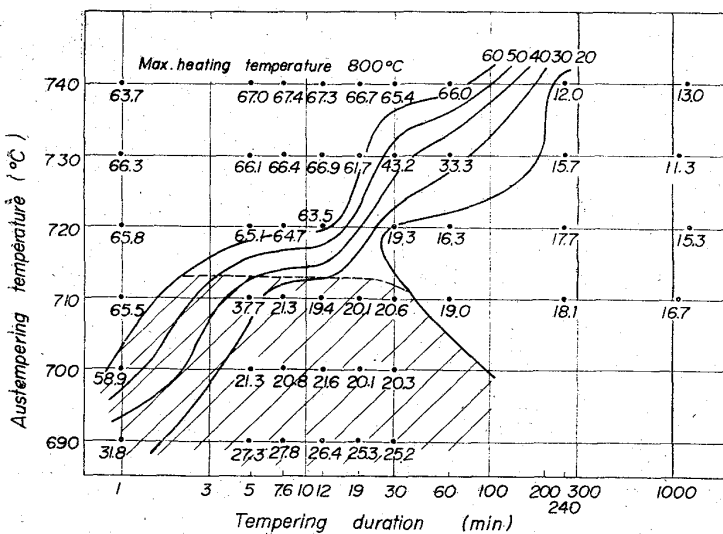


Fig. 3. Austempering annealing curve of ball bearing steel showing hardness and micro-structure.

この鋼管の状態で実施した。圧潰試験片の寸法は外径58mm, 肉厚6mm, 幅20mm, 寿命試験片の寸法は外径3mm±3μ, 長さ約20mmの円筒状試験片で片端には試験片の符号を示す各種の形状に切削した。

3. 恒温変態による球状化焼鈍

3.1 恒温変態曲線

恒温変態曲線の作製は硬度の測定と顕微鏡観察によつて簡易に求めた。試験片の加熱はすべて塩浴を用い、炉は二基使用して、一方は最高温度加熱炉用、他の一方は恒温変態処理用とした。一定の処理後は水冷し、脱炭層の影響を除くため、表面層を約1mm研磨除去して観測した。

この鋼種のAc₁変態点は750°C前後であるので工業的な実用性を考慮して最高加熱温度を760°Cから20°Cとびに840°Cまで、恒温変態温度は690°Cから740°Cまで10°Cとびに実施した。最高加熱温度の保持時間は1hr, 恒温変態温度保持時間は1minから20hrまでである。

えられた恒温変態曲線を最高加熱温度ごとに示すとFig. 1~5のようになる。Fig. 1~5には硬度による変態の進行状況と金相的組織変化を同時に示してある。これらの結果を総括すると

(1) いずれの最高加熱温度に対しても690~710°Cに変態の進行速度の速い温度領域がある。この結果はこの鋼種の恒温変態曲線²⁾を参照すればその曲線の高温部の一部に相当する。

(2) 最高加熱温度の低いほど690~710°Cの最軟化状態は早期に終了する。

(3) 最高加熱温度の高い場合730~740°Cの変態すなわちAc₁直下の変態は早期に終了する傾向が認められる。

(4) 740°CはAc₁の直下であるから、変態開始までに約1hrを要することがわかる。

(5) 通常球状化組織は拡散によつてえられるものと考えられている。しかしオーステナイトからの変態と同時に球状化する温度範囲が存在することが認められた。また層状パーライト組織から焼鈍によつて球状化するものももちろん認められる。Fig. 2~5にパーライト組織の範囲を斜線で示してあるのでこれから判断される。なおこの上記2種の場合の例をPhoto. 1に示す。変態の終了と同時に球状化する場合は、きわめて短時間に球状化組織がえられることがわかる。

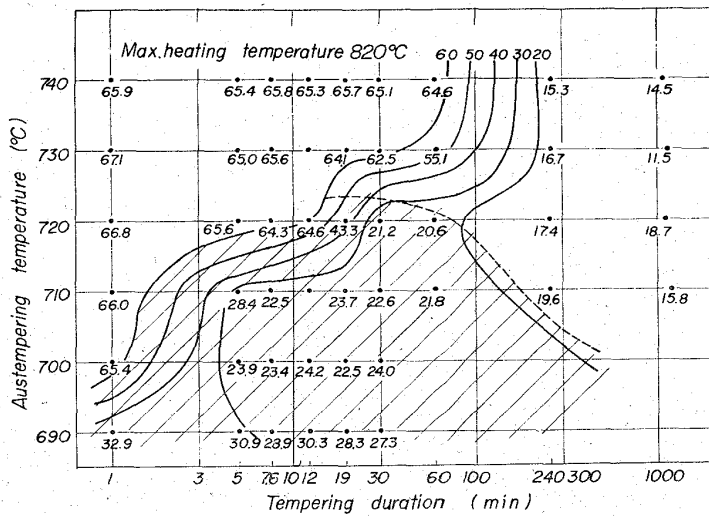


Fig. 4. Austempering annealing curve of ball bearing steel showing hardness and micro-structure.

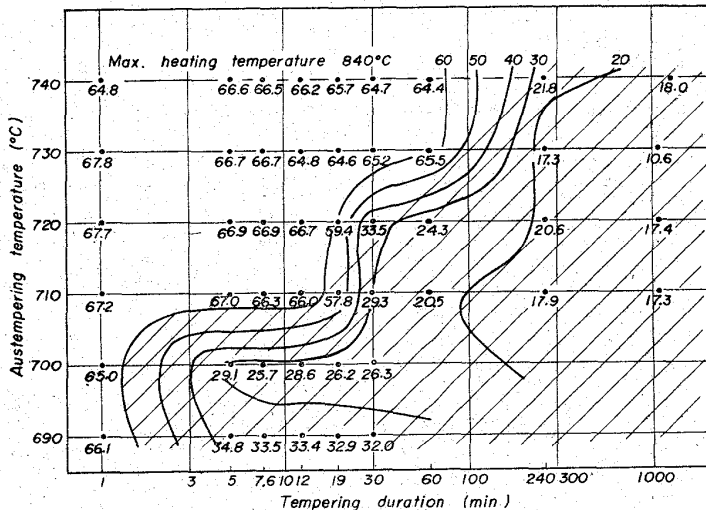


Fig. 5. Austempering annealing curve of ball bearing steel showing hardness and micro-structure.

(6) 本実験の範囲内では最高加熱温度の低いほど変態と同時に球状化する温度領域が広く、760°Cの場合は実験温度範囲内ではほとんど球状化組織がえられる。

(7) 最高加熱温度が高くなると変態が早く完了する場合でもパーライト組織となる。変態と同時に球状化組織のえられる温度の上限は最高加熱温度の上昇とともに上昇する。840°Cに加熱後ではこの方法ではパーライト組織のみとなり、10 hrの恒温変態でも球状化組織はえられない。

以上の結果から実用面を考慮して最高加熱温度としては760~780°Cとし、恒温変態温度としては700~710°Cで10~20min程度焼鈍すれば球状化組織がえられる。しかしこの場合も従来の長時間を要した球状化焼鈍に比べると硬度はやや高く、球状炭化物の粒度も小さ

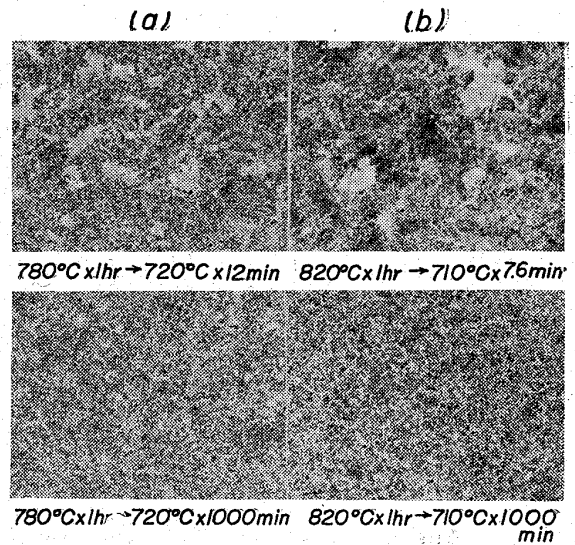


Photo. 1. Phase changes during austempering.

- (a) series: Directly spheroidized from austenite to carbide
- (b) series: Spheroidized after decomposition from austenite to pearlite

い。本球状化焼鈍法に興味ある事実は恒温変態と同時に組織が球状化していることと最高加熱温度が上昇するとともに層状パーライトが発生しやすく、球状化が少なくなることである。これは次のように説明できる。最高温度に加熱したとき炭化物はオーステナイト地に固溶するが本鋼が過共析鋼であり、Acm点以下の温度での熱処理であるからまだ多くの炭化物は残存している。この際、本実験範囲内の最高加熱温度では、低い場合は小さい炭化物の残存数が多く、パーライト変態の際核の作用をして球状化しやすいが、最高加熱温度

の上昇とともに小さい炭化物は完全に固溶し、小数の大きい炭化物のみが残留するようになるためと考える。

3.2 質量効果を考慮した熱処理方法の検討

実用上は材料の質量効果によつて厳密な恒温変態処理は不可能と考えられる。したがつて質量効果に関する最高加熱温度およびその場合の恒温変態温度の保持時間の影響、および最高加熱温度から恒温変態温度までの冷却速度の影響について検討した。なおこの場合、質量効果を考へて実用的な方法としては最高加熱温度から球状化組織のえられる範囲内でできるだけ低い温度に保持して変態を終了させ、さらにこれを若干高目の温度に保持して焼鈍効果を与える方法である。本実験では次の計画で行なつた。

770°C → 700°C × 5min → 730°C

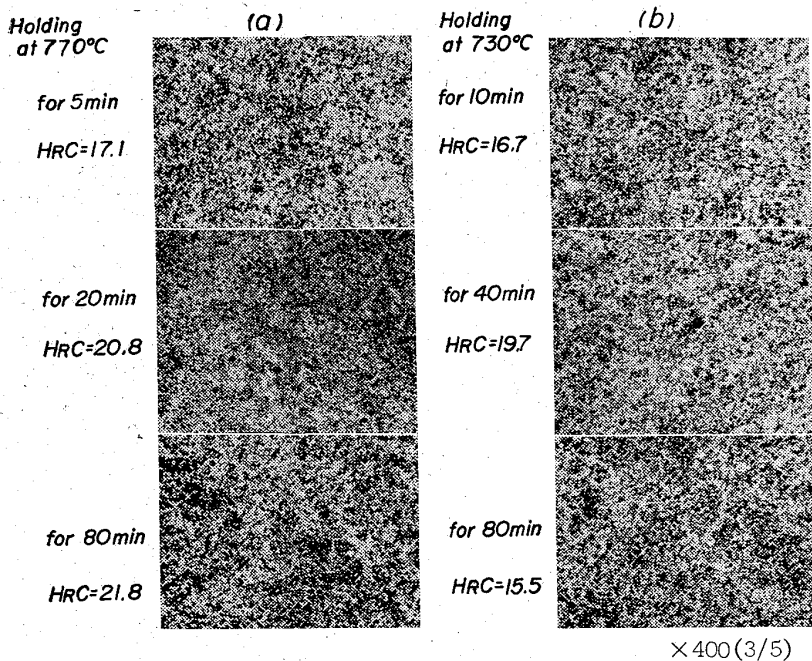


Photo. 2. Microstructures after spheroidizing annealing by austempering process
Heat treatment schedule: (a) 770°C(salt bath)→700°C×5min→730°C×10min (b) 770°C×1hr (salt bath)→700°C×5min→730°C

Table 1. Effects of cooling rate between 770°C and 720°C on hardness after spheroidizing by austempering process.
Unite: H_{RC}

C. **	H. *				
	0	30min	1 hr	2 hr	4 hr
10	15.6	14.2	14.6	13.2	13.0
50	17.2	16.6	15.2	15.7	15.2
240	23.6	15.0	17.1	16.7	17.2
1250	21.7	17.1	17.7	16.3	15.3
Directly in salt bath	26.6	17.5	19.3	18.8	17.2

Maximum heating temperature: 770°C×20min
Austempering temperature: 720°C

* Holding duration at austempering temp.

** Cooling rate °C/hr

前二者の影響を示す顕微鏡組織を Photo. 2 に示す。なおこのときえられたロックウェル硬度(Cスケール)も写真に併記した。この結果によれば最高加熱温度の保持時間は余り影響を示さなかつた。730°C の保持時間は長いほど若干硬度は低下する。

次に両温度間の冷却速度の影響として、10°C/hr から 1250°C/hr および直接塩浴中に入れるなどの各冷却速度で実施した。その結果を Table 1 に示す。この結果からみると冷却速度はおそいほどよく、従来の熱処理法である 10°/hr が球状化組織としては最良である。しか

し球状化組織をうる方法としては、上記の冷却速度のいずれの場合でも恒温処理 30 min以上であれば十分であり、より長く保持しても著しい影響はない。顕微鏡組織の結果を Photo. 3 に示す。ほぼ硬度に対応する変化を示すがいずれも球状化組織は示している。

3.3 小括

恒温変態を利用して球状化焼鈍時間を短縮することは可能であるが、硬度が若干高いことと炭化物の大きさがやや小さいという点に従来の熱処理による場合と相異点が見出される。恒温焼鈍処理温度の保持時間は一定以上長くても顕著な効果はない。冷却速度は球状化組織をうる点には問題ないが、おそいほど硬度が低い。実用上は処理温度に注目すればよいことがわかる。

4. 新球状化焼鈍法による材料の圧潰試験

軸受の静荷重強度の目安として圧潰試験

が用いられている。同一の材料について上述の熱処理材と従来の熱処理材について圧潰強度を比較した。

実施した球状化焼鈍法として次の2つである。

(1) 従来の方法(現場の熱処理)

焼準→800°C×4hr→10°C/hr で冷却→600°C F.C.

(2) 新球状化焼鈍

焼準→770°C×10min A.C(60sec)→表面 700°C

→730°C の炉に挿入×10min A.C

(2)の熱処理の場合は実験に供する同一鋼管について 770°C からの表面および内面の空冷時の冷却速度をあらかじめ測定し、表面が700°C になるまでの時間を求めておいた。本実験の場合は 60 sec であつた。この際内面の温度は、730°C に空冷される。

焼入処理としては双方とも 820, 840, 860°C に 20min 保持後油焼入し、150°C に 1 hr 焼戻処理を行なつた。

この結果を Table 2 に示す。この結果によれば焼入焼戻後の硬度はむしろ新球状化焼鈍法の方で硬く、820°C でもすでに H_{RC} 65 を示している。これは新球状化焼鈍組織の炭化物粉度が小さく、焼入の際固溶しやすいことを示すものである。これは焼入後残留する炭化物の量の調査により明確に示される⁹⁾。圧潰試験結果についてはその変動の大きいことを考慮すれば、両者の間にはほとんど差はないと考えてよい。計算値は JIS に示された次の式による。

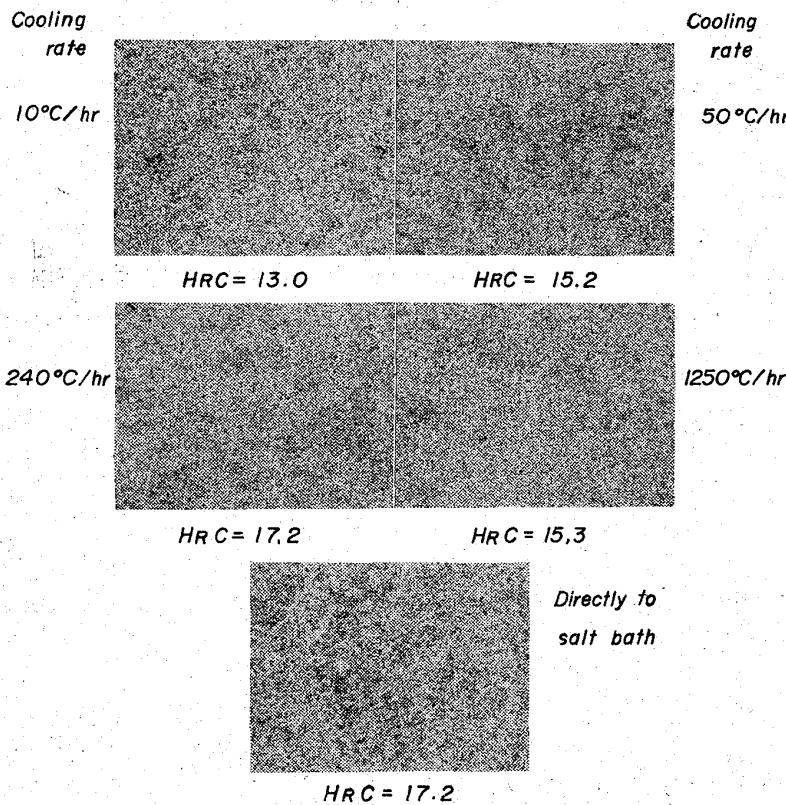


Photo. 3. Effects of cooling rate between 770°C and 720°C on the spheroidized micro-structure. Holding duration at 770°C: 1hr at 720°C: 4hr

$$\sigma = P / \pi F \times \{1 - e / \lambda(r - e)\}$$

σ : 引張応力 (kg/mm²)

e : 肉厚の 1/2(mm)

P : 圧潰値 (kg)

r : 中心軸の曲率半径 (mm)

F : 断面積 (mm²)

$$\lambda: \frac{1}{3}\left(\frac{e}{r}\right)^2 + \frac{1}{5}\left(\frac{e}{r}\right)^4 + \frac{1}{7}\left(\frac{e}{r}\right)^6 + \dots$$

この結果では、840°C 以上では計算値より低くなることを示している。この傾向については既報の論文に示したとおりである。この結果より静荷重に対する強度としては、この新球状化焼鈍法によつて低下することはないことがわかった。

5. 寿命試験による比較

5.1 試験方法

軸受の寿命は潤滑方法の欠陥に基く場合が多いが、材料面から見ると 1 種の転り疲労による表面の pitting 発生である。これを試験する方法として機械試験所で開発された迅速寿命試験機がある。これを採用した。試験機構の詳細は省略するが径 3 mm の円筒状試験片を 3 つのロールで挟みながら、荷重を加えて回転させるものである。回転数は試験片にして毎分約

Table 2. Effects of spheroidizing treatment on flattening test.

Spheroidizing treatment	Quenching temperature °C	Mean hardness of 3-points			Ring flattening fracture value		
		After spheroidizing H _{RB}	After quenching H _{RC}	After tempering	Calculated	Measured	Meas. Cal.
Annealing in works	820	88.4	69.9	63.9	2200	2510	1.13
		89.0	66.0	63.9	2200	2570	1.17
		89.5	65.7	63.8	2230	2460	1.10
: Normalizing → 800°C × 4hr 10°C/hr F.C. → 400°C	840	89.5	66.5	64.6	2200	1840	0.84
		89.6	66.6	64.6	2200	1860	0.85
		89.7	66.8	64.7	2200	2340	1.06
	860	89.6	66.9	65.1	2170	1720	0.79
		89.5	66.7	65.1	2200	1560	0.71
		89.2	66.5	64.9	2200	1520	0.69
Normalizing → 780°C × 20min → 720°C × 30min A.C.	820	98.9	66.9	65.1	2270	2430	1.07
		98.6	67.1	65.0	2270	2550	1.12
		98.5	67.2	65.0	2235	2560	1.15
	840	98.9	67.4	65.2	2240	1800	0.80
		99.0	67.0	65.3	2240	1960	0.88
		98.5	67.2	65.2	2240	2080	0.93
	860	98.5	66.8	65.4	2270	1630	0.72
		98.9	66.6	65.2	2235	1600	0.72
		98.5	66.6	65.1	2270	1660	0.73

40000 回転である。試験片に荷重の加わる状態を Fig. 6 に示す。この荷重としては装置自身の荷重の他に3.3kg, Herz 荷重にして計算上 370 kg/mm² となるようにした。この荷重は材料の圧縮の降伏応力直下の値であり、軸受としてはこの値以上に高い Herz 圧力は受けられないものとする。すなわちこの試験方法は高速の回転と Herz 圧力によつて寿命を迅速化した試験である。寿命の限界は表面における pitting の発生により、振動が著しくなり、この振動を pick-up で検出して回転を自動的に停止させる。このときまでの試験片の回転数によつて寿命を表わすことにした。したがって roll が2コあるので荷重はこの2倍の繰返しを受けることになる。

試験片の熱処理としては次の3種の焼鈍を選んだ。

(A) は従来からの球状化焼鈍によるものであり、(B) は新球状化焼鈍によるものである。(C) はパーライト組織で球状化組織としては良好とはいえないものである。

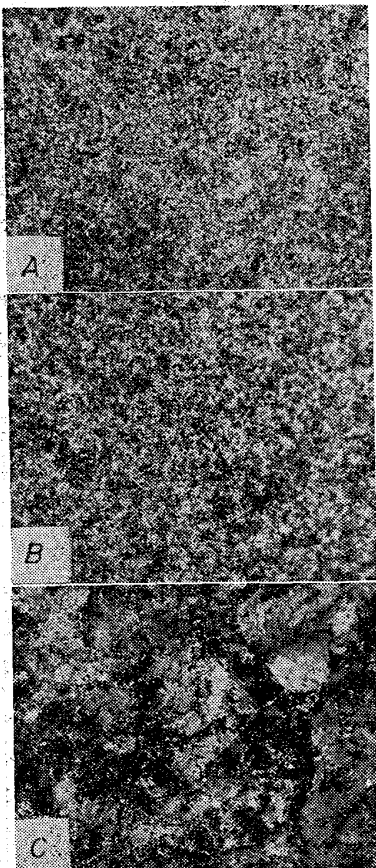
(A) 930°C×1hr A.C.→780°C×1hr→10°C/hr F.C.→400°C F.C.

(B) 930°C×1hr A.C.→780°C×20min →720°C×30min A.C.

(C) 930°C×1hr A.C.→720°C×30min A.C.

これらの初めの状態の顕微鏡組織を Photo. 4 に示す。

焼入条件としては、840°C に 20min 真空中に保持後油焼入した。焼戻は 170°C の油中に 1 hr 加熱後空冷した。焼入処理後、試験片は超仕上を行ない、全数マイクロ硬度を測定して、マイクロビッカ-硬さ 800 以上の試験片のみ採用した。試験片の数は各条件45本ずつであり、試験片の順序は乱数表を用いて無作為的順序とした。



×400 (4/5)

Photo. 4. Microstructures of life test specimens.

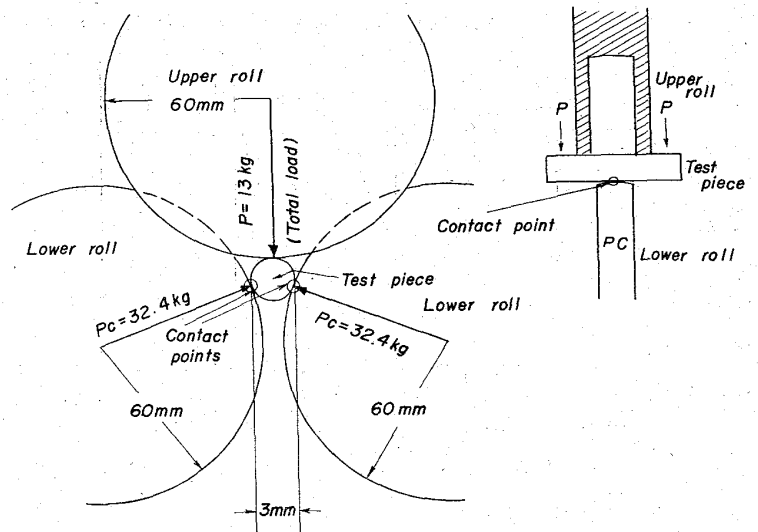


Fig. 6. Loading on the life test piece.

またこの試験機の欠点である原因不明の時期的な寿命変動を監視するため、他の試験とも共通の標準溶解の試験片をこれらの試験片の中に入れて他の試験との比較を行なうこととした。

5.2 試験結果

この種の寿命は変動が大きいので多くの場合多数の試験片を試験し、統計的処理によつて判定するのが通例である。表現方法にもいろいろあるが、ここでは累積度数分布によつて Fig. 7 に示した。また Table 3 に推計学

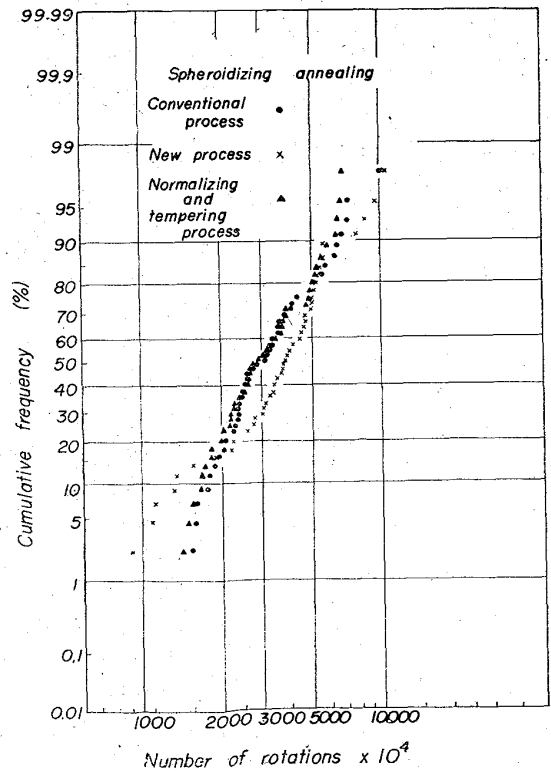


Fig. 7. Results of the life test.

Table 3. Statistical treatment of the results of life test.

Spheroidizing annealing	Number of test pieces	N	log N	σ of log N	R of log N	V	F-test	T-test
A	45	3.290×10^7	7.517	0.220	0.902	0.0485	1.420	0.806
B	45	3.618×10^7	7.558	0.263	1.137	0.0689	no	no
B	45	3.618×10^7	7.558	0.263	1.137	0.0689	1.147	1.167
C	45	3.165×10^7	7.500	0.206	0.701	0.0423	no	no
C	45	3.165×10^7	7.500	0.206	0.701	0.0423	1.628	0.376
A	45	3.290×10^7	7.517	0.220	0.902	0.0485	no	no

Note: N=number of rotations, σ =standard deviation, R=range (Max.-Min.)
V=variance

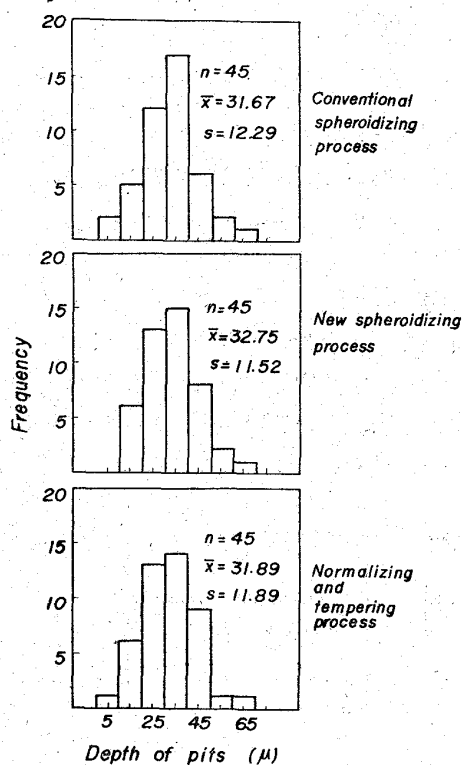


Fig. 8. Frequency of depth of flaking pits appearing during life test.

的計算結果を示した。これらの結果からは、これら3者の間には寿命として差は認められないことがわかる。要するに寿命に関する限り、球状化焼鈍組織の良否は著しい影響を与えるものでないことを示す。

次に発生した pitting の形状、深さを観察し、組織との関係を調べた。深さの分布については Fig. 8 に示すとおりである。これらの結果は統計的処理するまでもなく、差の認められないことがわかる。またその深さは平均 30μ 最大 65μ であつて、転り疲労の最大剪断応力の位置にはほぼ一致する。この事実、焼入処理後の材質の均質性は関係あるとしても、球状化組織そのものの良否が直接 pitting に影響するとは考えられない。

本実験の結果を総括すると、少なくとも寿命に対する効果としては球状化組織の影響は余り著しくはない。したがつて新球状化焼鈍法を実施しても、その寿命には差の認められない程度のものである。

6. 考 察

本研究結果は、恒温変態を利用して球状化組織をうるることによつて迅速化の限界を示したものと考える。しかしこの球状化焼鈍法はそのままでは実用化にはならないのであつて、実用化するためには別途の研究が必要であるが、本研究の結果その可能性はあると考える。またこの熱処理を効果的に実施するためには材料の質量効果ができるだけ小さくすることが必要であつて過去に多く実施されていたようなバッチ型の熱処理炉では実施できないことはいふまでもない。したがつてこのように迅速な球状化焼鈍法は、連続炉による鋼管の熱処理の場合が最も有効である。

また本法による場合も従来の熱処理による場合も静的荷重、動的疲労に対して差が認められないのであるから、軸受としての使用上から何らさしつかえないものと判断される。しかし本法による場合は硬度が高く、組織が微細である点が従来と異なつているので、この点は軸受製造上の理由から検討されなければならない。硬度の上昇は主として被削性に関係するものとされている。しかし本法によつてえられた硬度は現在の JIS 規格には外れるものではあるが切削上からは著しい悪影響を与えるものではない。またときとして硬度は球状化焼鈍の良否の判別に使用されることもあり、この場合は不便である。

球状化組織の微細なものは、焼入の際炭化物が固溶しやすく、低い温度から最高硬度がえられる。たとえば本法による球状化組織では、 820°C の焼入で十分硬化して HRC 65 に達する。従来の方法では粒度が粗く、十分保持時間を長くするか、焼入温度を上げる必要があり、通常 840°C 程度が使用されていた。球状化組織の微細で

あることは均質性にはならぬ妨げとなるものではない。この点から本実験でえられる範囲の微細の程度では焼入性を改善することはあつても鋼質を低下する原因とはならない。

7. 結 言

高炭素クローム軸受鋼の球状化焼鈍を恒温変態を利用して迅速化するため各種の条件に対して必要な範囲の恒温変態曲線を求めて、その熱処理方法を求めた。さらにその結果えられた組織に対して、軸受としての使用上の効果を検討した。この結果次の結論をえた。

1. 恒温変態を利用すれば著しく短時間で球状化組織がえられる。しかしこの結果硬度はやや高く、組織は微細である。
2. 実用上の効果を検討するため、圧潰試験と寿命試験とを実施した。この結果はならぬ実用上有害な結果は認められず、むしろ焼入性を向上する。
3. 本法の結果は球状化焼鈍のえられる短時間の限界

と考えられ、そのままでは実用化できるとはいえない。可能性は十分あるので質量効果を考慮して検討する必要がある。

文 献

- 1) von E. THEIS: Stahl u. Eisen, 71 (1951), p. 1433
von W. CONNENT: Stahl u. Eisen, 80 (1960), p. 1049
- 2) Atlas of iso-thermal transformation diagrams. United States Steel Corp. Pittsburgh. 1953
- 3) 上野 学, 中野 泰: 機械試験所所報 9, (1955), p. 226
上野 学: 金属材料技術研究所研究報告, 1(1958), p. 47
- 4) 三好栄次, 川野和男: 住友金属, 8 (1956) p. 75~85
- 5) Interpreting service damage in rolling type bearings — A manual on ball & roller bearing damage, The American Society of Lubrication Engineers, (1953)
- 6) 上野 学, 三橋鉄太郎, 岡本純三: 鉄と鋼, 42, (1956), p. 260

金属研摩薄片とX線マイクロアナライザーによる 鋼中非金属介在物の同定*

佐々木 稔**・草鹿履一郎***・浜田 広樹**・室田 昭治**

Identification of Non-metallic Inclusions in Steels

by the Polished Thin Section and X-Ray Microanalyser.

Minoru SASAKI, Riichiro KUSAKA, Hiroki HAMADA and Shoji MUROTA

Synopsis:

For the research of fine minerals in rocks, a "polished thin section" began to be used as a new method. In this paper this technique was applied to metals containing non metallic inclusions. The metal sample was stuck to a slide glass, polished with emery paper to 7~8 microns in thickness, and scratches on the surface of the inclusions were removed by polishing on cloth with alumina abrasive suspended in oil. Under a petrographic microscope the reflected and transmitted color, transparency, crystal shape, extinction and retardation of the non-metallic inclusions in the thin section were observed. From the optical properties the minerals in the inclusions were identified fairly well. Then, each of minerals was analysed with X-ray microanalyser. When the thin section was 7~8 microns in thickness, it was confirmed that the slide glass had no influence upon the X-ray microanalysis. By this method coarse non-metallic inclusions in the cold-rolled strips of rimmed steel made in open-hearth furnace were examined. By considering both the optical properties and the result of X-ray microanalysis of the inclusions, the minerals in the inclusions were identified without difficulty and the state of coexistence of minerals was clarified in detail.

(Received 21 Sep. 1964)

* 昭和39年4月本会講演大会にて発表 昭和39年9月21日受付

** 八幡製鉄株式会社東京研究所 *** 八幡製鉄株式会社東京研究所 理博