

Fig. 3 S-N relation according to method B.

り、また応力値としては非金属介在物の位置による補正を行なつて計算した結果を Fig. 2 に示す。これによれば各公称応力別には計算応力と疲労寿命の間にわずかな相関が認められるが、疲労寿命のばらつきを説明するには十分ではない。

#### 2) 軸断面切断法 (B法) による検討

試験片軸を含み非金属介在物の中心を通る平面を考え試験片直径に対して介在物の深さを無視すれば引張応力を受ける半無限板に円孔または切欠きを付した場合と考えることができる。(非金属介在物半径)/(深さ) $=0.61$ 以上は切欠としてまた  $0.61$  以下では円孔と考えて R. E. PETERSON の図表<sup>5)</sup>を用いて整理した結果を Fig. 3 に示す。この場合には公称応力振巾の差異をも含めて計算応力と破断繰返数との関係は可成りよく示される。長寿命側で著しく外れる点があるのは(非金属介在物半径)/(深さ)の値が  $0.5 \sim 0.8$  で応力集中状態が円孔の場合とも切欠きの場合とも異なるようなところにあるためではないかと考えられる。非金属介在物による弾性力学的な応力集中によつて疲労寿命のばらつきを説明するのに B法によつてもなお十分に満足ではないがこの主な原因としては非金属介在物と地との密着の程度に差異があり全ての場合を完全な空洞とは見做しがたいこと、STURLEN<sup>6)</sup> のいうごとく熱処理時に非金属介在物の周囲に生ずる残留応力の影響などが考えられる。

#### VI. 総 括

高硬度に調質した軸受鋼 2種相当の鋼を回転曲げ疲労により破断した破面を観察した結果、疲労破壊発生起点にはほとんど全ての場合に Silicate 系の球状非金属介在物を認めた。これらの介在物は試験片表面に露出しているものおよび深さ  $490 \mu$  にまで認められ直径  $20 \sim 100 \mu$  であつた。疲労破壊は非金属介在物と地との境界部で引張応力方向に直交する大円の部分と考えられる。

非金属介在物をこれと同形の空洞と見なしてこれによる応力集中を考慮することにより疲労寿命におよぼす非金属介在物の大きさおよび位置を可成りよく評価することができた。

#### 文 献

- 1) H. N. CUMMINGS et al: Trans. ASM, 49 (1957), p. 482~516
- 2) M. ATKINSON: J. Iron & Steel Inst.(U. K.),

193 (1960) 5, p. 64~75

- 3) 川田, 中沢, 児玉: 学振第 129 委員会資料 No.1-11-1
- 4) R. E. PETERSON: Stress concentration design factors, (1962), p. 84 [John Wiley]
- 5) " p. 85, 139
- 6) STUFF REPORT: Metal Progress, 74 (1958) 2, p. 120~122

## (120) 軸受鋼の機械的性質におよぼす C, Cr の影響

愛知製鋼

赤沢唯一・荒川武二・小田昭午・○山本俊郎  
Effects of Carbon and Chromium on Mechanical Properties of Bearing Steels.

Ichi AKAZAWA, Takeji ARAKAWA,  
Shōgo ODA and Toshiro YAMAMOTO.

### I. 緒 言

今日、鋼の中で軸受鋼ほど製鋼メーカーと使用者の間で問題となる鋼種は外にはないのではないかと考えられるが、その材質上のいろいろな問題点に対応して多くの研究がなされてきた。ところが最近、焼入焼戻後の組織中の初析セメントライト、巨大炭化物の根拠も、製品の寿命を害する一因として挙げられるようになってきている。軸受鋼第 2 種 (JIS SUJ-2) では炭素量は  $0.95 \sim 1.10\%$  と規定されており、これは状態図から見れば過共析であるので球状化焼鈍前に焼準を行なつても、一般の冷却方法では初析セメントライトの析出を完全に阻止することはきわめて困難である。ゆえに炭素量を規格値以下の共析付近としてさらにいずれか元素を添加すれば、組織は良好でしかも焼入性の劣らない軸受鋼の製造が可能ではないかと考えられる。

本研究では、本鋼種の主要成分たる C, Cr の 2 成分に着目し、その成分を規格より外して変化させた場合、曲げ破断荷重と硬さにかなる影響を与えるかを分析して C, Cr 2 成分の役割を再検討した上、炭素量のみ共析付近の  $0.85 \sim 0.90\%$  の範囲を目標として軸受鋼第 2 種を溶製し、顕微鏡組織的な面を考慮しながら、いろいろな機械的性質および焼入性について、現存の過共析軸受鋼第 2 種のそれと比較検討した。

### II. 試 料

試料は A, B 2 系列からなる。A 系列の試料について曲げ破断荷重と硬さにおよぼす C, Cr の影響を分析したが、その化学組成は軸受鋼第 2 種のそれを標準にとり炭素量を  $1.0\%$  一定としクロム量を  $0.86 \sim 1.81\%$  の範囲に、またクロム量を  $1.5\%$  一定とし炭素量を  $0.57 \sim 1.25\%$  の範囲に変化させてある。他の元素に関してはそ

Table 1. Chemical compositions of specimens.

Specimen No.	Chemical analysis (%)							
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr
A 1	1.03	0.20	0.65	0.014	0.014	0.19	0.10	0.86
A 2	0.92	0.25	0.59	0.014	0.014	0.19	0.08	1.06
A 3	0.92	0.21	0.64	0.014	0.013	0.19	0.10	1.26
A 4	0.96	0.23	0.49	0.014	0.015	0.18	0.08	1.53
A 5	0.99	0.20	0.48	0.016	0.016	0.18	0.08	1.81
A 6	0.57	0.16	0.53	0.015	0.014	0.19	0.09	1.56
A 7	0.79	0.20	0.51	0.017	0.014	0.19	0.08	1.59
A 8	1.25	0.18	0.54	0.016	0.017	0.18	0.09	1.59
B 1	1.00	0.24	0.36	0.013	0.006	0.13	0.10	1.43
B 2	0.88	0.18	0.32	0.016	0.010	0.14	0.10	1.45

これらの組成の変動が、鋼の機械的性質にかなり大きな影響を与える可能性があるということが知られているのでできるかぎり一定にするよう努力した。試験用高周波炉により溶製された 8 種の 3kg の鋼塊は、鍛伸後、焼準次いで 780°C より徐冷して球状化焼鈍した後、硬さおよび曲げ破断試験片を作製した。

B 系列の試料は、本鋼種を共析付近と過共析に炭素量のみ変化させた 2 種類からなり、1 t 試験用電気炉で 250 kg 鋼塊に溶製し、ソーキング後 65mm φ に圧延し、さらに焼準、球状化焼鈍した後、各種試験に供した。なお、両系列の化学成分を Table 1 に示す。

### III. 実験結果

#### (1) クロムの影響

A 系列の試料について焼入焼戻後の曲げ破断強さと硬さを測定した。曲げ破断試験には、15 t アムスラー試験機を用い 5mm φ × 80mm の試験片を支点間距離 50mm の支持台上にのせ、中央に荷重を加えて破断までの荷重を測定した。この曲げ破断試験の結果に関しては、圧壊試験の結果と相関関係にあることが証明されており、材料の機械的性質の優劣を知る上にかなり有力な手段であると考えられる。

Fig. 1 は、A 系列のうち炭素量 1.0% 一定の試料について、810~870°C の温度範囲で 30min オーステナイト化後、油焼入、焼戻 (160°C, 90min) した時の曲げ

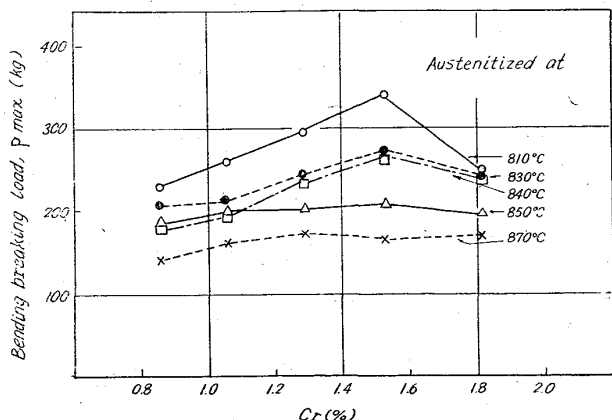


Fig. 1. Effect of chromium content on bending breaking load of A-series specimens quenched, followed by tempering at 160°C for 90 min.

破断荷重とクロム含有量の関係を示している。実験された 0.8~1.8% のクロム量の範囲において、オーステナイト化温度の上昇に伴って曲げ破断荷重の低下する傾向は明瞭に現れ、これは従来の報告と一致している。次にクロム含有量について分析すると、850, 870°C という比較的高いオーステナイト化温度では、0.8~1.8% とクロム量を変化しても著しい曲げ破断荷重の変化は認められない。しかしオーステナイト化温度が 840, 830°C と低下するにしたがって 1.5% Cr 付近に曲げ破断荷重の最大が現れる。この傾向は、810°C のオーステナイト化温度ではさらに著しい。

上記試料の硬さ試験片について、同熱処理後のロックウエル硬さを測定しクロム量について分析した。各試験片の炭素含有量の相異によつて硬さに多少のバラツキがあるとはいえ、オーステナイト化温度の上昇に伴って硬さの増加が認められる。しかしクロム量については、0.8~1.8% に変化させてもほとんど硬さに差は認められなかった。

#### (2) 炭素の影響

クロム量を一定とした場合、曲げ破断荷重と硬さおよび炭素量の影響を知るために、A 系列のうちクロム量 1.5% 一定の試料について、810~870°C の温度範囲で 20min オーステナイト化後焼入焼戻を行なった。曲げ破断荷重と炭素量の関係は Fig. 2 に示されている。

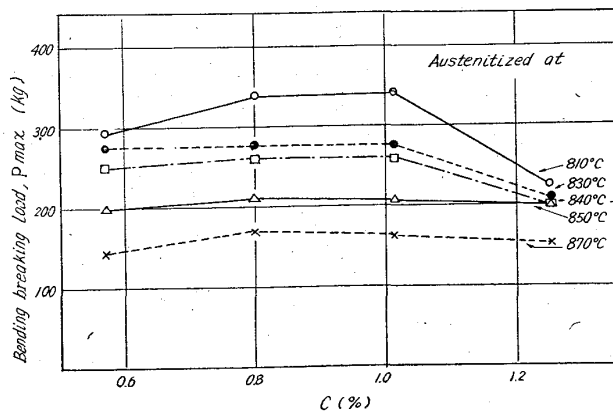


Fig. 2. Effect of carbon content on bending breaking load of A-series specimens quenched, followed by tempering at 160°C for 90 min.

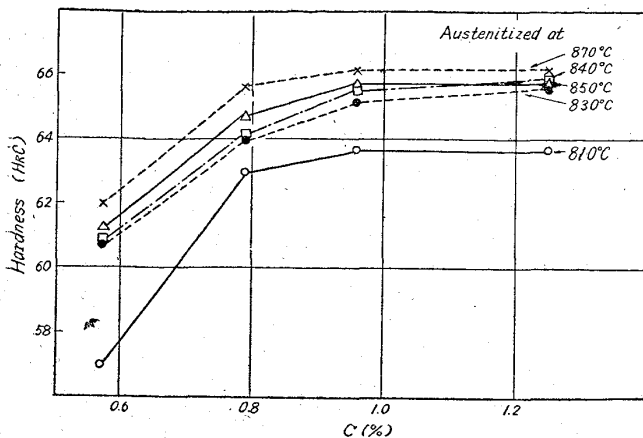


Fig. 3. Effect of carbon content on hardness of A-series specimens quenched from various temperatures.

曲げ破断荷重は炭素量 0.6~0.8% と増加するにしたがつて上昇し、0.8~1.0% の範囲で最高を示し、さらに 1.2% と増加するにしたがつて下降するのが認められる。この傾向はオーステナイト化温度の高いところではそれほど明瞭ではないが、低い温度の 810, 830°C では歴然と認められる。

上記試料の硬さ試験片について 810~870°C の温度範囲でオーステナイト化後、焼入してロックウェル硬さと炭素量との関係を見た。その結果が Fig. 3 である。オーステナイト化温度の上昇とともに、また炭素量の増加とともにセメンタイトの  $\gamma$  への固溶がすすみ、したがって焼入マルテンサイトの炭素量が増加し、その tetragonality が増加するため硬さは上昇するが、その上昇は炭素量 0.6~0.8% で急激で以後なめらかとなり、1.0% 以上ではほとんど一定となる。

### (3) 共析および過共析軸受鋼の比較

軸受鋼の寿命を害する一因として、地疵、介在物とならんで焼入焼戻後の組織中の初析セメンタイト、巨大炭化物も挙げられるようになってきている。このことは、もしこれら炭化物が地に残留していると、それ自身が疲労破壊の起点となるか、あるいは焼入温度に加熱した場合、その炭化物の周辺に局所的に炭素濃度の大きなオーステナイトが存在すると考えられ、これを焼入すれば tetragonality の大きな焼入マルテンサイトを生ずるわけで、この結果これが内部欠陥を誘発するであろうと考えられているからに外ならない。以上の点を考慮すれば軸受鋼は過共析よりもむしろ共析付近の組成の方が耐久性がよいのではないかと考えられ、軸受鋼の炭素含有量を再検討することは決して無駄ではないと思われる。通常、軸受鋼は使用状態で硬さは HrC 62 以上が要求されている。この点より A 系列の試料の実験結果から炭素量を検討して見ると、クロム量 1.5% の場合 0.85% 程度以上は必要と推定される。ゆえに本実験では、共析付近および過共析の 2 種の B 系列試料について比較検討することにした。

まづ球状化状態で、B1 (1.00%C), B2 (0.88%C) 両試料の顕微鏡組織を比較したが、B2 には初析セメンタイトは全然存在せず、球状化状態、炭化物、偏析、縞

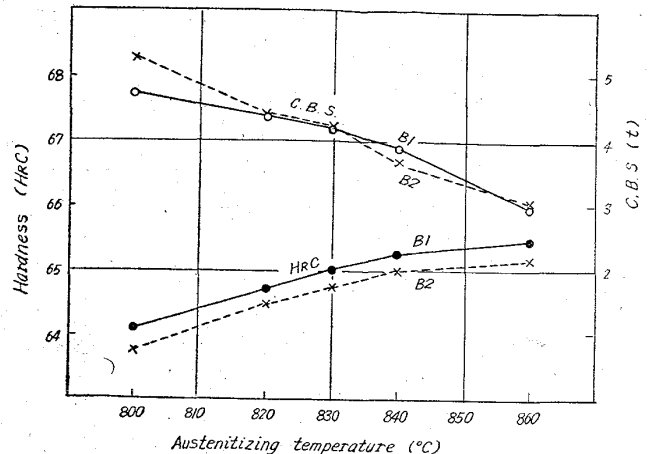


Fig. 4. Hardness and compressive breaking strength of B-series specimens quenched, followed by tempering 160°C for 90min.

状組織についても、B1 に対してかなりすぐれていることが認められた。すなわち炭素量のわずかな低下が組織の向上に相当役立っていることは明らかである。次に球状化焼鈍材より圧壊試験片を削り出し、800~860°C の温度範囲にオーステナイト化後油焼入し、160°C に焼戻して硬さおよび圧壊値を測定した。Fig. 4 にその結果を示している。図に見るごとく、圧壊値は B1, B2 両者に差が認められないが、硬さは炭素量の低い B2 の方が B1 よりも HrC で 0.25~0.4 程度低い。つまりこの程度の炭素量の低下が表面硬さに影響を与えることは確かであるが、その割合は僅少である。次に 830°C に 15, 25, 35, 45min 各々保持した後、焼入焼戻してオーステナイト化保持時間の影響を、また 830°C に 25min 保持して焼入して後、0~200°C の温度範囲に焼戻して硬さと圧壊値について検討した。この場合いづれも上記の実験結果と同様、B1, B2 両試料について圧壊値に差はなく、硬さに若干の差が認められた。

さらに詳細に比較検討するため、B1, B2 両試料について介在物試験、ジヨミニー焼入試験を、また 830°C より焼入後 400~700°C の温度範囲に焼戻して、引張試験、衝撃試験を行なったが、いづれも両試料の間にほとんど差を認めることができなかった。

### IV. 結 言

軸受鋼第 2 種に属する鋼材について、曲げ破断強さおよび硬さにおよぼす C, Cr の影響を分析したが、Cr 1.5% 付近と C 0.8~1.0% 付近に最高値のあることがわかった。この結果に加えて、軸受鋼の使用状態の硬さという点を考慮し、共析付近 (0.85~0.90%), 過共析 (1.00%) の 2 種の炭素量の試料をえらび、組織、機械的性質、焼入性などを比較検討したが、前者は後者に比べて焼入表面硬さが若干 (HrC で 0.25~0.4 程度) 低いのみで、組織的にはかなりすぐれている。その他の点はあまり差が認められなかった。次報においては、さらに耐久性、高温加工性の点などについて報告する予定である。

### 文 献

- 1) 出口: 鉄と鋼, 39 (1953), p. 1150
- 2) 武田, 岩間, 荒川, 山本: 鉄と鋼, 49 (1963), p. 47