

## 軸受鋼の硬度および圧壊値におよぼす熱処理の影響\*

武田修三\*\*・岩間義郎\*\*・荒川武二\*\*\*・山本俊郎\*\*\*

Effects of Heat-Treatments on Hardness and Compressive  
Breaking Strength of Bearing Steels.

Shuzo TAKEDA, Yoshiro IWAMA, Takeji ARAKAWA and Toshiro YAMAMOTO

## Synopsis:

Influences of various factors of heat-treatments on hardness and compressive breaking strength of SUJ-2 bearing steels for races were investigated physico-metallurgically.

These mechanical properties, which were referred to Japanese Industrial Standard, showed the contrary changes each other: The higher the austenitizing temperature, the longer the austenitizing period as well as the lower the tempering temperature, the more hardness would be raised while compressive breaking strength would be the less. Therefore, the conditions under which both of these designated values were satisfied were proved to be limited to a very narrow range. It was concluded that the tetragonality i. e. the soluble carbon content of the quenched martensite chiefly determined both these mechanical properties.

Besides, it was found that hardness and compressive breaking strength of the quenched-and-tempered steels were both raised as their spheroidized cementite particles prior to quenching had been diminished in size, and the causes were speculated.

Furthermore, effects of subzero treatment as well as martempering on the properties of the steels were investigated. These results showed evidently that the compressive breaking strength depended mainly upon the conditions of their martensite, while their retained austenite would scarcely display a cushiony action in the compressive breaking test.

## I. 緒 言

高炭素低クロム軸受鋼材の国内生産量は近年とみに増加しているが JIS 以外に需要者側の検査規準などによってその品質面に嚴重な要求が課せられている。したがってその製造上にしばしば問題が生じ、それに応じて、かなり多くの研究がなされてきたり、材質的要求の究極の目標は軸受の寿命をいかにして安定にかつ長くするかにあることはいうまでもないが、この問題には広範な総合的研究が必要で、早急には解決できないであろう。

そこで筆者らは JIS<sup>2)</sup> にとり上げられた硬度、圧壊値の2つの機械的性質を当面の対象とし、とくに軸受輪材 (SUJ2) について金相学的検討をこころみた。これらの性質が寿命とどのように関係するかは将来の問題として残されるであろうが、本報の結果は直接に生産技術と結びつくと同時に JIS 内容の今後の検討の資料となることが期待される。

† 本鋼種に関する JIS は本論文を含む多くの研究の結果ごく最近に改正された<sup>3)</sup>。したがってここのべるのは旧規格 (昭28) である。とくに圧壊値は現行規格からはずされたが、なお参考規格として附記されている現状である。

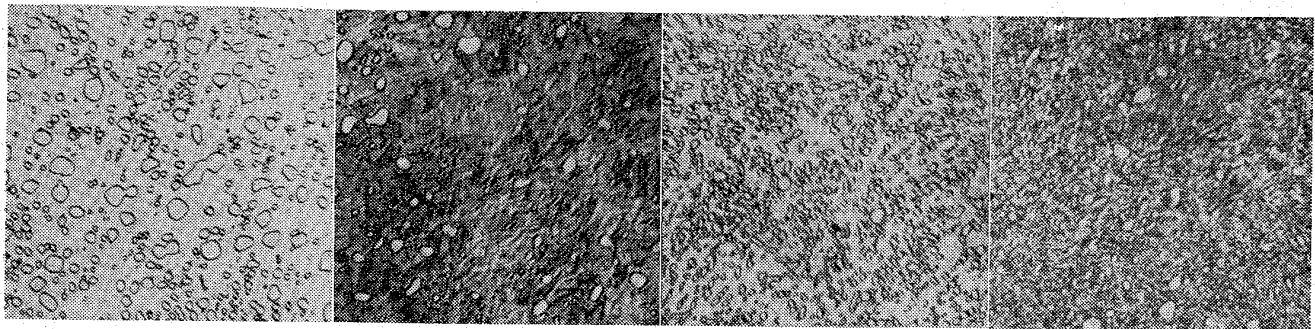
JIS によれば本鋼種の化学組成は、0.95~1.10% C, 0.15~0.35% Si, <0.50% Mn, <0.030% P, <0.030% S, 1.30~1.60% Cr で<sup>2)</sup>、760~800°C で球状化焼鈍をおこない (Photo. 1-(a) にその組織を示す)、軸受リングに製作してから 800~850°C, 30mn 保持後油冷し、150°C 付近で 90mn 以内焼戻をおこなった状態で使用する。上記オーステナイト化 (以後  $\gamma$  化と略記する) 処理中には球状セメンタイトの全部は溶解しないで、組織は焼入マルテンサイト、少量の残留  $\gamma$  および溶け残った相当量の球状セメンタイトからなっている (Photo. 1-(b))。このような非平衡状態から焼入する結果、焼入焼戻の諸現象は普通の場合とやや様相を異にし、その機械的性質の議論も必然的に複雑となる。たとえば、鋼本来の C 量は約 1.0% 程度であつても、焼入マルテンサイト中の C 量は  $\gamma$  化の条件でかなり相違する。

現格によれば、焼戻状態で硬度  $H_{RC}$  62~63 以上、リング圧壊値は 4.3 t 以上が要求されているが、この値は硬度に比してバラツキが大きく、その規格値は相当に

\* 昭和33年9月および34年4月本会講演大会にて発表

\*\* 名古屋大学工学部 工博

\*\*\* 愛知製鋼株式会社



(a)  
Specimen A, having  
coarsely spheroidized  
cementite.

(b)  
Specimen A, quenched  
after 850°C-1h austenitizing,  
and tempered at 150°C.

(c)  
Specimen B, having  
finely spheroidized  
cementite.

(d)  
Specimen B, quenched  
and tempered in the same  
way as in Photo.1-(b).

Photo. 1. Microstructures of bearing steel specimens.  $\times 1100$  ( $\frac{2}{3}$ )

きびしいものと思われる。

本論文では硬度と圧壊値が鋼の熱処理条件でどのように変化するかをしらべ、これらの値と金相学的な諸因子との関連性を解析しよう。

## II. 試 料

実験にもちいた試料は塩基性電気炉鋼の 2 チャージ (A, A') からとった。鋼塊を 50mm  $\phi$  に圧延した後焼準、さらに 780°C, 20h 保持後徐冷によって球状化処理をおこない、外径 45mm 内径 25mm の管材に切削加工した。これから 10 $\times$ 10 $\times$ 10mm の硬度試験片, 4mm  $\phi$   $\times$  80mm の棒状熱膨張試験片および 25-45mm  $\phi$   $\times$  10mm のリング圧壊試験片を多数作製した。それらの一部はふたたび 1000°C, 30mn 加熱して炭化物を溶解した状態から油冷し、その後 760°C, 20h 保持後徐冷して再球状化した。Photo. 1-(c) にその組織をしめす。Photo. 1-(a) および (c) を比較してわかるように、再球状化試料ではセメントイト粒がはるかに微細である。以下、前述のあらい球状化試料をそれぞれのチャージによって A および A' 試料とし、A 試料を再球状化してえた微細炭化物の試料を B 試料とする。A および A' 試料の化学分析結果は Table 1 にしめすように軸受鋼第 2 種 (SUJ2) の規格に入っている。またそのオーステナイト結晶粒度は両者ほぼひとしく 7.5 であった。

## III. 物理冶金学的基礎

Photo. 1-(b) (A 試料の焼入焼戻組織) からわかるように、規格の焼入焼戻状態ではかなりの量の未溶解セメントイト粒が残存しており、したがって焼入時の  $\gamma$  中の C 量は鋼自体の分析値 0.95% よりは相当低いと考えなければならない。後述の実験によって確かめられるように、実際の  $\gamma$  中の C 量は 0.5~0.6% 程度と推定される。よって、規格の焼入状態を論ずる場合は、1.3% Cr 1.0% C の鋼としてでなく、それより低炭素 (0.5~0.6% C) のクロム鋼の焼入地質に球状セメントイトが介在するものとして取扱うべきである。本鋼種では炭化物が球状の安定な形をもち、Cr も C の拡散を遅滞させるので、炭化物の  $\gamma$  へのとけこみが非常に小さい。電解分離法による炭化物の研究によれば<sup>5)</sup>、Cr も炭化物中に濃縮され (約 7% Cr),  $\gamma$  中の Cr 量は鋼自身の値よりも下まわる (約 0.6%) ことが報告されている。

焼鈍試料の全膨張試験によれば、 $A_{c1}$  開始点は 765°C,  $A_{r1}$  開始点は 738°C である。球状セメントイトの  $\gamma$  へのとけこみは 765°C 以上では Arrhenius の式にしたがつて進行する。したがって  $\gamma$  化温度 (焼入温度) を 800~950°C に変化する場合、 $\gamma$  中の C および Cr 量は時間および温度に依存する。かくして焼入温度を上昇すれば  $\gamma$  中に溶解した C および Cr 量の増加が主因となつて焼入組織中の残留  $\gamma$  量が急増することになる。

Table 1. Chemical compositions of A and A' specimens.

Specimen symbols	Chemical analysis (%)							
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Cu	Ni
A (B)	0.95	0.33	0.46	0.008	0.006	1.31	0.18	0.09
A'	0.95	0.28	0.41	0.017	0.008	1.48	0.15	0.05

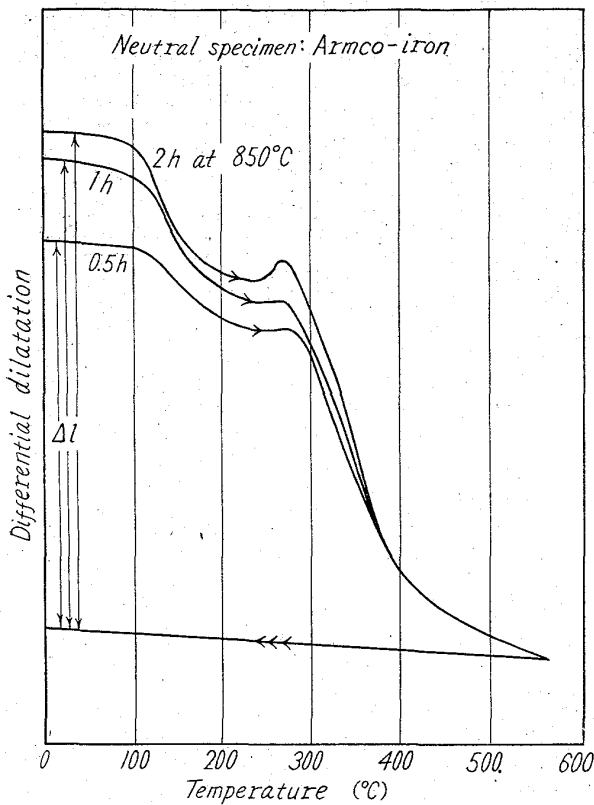


Fig. 1. Differential dilatation curves of A specimens, quenched after austenitizing at 850°C during various periods.

このように焼入マルテンサイト、残留 $\gamma$ および球状セメントイトからなる焼入試料を焼戻すると、焼入炭素鋼の焼戻と全く同じように3段階の変化を経過して焼戻が進行する。その概観はたとえば Fig. 1 の示差熱膨張曲線（中性体アームコ鉄）によつても観察しうる。しかも鋼の焼戻の考察によれば、この曲線に見られる各段階の変化から焼入直後の鋼組織成分の量的比較が可能である。残留 $\gamma$ 量は第2段階膨張によつて比較しうるし、また、図にしめす $\Delta l$ の大きさは焼入マルテンサイトの tetragonality の目安であり、これによつて焼入時の $\gamma$ 中のC固溶量を比較することができる。Fig. 1において種々の $\gamma$ 化時間に対応する各曲線を対比すると $\gamma$ 化時間とともに $\Delta l$ が増加することから、時間とともに焼入時の $\gamma$ 中のC量が増加し、焼入マルテンサイトの tetragonality の増大する程度を推定しうる。この結果をより定量化する目的で、筆者らはまた Leitz-Bohlenrath 型熱膨張計によつて Ms 点を測定し、これから試料焼入時の $\gamma$ 中のC固溶量を推算した。鋼の固溶元素量と Ms 点との関係については GRANGE and STEWART<sup>9)</sup>あるいは BASSETT<sup>10)</sup>の実験的研究ですでもとめられており、C、Cr 量の増加はいずれも Ms 点の降下を

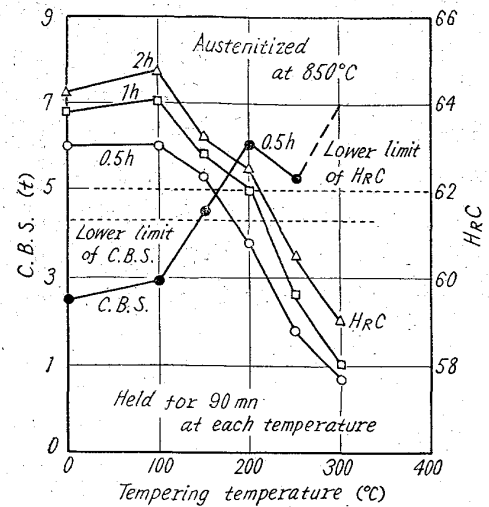


Fig. 2. Hardness and compressive breaking strength of A specimens tempered at various temperatures.

もたらずが、とくに C による効果はいちじるしく大きい。A 試料の焼入熱膨張試験結果によれば、850°C 30 mn 処理ではその Ms 点は約 290°C で、もし Cr および Mn 固溶量をそれぞれ 0.5~1.3% および 0.4% と仮定すれば、C 固溶量は 0.5~0.6% であると推定できる。

#### IV. 硬度および圧壊値に影響する熱処理諸因子

##### 1) 焼戻温度の影響

850°C でそれぞれ 0.5, 1 および 2h  $\gamma$  化後油冷した A 試料について、焼戻温度と硬度との関係を Fig. 2 にしめす。焼戻時間はすべて 90mn とした。図中の点線は規格にきめられた焼戻硬度の下限値である。まず焼戻温度 100~200°C における硬度のいちじるしい低下は焼戻第1段階に相当し、焼入マルテンサイトの焼戻マルテンサイト化、すなわち $\epsilon$ 炭化物の擬析出にもとづく tetragonality の減少による。なお 100°C までの焼戻では硬度の低下はほとんど見られず、1~2h  $\gamma$  化試料ではむしろ硬度がやや上昇する。この硬化は焼入直後に存在した残留 $\gamma$ の一部が 100°C 焼戻後の冷却中にマルテンサイトに変態することによると考えられ、 $\gamma$ 化時間が長いほど、したがって残留 $\gamma$ の多い試料ほどこの傾向が顕著に現われる。この場合、マルテンサイト自体が低温焼戻中に $\epsilon$ 炭化物の擬析出過程で一時硬化を示すとも考えられるが、筆者らは前述の効果の方が大きいと推測している。

つぎに残留 $\gamma$ のベーナイト化(焼戻第2段階)はFig. 2

の硬度曲線で 200°C 附近のふくらみとして現われ、250°C 以上での焼戻第 3 段階に当る急激な軟化がこれについている。作業上普通に採用されている焼戻条件 (たとえば 150°C 90mn) は第 2 段階の直前に相当し、その焼戻硬度は焼入硬度に比してやや低い程度 ( $H_{RC}$  で 1~2) で、焼戻硬度は焼入硬度に準拠してほぼ判定しうるものである。換言すれば、本鋼種の規格で問題とするような焼戻硬度は元の焼入マルテンサイト中の C 量によって大体支配されるという。

Fig. 2 にはまた、850°C, 30mn  $\gamma$  化後油冷した A 試料を種々の温度で焼戻した場合のリング圧壊値の変化を比較図示した。焼戻にともなう硬度と圧壊値との関係は従来の報告<sup>9)</sup>とよく一致している。200°C 附近までの圧壊値の上昇はマルテンサイトの焼戻による tetragonality の減少と内部応力の緩和によるもので、250°C 附近に見られる圧壊値の極小は残留  $\gamma$  の分解があらたな内部応力の発生を導くことによると考えられる。元来、圧壊試験は静的曲げ試験に準ずるといわれているが<sup>9)</sup>、低温焼戻に対する圧壊値の挙動は鋼の伸び、しぼりあるいは衝撃値などのそれとよく類似している<sup>10)</sup>。したがって圧壊値は衝撃値のような一種のじん性の目安と理解してよからう。

また、同図で明らかのように、圧壊値と硬度とは焼戻過程において相反的傾向をしめすので、両者をともに向上せしめることは困難である。図中に点線でしめしたそれぞれの規格下限値に注目すれば、850°C 30mn 焼入の場合規格をみたす焼戻温度は 140~160°C のせまい温度範囲に局限されることが知られる。

## 2) オーステナイト化時間の影響

前掲 Fig. 1 および 2 について 850°C における  $\gamma$  化の時間 (0.5, 1 および 2 h) の影響について注目すれば、時間がますますつれてセメンタイトの  $\gamma$  への固溶が進み、したがって焼入マルテンサイトの C 量が増加しその tetragonality が増大することが明らかである。すなわち、焼入硬度の増加 (Fig. 2)、焼入による膨張量  $\Delta l$  の増加および焼戻第 1 段階の収縮量の増加 (Fig. 1) などがこの事実をしめしている。

Fig. 3 には 850°C で種々の時間  $\gamma$  化後焼入した試料のビッカース硬度と比磁気強度 (焼鈍試料の値を 100 とする) を示した。残留  $\gamma$  量が時間とともに増加することはとくに磁気強度の減少から確認することができる。一方硬度については、 $\gamma$  化時間とともにマルテンサイト自体が C 量増加によって硬くなる現象と残留  $\gamma$  増加によって軟化する現象とが同時に進み、初期には前者が優越して硬度のいちじるしい上昇を現わし、ある程度時間がたつ

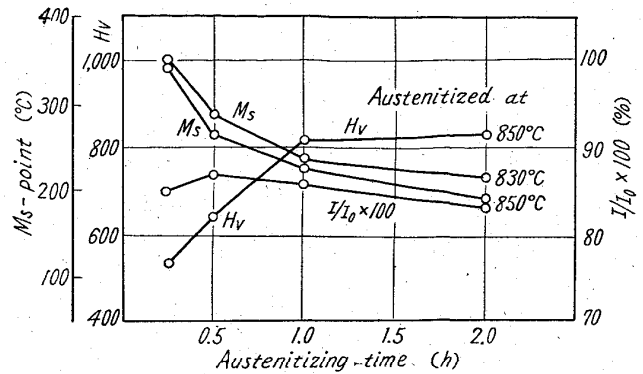


Fig. 3. Hardness, relative magnetization and Ms-point of A specimens, quenched after austenitizing at 850 or 830°C during various periods.

て固溶 C 量が高くなると後者の効果が大きくなって硬度は増加しなくなる。さらに、同図にはそれぞれ 830 および 850°C での  $\gamma$  化時間とその Ms 点との関係がしめされている。Ms 点は C 量に比例して降下するので、Ms 点の変化からセメンタイトの固溶速度がうかがわれる。すなわち、高温ほど速く、また初期には急激で、後には次第にゆるやかに進行する。BASSETT ら<sup>11)</sup>のデータと比較すると 850°C 30mn の場合の Ms 点 (290°C) は約 0.5% の C 量に相当している。

このように本鋼種では 850°C 付近ではセメンタイトの  $\gamma$  への固溶はむしろ遅いので、 $\gamma$  化の時間とともに素地の C 量の漸進的増加がおこる。Fig. 4 中の鎖線は A 試料を種々の温度で  $\gamma$  化した場合の保持時間と焼入硬度との関係をしめすが、これによれば  $\gamma$ 、したがって焼入マ

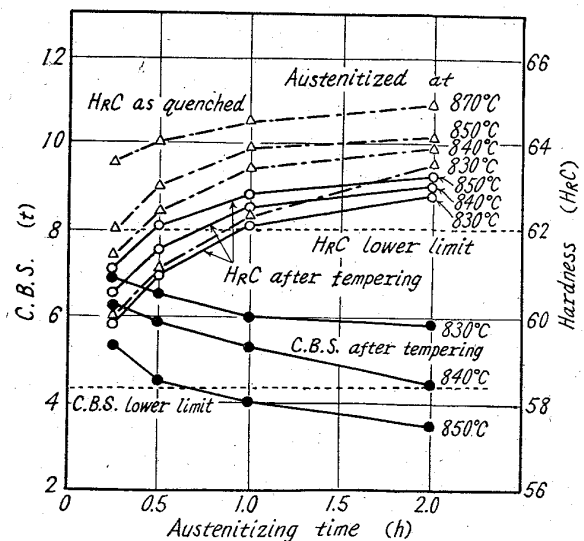


Fig. 4. Effect of austenitizing time on hardness and compressive breaking strength of A specimens quenched from various temperatures followed or not followed by tempering at 150°C for 90mn.

ルテンサイト中の固溶C量が時間とともに exponential に増加するとして説明することができる。この固溶は高温ほど速いことも明瞭で、硬度の挙動と Ms 点のそれとはよく一致している。

Fig. 4 にはまたリング試料について3種の温度で  $\gamma$  化後焼入焼戻 (150°C 90mn) した場合の硬度と圧壊値が  $\gamma$  化時間について図示してある。焼戻硬度と圧壊値は  $\gamma$  化時間とともに逆向きの変化を示していることが特徴的である。これらの変化は焼戻マルテンサイトに依存するのであるが、これらの値を決定する最も重要な因子は焼入時のマルテンサイト中のC量であるといえる。なおそれぞれの値に関する規格下限値は図中点線でしめされているが、この規格値をみたま  $\gamma$  化条件としては、850°C では 30~45mn, 840°C では 45~120mn である。

### 3) オーステナイト化温度の影響

焼入時の  $\gamma$  中のC量が一定であつても、焼入温度が上昇すると残留  $\gamma$  量は増加する<sup>14)</sup>。本鋼種では上記効果のほかに、 $\gamma$  化温度を上昇するとセメンタイトの  $\gamma$  への固溶速度が大きくなり、 $\gamma$  中の固溶C量を増加するので、残留  $\gamma$  量がいちじるしく増加する。その結果として焼入マルテンサイトのC量、したがつて tetragonality も  $\gamma$  化温度とともに増大する。このようにして、前節で  $\gamma$  化時間を変化した時に見られたと同様な傾向が、 $\gamma$  化時間を変化させた場合にはさらに顕著に観察される。

Fig. 5 は 800~920°C の温度で各 30mn  $\gamma$  化後、油冷した試料のピッカース硬度、比磁気強度および Ms 点をしめす。 $\gamma$  化温度の上昇によつて残留  $\gamma$  が増加することは磁気強度から半定量的に求めることができる。一方、焼入硬度は低温側ではマルテンサイトのC量増加が大きく効いて上昇するが、高温側では残留  $\gamma$  の増加が効くので  $\gamma$  化温度上昇にともなつて硬度はかえつて低下する結果、900°C 付近になだらかな極大を現わす。従来の研究<sup>12)13)</sup>でも、焼入炭素鋼においてマルテンサイト自体の

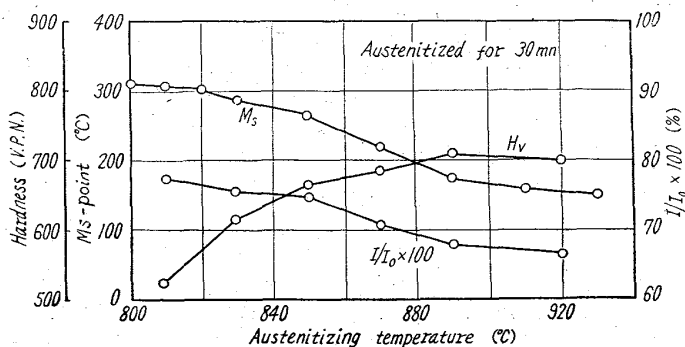


Fig. 5. Hardness, relative magnetization and Ms-point of A specimens, quenched after austenitizing at various temperatures.

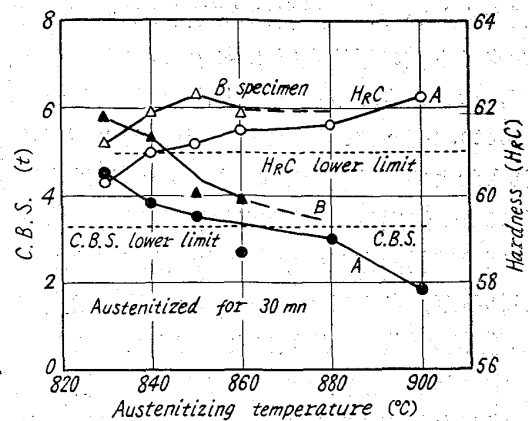


Fig. 6. Hardness and compressive breaking strength of A and B specimens quenched, followed by tempering at 150°C for 60mn.

硬度はC量とともに上昇するが 0.8% C あたりで飽和に達し、一方残留  $\gamma$  はC量とともに増加するので、鋼全体としての硬度は 0.6~0.7% C あたりで極大をしめすことが知られている。ただし焼入硬度を問題にするときは必ずしもこのような極大が現われるとは限らないことは注意すべきである。

さらに、 $\gamma$  化温度と Ms 点との関係によつて、この場合の固溶C量の変化の様子は、より一層明瞭に知ることができ、温度の上昇とともに Ms 点は次第に低下し、950°C では約 140°C となる。BASSETT らによれば 1.0% C, 1.3% Cr の  $\gamma$  の Ms 点は約 130°C であるから、この試料では 950°C 30mn 処理でほとんどのセメンタイトが固溶し終ると考えられる。この Ms 点の曲線と前述の磁気強度の曲線とは全く平行的であることも興味ある結果である。

Fig. 6 には、種々の温度で各 30mn  $\gamma$  化後焼入、150°C 90mn 焼戻したA試料の硬度と圧壊値が  $\gamma$  化温度を変数としてしめされている。この結果についても圧壊値と焼戻硬度とは相反する傾向をもつて変化するので、点線で表わした両者の規格値をみたま  $\gamma$  化温度は 830~860°C、厳格にいえば 840~850°C のせまい範囲に限られる。しかも、これら両性質の変化を支配するものは結局  $\gamma$  中の固溶C量にほかならない。温度上昇にしたがつて  $\gamma$  中のC量が増加すると、マルテンサイトの tetragonality は増加し、低温焼戻の範囲では圧壊値の低下と焼戻硬度の上昇とをもたらすのである。この際  $\gamma$  中のC量の相違は同時に残留  $\gamma$  量の差を招来するが、後述のように、残留  $\gamma$  自身は上記2性質にはいちじるしくは影響をしめさないと考えられる。

### 4) 球状炭化物の粒度の影響

球状セメンタイト粒度の影響の検討にA, B 2条列

の試料をもちいた。B試料はA試料(工場で球状化焼鈍, セメント粒の平均直径  $2\sim 3\mu$ ) を実験室で再球状化して, セメント粒を  $1\mu$  以下の細粒にしたものである (Photo. 1-(c)). Photo. 1-(b) および (d) はそれぞれAおよびB試料を  $850^{\circ}\text{C}$  30mn 加熱後油冷し,  $150^{\circ}\text{C}$  90mn 焼戻した状態の顕微鏡組織をしめす。写真によればB試料の方がやや炭化物の溶解が進んでいると推定されるが, さらに  $850^{\circ}\text{C}$  30mn 油冷状態の両種試料の示差熱膨張曲線の比較によつてもこのことが推察される。すなわち, 細粒セメントのB試料の方が第1段階収縮が大きいことから  $\gamma$  への溶解炭素量の大きなることがわかる。

Fig. 6 にはまた種々の温度から焼入した A および B のリング試料について, 焼戻硬度と圧壊値とが焼入温度 (各30mn保持) に対してしめされている。リング側面測定した焼戻硬度はB試料の方が全般的に高く, その差はとくに低焼入温度で顕著で高温になると次第に両者の硬度値は接近する。しかも圧壊値に関してもセメント粒の細かいB試料の方が全般にかなり高い。すでにのべたように硬度と圧壊値とはたがいに相反する性質であつて, 前者が高くなれば後者は低下するのが一般的挙動であるにもかかわらず, 炭化物粒の微細なB試料ではその粗大なA試料に比して両性質とも高い値をしめす。このことは Fig. 7 によつてさらに明らかとなるであろう。同図はA, B両試験について種々の熱処理の後に測定した焼戻硬度とリング圧壊値とが, それぞれの値を両軸とした平面上にプロットされたもので, 図中の各点が各1コの試料の測定結果に対応している。統計的処理を施すまでもなく, B試料に対応する点群がA試料のそれ

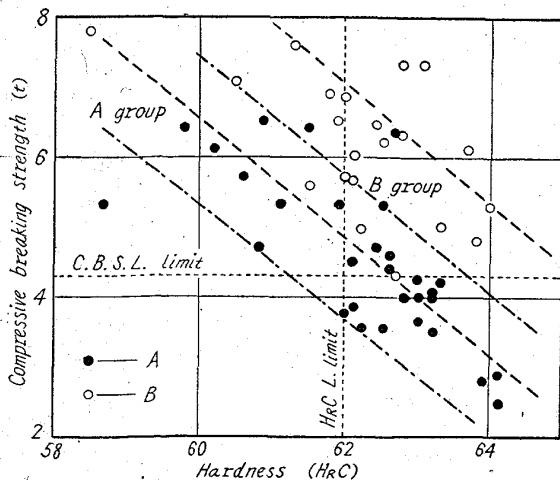


Fig. 7. Relations between hardness and compressive breaking strength in A and B specimens.

に比較して硬度, 圧壊値とともに高いグループを形成して, 結局球状化処理で炭化物粒を微細にすれば, 焼入焼戻後の硬度, 圧壊値をあわせて上昇させることが可能であることがわかる。

炭化物粒度による上記の効果に対して筆者らはつぎのように考えている。一般にはセメント粒が固溶して  $\gamma$  地のC量がまずにつれて, 焼入マルテンサイトの tetragonality が増大する。これに対応して硬度の上昇と圧壊値の低下とがおこるのであるが, 前者については地の平均炭素量が問題となるのに反して, 後者ではC濃度の極大値 (その位置が破壊現象の発端となるから) が重要因子となるであろう。ところで, B試料では炭化物の溶解は速くて平均炭素量が高いけれども, あらかじめ細粒分布しているだけC濃度の平均化も速いので, C濃度極大値についてはA試料よりもむしろ低いと想像される。したがつて, B試料の方が硬度も圧壊値もともに上昇する結果となるであろう。

## V. 深 冷 処 理

本鋼種を常温まで焼入する際にはかなりの量の  $\gamma$  が残留されるが, 焼入に引続いて常温以下 (たとえば液体酸素中) に冷却し, いわゆる深冷処理を施すと未変態  $\gamma$  の相当量はさらにマルテンサイトに変態する<sup>14)</sup>。筆者らは主として残留  $\gamma$  の機械的性質におよぼす効果を検討する目的で, 油冷後液体酸素 ( $-183^{\circ}\text{C}$ ) 中に 15mn 浸漬する深冷処理を施してその影響をしらべた。

Fig. 8 には  $810\sim 910^{\circ}\text{C}$  の種々の温度でそれぞれ 30 mn  $\gamma$  化し, 油冷した A' 試料と, これをさらに引続き深冷処理した試料について, それぞれの焼戻硬度および圧壊値が図示されている。硬度値を比較すれば, 深冷処理によつて  $\text{HrC}$   $0.5\sim 1.0$  程度の硬度の上昇が認められる。これが残留  $\gamma$  のマルテン化によるものであること

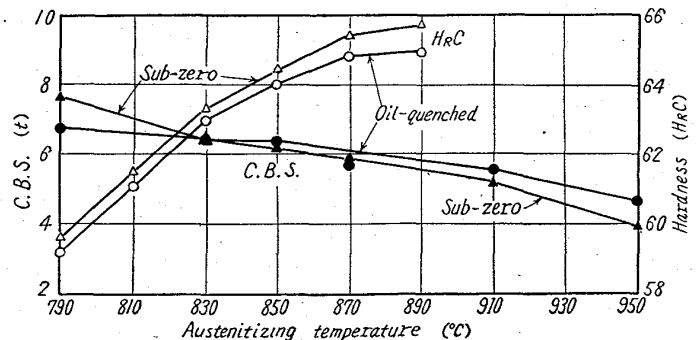


Fig. 8. Hardness and compressive breaking strength of A' specimens, quenched or quench-subzero-treated after austenitizing at various temperatures.

は、 $\gamma$ 化温度が高くなり残留 $\gamma$ が増加するほど、深冷処理による硬度上昇がいちじるしいことから裏づけられる。深冷処理によるこのような硬度差は 150°C までの低温焼戻の際にもなお保たれるが、残留 $\gamma$ の分解が始まる 200°C 以上になるとほとんどなくなり、時には深冷処理試料の方がかえって硬度が低くなる。この理由は Fig. 2 の焼戻硬度曲線上 200°C 附近のふくらみからもわかるように、残留 $\gamma$ を多く含む通常処理試料はその分解によつて硬化の傾向をあらわすからである。

また Fig. 8 中の圧壊値の比較によつてわかるように高温 $\gamma$ 化試料では深冷処理によつて圧壊値は低下せしめられるが、少なくとも 830~850°C の範囲で $\gamma$ 化した試料では深冷処理をくわえても焼戻後の圧壊値はほとんどかわらない。なお図示はしなかつたが、850°C で $\gamma$ 化時間を变化させた結果についても同様な傾向が観察された。

以上のように、規格にしめされた通常の熱処理状態ではこれらの鋼はある程度の残留 $\gamma$ を含有しているので、焼入後さらに深冷処理を施す場合には硬度の上昇が期待されるが、圧壊値についてはほとんど変化は見られない。この事実は、残留 $\gamma$ の存在は圧壊試験においてクッション的作用によつて圧壊値を上昇せしめるのに有効であろうという常識的見解と一致しないもので、少なくとも本鋼種の規格熱処理状態においては残留 $\gamma$ は圧壊試験において大したクッション的役割は演じていないことを暗示している。したがつて、その圧壊値を本質的に左右するものはマルテンサイトで、その tetragonality によつて圧壊値はほぼ決定されてしまうと考えなければならない。

## VI. マルテンパー処理

本鋼種を 830~850°C から焼入する時の Ms 点は約 200°C である。そこで、200~100°C の温度にたもつた油中に焼入し、ここで一定時間保持して後空冷する、いわゆるマルテンパー処理を施した場合の硬度、圧壊値を検討しよう。この処理によつて $\gamma$ の安定化がおこり、残留 $\gamma$ 量はかなり増加する。後者の点においてはマルテンパーは前記深冷処理と対蹠的であるといえる。

まず、マルテンパー処理によつてえられた鋼組織の大略を説明する。熱膨脹試験などの結果を総合すると、マルテンパーの油温が高いほど、また保持時間が長いほど焼入マルテンサイト量は減少し代つて残留 $\gamma$ 量が増加することが知られた。結局、マルテンパー処理後の鋼組織は、未溶解の球状セメントイトの外に焼入の際に生じたマルテンサイトが引きつづき油中で焼戻された焼戻マル

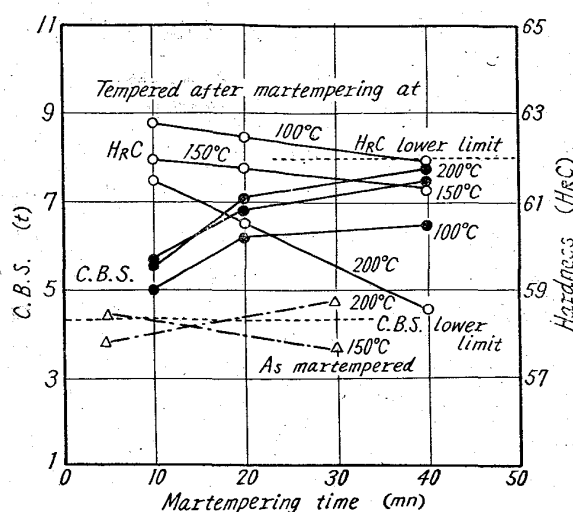


Fig. 9. Hardness and compressive breaking strength of A specimens martempered at various temperatures.

テンサイト、油中でオーステンパーで生じたペーナイト油温から室温までの空冷中に生じたマルテンサイトおよびかなりの量の残留 $\gamma$ とからなる。これらの量的割合はマルテンパーの温度と時間によつてそれぞれ異なり、とくに高温長時間（たとえば 200°C 80mn）保持の場合には次後の空冷中に生ずるマルテンサイトはほとんどなく、ペーナイトと残留 $\gamma$ とよりなることが明らかにされた。

Fig. 9 には種々のマルテンパー空冷処理後 150°C 90mn 焼戻した試料の硬度と圧壊値とがマルテンパー処理時間について図示されている。硬度値についていえばマルテンパー処理の試料は通常の油冷処理のものに比して一般に硬度は低い、次後 150°C までの焼戻による軟化はきわめて小さい。これはマルテンパー処理中に、すでにある程度の焼戻が進んでいることおよび $\gamma$ の安定化がおこることを考慮すれば当然のことである。同図中に破線でしめされた硬度規格値をみたまには、マルテンパー油温は 150°C 以下にとらなければならない。

つぎに圧壊値に注目すれば、マルテンパー空冷直後の圧壊値は同図中の鎖線でしめされているように、一般にきわめて低く、かつバラッキもいちじるしい。前述のごとくマルテンパーによれば残留応力を低下させうるが、これは焼入試料と比較した場合であつて、焼入焼戻状態とくらべればマルテンパー試料の方が内部応力が高いので、このような圧壊値をしめすと考えられる。この低いバラッキの多い圧壊値は、おそらくマルテンパー直後室温まで空冷される間に生成されるマルテンサイトによるものと思われ、本鋼種の圧壊値を左右するのは全くマルテンサイトであるという筆者らの見解を支持するものと

いうことができる。したがって、マルテンパー試料といえどもマルテンパー空冷後ふたたび 150°C 90mn の焼戻を施すならば Fig. 9 の実線でしめされるように通常の焼入焼戻によるよりも高い圧壊値がえられる。しかも、マルテンパーによればマルテンサイト生成の際の変態による内部応力がある程度軽減されるから、このような焼戻後の値について比較すればそれだけ圧壊値の向上が期待される。さらに、通常の焼入焼戻処理においては高すぎる  $\gamma$  化温度 (たとえば 870°C) をマルテンパー焼戻処理の場合に採用してもなお圧壊値規格をみたすことも確かめえた。

以上のごとくマルテンパー焼戻処理によれば、圧壊値をある程度向上させようが、かなりの硬度の低下をとまなう。硬度の低下はマルテンパーによつて組織中の残留  $\gamma$  の激増することによるが、圧壊値の上昇はやはり本処理中に生じたマルテンサイトの内部応力が通常の油冷処理の場合に比して少ないことに原因をもとめるのが妥当であろう。

## VII. 結 言

高炭素低クロム軸受鋼 (SUJ 2) について、硬度とリング圧壊値の2つの機械的性質におよぼす熱処理諸因子の影響を物理冶金学的に検討し、つぎの諸結果をえた。

(1) 規格にのべられている硬度と圧壊値とは相反するむきに変化し、オーステナイト化温度が高くかつその保持時間が長いほど、また焼戻温度が低いほど、圧壊値は低くなり、一方硬度は高くなる。したがって硬度の規格値を満足すべき熱処理条件はかなりせまい範囲に限定される。

(2) とくに圧壊値に対しては焼入に際して生ずるマルテンサイトの tetragonality, すなわちその固溶炭素量が最も大きく影響し、残留オーステナイトの存在は上記マルテンサイトの影響におおわれてほとんど役割を演じないと結論される。

(3) 焼入前の球状化組織に関し、そのセメンタイト粒度の異なつた2種の試料の比較試験結果から、細粒セメンタイト試料の方が硬度および圧壊値がともに高いこ

とが知られた。したがって本鋼材の球状化焼鈍処理はこれら機械的性質にとつてきわめて重要であることが強調される。

(4) 深冷処理は硬度をやや上昇させ、一方、圧壊値については焼入温度が低い時はあまり変化させないが、焼入温度が高くなると低下させる。

(5) 規格値をみたすことを前提にすれば、150°C 以下のマルテンパー処理は、以後にふたたび焼戻するならば一応有効である。

(6) 上記2つの特殊熱処理は本鋼種にとつては実用的価値は少ないが、これらの実験結果を通じて、圧壊値は残留オーステナイトの増加によつて向上させられるものではなくマルテンサイトの性質によつて本質的に左右されるものであることが示唆された。

終りに本実験の遂行に協力いただいた工学士平野宏君に謝意を表する。  
(昭和37年5月寄稿)

## 文 献

- 1) たとえば上野, 中島: 鉄と鋼, 44 (1958), p. 163 p. 493
- 2) JIS, G 4805 (1953)
- 3) JIS, G 4805 (1961)
- 4) 川口: 日本金属学会誌, 15B (1951), p. 212
- 5) 上野, 中島: 機械試験所々報, 11 (1957), p. 108
- 6) R. A. GRENGE and H. M. STEWART: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 167 (1946), p. 467
- 7) J. B. BASSETT and E. S. ROWLAND: Trans. Met. Soc. Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 180 (1949), p. 439
- 8) 三橋: 鉄と鋼, 39 (1953), p. 722
- 9) 出口: 鉄と鋼, 39 (1953), p. 1650
- 10) “新制金属講座”, 材料篇, 鉄鋼 (I), (1955), p. 165
- 11) M. COHEN: Trans. Amer. Soc. Metals, 41 (1949), p. 35
- 12) E. SCHEIL and W. TONN: Arch. Eisenhüttenw., 8 (1934/35), p. 256
- 13) J. L. BURNS, T. L. MOORE and R. S. ARCHER: Trans. Amer. Soc. Metals., 26 (1938), p. 1
- 14) 上野, 中島: 鉄と鋼, 44 (1958), p. 493