

## 論 文

## Si 添加軸受鋼の諸性質\*

山本俊郎\*\*・脇門恵洋\*\*\*

## The Properties of Silicon Bearing Steel

Toshiro YAMAMOTO and Yoshihiro WAKIKADO

## Synopsis:

The effects of silicon content on the fatigue life and other properties have been investigated by using 0.5% carbon steels and SUJ 2 bearing steels (JIS) containing various amounts of silicon.

The results may be summarized as follows:

(1) The fatigue life of 0.5% carbon steel without undissolved carbide is increased by existence of about 1.5% silicon, that is, the fatigue life is much influenced by silicon in martensite. But the mechanical properties as hardness and compressive breaking strength are not influenced.

(2) The fatigue life of bearing steel with undissolved carbide in martensite is also much improved by existence of about 1.5% silicon.

(3) The toughness of bearing steel as quenched and tempered is increased by silicon, but the element is, not very much expected for the improvement of machinability and cold formability in annealed state.

(4) The fatigue life becomes longer as the silicon content in steel increases.

The reason is considered to be due to the increase of resistance to the softening by tempering.

(Received Nov. 30, 1970)

## 1. 緒 言

軸受鋼の材質的要求の究極の目標は軸受の耐久寿命の安定化および長期化にある。この点に関し、従来多くの研究<sup>1)2)</sup>がなされているが、筆者らもまた、軸受鋼の使用状態の組織がマルテンサイトの地質中に未溶解炭化物を残存したものであることに着目し、軸受鋼の耐久寿命におよぼすマルテンサイト素地そのものの影響およびこれと共存する未溶解炭化物の影響について別々に検討した<sup>3)4)</sup>。その結果、耐久寿命を左右する要因はマルテンサイト中のC量が支配的で、その最適のマルテンサイト中のC量は0.4~0.5%であり、また未溶解炭化物について分布が均一で細粒のほうが好ましく、しかもその量は耐摩耗性および熱処理作業性の点からある程度は必要とするが、必要以上に残存すると耐久寿命にとつてむしろ負にはたらくことを明らかにした。

本研究では、さらに軸受の耐久寿命の改善を目標として、軸受鋼にSiを添加した場合、Siが耐久寿命にいかなる影響をあたえるかについての考察を試みた。まず、はじめに耐久寿命におよぼすマルテンサイト中のSi量の影響を検討し、つづいて未溶解炭化物の共存する状

態、すなわち一般の軸受鋼 (JIS SUJ 2) とその化学組成にSiを添加した鋼について耐久寿命およびその他の諸性質に関して比較検討を行なった。

## 2. 試 料

試料はA, B, Cの3系列からなる。Table 1にそれらの化学組成を示した。耐久寿命におよぼすマルテンサイト中のSi量の影響を検討するにあたっては、C量0.5%一定、Si量を0.6~1.5%の範囲に変化させた含Si鋼 (A系列試料) を使用した。A系列試料の寿命試験片は実験用高周波炉で溶製した20 kg鋼塊を鍛伸据込後、切削加工して作製したが、いずれもオーステナイト域より完全焼入し、未溶解炭化物の残存しない状態で実験を進めた。なお、耐久寿命に加えて硬度、圧壊値などの機械的性質も合わせて検討している。一般の軸受鋼とSi添加軸受鋼の諸性質の比較検討にはB系列試料を使用した。それらは軸受鋼 (SUJ 2) およびその化学

\* 昭和43年4月、44年10月本会講演大会にて発表  
昭和45年10月30日受付

\*\* 愛知製鋼(株) 工博

\*\*\* 愛知製鋼(株)

Table 1. Chemical composition of specimens (wt%).

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr
A 1	0.49	0.58	0.47	0.012	0.027	0.16	0.08	0.13
A 2	0.47	0.89	0.33	0.005	0.021	0.16	0.06	0.16
A 3	0.50	1.47	0.34	0.007	0.023	0.16	0.06	0.13
B 1	0.95	0.33	0.39	0.007	0.024	0.16	0.07	1.45
B 2	1.02	1.65	0.43	0.010	0.025	0.16	0.07	1.48
B 3	1.00	0.27	0.42	0.010	0.024	0.12	0.06	1.43
B 4	1.02	1.05	0.45	0.010	0.025	0.12	0.06	1.50
B 5	1.03	1.68	0.47	0.011	0.027	0.12	0.06	1.51
C 1	1.02	0.26	0.40	0.014	0.012	0.10	0.05	1.39
C 2	1.01	1.36	0.41	0.013	0.010	0.07	0.04	1.33

組成に Si を 1.7% 程度まで添加した鋼で、実験用高周波炉で 20 kg 鋼塊 (試料 B1, B2) および 10 kg 鋼塊 (試料 B3~B5) に溶製し、鍛伸、据込後、球状化焼鈍を施してから切削加工した各種試験片を作製した。さらに B 系列の試料の実験結果を実際に現場作業的に製造した鋼で確認するためには C 系列試料を使用した。それらの化学組成は一般の軸受鋼 (SUJ 2) とそれに Si を 1.4% 添加した 2 種の鋼で、塩基性電気炉で 2.5 t 鋼塊に溶製し、均熱処理後、65 mm  $\phi$  に圧延し、球状化焼鈍を施した後、寿命試験片および圧壊試験片を切削加工して作製し試験に供した。この C 系列試料については、いずれも出鋼時に真空脱ガス処理を行なっている。

### 3. 実験結果および考察

#### 3.1 耐久寿命におよぼすマルテンサイト中の Si 量の影響

従来、鋼におよぼす Si の影響に関しては多くの研究<sup>9)</sup>がなされている。しかしながら、軸受鋼の材質におよぼす Si の影響の研究は比較的少なく<sup>9)</sup>、とくに軸受鋼の耐久寿命におよぼす影響については 2, 3 の実験結果<sup>9)</sup>があるが、Si の規格成分範囲について他の効果を考えないで形式的にその影響を論じているものが多く、マルテンサイト中の Si 量の影響に注目して実験しているものはほとんどない。軸受の耐久寿命を改良する立場からの研究は、前述のごとく、マルテンサイト素地の性質そのものと、これに未溶解炭化物の混在する場合とを別々に考察すべきであり、本実験ではまずこの点に注目して耐久寿命におよぼすマルテンサイト中の Si 量の影響について検討した。

実験に供した試料は A 系列 A1~A3 で、それらの C 量は約 0.5% 一定とし、Si 量はそれぞれ 0.58, 0.89, 1.47% と変化させてある。ここに試料の C 量を 0.5% に選んだのは、緒言で述べたごとく、筆者らの実験結果<sup>9)</sup>より焼入処理時のマルテンサイト中に固溶される C 量が

だいたい 0.5% であるとき、耐久寿命および機械的性質が最高であると判明しているためである。

本研究の寿命試験にはスラスト型軸受鋼寿命試験機<sup>10)</sup>を採用した。本試験機に使用する試験片の形状は 60 mm  $\phi$   $\times$  5.5 mm の円板で、さらに焼入性を良好にするために中心に 18 mm  $\phi$  の穴をあけてドーナツ形の板 (以後円板と略記する) とした。本試験機は円板試験片 (表面の粗度 0.5  $\mu$ ) 上に 3 個のボールが一定の円軌道で回転し、円板試験片上に点接触によつてくり返し応力をあたえる機構となつている。試験片に flaking が発生するとボールが通過するごとに異常振動を生じるが、これが規定値以上 (本実験では 10  $\mu$  以上) の振動となつたとき試験機の運動を自動的に停止させてそのときの負荷くり返し数でもつて試験片の寿命とした。

本研究ではボールの直径 3/8", 1 球あたりの荷重約 130 kg とし、転動部の潤滑油には 60  $\#$  スピンドル油を用い、ボールの転がり回転数、毎分 900 回の条件で試験した。各試料はいずれも 850°C に 30 min オーステナイト化後、未溶解炭化物の残存しない状態で油焼入し、150°C, 90 min 焼戻して実験に供した。

寿命試験の結果は、横軸にくり返し数の対数値、縦軸に weibull plot による累積度数でもつて Fig. 1 に示した。各試料について試験片数は 10~12 個であり、またそれぞれの寿命の最大値と最小値を比較すると、15~20:1 程度に大きくばらついているとはいえ、耐久寿命におよぼすマルテンサイト中の Si 量の影響は明りように認められる。すなわち、Si 量が 0.58% から 0.89% に増加しても耐久寿命に変化はほとんどないが、Si 量がさらに 1.47% に増加すると耐久寿命の向上が認められる。

これらの関係をより明確に把握するために、Fig. 2 には Si 量に対する定格寿命 (90% 寿命) および平均寿命 (50% 寿命) の値を示した。同図にはまた、各試料を 840°C および 860°C で 30 min オーステナイト化後油焼入し、

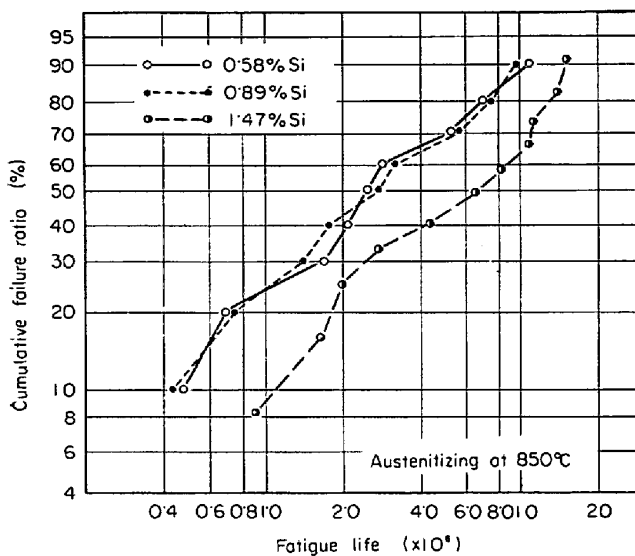


Fig. 1. Fatigue life of specimens having various silicon contents.

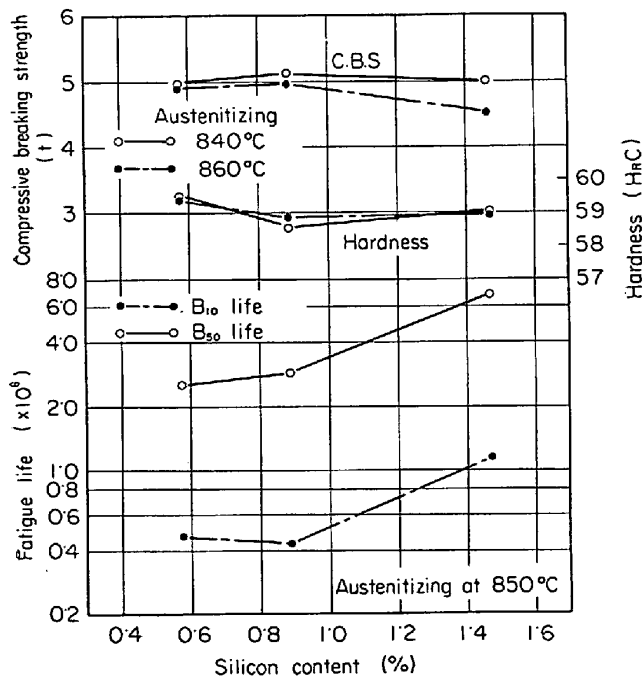


Fig. 2. Relation between silicon content and fatigue life, and compressive breaking strength, and hardness.

150°C, 90 min焼戻したときの硬度および圧壊値(3個の平均値, 試験片の寸法, 10~20 mm  $\phi$   $\times$  10 mm)のSi量に対する変化も併示した。この図より知られるように硬度および圧壊値などの機械的性質については, マルテンサイト中のSi量を0.58, 0.89, 1.47%に変化させても, 焼入後, 150°C程度の低温焼き戻した組織の場合には, ほとんど影響をあたえない。しかし耐久寿命については, マルテンサイト中のSi量を1.5%程度まで増

かさせると, その長期化にかなり役立つということが結論される。

### 3.2 Si添加軸受鋼の耐久寿命, 機械的性質および焼入性

以上, C量約0.5%の鋼について耐久寿命, 硬度および圧壊値におよぼすマルテンサイト中のSi量の影響を検討し, その結果, Si含有量が0.5~1.5%程度の範囲では, Siは硬度および圧壊値にはほとんど影響をあたえないが, 耐久寿命にとってはSiの1.5%程度の添加がその長期化に役立つことを明らかにした。

しかしながら, この事実は未溶解炭化物の存在しない状態での実験結果によるものである。くり返し述べるように, 軸受鋼の使用状態の組織はマルテンサイトの地質に未溶解炭化物を残存せしめたものである。したがって耐久寿命を長期化するというSiの効果について, 未溶解炭化物の共存する状態においても確認する必要がある。そこで本実験では, B系列B1, B2試料(球状化焼鈍材, 平均炭化物粒度, 両試料とも約0.6 $\mu$ ), すなわち一般の軸受鋼(SUJ2)とその化学組成にSiを1.65%添加した鋼について耐久寿命を比較した。

前述のごとく, 耐久寿命にとってはマルテンサイト中のC量が支配的であり, その効果は非常に大きいということを確認している<sup>2)</sup>ので, 未溶解炭化物の共存する場合でも, 焼入時のマルテンサイト中のC量の調整について十分考慮しなければならない。本実験の場合, マルテンサイト中の固溶C量は0.5%を目標とした。まず予備実験としてオーステナイト化条件と未溶解炭化物量との関係をlineal analysisの方法でもとめたが, その結果より両試料の焼入後のマルテンサイト地質中のC量を約0.5%一定となるように, 両試料のオーステナイト化温度をそれぞれ試料B1試料, 830°C, B2試料, 840°Cに選んだ。このようなオーステナイト化温度(保持時間, 30 min)を選べば, 両試料の焼入後のマルテンサイト地質中のC量は同一になるので, 耐久寿命におよぼすマルテンサイト中のC量の効果は除外され, Si量の影響のみを検討することができる。なお, 両試料についてこのような熱処理条件を選んだときのオーステナイト結晶粒度はいずれもJIS8であつた。

Fig. 3に寿命試験の結果を示した。同図にみるごとく軸受鋼にSiを1.65%添加した鋼は一般の軸受鋼と比較して耐久寿命が圧倒的にすぐれており, 平均寿命(50%寿命)は2倍程度長期化されている。この実験結果より, 1.5%程度Siを含有した鋼においては, 未溶解炭化物の存在しない場合のみならず, 未溶解炭化物の共存する場合もまた耐久寿命が長期化することが明らかにな

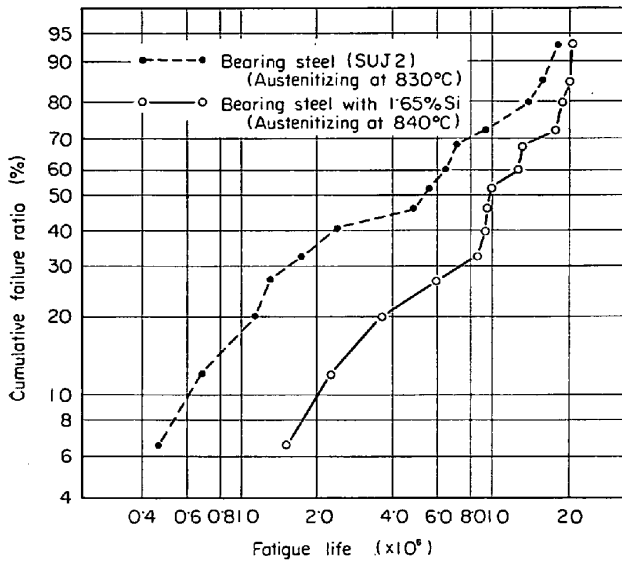


Fig. 3. Fatigue life of bearing steel (JIS, SUJ2) and bearing steel containing 1.65% of silicon (carbon content in martensite matrix, about 0.5%).

つた。

耐久寿命の検討に加えて、B1, B2 試料と同様の球状化焼鈍を施した B3~B5 試料, すなわち一般の軸受鋼とその化学組成に Si を 1.05 および 1.68% それぞれ添加した鋼について機械的性質および焼入性を比較した。

鋼の機械的性質におよぼす Si の影響に関しては、Si の添加により引張強度および降伏点のごとき強度を上昇させることは一般に認められているが、靱性については、Si の添加が有効であるか、または有害であるかは議論の別れるところである。本実験ではこの点に注目して強度および靱性の尺度に硬度および衝撃値をそれぞれ選び、焼戻過程における両性質の変化と Si 量との関係について検討を行なった。

Fig. 4 には Si 量の異なる試料について、その硬度試験片 (20 mm×10 mm×10 mm) を 840°C, 30 min オーステナイト化後油冷し、つづいて 400°C まで焼き戻した場合の焼戻各温度と硬度との関係を示した。

鋼に Si を添加すると、焼戻硬度の軟化の遅滞があらわれることはすでによく知られているが<sup>11)12)</sup>、本実験の場合でも、Si 量が 1.05, 1.68% 添加されるにしたがって 200°C 付近で、はやくも焼戻軟化の遅滞が認められ、400°C まで焼戻硬度が上昇するとともに、その効果が大きくなり、とくに 1.68% Si を含有した鋼では、焼戻軟化の遅滞がかなり顕著である。

高硬度材料の低温焼戻状態での衝撃値の検討には、JIS 3号試験片では詳細な比較が困難であるので、本実

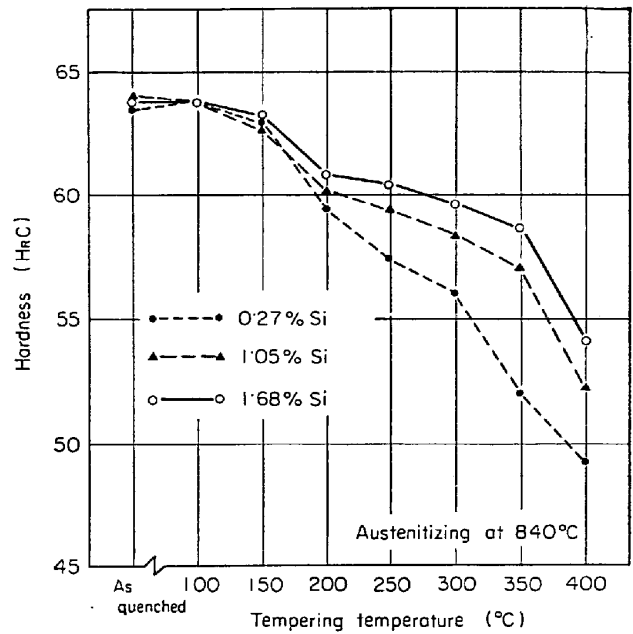


Fig. 4. Relation between tempering temperature and hardness in specimens having various silicon contents.

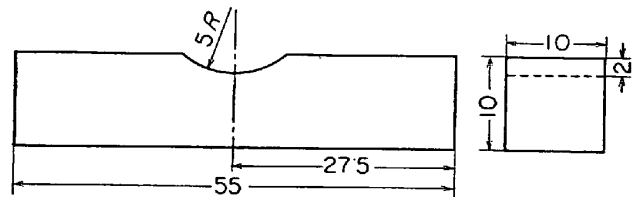


Fig. 5. Impact test piece.

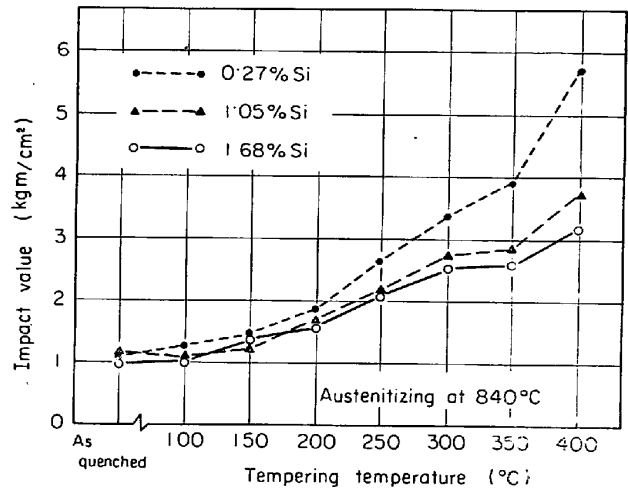


Fig. 6. Relation between tempering temperature and impact value in specimens having various silicon contents.

験では、Fig. 5 に示すごとく切欠効果を小さくした試験片を使用した。各試験片は硬度試験の場合と同様、840°C, 30 min オーステナイト化後、油中に焼入し、つづいて各温度に焼き戻した。

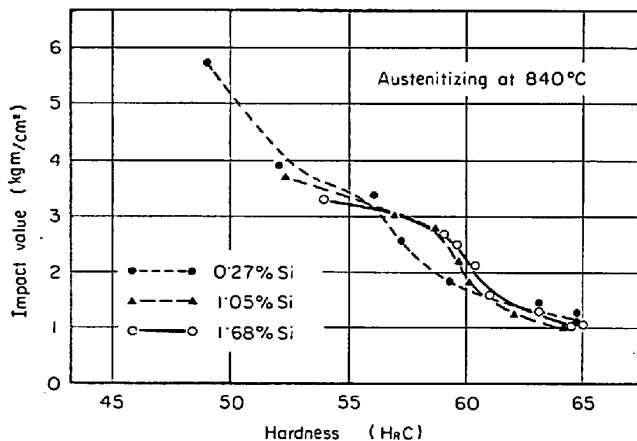


Fig. 7. Relation between impact value and hardness in specimens various silicon contents.

Fig. 6 に衝撃試験の結果を示す。焼戻温度の上昇にしたがつて内部応力は緩和し、これに伴って衝撃値は暫次向上するが、同一焼戻温度で比較すると、Si含有量のより低い鋼のほうがやや高い衝撃値を示している。

Si量の異なる試料について、焼戻硬度と衝撃値との関係をより明確にするために、横軸に焼戻硬度をとり、縦軸に衝撃値をとって図示したのが Fig. 7 である。上述のごとく、同一焼戻温度で比較すると Si 含有量の低い試料の方が衝撃値が高いが (Fig. 6), Fig. 7 のごとく整理して同一焼戻硬度で比較すると、Si 含有量の高い試料のほうがむしろ衝撃値が高いという興味ある結果が認められる。とくにその効果があるのは、焼戻硬度で HrC 56~62 という値の範囲である。軸受鋼は一般に焼入後、150°C 程度の温度で焼き戻して使用されるが、その使用状態の硬度はだいたいこの硬度範囲の中にある。このことより軸受鋼に Si を添加すれば、軸受の使用状態での靱性にも非常に効果的であることは疑いないと考えられる。

鋼の焼入性におよぼす Si の影響については、一般に Si の増加とともに焼入性が增大する<sup>13)14)</sup>とされているが、耐衝撃工具鋼の場合には、Si 量のある値で硬化能の最大値があり、それより Si 量が増加すると硬化能はかえって減少するという報告<sup>15)16)</sup>がある。本実験では軸受鋼についてこれを確かめるため、B3~B5 試料を用い Si 量と焼入性との関係を検討した。焼入性試験には、25 mm  $\phi$   $\times$  100 mm の焼入性試験片<sup>17)</sup>を作製し、840°C、30 min オーステナイト化後一端焼き入れし、10 min 水冷後硬度測定に供した。硬度測定は試験片を表面より約 0.4 mm 研磨除去してロックウェル C スケールで行なった。

Fig. 8 には 3 種の試料の焼入性試験の結果を比較して示した。軸受鋼第 2 種 (SUJ 2) のごとき Cr 鋼の場合

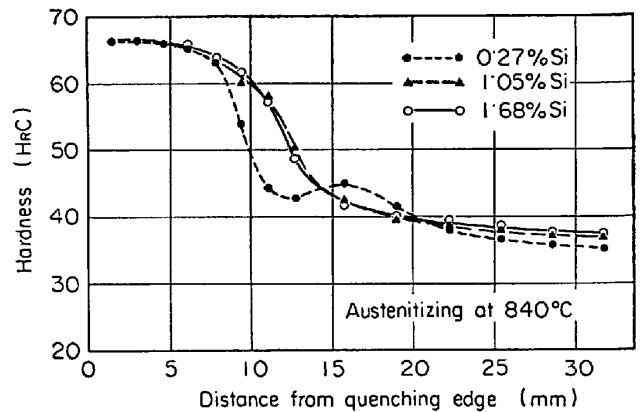


Fig. 8. Jominy curve of bearing steel having various silicon contents.

通常焼入性曲線に硬度の上昇部分のいわゆる hump が存在する<sup>18)</sup>。本実験の結果でも試料 B 3 については焼入端より 13~19 mm にかけてこの hump が認められるが、Si を 1.05 および 1.68% 含有した鋼についてはこれが存在せず、一般の軸受鋼と比較してとくに焼入端より 6~14 mm の範囲で高い硬度値が得られる。すなわち一般の軸受鋼に Si を 1.0% 程度添加すれば、焼入性が向上することは明らかであるが、しかし Si 含有量が 1.0% より 1.7% 程度まで増加してもその効果はほとんど認められない。

### 3.3 現用鋼における実験結果の確認

軸受鋼に Si を 1.5% 程度添加すれば、耐久寿命が向上するという事は上述の実験結果より明らかであるが、これらの結果は実験用高周波炉で 20 kg の小鋼塊を溶製し、これらから作製した試験片による実験から得られたものである。軸受鋼が実際に現場作業的に製造される場合には、その製造工程は実験室的に作製される場合のそれとはかなりかけはなれている。そこで本研究では、実際に現場作業的に試料を作製し、実験室的に確認された Si の効果について果たして再現性のあるものかどうかを検討した。

試料 (C 系列 C1, C2) は 10 t 塩基性電気炉により出鋼時に真空脱ガス処理を施して 2.5 t 鋼塊に溶製し、均熱処理後、65 mm  $\phi$  に圧延した鋼材について Ofag 製連続焼鈍炉で球状化焼鈍<sup>19)</sup> (総所要時間、約 13hr, 平均炭化物粒度、約 0.6  $\mu$ ) を行なった。その化学組成は Table 1 に示すごとくで、試料 C 1 は一般の軸受鋼、試料 C 2 は軸受鋼の化学組成に Si を 1.4% 添加したものである。

本実験では、耐久寿命の検討にさきだつて両試料の圧壊値を比較検討した。圧壊試験は 20~30 mm  $\phi$   $\times$  10 mm のリング試験片を 810~870°C の範囲のオーステナイト

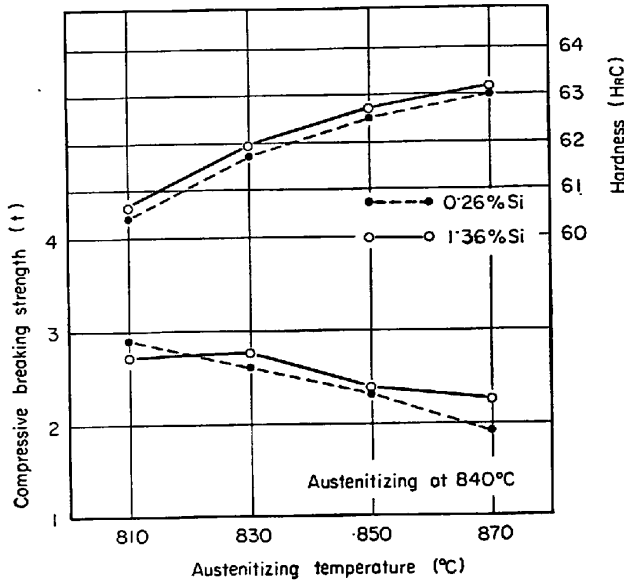


Fig. 9. Relation between austenitizing temperature and hardness, and compressive breaking strength in the bearing steel having 0.26% of silicon and 1.36%.

化温度に 30 min 保持後油焼入し、150°C、90 min 焼戻した後行なつた。なお、この寸法の軸受鋼の圧壊値の規格下限は 1 500 kg である。

Fig. 9 は得られた両試料の圧壊値をオーステナイト化温度に対して図示したものである。同図にはまた、圧壊試験片の破面で測定した硬度も併示している。硬度および圧壊値を決定するもつとも重要な因子は、耐久寿命の場合と同様マルテンサイト中の C 量であるので、810~870°C 程度の焼入温度の範囲では、焼入温度を上昇すると球状化炭化物のオーステナイトへの固溶の進行に伴つて硬度は増加し、圧壊値は逆に低下する。そして本実験の場合も従来の結果<sup>20)</sup>とまったく同様な上記傾向を示しているが、両試料、すなわち一般の軸受鋼とそれに Si を 1.5% 程度添加した鋼の間に硬度および圧壊値の両方の性質においてほとんど差は認められない。

つづいて両試料の耐久寿命の比較検討を行なつた。両試料のオーステナイト化温度は 840°C を選んだが、この理由は前述の寿命試験の場合と同様、lineal analysis による予備的実験により、オーステナイト化温度と未溶解炭化物量との関係をもとめ、両試料の焼入時のマルテンサイト中の C 量を約 0.5% 一定にするように心がけたからにほかならない。

Fig. 10 に寿命試験の結果を示す。図にみるごとく、Si 添加軸受鋼の耐久寿命は一般の軸受鋼のそれと比較して明らかにすぐれており、平均寿命 (50% 寿命) で 2:1 程度の比率となつて前述の実験室的に溶製された試料の

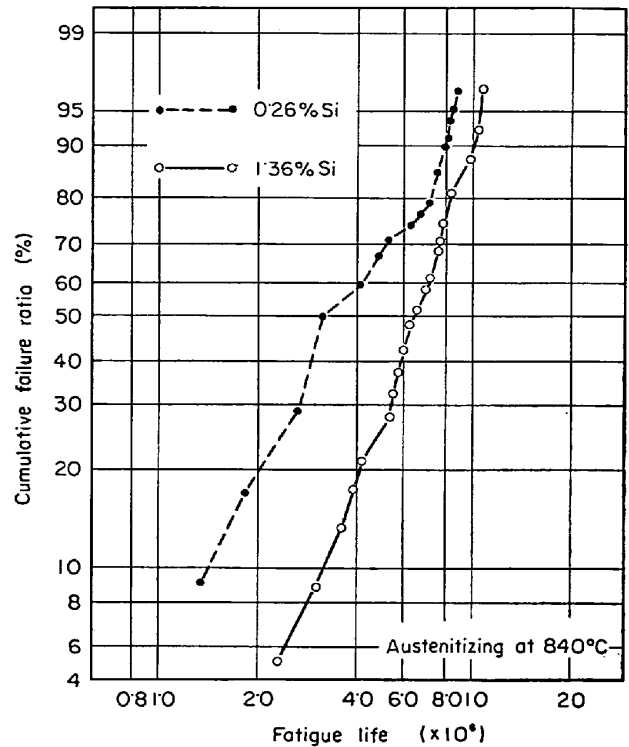


Fig. 10. Fatigue life of the bearing steels having 0.26% of silicon and 1.36%.

寿命試験の結果とも一致する。この結果より、軸受鋼に Si を 1.5% 程度添加すれば、耐久寿命の長期化に非常に役立つということが現場作業的に溶製された試料についても確認された。

### 3.4 球状化焼鈍状態での被削性および冷間加工性

本研究では、参考のため軸受鋼に Si を添加した場合、球状化焼鈍状態でその被削性および冷間加工性にいかなる影響をあたえるかについて検討してみた。

被削性の定量評価方法については、現場作業的にその要求や条件が異なることから、一般に一義的に定めることは困難とされている。本実験では、現在のところもつとも標準と考えられている工具寿命をとりあげ、工具寿命と切削速度との関係を求めて一般の軸受鋼と Si を含有した鋼についてそれらの被削性を比較した。

試料には、現場作業的に溶製した C 系列、C1、C2 試料を選び、球状化焼鈍を施した状態で切削試験に供した。切削方法としては 3 次元旋削を採用し、工具には超硬を用い、寿命判定基準はクレーター摩耗深さ 160 μ、フランク摩耗幅 300 μ とした。工具寿命判定のための切削試験条件を Table 2 に示す。

試験結果より、クレーター摩耗基準による V-T 線図を Fig. 11 に、フランク摩耗基準による V-T 線図を Fig. 12 にそれぞれ示した。

一般に鋼の被削性におよぼす Si の影響については、

Table 2. Condition of tool life test.

Tool	Sintered carbide tool
Tool material	Chip STi 20
Chip dimension	(-6°, -12°, 6°, 12°, 15°, 15°, 0.8 mm)
Feed	0.3 mm/rev
Depth of cut	1 mm
Decision of life	Depth of crater wear : 160 μ
	Width of frank wear : 300 μ
Cutting fluid	Dry

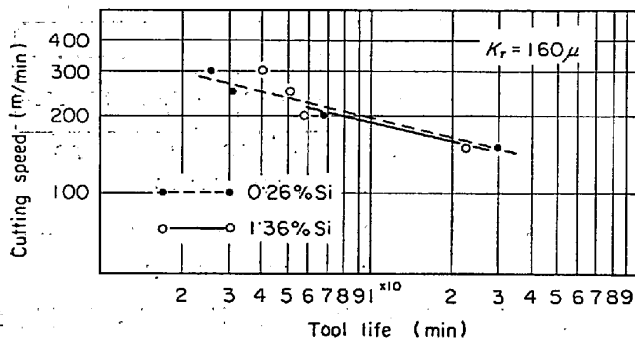


Fig. 11. Tool life characteristics of the bearing steel having 0.26% of silicon and 1.36% tested on crater wear.

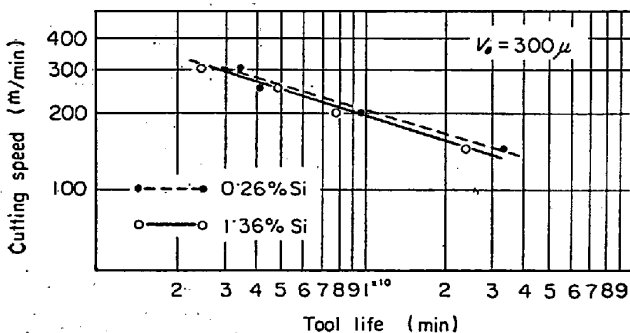


Fig. 12. Tool life characteristics of the bearing steel having 0.26% of silicon and 1.36% tested on flank wear.

少量なら被削性にほとんど影響をあたえないが、Siの添加はフェライトをかたくし靱性を減ずるので、多量ではかたくなって切削困難となる。そしてその限界はだいたい5%であるといわれている<sup>21)22)</sup>。本実験の結果からも200m/min程度以下の切削速度の範囲では、軸受鋼にSiを添加することによる被削性への影響はほとんどないと考えられ、その向上は期待できないといえよう。

鋼の冷間加工性に関しては、いまだ鋼の冷間加工性そ

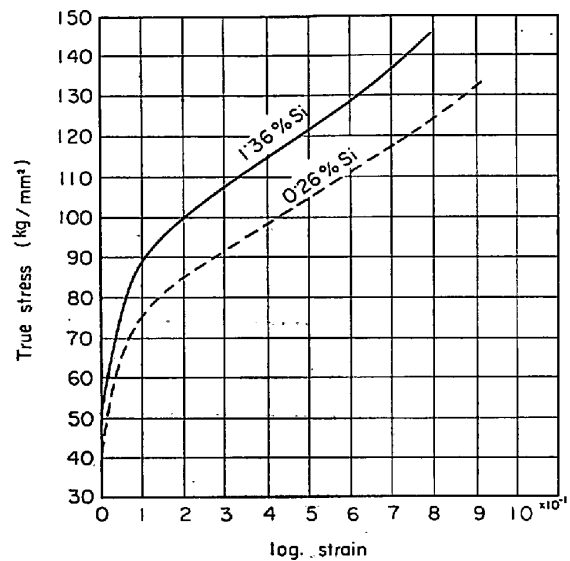


Fig. 13. True stress-strain curve of the bearing steel having 0.26% of silicon and 1.36%.

Table 3. Mechanical properties of bearing steel having 0.26% of silicon (C1) and 1.36% (C2).

Bearing steel		C1	C2
Tensile strength	(kg/mm <sup>2</sup> )	69.4	82.2
Yield point	(kg/mm <sup>2</sup> )	43.8	53.9
Elongation	(%)	35.5	30.2
Reduction of area	(%)	60.2	54.6

のものを定量的にあらわす試験法が確定されておらず、各研究所、メーカーおよびユーザーの独自の方法で試験しているのが現状である。本実験では摩擦の影響がなく比較的簡単な方法として、引張試験を冷間加工性の試験法としてとりあげた。試料にはC系列試料を用い、100t万能試験機で引張試験を行なつたが、真応力-対数歪曲線を取り、対数歪ε=0.2の流動応力σ<sub>e=0.2</sub>で変形抵抗を、また破断絞りにより成形性を比較した。両試料の引張強度、降伏点、伸びおよび絞りの値をTable 3に、真応力-対数歪線図をFig. 13に示す。

図にみるごとく、軸受鋼にSiを1.5%程度添加して球状化焼鈍状態で比較すると、Si量の増加により引張強度および降伏点が上昇し、伸びおよび絞りが低下する傾向が認められ、Siの添加は変形抵抗、成形性の両点からみても冷間加工性には期待できないであろうと思われる。

### 3.5 Si 添加による耐久寿命長期化に関する考察

さて、C含有量0.5%程度の鋼について、完全焼入し未溶解炭化物の存在しない状態で耐久寿命におよぼすSiの影響を検討しても、またマルテンサイト中の固溶C量

を約0.5%一定とし、これに未溶解炭化物の共存する状態、すなわち一般の軸受鋼とこれにSiを添加した鋼について耐久寿命を比較しても、Siを1.5%程度鋼に添加することにより、耐久寿命が改善され、平均寿命(50%寿命)で2倍程度長期化されることが確認された。この原因について、以下に述べるような実験を行ないその考察を試みた。

前述のごとく、鋼にSiを添加すると焼戻過程において焼戻硬度の軟化の遅滞があらわれる。そしてこのSiによる焼戻軟化抵抗の増大が耐久寿命の長期化に関係があるのではないかと考えられる。そこで本実験では、B1、B2試料について5mmφ×80mmの棒状試験片を作製し、示差熱膨張試験(中性体、電解Ni)を行なった。軸受鋼の場合、その焼入組織は焼入マルテンサイト、未溶解炭化物および残留オーステナイトの混合組織であるが、この焼入組織の試料を焼戻しすると、焼入C鋼の焼戻とまったく同じように3段階の変化を經過して焼戻が進行する。Fig. 14には試料B1、すなわち軸受鋼の示差熱膨張曲線を示したが、これからもその概要を知ることができる。同図にはまた、試料B2、すなわち軸受鋼にSiを1.7%添加した鋼の示差熱膨張曲線もあわせて示した。Siを含有した鋼の場合、 $\epsilon$ 炭化物中のSiが地

中に拡散し、その炭化物と地質との境界におけるSi量が低くならないと $\epsilon \rightarrow \text{Fe}_3\text{C}$ の反応が進行しないので、焼戻第3段階が高温側に移る<sup>23)</sup>。本実験の場合でも両試料の示差熱膨張曲線を対比して注目すると、一般の軸受鋼に比較して軸受鋼にSiを1.7%添加した鋼は、焼戻第3段階の収縮が100°C近く高温側にずらされ、焼戻が遅滞されることが明らかである。

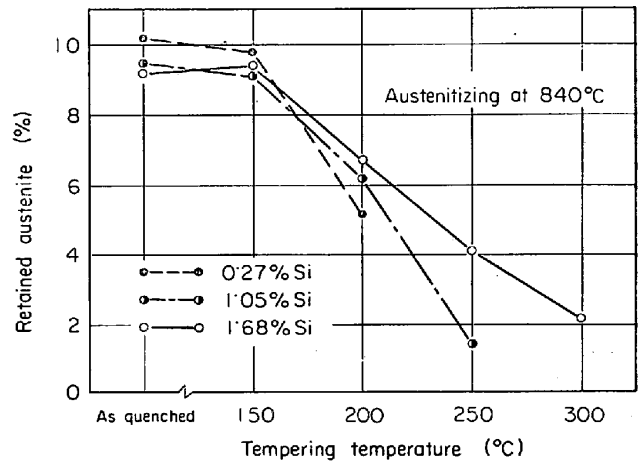


Fig. 15. Relation between retained austenite and tempering temperature in the bearing steel having various silicon contents.

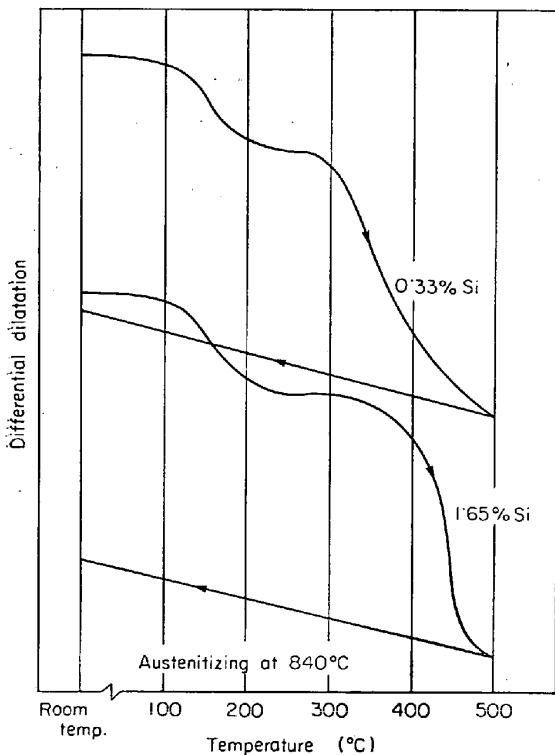


Fig. 14. Differential dilatation curve of the bearing steel having 0.33% of silicon and 1.65%.

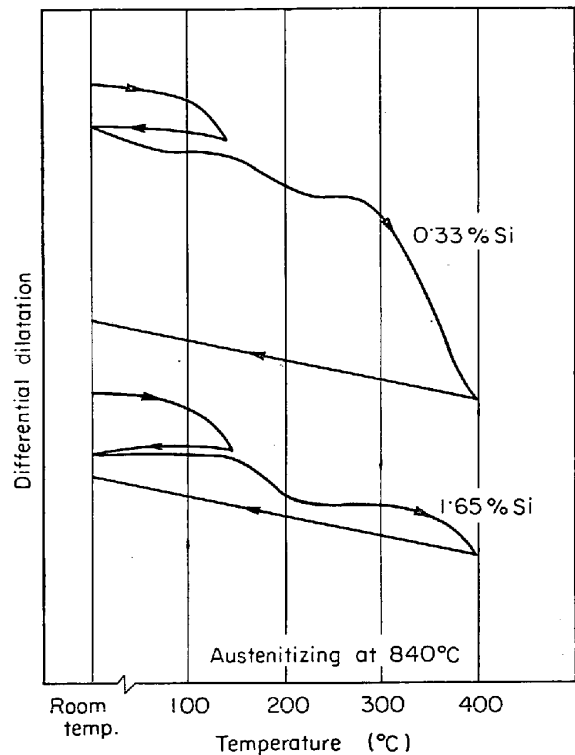


Fig. 16. Differential dilatation curve of the bearing steel having 0.33% of silicon and 1.65%.



つづいて焼戻過程における残留オーステナイトの挙動を詳細に知るために、試料 B3, B4 および B5 について 840°C, 30 min オーステナイト化後油冷し、焼入のままおよび 150~300°C の各温度で焼戻した状態での残

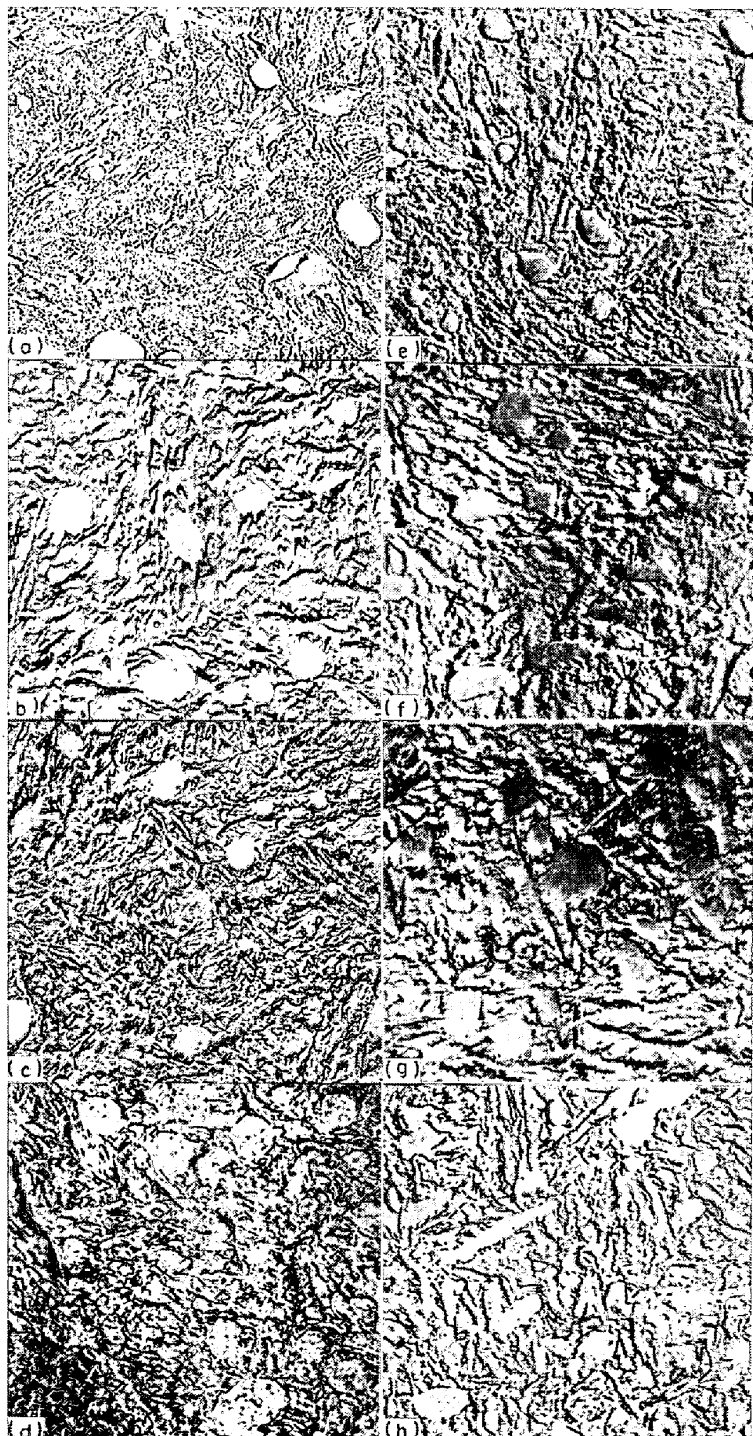
留オーステナイト量を測定した。残留オーステナイト量の測定は磁気継鉄法で行なつたが、その量については球状化焼鈍状態の試料の残留オーステナイト量を 0 とし、算出した。なお、試験片の形状は 10 mm  $\phi$   $\times$  25 mm である。Fig. 15 に測定結果を示す。焼戻温度が 200~300°C の範囲において、Si 量の増加とともに残留オーステナイトの分解が遅れることは明らかであるが、Si 含有量が 1.68% の B5 試料においてはその傾向がいつそう顕著である。

Photo. 1 (a)~(h) には試料 B3 および B5 について 840°C, 30 min オーステナイト化後油冷し、150~300°C の各温度で焼戻したときの組織の変化を電子顕微鏡写真で示している。これらの写真からも、上述の示差熱膨張曲線および残留オーステナイト量の測定結果を裏づけする事実が観察され、さらに Si を 1.68% 含有している鋼の場合、マルテンサイトの分解および炭化物の析出の遅延している様子が明りように認められる。

ところで、軸受鋼に Si を 1.5% 程度添加した場合、耐久寿命が一般の軸受鋼より長期化する原因は何であろうか。このことを解明するために、さらに試料 B1 および B2 についてくり返し焼戻を行なつてその示差熱膨張曲線を比較した。Si 含有量がそれぞれ 0.33 および 1.65 % の両試料の熱膨張試験片は 840°C, 30 min オーステナイト化後油冷して試験に供した。

Fig. 16 には軸受鋼の通常の焼戻温度、すなわち 150°C まで焼戻した後 1 度室温まで冷却し、つづいてさらに 400°C までくり返し焼戻してからふたたび室温まで冷却した場合の両試料の示差熱膨張曲線を示している。同図より知られるように、一般の軸受鋼 (0.33% Si) では、150°C に焼戻した状態とさらに 400°C に焼戻した状態で収縮量の差は非常に大きい。これに対して軸受鋼に Si を添加した鋼 (1.65% Si) では両状態での収縮量の差はほとんどわずかである。

この事実より、Si 量の増加とともに耐久寿命の長期化する一つの原因として、Si の添加による焼戻軟化抵抗の増大が基因する焼戻後ならびに研削後の残留応力分布の変化によることが考えられる。すなわち、一般の軸受鋼においては、焼戻時あるいは研削時に何らかの条件で表面が 400°C 程度まで瞬間的に加熱されることがあれば、表面の収縮量が大きくなるため、表面の圧縮残留応力の



bearing steel (0.27%Si)  
Tempering (holding time, 90 min.)  
(a) 150°C (b) 200°C (c) 250°C  
(d) 300°C

( $\times 10000$ )  $\times 4/7$   
bearing steel (1.68%Si)  
Tempering (holding time, 90 min.)  
(e) 150°C (f) 200°C (g) 250°C  
(h) 300°C

Photo. 1. Tempered structure of the bearing steel having 0.27% of silicon and 1.68%.

減少となり、その結果ミクロ的なグラインダー・クラックの発生につながり、早期にはくり現象が起こり短寿命となるのではないかと思われる。一方、Siを1.5%程度含有している鋼ではその収縮量が小なるため、表面の圧縮残留応力の減少が小さくなり、その結果ミクロ的なグラインダー・クラックの発生が少なくなり、早期のはくり現象が減少することにより全体の平均寿命が向上するのではないかと考えられる。仕幸らも軸受鋼に関する研究<sup>24)</sup>の中で、ころがり疲労に大きく影響する熱処理組織の要因は焼戻抵抗性にあると考察し、軸受鋼にSiを添加した結果、明らかに寿命の延長が認められたと報告しているが、このことは筆者らの本実験結果とも一致している。いずれにせよ、Si添加による耐久寿命の向上はSiによる焼戻抵抗増大に基因するものであろうと推測されるが、この真の原因の解明にはかかる分野の今後の詳細な研究結果に待ちたい。

#### 4. 結 言

軸受鋼の耐久寿命およびその他の諸性質におよぼすS量の影響を検討するために、まずC量、約0.5%一定でSi量を変化させた試料について完全焼入した状態で、つづいて軸受鋼およびその化学組成にSiを添加した鋼からなる試料についてマルテンサイトと未溶解炭化物の混在する状態で耐久寿命およびその他の諸性質を比較検討してつぎの諸結果を得た。

(1) 硬度および圧壊値のような機械的性質には、マルテンサイト中のSi量は大きな影響をあたえないが、耐久寿命については、マルテンサイト中のSi量が1.5%程度になるとその長期化にかなり有効である。

(2) マルテンサイト中に未溶解炭化物が共存する場合でも、すなわち軸受鋼にSiを1.5%程度添加することにより耐久寿命は向上するが、この事実は実験室のおよび現場作業的に溶製された両方の試料について確認された。

(3) 軸受鋼にSiを添加した場合、焼入焼戻状態での靱性にも非常に効果的であるが、球状化焼鈍状態での被削性および冷間加工性には、あまり期待することはできない。

(4) Si量の増加とともに耐久寿命の長期化する原因の一つとして、Siによる焼戻軟化抵抗の増大が基因する

焼戻後ならびに研削後の残留応力の分布の変化によることが考えられる。

おわりに本実験にご協力をいただいた光洋精工(株)、荘司英雄、森原源治、桜木正明の諸氏に謝意を表するとともに、本研究の遂行に絶えずご指導をいただいた愛知製鋼(株)、丸田良平、荒川武二の両氏に厚くお礼申し上げます。

#### 文 献

- 1) 上野, 中島: 鉄と鋼, 44(1958) 2, p. 163
- 2) 上野, 中島: 鉄と鋼, 44(1958) 4, p. 493
- 3) 門間, 丸田, 山本, 脇門: 日本金属学会誌, 32(1968)12, p. 1193
- 4) 門間, 丸田, 山本, 脇門: 日本金属学会誌, 32(1968)12, p. 1199
- 5) G. BURNS: JISI, 125(1932)1, p. 363
- 6) J. VAJDA, J. J. HAUSER, and C. WELLS: Trans. ASM, 49(1957), p. 517
- 7) C. J. ALTSTETTER, M. COHEN, and B. L. AVERBACH: Trans. ASM, 55(1962), p. 287
- 8) 日下, 鶴見, 大沢: 日本金属学会誌, 26(1962)10, p. 647
- 9) たとえば, 上野, 三橋, 中野: 機械試験所所報, 9(1955)5, p. 213
- 10) 上野, 中島, 池田: 金属材料技術研究所報告, 4(1961)2, p. 73
- 11) A. G. ALLTEN and P. PAYSON: Trans. ASM, 45(1953), p. 498
- 12) 茨木, 奥村: 日本金属学会誌, 19(1955)3, p. 223
- 13) Atlas of Isothermal Transformation Diagrams, U.S. Steel, Pittsburgh (1951)
- 14) 太田: 鉄と鋼, 27(1941) 7, p. 441
- 15) 山中, 日下: 鉄と鋼, 40(1954) 10, p. 1001
- 16) 小柴, 九重: 日本金属学会誌, 20(1956)3, p. 129
- 17) JIS, G 0561 (1965)
- 18) 多賀谷, 田村, 赤松: 日本金属学会誌, 21(1957)3, p. 145
- 19) W. CONNERT: Stahl u. Eisen, 80(1960)16, p. 1049
- 20) 武田, 岩間, 荒川, 山本: 鉄と鋼, 49(1963)1, p. 47
- 21) G. B. TROUP: American Machinist, Special Report No 543(1963), p. 127
- 22) 切削加工技術便覧, (1962), p. 1147 [日本工業新聞社]
- 23) “新制金属講座”, 新版材料篇, 鉄鋼II, (1965), p. 196
- 24) 仕幸, 岡本, 渡辺: 鉄と鋼, 54(1968)13, p. 1353