

論 文

UDC 669.14.018.298.3 : 669.15'24'28'74-194 : 621.785.52.011

珪素を含むニッケル，クロム，モリブデン浸炭鋼の
熱処理特性について*

内 藤 武 志**・木 林 靖 忠**

On the Heat-Treatment Characteristics of Containing Silicon-
Nickel-Chromium-Molybdenum Carburizing Steel

Takeshi NAITO and Yasutada KIBAYASHI

Synopsis:

High silicon carburizing steels were developed and tested in order to increase the pitting resistance and the fatigue life of heavy duty gears.

The results are summarized as follows;

- (1) Effects of silicon on the amount of retained austenite and on M_s point of the carburized layer were not found by X-ray and dilatometric methods.
- (2) Surface carbon content and carburized depth of these steels decreased with increasing silicon content. But the hardenability increased with silicon addition.
- (3) Surface hardness, rolling fatigue life and toughness of these carburized steels were improved by silicon addition.
- (4) Rapid heating and quenching after carburizing gave better qualities to those steels compared with slow heating and quenching.

(Received July 12, 1971)

1. 緒 言

ブルドーザなど建設機械の重荷重を受ける歯車は高い表面硬さとともに強靱であることが強く要求されている。前報では¹⁾このような観点から市販の浸炭鋼を用いてその熱処理特性を調査した。周知のとおり浸炭後直接焼入焼もどしを施した比較的 Ni 含量の多い JIS SN CM23H 鋼の浸炭層の硬さは 160°~180°C の焼もどしにて HRC 58~60 であり、高速高負荷を受ける歯車にはとくに耐ピッチング性の点で必ずしも十分とは考えられない。本報ではこれを改善する目的で SNCM23H 鋼の Ni 量を 1.8% から 1% 程度に減らし、これに Si を添加した試料を溶製し、これに浸炭処理を施して変態点の測定、顕微鏡組織観察、機械的性質などにより Si 添加の影響を実験的に明らかにしようと試みた。

2. 試料および実験方法

供試材の化学組成を Table 1 に示した。Mark 12S-3, 19S, 25S, 35S は 1 kg, 11S 以外は 30 kg を高

周波大気中溶解した。また、11S は 100 kg を真空溶解した。鋼塊は最終 65 mm ϕ , 30 mm ϕ および 10 mm ϕ に鍛伸して焼ならしを行ない、これから試料を切出し試験に供した。

浸炭条件、変態点の測定、残留オーステナイトの定量、靱性の評価の方法などは前報¹⁾と全く同様である。引張試験片および衝撃試験片の形状は Fig. 1 に示した。また、耐ピッチング性の試験はスラスト型転動疲労試験機(森試験機製)を用いた。試験条件は 540 kg/mm² の面圧で潤滑油はエンジンオイル 30 番 S-3²⁾を用いた。試料面は 1.5S 以下にラッピング仕上げし、ピッチングの発生は約 0.5~1.0 mm の損傷の起こる時点とした。

3. 実験結果とその考察

3.1 素材の変態挙動

a) 加熱変態点と M_s 点および硬さ

* 昭和46年4月本会講演大会にて発表
昭和46年7月12日受付

** (株)小松製作所技術研究所

Table 1. Chemical composition of steels (%).

Mark	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Al	O (ppm)
2S	0.22	0.21	0.46	1.14	0.56	0.27	0.04	102
6S	0.21	0.61	0.85	1.17	0.87	0.28	0.07	107
9S	0.22	0.90	0.91	1.18	0.87	0.28	0.05	96
11S	0.22	1.16	0.58	0.89	0.87	0.25	0.08	4.9
12S-1	0.24	1.20	0.57	0.87	0.95	0.29	0.05	90
12S-2	0.22	1.24	0.91	1.16	0.86	0.27	0.06	101
12S-3	0.19	1.24	1.20	1.12	0.57	0.27	0.02	101
17S	0.20	1.74	0.93	1.16	0.87	0.27	0.08	99
19S	0.19	1.94	1.18	1.10	0.59	0.24	0.03	72
25S	0.19	2.48	1.18	1.12	0.60	0.24	0.02	40
35S	0.20	3.50	1.18	1.09	0.58	0.22	0.02	34
SNCM 23 H-K	0.21	0.24	0.60	1.82	0.63	0.21	0.09	20($\frac{Nb}{0.06}$)

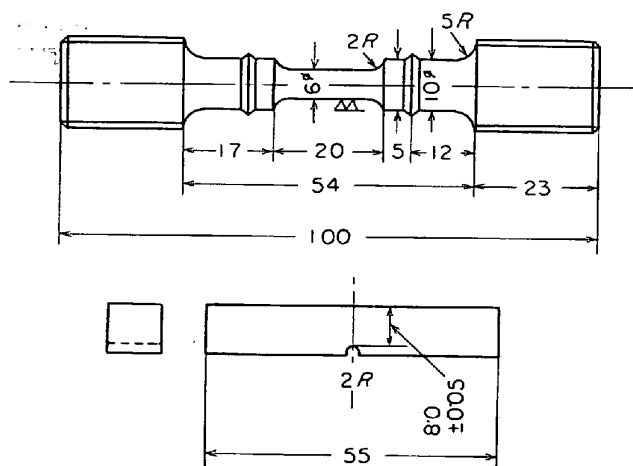


Fig. 1. Dimension of test pieces (in mm).

高面圧を受ける歯車はピッチングと呼ばれる一種の剝離現象による損傷をさけるため歯車表面は硬くする必要がある。また同時に素地部（浸炭層以外の部分）も歯元部にかかる曲げ応力に耐える程度に強さが必要である。重荷重用歯車の場合 R. W. BACKMANN³⁾は素地硬さとして HRC 32 以上を推奨している。一般的には HRC 30~40 の範囲で使用されることが多い⁴⁾。したがって、このような硬さを得るためにはマルテンサイト組織あるいはベイナイト組織にする必要がある。そこで、Si 添加した素材について適正な焼入温度を決定する目的で 5°C/min の速度で 850°C まで加熱し A_{c1} および A_{c3} 温度を測定した。また、続いて 850°C で 30 min 保持後窒素ガス冷却にて M_s 点および M_f 点を求めた。結果を硬さとともに Fig. 2 に示す。Si 量が増加するにつれて A_{c1} , A_{c3} 点は次第に高くなり 1.94% 以上になると A_{c3} 点は消失し、 α , γ 相組織となる。このことは Si が 2% 以上になると A_s 点が消失すると報告している OSMOND⁵⁾の結果と一致している。

M_s 点は 0.5% Si から 1.2% Si の範囲で上昇して

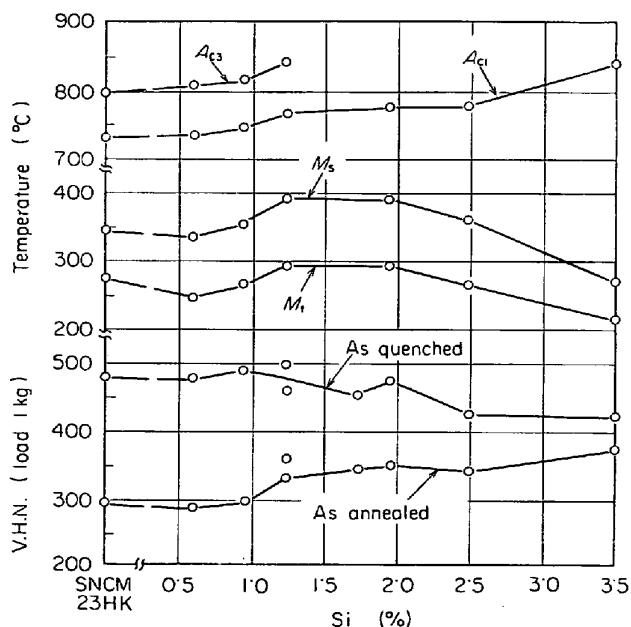
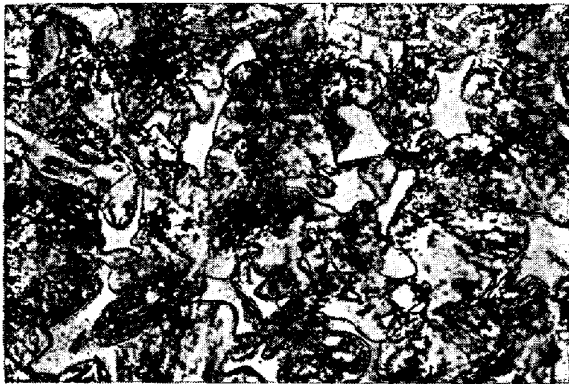


Fig. 2. Relation between transformation temperatures, hardness and silicon content of the carburizing steels.

いる。そして 1.2% から約 2% Si までの範囲ではほとんど変化がなく 2.0% 以上になると M_s 点は明らかに降下している。鋼に Si を添加するとその M_s 点は一般に低下するとされているが⁶⁾, C. F. JATCZAK ら⁷⁾の研究によると、1.0% C と 1% 以下の Mn, Cr, Ni, Mo を含む鋼に Si を添加すると 1% までは Si 量の増加とともに残留オーステナイト量を増加するが、それ以上 Si を多くすると残留オーステナイト量は減少することを実験的に明らかにしている。このことは 1% 以上の Si で M_s 点が上昇することと対応するはずであるが、本実験では上述のように 1.2~2% の Si 添加によつて M_s 点はほとんど変化せず 2.0% Si 以上では M_s 点は降下している。それらの理由は明らかではないが、約 2.0% 以上の Si の添加によつて M_s 点が降下することについて



×500

Photo. 1. Microstructure of the carburizing steel 25S austenitized for 30 min at 850°C and oil quenched.

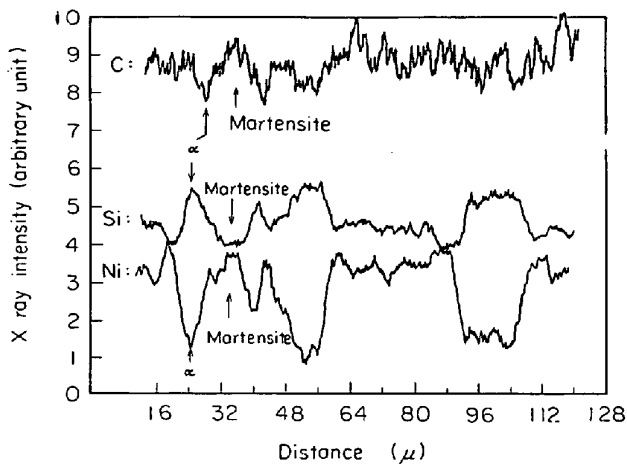


Fig. 3. Concentration of carbon, silicon and nickel in ferrite and austenite phase obtained by EPMA scanning.

Specimen: Steel 25S austenitized for 30 min at 850°C and oil quenched.

はX線マイクロアナライザーを用いてつぎのような実験を試みた。

Photo. 1はX線マイクロアナライザーでの分析に供した25S (2.48%Si) 試料の組織写真で、850°C・30 min 油冷処理により α 相とマルテンサイト相 (高温では γ 相) の2相からなっている。この両相についてC, NiおよびSiの分析を行なった。その一例をFig. 3に示したが、この図から明らかなように α 相にはSiが、 γ 相にはCおよびNiがそれぞれ濃縮されていることがわかる。Siが増加するにつれて α 相が増し γ 相が少なくなるが、その γ 相中のNi, C濃度が増して、その結果 M_s 点が降下するものと思われる。

さて、前述のようにSiを添加すると A_{c3} 点が上昇し通常の焼入温度でも $\alpha + \gamma$ 2相組織となるが、この点を高温の組織図の形で理解しやすく表現するため、Fig. 4

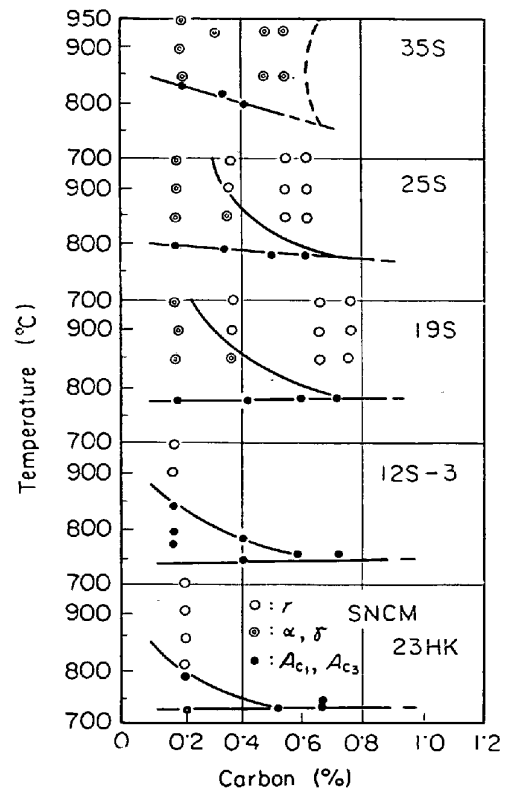


Fig. 4. Structural diagrams of silicon bearing steels carburized at high temperature.

に示すような高温組織図を作製した。すなわち、フォーマスター用試料 (寸法 $3\phi \times 10$ mm) に製作した SNCM 23H-K および 1.24~3.5%Si 鋼をいろいろの時間浸炭し十分拡散処理を行なつて表面と内部に炭素濃度差のほとんどない試料を調製し、この試料を用いていろいろの温度から焼入れし顕微鏡組織観察をするとともに、フォーマスターにて変態点を測定し A_{c1} および A_{c3} 点を求めて、Fig. 4にそれらの結果をまとめた。この図からわかるようにSiが増加するにつれて A_c および A_{c3} 点は次第に上昇しかつ、 α , γ 共存領域が拡大する。0.20% Cでは1.94%以上のSiを添加すると950°Cでも α , γ 2相組織となる。したがつてこの種の鋼 (浸炭した場合の素地部に相当) は焼入れを行なつても十分硬化しない。また後述するように高Si鋼は浸炭性も悪いため浸炭鋼として不適當である。すなわち、高温における組織から、浸炭鋼としてのSi含量は1.7%以下にすべきものと推察される。また、焼入温度は850°C以上にする必要がある。Photo. 2は12S-3試料を850°C, 900°Cおよび950°Cにそれぞれ30 min保持し油冷した場合の顕微鏡組織である。いずれもマルテンサイト1相の組織からなっている。

b) 結晶粒度

緒言でも述べたように歯車材料としての浸炭鋼は表面

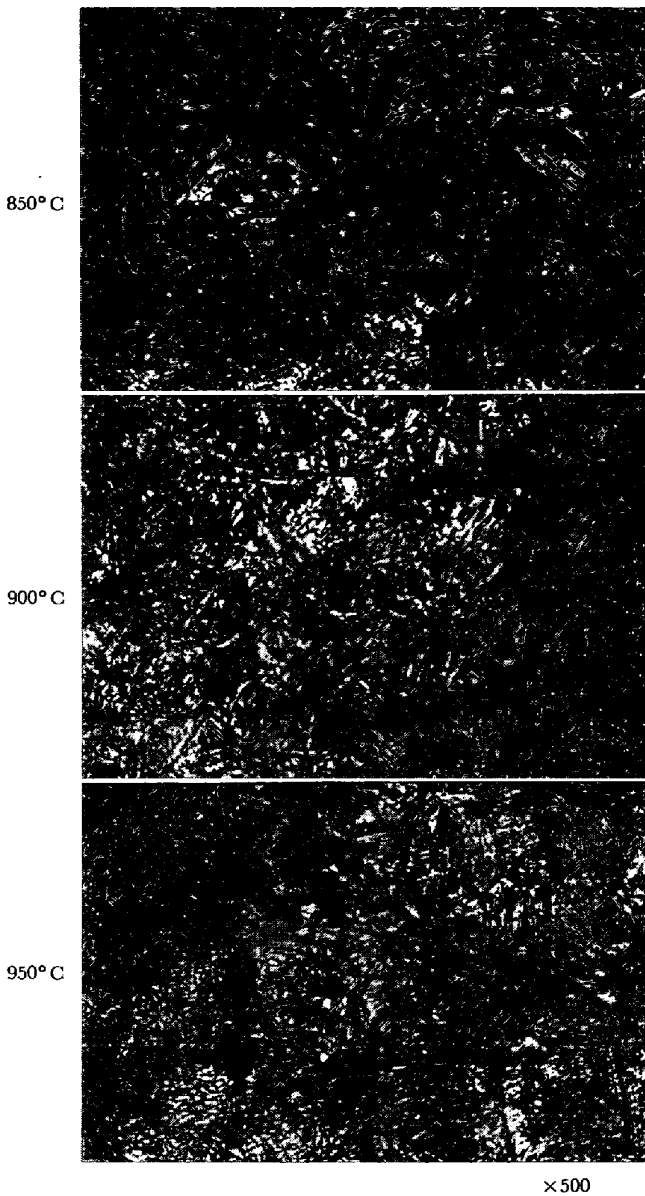


Photo. 2. Microstructures of the carburizing steel 12S-3 oil quenched from the temperature indicated after holding for 30 min.

硬さが高いのみならず靱性も必要であるが、結晶粒の微細化によつて靱性を付与することをねらいとして結晶粒度におよぼす Si の影響を調べた。すなわち、試料を 900°C に加熱し 3°C/min の速度で 400°C まで冷却した後、組織観察により JISG 0552 にもとづいてフェライト結晶粒度を測定した。Fig. 5 はその結果を示したものであるが、Si 量に関係なくフェライト粒度は 7~7.5 であつた。図中の SNCM23H-K 鋼は Nb を含むためこれらの鋼よりも少しく結晶粒は細かいことがわかる。

c) 焼入性

歯車の歯元部には曲げ応力がかかり、それに十分耐える強さが素地部に必要であることはすでに述べた。大型

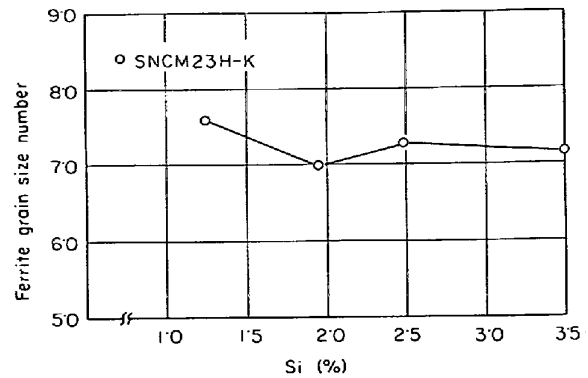


Fig. 5. Effect of silicon on ferrite grain size of the steel slowly cooled from 900°C.

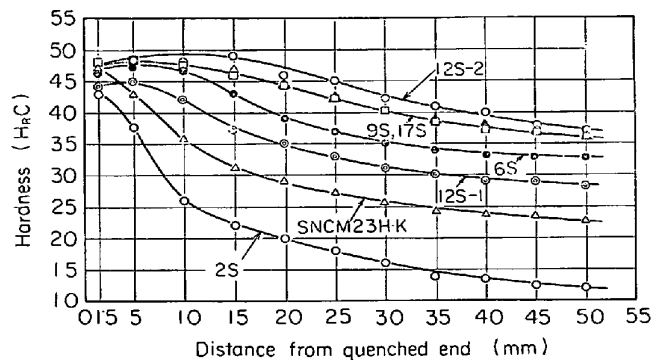


Fig. 6. Effect of silicon on Jominy curves of the steels end-quenched after holding for 30 min at 880°C.

歯車の焼入れに対する質量効果は一般に大きく、素地部を硬化させるには焼入性のよい材料を選ぶか焼入液の冷却能を上げるかしなければならない。Fig. 6 は高温でオーステナイト相となりうる範囲内の Si を添加した素材のジョミニー曲線である。比較のため SNCM23H-K の結果も示した。試料の寸法および測定法はすべて JISG 0561 に準拠した。この図より Si 量の増加するにつれて焼入性がいちじるしく増すことがわかる。すなわち、Ni : 1.17%, Mn : 0.85%, Cr : 0.87% を含む鋼に 0.61% の Si を添加した 6S 鋼は Ni : 1.82% を含む SNCM23H-K よりも焼入性がすぐれている。また、Ni をさらに 0.87% に、Mn を 0.57% に減じ Cr を 0.95% にして Si を 1.2% 添加した 12S-1 も SNCM23H-K よりすぐれている。これらの結果に明らかなように焼入性の立場から、大型歯車用浸炭鋼に Si の添加は非常に有望なものと推定される。

d) 引張試験および衝撃試験

Fig. 7 は SNCM23H-K と Si を含む 2S, 6S, 9S, 12S-2 ならびに 17S の試料について引張試験および衝撃試験を行なった場合の結果である。焼入れは 750°C および 850°C の各温度に保持した塩浴炉にそれ

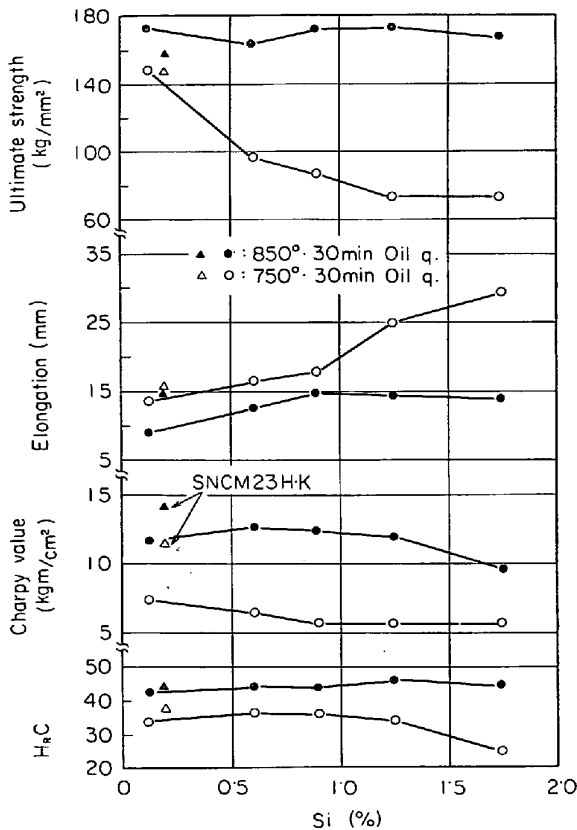


Fig. 7. Some mechanical properties of the steel oil quenched from 750°C and 850°C after holding for 15 min and tempered at 130°C for 4 hr.

ぞれ 15 min 加熱し油冷を行ない続いて 130°C・4 hr 焼もどしを行なった。

まず、850°C で焼入れした試料の引張強さは Si 量にあまり関係なくほぼ一定である。また、伸び、衝撃値は、1.24% Si までは少し増すがそれ以上になると若干低下する傾向にある。750°C 焼入れのものは Si 量とともに引張強さ、衝撃値および硬さを低下している。これは Photo. 3 に示すように、 α 、 γ 2 相共存組織で、Si 量が増加すると α 相が多くなるためと考えられる。しかし 750°C 焼入れした試料の伸びは Si 量とともに増し、衝撃値が低下している。これは Photo. 3 (b) に見るように α と γ 相とが互層をなすことと関連があるものと思われる興味ある現象である。また、SNCM23H-K 鋼の性質が焼入れ温度 750°C と 850°C では大差ない理由は A_{c1} 、 A_{c3} 変態点が Si 鋼の場合よりも低いため 750°C においてすでに γ 1 相になりかかっているためと推察する。

3.2 浸炭層の熱処理特性

a) 浸炭性におよぼす Si の影響

浸炭鋼はその表面硬さ、靱性ならびに疲れ強さなどの機械的性質がすぐれていることが必要であるばかりでな

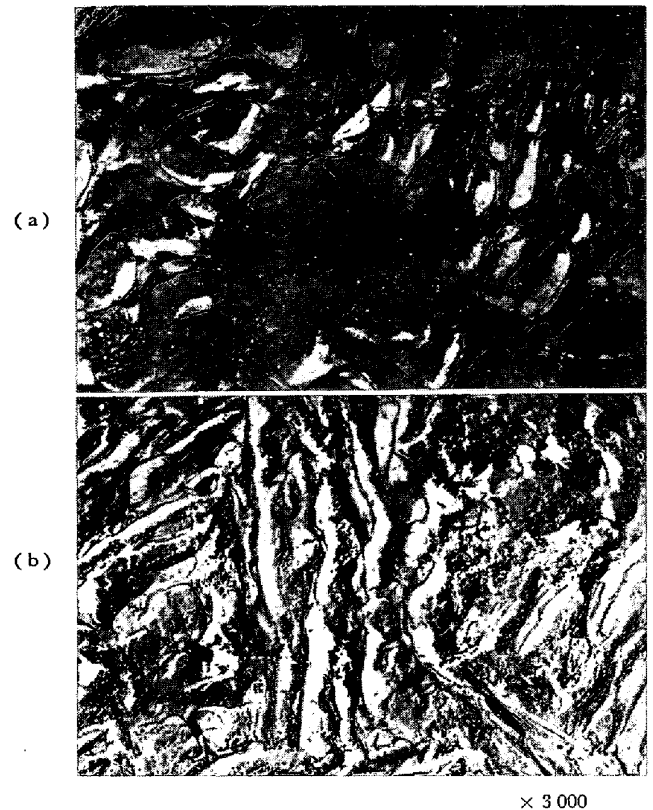


Photo. 3. Electron micrographs of the steels SNCM 23H-K and 9S.

(a): SNCM23H-K, water quenched from 750°C after holding for 15 min.

(b): 9S (0.90% Si), water quenched from 750°C after holding for 15 min.

Both specimens were tempered at 130°C for 4 hr.

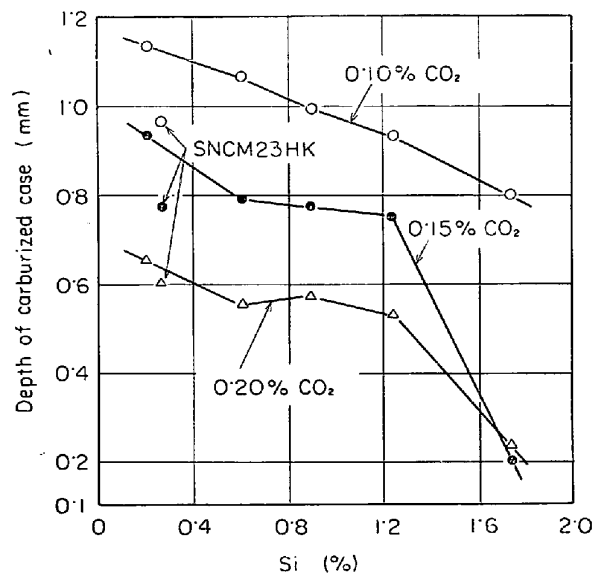


Fig. 8. Effect of silicon content on the case depth of the steel carburized by the gas with various carbon potentials at 935°C for 6 hr.

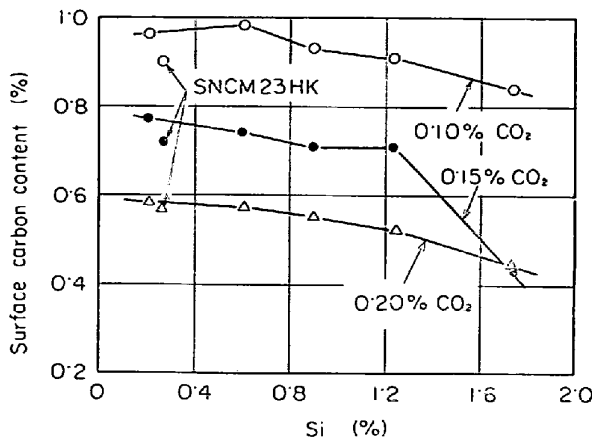


Fig. 9. Effect of silicon content on the surface carbon content of the steels carburized by the gas with various carbon potentials at 935°C for 6hr.

く、実用的な立場からの“浸炭性”もよくなければならない。ここで述べる浸炭性とは一定温度において一定時間浸炭した場合の浸炭深さを意味する。Fig. 8は SNCM 23H-K および 2S, 6S, 9S, 12S-2, 17S の試料を 935°・6 hr, 0.10% CO₂, 0.15% CO₂ および 0.20% CO₂ の RX ガス中で浸炭した場合の表面から 0.40% C の位置における浸炭深さを示したものである。また, Fig. 9はこの試料の表面から 0.10 mm の位置における炭素量を示したものである。Fig. 8, Fig. 9より Si を添加すると、表面炭素は少なくなると同時に浸炭深さも浅くなることからわかる。これは Si の添加によつてオーステナイト中の炭素の拡散速度が遅くなることによるものと思われる。邦武⁹⁾によると Si はほとんど影響されないかまたは、若干低下するとされており、また、W. STEINER¹⁰⁾は Fe-C 系に Si を添加すると無添加のものよりも炭素の拡散恒数を小さくすることを述べているが、本実験の結果はこれらの文献とほぼ一致した傾向を与えているものといえよう。

Fig. 8 および Fig. 9 において浸炭の雰囲気をも 0.10% CO₂~0.20% CO₂ に変えた場合、表面炭素量および浸炭深さがいちじるしく影響を受けることも明らかである。これはカーボンポテンシャルが高いほど、表面炭素濃度が大きくなり、素地との間の炭素濃度の勾配が大となつて拡散速度も大となり浸炭量が増加することになるためである。また、Cの拡散恒数は γ 中の炭素濃度の高いほど大きくなること知られている⁹⁾¹⁰⁾ ので、浸炭量が増加して浸炭層中のある点 x での C% が高まれば、Cの拡散速度はさらに増加し、これもまた浸炭量の増加に寄与するものと考えられる。このようにカーボンポテンシャルが大となるにつれて、表面炭素濃度のみならず浸

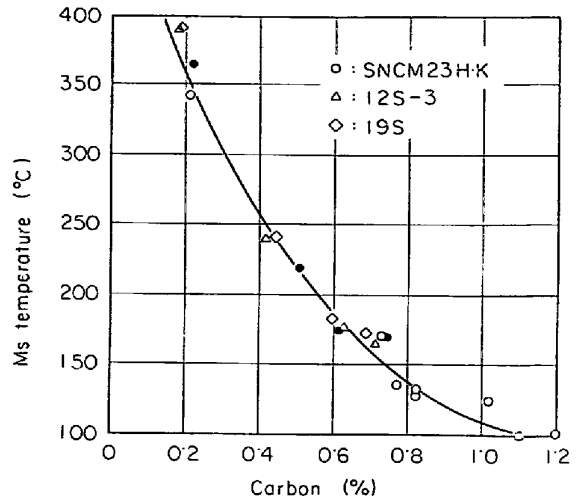


Fig. 10. Effect of carbon and silicon contents on the M_s temperature of the steel austenitized at 850°C for 30 min. Specimens containing carbon more than 0.40% were prepared by uniformly carburized specimen for Formastor-F.

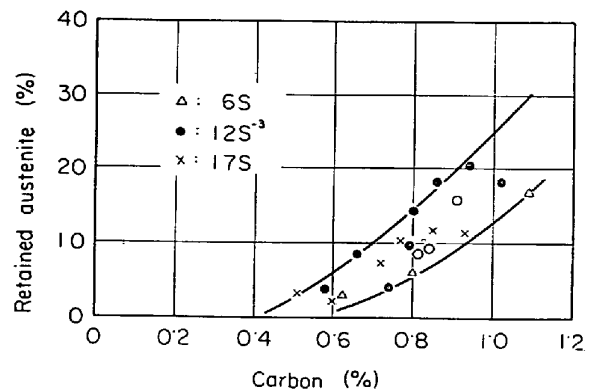


Fig. 11. Effect of surface carbon content on the amount of retained austenite in carburized surface of the steels with different silicon content, oil quenched.

炭深さも大きくなることは浸炭操業に対し非常に重要なことである。実際の工業炉では 0.10% CO₂程度のカーボンポテンシャルで浸炭することが多いのであるが、Fig. 8 および Fig. 9 から SNCM23H-K とほぼ等しい浸炭性を得るのに Si 量は約 1.2% まで許されるものとみることができる。

b) 浸炭層の M_s 点および残留オーステナイト量におよぼす Si の影響

Fig. 10 は 2% 以下の Si を含む試料に種々なる条件で浸炭を施し、十分拡散処理を行なつた後、850°C に 30 min 再加熱しここからガス冷却を行なつて M_s 点を測定したものである。C%の増加するにつれて M_s 点が降下することはいうまでもないが、それにくらべて 2%

以下の Si は M_s 点にほとんど影響をおよぼさないことがわかり 3.1(a) で述べたところとよく一致する。

Fig. 11 は Si 量を異にする各試料を種々の炭素量に浸炭して 150°C の油に直接焼入れし、ここに 7 min 保持し空冷した後、試料表面を約 0.5 mm 研磨し、この面の残留オーステナイト量と炭素量とを測定したものである。いずれの試料も炭素量を増すと残留オーステナイト量は多くなり、浸炭層の炭素量を 0.5% 以上に増加させると直接焼入れの場合は室温まで冷却してもかなりの残留オーステナイトを伴うことになる。また、Si 量と残留オーステナイト量との間には明らかな関係は認め難い。

J. VAJDA¹¹⁾らは AISI 4340 鋼に 1% および 1.15% Si を添加し残留オーステナイト量を調べた結果、焼入れのとき緩慢な冷却をすると残留オーステナイトはとくに増したと述べているが、本実験の範囲では上述のように Si の影響は明らかには認められない。

c) 浸炭層の硬さ

Fig. 12 は 2S, 6S, 9S, 12S-2 ならびに 17S 試料を種々の条件で浸炭し 150°C の油に直接焼入れ (7 min 保持) し空冷した試料の表面炭素量と硬さとの関係を示したものである。これによると 0.21% Si 鋼は 0.80% C にて最高の硬さを示し、また、それ以上の Si を含む試料は約 0.75% C にて最高の硬さを示している。このことは焼入鋼の硬さが残留オーステナイト量のみでなく、当然のことながらオーステナイト中の固溶炭素量お

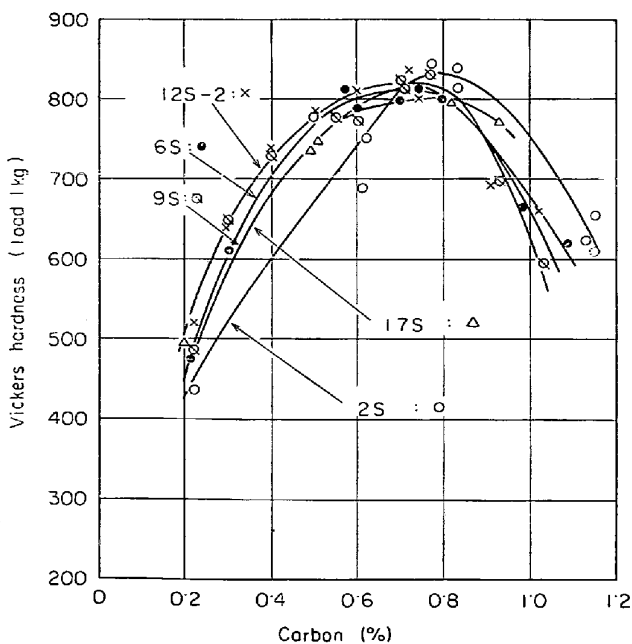


Fig. 12. Effect of surface carbon content on the hardness of carburized surface of the steels with different silicon content, oil-quenched.

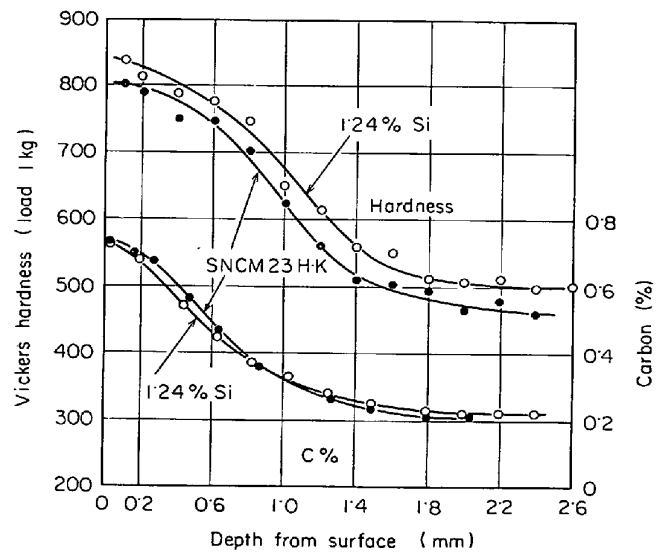


Fig. 13. Difference in hardness and carbon distributions in carburized case of SNCM23H-K and 12S-2 steels quenched directly after carburizing at 935°C for 6hr.

よび Si 量によつても大きく影響されるためである。すなわち硬さにおよぼす Si の影響をみると比較的炭素量の少ないところで、硬さを高くしている。これは Si によるマルテンサイトの固溶体硬化によるものとみられる。このことはほぼ同一の浸炭状態にしたときの硬さにおよぼす Si の影響を調べた Fig. 13 の結果から明らかである。すなわちこの Fig. 13 は主として Si 量のみが異なる SNCM23H-K と 12S-2 試料を $935^\circ\text{C} \cdot 6\text{hr}$, 0.15% CO_2 の雰囲気中で浸炭した後、 150°C の油に焼入れした場合の試料断面における硬さ分布と炭素濃度分布を示したもので、図に見るように、両鋼の炭素濃度分布はほぼ同じであるが、Si 鋼の方が SNCM23H-K 鋼よりも硬く、かつ、硬化深さも深いことがわかる。これはマルテンサイトにおける Si の固溶体硬化によるものと思われる。しかし、Fig. 12 で炭素が 0.80% C と多くなると硬さの絶対値がいちじるしく高くなるため Si 添加による差はあまりはつきりしなくなるものと思われる。そして、炭素が 0.80% 以上で硬さが低下するのは残留オーステナイトが増加するためである。

Fig. 14 は SNCM23H-K, 9S ならびに 12S-2 試料を浸炭後直接焼入れしたものと、11S 試料を浸炭後空冷し続いて再加熱焼入れし、焼もどした場合の硬さ変化を示したものである。再加熱焼入れは塩浴炉を用い、徐加熱のものは 650°C から $5^\circ\text{C}/\text{min}$ の速度で 850°C まで加熱しここに 30 min 保持して焼入れし、急熱のものは $600^\circ\text{C} \cdot 30\text{min}$ 保持後 800°C の塩浴炉に投入し、ここに 2 min 保持後焼入れした。 160°C 以下の焼もど

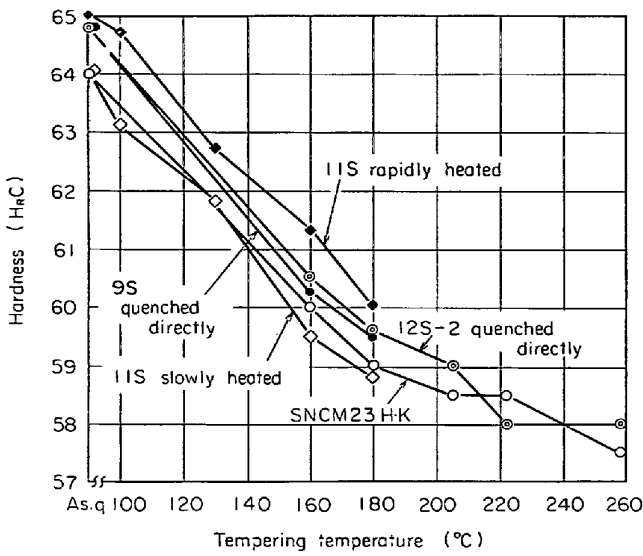


Fig. 14. Hardness of the steels oil-quenched and tempered at various temperatures.
 Rapid heating: Preheated at 600°C and dipped into salt bath holding at 800°C for 2 min.
 Slow heating: Heating from 650°C to 850°C in salt bath with heating rate of 5°C/min, followed by holding for 30 min at 850°C, and oil-quenching.

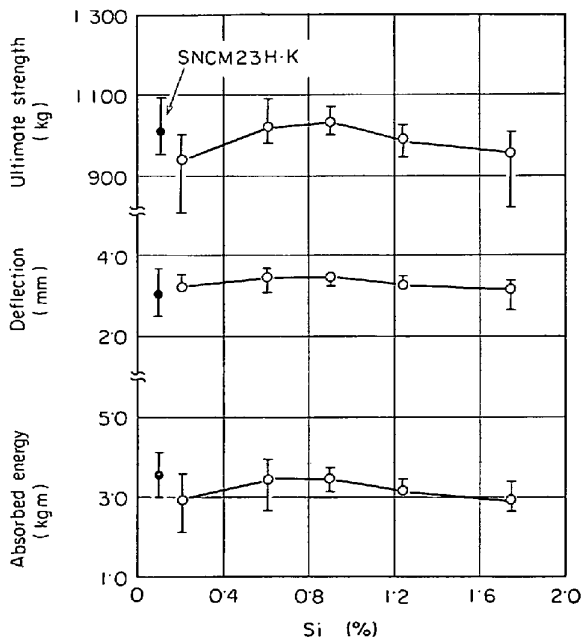


Fig. 15. Static bending properties of the steels carburized at 935°C for 6hr, followed by direct oil-quenching and tempering at 160°C for 4hr.

し保持時間は 4 hr とし、それ以上のものは 3 hr とした。この図より、1.24%Si を含む 12S-2 は 220°C の

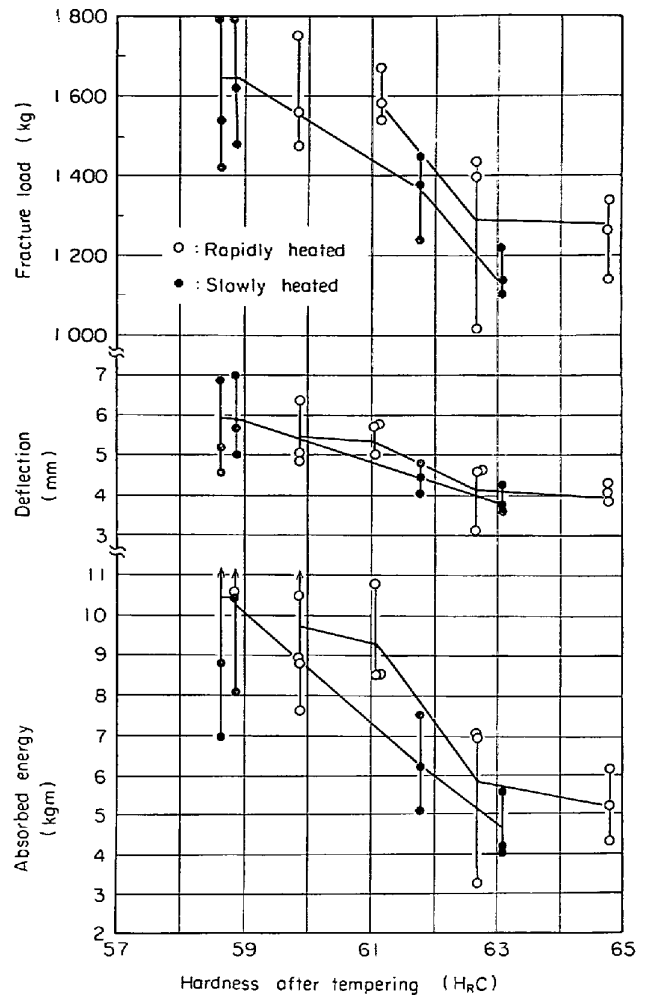


Fig. 16. Relation between static bending properties and hardness of the steel 11S austenitized with rapid heating or slow heating, followed by oil-quenching and tempering. Rapid heating and slow heating are the same to Fig. 14.

点を除いて SNCM23H-K よりも焼入れ硬さ、焼もどし硬さいずれも高い。また、1.16%Si を含む 11S の徐加熱のものは、SNCM23H-K とほぼ同等である。Si を含む鋼は焼もどし時の遷移炭化物の析出を遅らせるための軟化の温度を高温側にずらし、その結果硬さの低下は起こりにくいと述べたものがある¹²⁾。しかし、12S-2試料について 260°C までの範囲における焼もどしではその効果は明らかでない。11S の急熱し 800°C・2 min 保持したものは徐加熱し 850°C・30 min 保持したものよりも焼入れ硬さも焼もどし硬さも高く、130° 4 hr の焼もどしで HRC 62.7 となる。

d) 靱性および転動疲労寿命

SNCM23H-K 試料と Si を含む 2S, 6S, 9S, 12S-2 ならびに 17S 試料を浸炭後直接焼入れし、160°

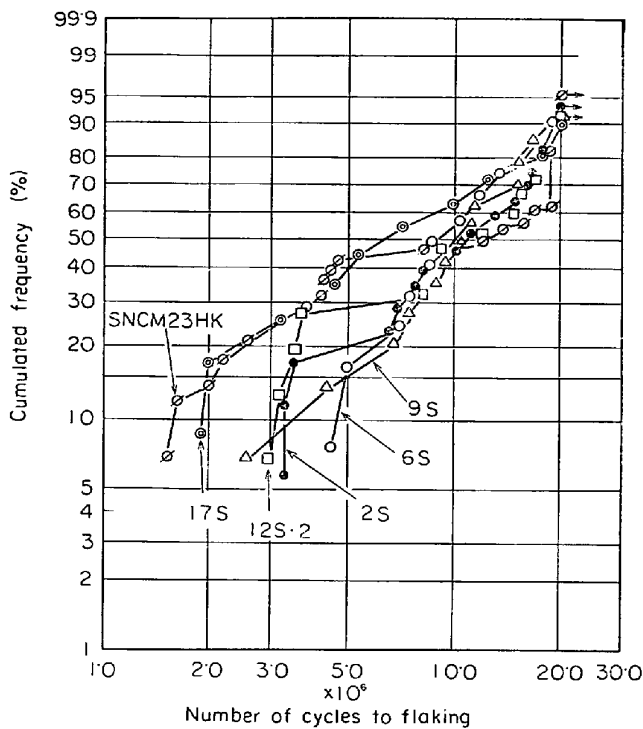


Fig. 17. Results of rolling fatigue life test of the steels carburized at 935°C for 6hr, followed by direct oil-quenching and tempering at 160°C for 3hr.

C・3 hr 焼もどしをした試料について静的曲げ試験を行ない Fig. 15 にその結果を示した。この図より、破断荷重、吸収エネルギーを最大にする Si 量はほぼ 0.85% である。この鋼は Ni が少ないにもかかわらず同一処理した SNCM23H-K とほぼ同等な曲げ特性を示すことは興味ある事実である。また、Fig. 16 は 11S 試料を急熱または徐加熱焼入れした後、種々の硬さに焼もどしたものの曲げ試験結果である。試料は浸炭後空冷し、続いて再加熱焼入れしたもので、徐加熱、急熱の方法は Fig. 14 の 11S と全くどうようである。焼もどしは 100°C、130°C、160°C でそれぞれ 4 hr、180°C では 3 hr 保持空冷した。これより、急熱処理のものは徐加熱処理のものよりも破断荷重、吸収エネルギーともに大きく、強靱になることが明らかである。また、Fig. 15 に示した SNCM23H-K と Fig. 16 の Si を含む 11S 鋼の徐加熱のものとを破断荷重、吸収エネルギーについて比較すると、Si 鋼の方がはるかに強いことがわかる。すなわち、一般に Si の添加は鋼の靱性を害するといわれているが、適量の Ni と複合添加したこの種の鋼にはそのような劣化の現象は認められない。

Fig. 17 は SNCM23H-K と 2S、6S、9S、12S-2 ならびに 17S 試料とを浸炭後直接焼入れして、160°C・3 hr 焼もどした試料の転動疲労試験結果である。こ

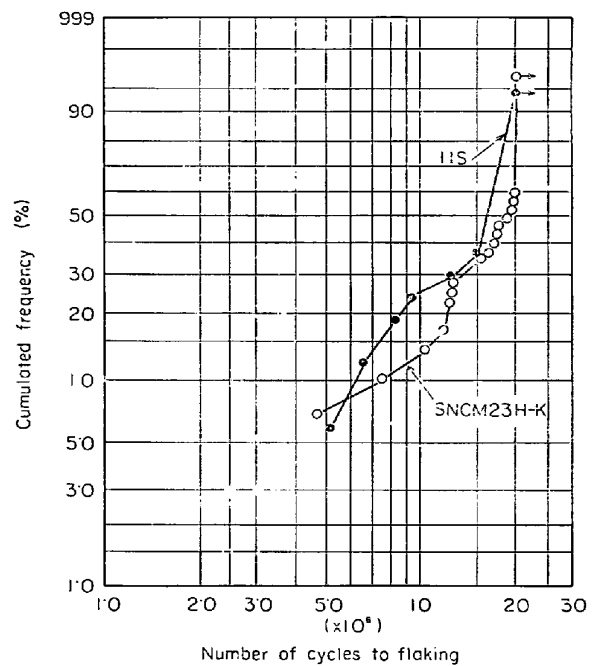


Fig. 18. Results of rolling fatigue life test of the carburized steels SNCM23H-K and 11S quenched and tempered after austenitized with rapid heating, followed by oil-quenching and tempering. Carburizing: 935°C for 6hr in the gas with 0.15% CO₂. Carbon content of the surface: 0.76% Rapid heating for austenitizing: 4 min at 800°C for SNCM23H-K, 5 min at 800°C for 11S. Tempering: 130°C for 4hr.

れによると、Si 添加鋼はいずれも SNCM23H-K 鋼よりもすぐれていることがわかる。この試料の表面硬さはいずれも HRC 59~60.5 の範囲にある。Fig. 18 は SNCM23H-K と 11S 試料を浸炭後空冷し、急速に再加熱焼入れしたものの転動疲労試験結果である。急速加熱は試料をあらかじめ 600°C に予熱しておき、SNCM23H-K は 800°C の塩浴炉に 4 min、11S 試料は 850°C に 5 min 保持後、それぞれ油冷した。焼もどしはいずれも 130°C・4 hr とした。焼もどし後の硬さは SNCM23H-K は HRC 62、11S、HRC 62.6 であつた。この図より 11S と SNCM23H-K との転動疲労寿命はほぼ同等とみてよい。また、Fig. 17 の結果と比較すると急熱処理により寿命ははるかに改善されていることが明らかである。

4. 結 言

歯車のピッチングによる損傷を防止し、その耐久度を向上させることを目的として SNCM23H 鋼の Ni 量を 1.8% から 1% に減らし、代わりに Si を添加した数種

の浸炭鋼を溶製して変態点の測定、浸炭性、靱性、硬さなどの試験ならびに転動疲労試験を行ない、浸炭鋼に対する Si の効果を実験的に追究した。結果を要約すると次のとおりである。

(1) 1.9% 以上の Si を含む浸炭鋼は実用浸炭温度でフェライトを伴うので、Si 添加量は 1.7% 以下としかつ、焼入温度は 850°C にするのがよい。

(2) フェライト結晶粒度におよぼす Si 添加の影響はとくに認められない。

(3) Si は浸炭性を阻害するが、SNCM23H-K 鋼と同等の浸炭性を得るには 1.2% Si までの添加が可能である。

(4) 1.2%Si を含む浸炭層の焼入れ硬さは 0.2% 程度の Si を含む SNCM23H-K 鋼よりも大きい。また、直接焼入れにて最高の硬さを得る炭素量は 0.7~0.75% である。

(5) 0.21~1.74% Si を含む鋼を直接焼入れ後 160°C で焼もどした場合の靱性は 0.85% Si でもつともすぐれ SNCM23H-K とほぼ等しい。また、転動疲労試験による寿命は 0.21~1.74% Si の範囲ではいずれの Si 鋼も SNCM23H-K よりすぐれている。

(6) 急熱処理した 1.16% Si を含む鋼は直接焼入れしたものと比較して靱性、転動疲労による寿命ともに向上し、SNCM23H-K 鋼と同等以上の性質を示す。

最後に本研究の遂行にあたり、試料の溶製にご援助いただいた山陽特殊製鋼(株)技術研究所長結城晋博士ならびに、終始ご親切なるご指導を下さった東京工業大学教授田中良平博士に厚く感謝の意を表す。

文 献

- 1) 内藤, 彦根: 鉄と鋼, 57(1971), p. 37
- 2) 内藤, ほか: 鉄と鋼講演概要, 56(1970) 11, S 464
- 3) R. W. BACKMANN: Machine Design, 28(1960), April p. 130
- 4) 守田, 薩摩林: プルドーザ, 産業図書, 昭44年, p. 175
- 5) 日本學術振興会第19委員会編: 鉄鋼と合金元素 (F), 昭41年, p. 305
- 6) 岡本正三: 鉄鋼材料, コロナ社, 昭35年, p. 112
- 7) C. F. JATCZAK and D. J. GIRARDI: Trans. ASM, 51(1959), p. 335
- 8) 邦武立郎: 日本金属学会々報, 3 (1964) 9, p. 466
- 9) W. STEINER and O. KRISENMENT: Arch. Eisenhüttenw. 30(1959), p. 637
- 10) 清永, ほか: 日本金属学会誌, 24 (1960) 11 p. 727
- 11) J. VAJDA, J. HAUSER, and C. WELLS: Trans.

ASM, 49(1957), p. 517

- 12) J. GORDINE and I. CODD: JISI, 207(1969), Part 4, p. 461

討 論

【質問】 愛知製鋼(株)研究部 脇門恵洋

Siをこのように多量に加えて浸炭した場合浸炭表面層の異常相の出かたに Si の影響を受けているか。

【回答】

935°Cにて 13.5hr 浸炭拡散 (浸炭 9hr, 拡散 4.5hr) を行ない空冷後、再び 850°C に加熱し 30 min 保持して、油冷した試料について顕微鏡組織観察した。その結果、SNCM23H-K 鋼および Si を多く含む鋼ともに異常相は認められた。Photo. 1は SNCM23H-K 鋼と 12S-2 鋼とを上記浸炭処理した場合の顕微鏡組織である。表面から約 0.01 mm まで異常層が現われている。しかし、実験範囲内の Si 量の多いものにとくに異常相が生じやすいということは観察されなかつた。

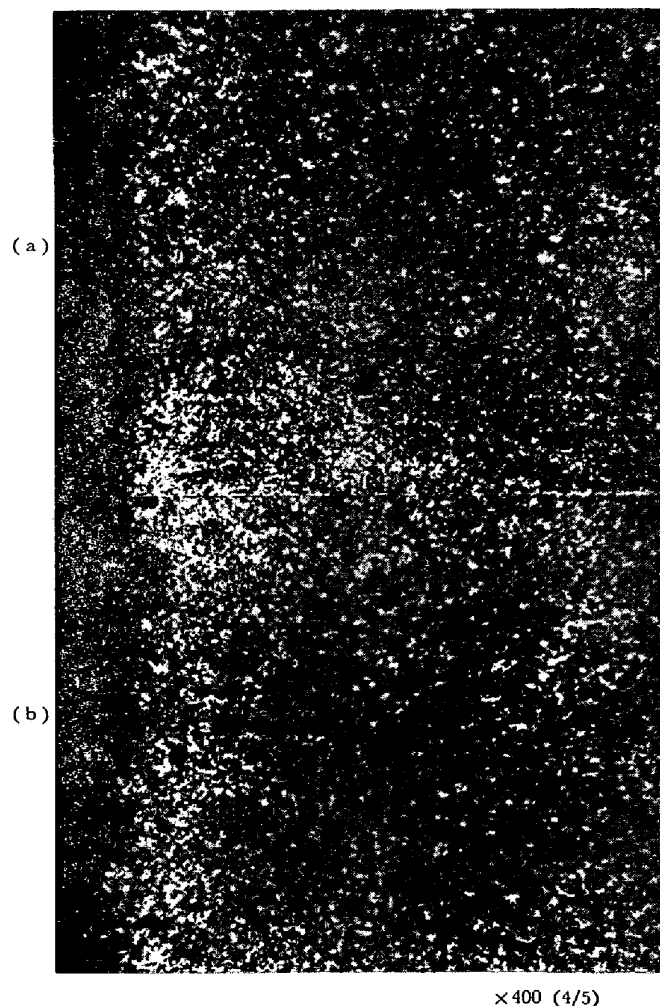


Photo. 1. Microstructures of the steels (a): SNCM23H-K and (b): 12S-2. Heat-treatments, Carburizing: for 9hr at 935°C. Diffusion treatment: for 4.5hr at 935°C. Quenching: in oil, after re-austenitizing at 850°C for 30 min.

【質問】 岐阜高専 橋浦正史

珪素添加による結晶粒度の変化についてどうなるか，
浸炭におよぼす影響はいかがか。

【回答】

結晶粒度に Si がどのような影響をおよぼすかについては本文の Fig. 5 に示したように，ほとんど影響をおよぼさないものとみられる。また，浸炭性については本文 3・2(a) 項で説明したので省略する。