

Table 1. Chemical composition of specimens.

Specimen	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Nb
SCM 22	0.20	0.33	0.73	0.012	0.009	0.09	1.04	0.23	0.01 >
SNCM 21	0.22	0.33	0.86	0.018	0.012	0.53	0.51	0.35*	—
SNCM 23-1	0.17	0.28	0.50	0.014	0.016	1.66	0.41	0.21	0.01 >
SNCM 23-2	0.20	0.31	0.58	0.014	0.008	1.82	0.53	0.22	0.01 >
SNCM 23-3	0.21	0.24	0.60	0.014	0.008	1.82	0.63	0.21	0.06
SNCM 23-4	0.73	0.46	0.72	0.029	0.027	1.92	0.64	0.30	0.07

*: Beyond the range of Mo content standardized in JIS SNCM 21.

(3) 浸炭拡散処理ののち一度空冷し、その後再び加熱しオーステナイト化して焼入れる場合などがあり、目的に応じていろいろの熱サイクルがとられている。一般に浸炭作業は 900°C 以上の高温で行なわれることが多く、そのため合金鋼を用いても結晶粒はある程度粗大化することは避けられない。上記 3 種類の熱処理のうち、(1) と (2) はその粗大になつた結晶粒が微細化されることなく焼入れされることになるわけで、靱性や疲れ強さの観点からは (3) の方法が好ましいものと考えられる。しかしこの (3) の方法を採用するとしても、高い表面硬さと十分な靱性を確保するためには浸炭層の炭素濃度をいかに選ぶべきか、またそれに応じて再加熱焼入れのサイクルをどのようにすべきかなど検討を要する問題が多いが、それにはまた素材の熱処理特性だけでなく浸炭層についてもその熱処理特性が明らかにされねばならない。しかし、浸炭層のそれについての研究は比較的少ない⁹⁾。そこで本報告では市販の低合金浸炭鋼につき、素地および浸炭層の変態挙動をしらべるとともに上記の目的にもつとも適した表面炭素濃度および熱処理方法などを検討した。

2. 試料および実験方法

供試材の化学組成は Table 1 に示すとおりで、SNCM 23-4 以外はそれぞれ JIS の SCM22, SNCM21 および SNCM23 に相当するものである。表中 SNCM23-2 は SNCM23-1 よりも Si, Mn, Ni および Cr がやや高いものであり、SNCM23-3 は SNCM23-2 に Nb を添加したものである。これらはいずれも 70 mm φ の市販の熱延鋼材を購入して 1100~1200°C にて 12 mm φ まで鍛伸して使用した。

これらのほか、浸炭層の諸性質を調査するため SNCM 23-3 の浸炭層に相当するような高炭素成分に配合して高周波溶解炉にて 1 kg 溶製したものを SNCM23-4 とした。この鋼は最終寸法 12×12 mm になるよう (鍛造比 3.4) 1100~1200°C にて鍛造した。

いずれの試料も鍛造後 935°C にて焼ならしを行ない

所定の寸法に機械加工して実験に供した。試料の浸炭は都市ガスを木炭にて変成する方法⁹⁾を採用し、炭素濃度は浸炭時間を変えることによつて調節した。浸炭および拡散温度はいずれも 935°C 一定とした。

浸炭層の相変化を調べるためには連続冷却変態測定装置 (Formastor-F, 富士電波工機製) を用いた。試料寸法は 3 mm φ × 10 mm とし、浸炭後 935°C にて 5~10 hr 真空中で加熱し、試料の表面および内部の炭素濃度を均一化して変態点の測定に用いた。(この拡散加熱条件で試料断面の炭素濃度が十分均一化されることは X 線マイクロアナライザーにより確認された。)しかし、この小試験片の正確な炭素分析については切削により削り粉を採取することが困難なため、この棒状の小試験片をそのまま使用した。そのため JIS G1211 に準拠して燃焼温度を 1350°C にとり、助燃剤 (Sn) をやや多量に使用した。そのほかの試片の炭素分析にはカントレコーダを用いた。

残留オーステナイトの定量は X 線回析装置 (島津製作所製) を用い γ (220), γ (311) および α (211) 面の相対積分強度 ($V_{\gamma} = 0.44\bar{I}_{\gamma} / (I_{\alpha} + 0.44\bar{I}_{\gamma})$) より算出した¹⁰⁾¹¹⁾。ただしここで V_{γ} は残留オーステナイト量、 \bar{I}_{γ} は γ (220) および γ (311) の積分強度の平均値、 I_{α} は α (211) の積分強度である。

靱性の評価は静的曲げ試験によつて行なつた。試料寸法は 10 mm φ × 160 mm とし、支点間距離を 120 mm にとり、2 点荷重 (40 mm 間隔) にて荷重速度 0.15 mm/min による曲げ試験を行なつて破断までの吸収エネルギーを測定した。

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

歯車の表面は耐摩耗性を目的として十分に硬化させる必要のあることはもちろんであるが、素地部 (浸炭層以外の部分) も歯車の歯元部にかかる曲げ応力に耐えうる程度の強さを与えるため、マルテンサイト組織に変態さ

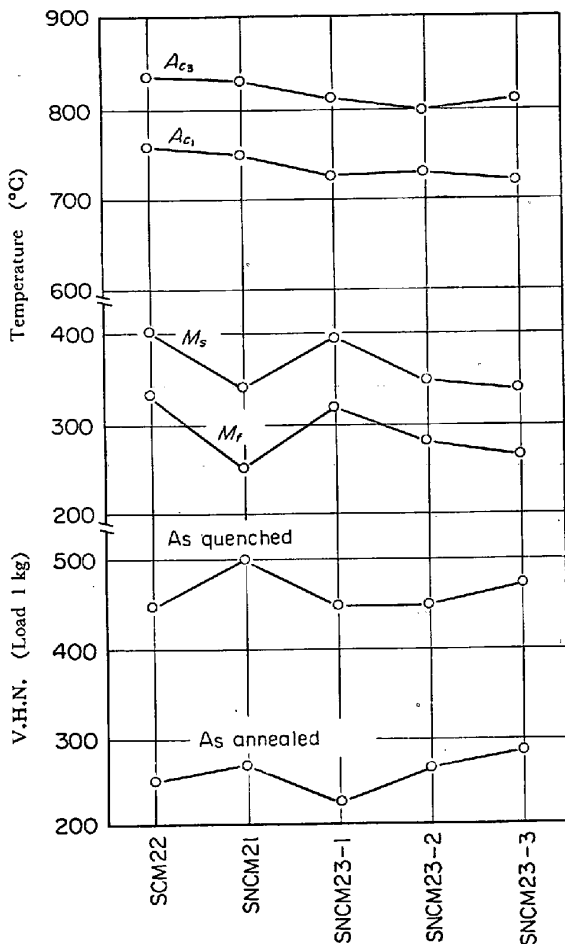


Fig. 1. Transformation points and hardness of case hardening steels.

せる必要がある。そこでまず各試料の素材について、適正な焼入温度を決定する目的で、 $5^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 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。またそれにつづいて 850°C に 30 min 保持後ガス (N_2) 冷却にて M_s および M_f 点を求めた。それらの結果を Fig. 1 に示す。Ni の少ない SCM22 および SNCM21 はともに A_{c3} が 830°C にあり、また SNCM23 系の A_{c3} は $795^{\circ}\sim 810^{\circ}\text{C}$ と測定された。したがってこれらの鋼を十分に焼入れ硬化するためには、前者は焼入温度を 850°C 付近に、後者は 830°C 付近にするのが適当と思われる。一方、 M_s および M_f 点の測定結果では、SCM22 が M_s 、 M_f ともにもつとも高い値を示し、SNCM21 は SCM22 よりも M_s 、 M_f 点ともにかなり低い。これは Ni、Mn、Mo および C が多いためと考えられる。SNCM23-1 が SCM22 とほぼ同程度の M_s 、 M_f を示すのは Ni が多い反面、C、Mn、Cr などが少ないためであろう。SNCM23-1 よりも Ni の多い SNCM23-2 のほうが M_s 、 M_f 点とも低く、また Nb を含むとさらに低下する傾向が見られる。 M_s 点と M_f 点の

関係を見ると、両者はほぼ同じように変化しており、 M_s 点が低ければまた M_f 点も低くなる。すなわち、 M_s 点と M_f 点との温度差が鋼種を問わずほぼ等しいことがわかる。Fig. 1 には各試料の焼入れのままおよび焼ならし状態の硬さも併記した。両者とも SNCM21 試料が他の試料よりも硬いのは C、Mn および Mo が多いためと考えられ、SNCM21 以外の試料はほぼ 100% マルテンサイトにおいて Hv 450 程度となる。

b) 冷却速度による変態点の変化

緒言でも述べたように、ガス浸炭部品の熱処理方法にはいろいろあるが、そのうち浸炭拡散後その温度よりも低い任意の温度まで冷却し焼入れする場合には、浸炭温度からの冷却速度を速くすることによつて、 A_{r3} および A_{r1} 点が過冷されて焼入温度をかなり低くとりうるものと考えられ、焼入歪の軽減に役立つことが期待される。そこでまず素材についてオーステナイト化温度からの冷却速度により A_{r3} および A_{r1} 変態点がいかに変化するかを調べた。冷却速度としては実用炉における操作条件を考慮して、 $1.5\sim 6.5^{\circ}\text{C}/\text{min}$ の範囲で 3 段階に変えて実験した。Fig. 2~4 は SCM22、SNCM21 および SNCM23-2 試料を $850^{\circ}\text{C}\cdot 20\text{min}$ および $935^{\circ}\text{C}\cdot 20\text{min}$ のオーステナイト化処理後、その温度から冷却した場合の A_{r3} および A_{r1} 点の変化を示したものである。いずれの試料もオーステナイト化温度からの冷却により A_{r3} および A_{r1} 変態点が加熱の A_{c1} および A_{c3} に比較し大幅に降下しているが、オーステナイト化温度の高低によつては過冷の程度はあまり変化していない。ただ、SNCM23-2 試料は Ni が多いため冷却速度が速くなるととくに過冷されやすくなり、 935°C から $6.5^{\circ}\text{C}/\text{min}$ で冷却すると A_{r3} が 650°C 、 A_{r1} が 610°C まで降下することがわかる。これらの結果より、 $1.5\sim 6.5^{\circ}\text{C}/\text{min}$

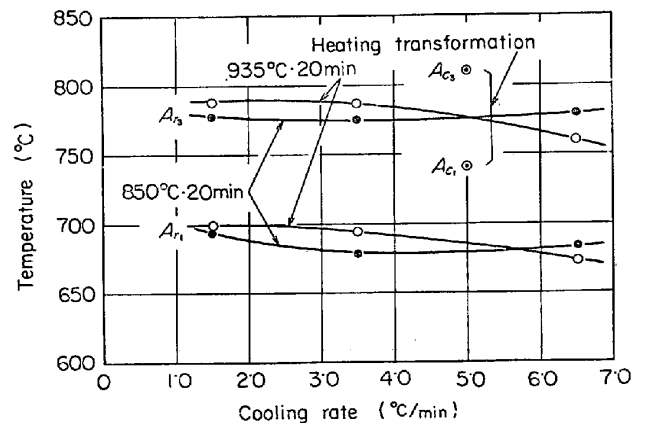


Fig. 2. A_{r1} and A_{r3} transformation points of SCM22 cooled from 850°C and 935°C after holding for 20 min.

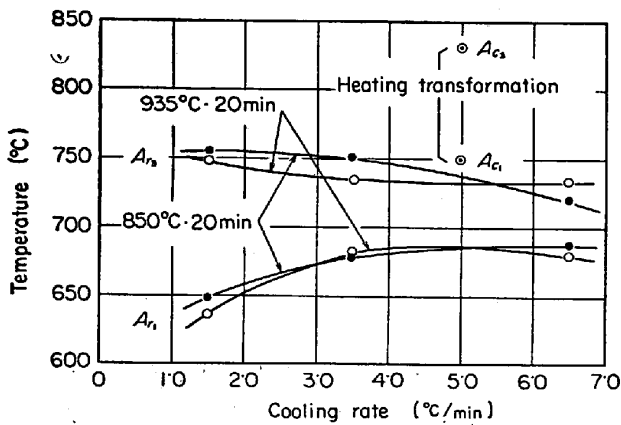


Fig. 3. A_{r3} and A_{r1} transformation points of SNCM 21 cooled from 850°C and 935°C after holding for 20 min.

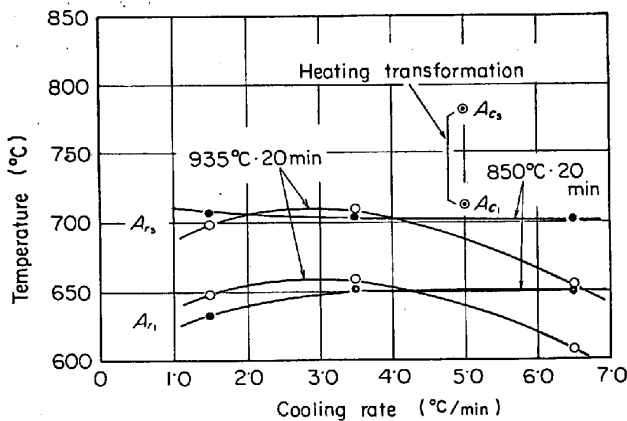
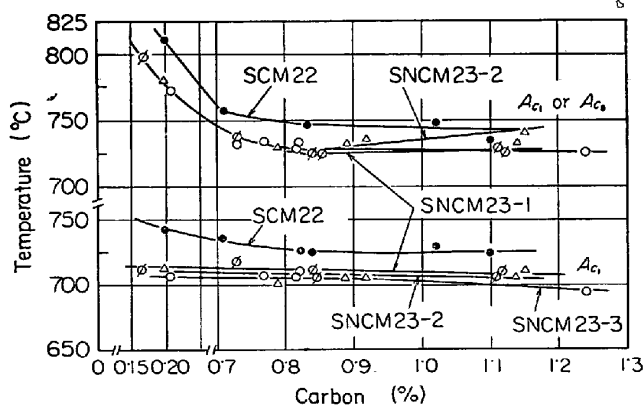


Fig. 4. A_{r3} and A_{r1} transformation points of SNCM 23-2 cooled from 850°C and 935°C after holding for 20 min.



A_{c1} ; Beginning temperature of A_c transformation.
 A_{c1} or A_{c3} ; Completing temperature of A_c transformation.

Fig. 5. Effect of carbon content on A_c transformation points of various steels.

の速度で冷却するだけでも、オーステナイトはかなり過冷却され、SCM22 試料は焼入温度を 800°C にとることができる。同様に SNCM21 試料は 770°C、SNCM23-

2 試料は 730°C から焼入れしても素地部は十分硬化することになる。

3.2 浸炭層の変態挙動

a) 加熱変態点

浸炭層の変態挙動をしらべるため、Formastor 用小試片を用いて浸炭層に相当する炭素濃度に浸炭した。炭素濃度は浸炭時間を変えて 0.7~1.2% の範囲に調節し、浸炭後十分拡散を行ない試料の表面も内部も炭素濃度がほぼ均一である試料を調製した。Fig. 5 はこの試料を 5°C/min の速度で加熱した場合の加熱変態の開始および終了の温度*を示したものである。実験した約 0.7% 以上の炭素濃度の範囲では、SNCM23-1、SNCM23-2 および SNCM23-3 の加熱変態の開始温度はほぼ等しく 710°C にあり、終了温度は 725°C 付近で SNCM23-2 では C% の増加につれ終了温度のわずかに上昇する傾向が認められる。また、SCM22 は SNCM23 系よりも開始・終了ともに高い。これは、Cr 量および Ni 量の相違によるものとみられる。以上の結果より浸炭後の再加熱焼入れを考える場合、浸炭層のみに注目すると SNCM23 系の鋼は 750°C、SCM22 の場合は 770°C でオーステナイト化してもよいことになる。

b) 冷却速度による変態点の変化

3-1 a) では素材の冷却速度による変態挙動の変化をしらべたが、浸炭層についても同様の検討を行なった。Fig. 6 は 0.79% の C を含む SCM22 試料を 850°C および 935°C にそれぞれ 20 min 加熱保持し、種々の速度で冷却した場合の変態点の変化を示したもので、オー

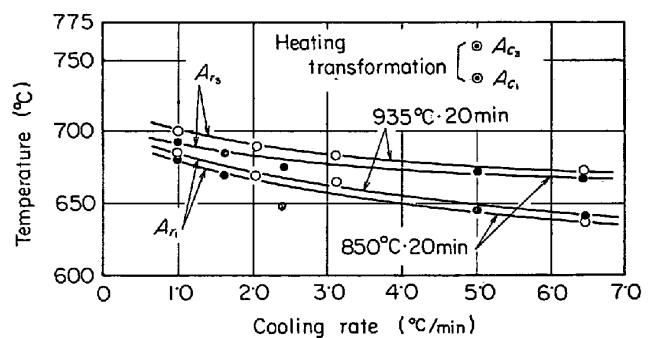


Fig. 6. Transformation points of SCM22 containing 0.79% carbon cooled from different austenitizing temperatures.

* 共折点以上の炭素量を含む場合の加熱変態点は A_{c1} A_{cem} と書くべきであり、その場合の A_{cem} 点は変態による収縮から膨張に転ずる点 (A_{c1} 終了点) よりさらに高温側で、この膨張が、炭化物の固溶を完了してオーステナイト本来の膨張係数に相当する曲線に転ずる (膨張曲線の勾配が小さくなる) 折点として求められるはずであるが¹²⁾、この A_{cem} 点が実際の膨張曲線上ではきわめて不明瞭な点であるため、本研究では便宜的に膨張曲線の上の変態による収縮の開始点と終了点をとつてそれぞれ加熱変態の開始および終了の温度として表わすことにした。

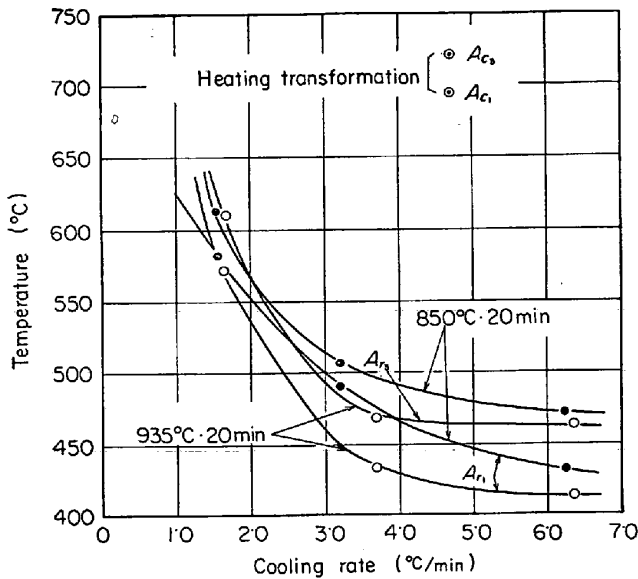


Fig. 7. Transformation points of SNCM23-2 containing 0.87% carbon cooled from different austenitizing temperatures.

ステナイト化温度の違いによつてはあまり大きな差が認められない。しかし、冷却速度が速くなれば過冷の程度は大きくなり、6°C/min の場合は 670°C で変態が始まる。Fig. 7 は 0.87% C を含む SNCM23-2 試料の場合であるが、5°C/min の冷却速度で 935°C から冷却すると変態の開始温度は 460°C まで降下し、Fig. 6 に比較し著しく過冷却されやすいことがわかる。これは Ni の影響によるものと思われる。

これらの結果から明らかのように過冷オーステナイトは冷却速度が速いほど低温まで過冷され、4°C/min 以上の速さで 850°C あるいは 935°C の温度から過冷させた場合 SNCM23-2 では 500°C でもなおオーステナイトは十分安定であり、この温度から焼入れを行なつてもマルテンサイト化するものと考えられる。この方法は焼入歪の軽減に興味ある問題である。

c) M_s 点におよぼすオーステナイト化温度の影響

浸炭後空冷し再びオーステナイト化温度に加熱し焼入れした場合のオーステナイト化温度と M_s 点との関係をしらべた。Fig. 8 は 1.00% C を含む SNCM23-3 試料をそれぞれの温度に 20 min 間加熱保持後焼入れしたものであり、オーステナイト化温度が高くなるほど M_s 点は降下するが、850°C 以上ではほぼ一定の約 120°C におちつくことがわかる。これらの変化は、主としてオーステナイトへの合金元素の溶解状況に支配されるものと考えられ¹³⁾、オーステナイト化温度の上昇とともに未溶解の炭化物が次第に固溶し、オーステナイト中の合金元素濃度が高くなるために M_s 点は降下するものと思われ

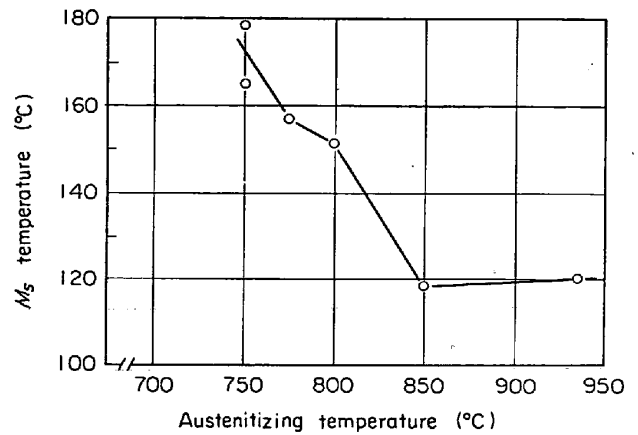


Fig. 8. Effect of austenitizing temperature on M_s point of SNCM23-3 containing 1.00% carbon.

る。また、850°C 以上で M_s 点がほぼ一定になるのは、実験した 1.00% C では 850°C で未溶解炭化物が完全に固溶しつくすためであろう。

一般に M_s 点が高くなると M_f 点も上昇するから、焼入状態(室温の冷媒を用いた場合)において残留オーステナイト量を少なくし焼入硬さを高くする一つの方法として Fig. 8 のように焼入温度を低くとることが効果的であるといえる。しかし、浸炭層および素地部をともに硬化させる必要のある場合は素地部の変態点 (A_{c3}) により一義的に焼入温度は決まるのであり、浸炭層を基準にして焼入温度をきめることはできない。すなわち 3.1 で述べたようにたとえば SNCM23-3 の素地部も十分にオーステナイト化するには鋼全体を 830°C 程度に加熱する必要がある、そうすれば 1.00% C を含む浸炭層の M_s 点が 150°C 以下に低下してオーステナイトがかなり残留しやすくなるものと考えられる。一方、Fig. 6~7 に関連して述べたようにオーステナイトを適当な速度で冷却すると変態点が低温側にずれる。そこで、鋼全体をいったん 850°C でオーステナイト化しても、その後さらに素地部の変態点にかからない程度の低い温度まで冷却し、浸炭層の炭化物を一部析出させてその M_s 点を適当な温度に高めてから焼入れすれば、十分なかたさ、靱性が得られるとともに焼入歪もかなり減少するものと期待される¹⁴⁾。そこで、オーステナイト化温度を 850°C および 935°C としここに 20 min 保持した後、種々の冷却速度で 850°C, 700°C および 600°C まで冷却して焼入れした場合の M_s 点、残留オーステナイト量および焼入硬さと上記各温度までの冷却速度との関係をしらべた。Fig. 9 および Fig. 10 はそれらの結果を示したものである。Fig. 9 は SNCM23-4 試料の場合で、935°C に 60 min 加熱保持し、ただちに焼入れしたものと、この

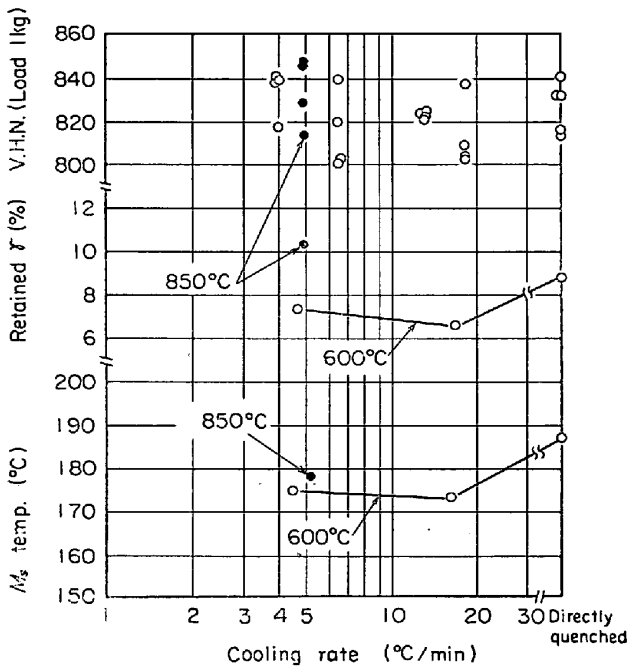


Fig. 9. Effects of the cooling rate on M_s points, amount of retained austenite and hardness of SNCM23-4.

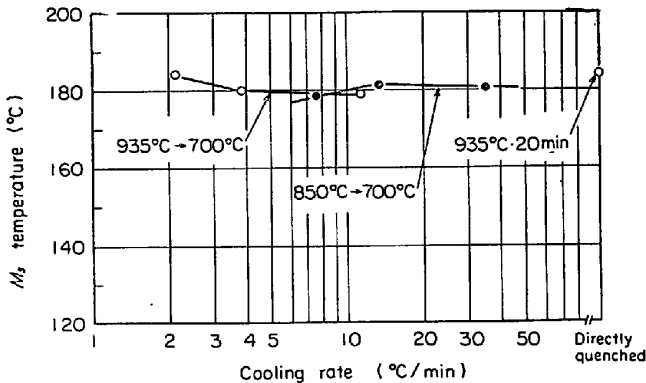


Fig. 10. Effect of the cooling rate on M_s point of SCM22 carburized to carbon content of 0.79%.

温度から 850°C および 600°C まで種々の冷却速度で冷却しその温度から室温の油に焼入れしたものである。図に見られるように 935°C より直接焼入れしたものも 600°C および 850°C まで冷却してから焼入れしたものも、硬さ、残留オーステナイト量および M_s 温度に大差は認めがたい。むしろ予想に反して 935°C より直接焼入れした場合（図中右端）のほうが M_s 点はやや高い値を示しているがその差はわずか 10°C 程度で冷却方法による違いはほとんどないといつてもよいであろう。実際この種の鋼を組織観察したところ 600°C まで徐冷した試験片でさえ析出炭化物は認められなかつた*。Fig. 10 は 0.79%C を含む SCM22 試料の場合であり、850°C

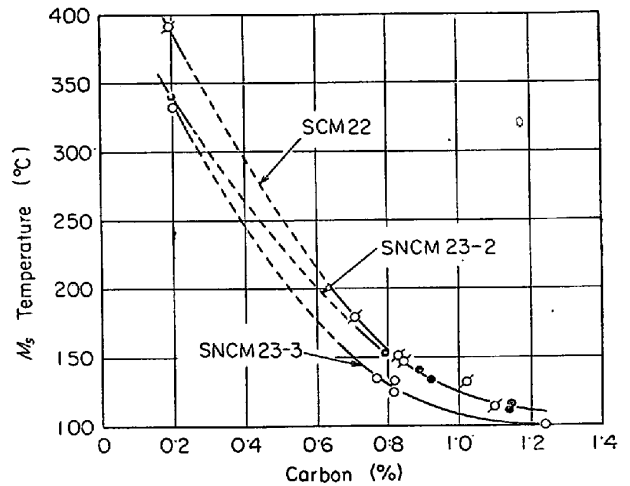


Fig. 11. Effect of carbon content on the M_s points of the carburized case austenitized at 850°C.

および 935°C に 20 min オーステナイト化し、700°C まで種々の冷却速度で降温しそこから焼入れしたものである。これよりオーステナイト化温度および冷却速度を変えても M_s 点はほぼ一定であることがわかる。これはオーステナイト中の合金元素濃度が 850°C の場合と 935°C の場合とではほとんど差がないこと、また Cr や Mo を含むため実験した程度の冷却速度では炭化物がほとんど析出しないことによるものと思われる、W. J. HARRIS⁽⁴⁾ らの報告と相違する結果となつた。

以上のように 2~40°C/min 程度の冷却速度でオーステナイトを過冷させて焼入温度を 700°C に下げてもオーステナイト中の合金元素濃度が低下することはない。したがって、この方法は焼入歪の軽減には寄与するとしても M_s 点を上昇させたり残留オーステナイト量を減少させることにならない。

d) 浸炭層の炭素濃度と M_s 点、残留オーステナイト量および硬さ

Fig. 11 は SCM22, SNCM23-2 および SNCM23-3 に浸炭を施し十分拡散処理を行なつた後、850°C に 20 min 再加熱しそ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。これによると SNCM23-2 および SNCM23-3 は Ni を含むため SCM22 よりも低い M_s 点を示す。しかし、炭素が 0.8% 以上になると Ni を含むものと含まぬものとの相違は小さくなり炭素の M_s 点におよぼす影響がきわめて大きいことを示している。

Fig. 12 は SNCM21 および SNCM23-3 試料をそれぞれ浸炭して 150°C の油に直接焼入れしここに 7 min 保

* この種の鋼につき炭素量と冷却速度とを変えて炭化物の析出を調査したが 600°C までの冷却 (5°C/min) では 0.85% C 以上の場合にはじめて炭化物の析出が光学顕微鏡にて確認された。

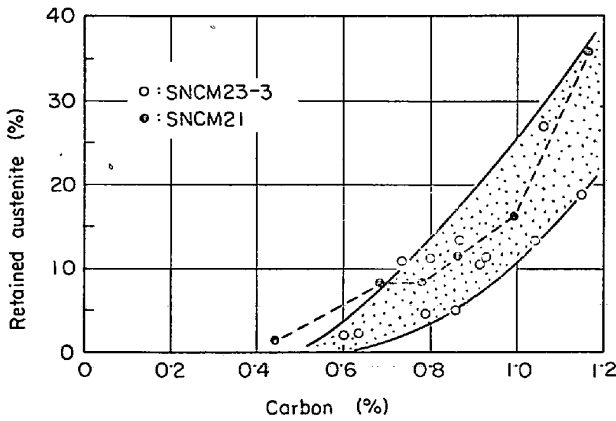


Fig. 12. Effect of carbon content on the amount of retained austenite of carburized case.

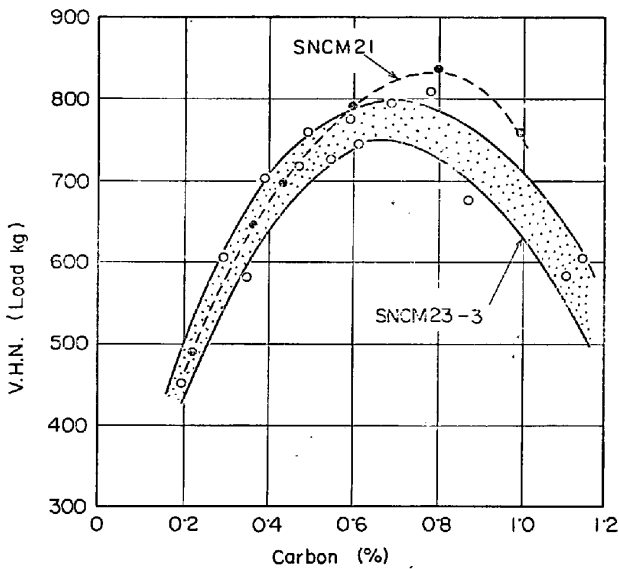


Fig. 13. Effect of carbon content on the hardness of carburized case.

持ち空冷した後、試料表面を約 0.05 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。両鋼と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。

一方、Fig. 13 は SNCM21 および SNCM23-3 試料を種々の条件にて浸炭し 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が、これによると SNCM21 は 0.80% C にて最高の硬さを示し、また、SNCM23-3 は 0.70% 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によっても大きく影響されるためである。これらの結果から、直接焼入れの

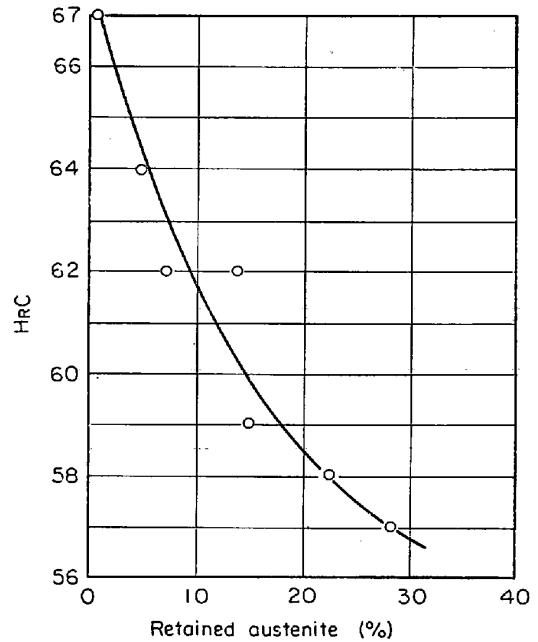
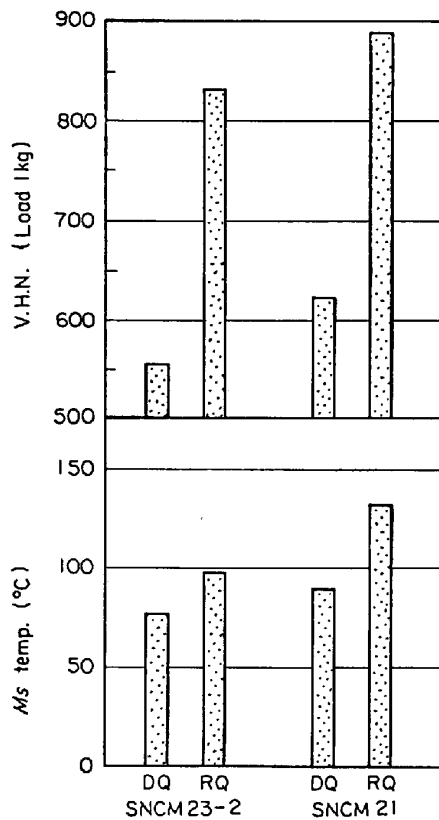


Fig. 14. Relation between the Rockwell hardness and the amount of retained austenite of SNCM23-3 containing 1.05% carbon refrigerated to various subzero temperatures.

場合にサブゼロ処理しないで最高の硬さを得るためには多少残留オーステナイト量が増加しても、SNCM21 では 0.80% C、SNCM23-3 では 0.70% C 程度に浸炭するのが最適ということになる¹⁵⁾。もつともこの場合、たとえば SNCM23-3 では Fig. 12 にみるように数% のオーステナイトが残留することになるが、Fig. 14 のように残留オーステナイト量を減少させれば硬さはさらに増加するはずであり、とくにサブゼロ処理を行なうと HRC 66~67 を得ることができる。

3.3 再加熱焼入れ

前項では直接焼入れでもつとも高い硬さを得るための浸炭量を検討したが、緒言でも述べたように、靱性や疲れ強さの観点からは直接焼入れよりも再加熱焼入れのほうが望ましいように考えられる。また、Fig. 12 と Fig. 13 で示したように室温までの冷却にとどめる場合は 0.70% C で約 5~10% (SNCM23-3) の残留オーステナイトを伴う状態が焼入硬さを最大にする条件であった。したがって、もしサブゼロ処理することなくこの残留オーステナイトを減少させることができるなら、焼入硬さはサブゼロ処理したものに匹敵する値にまで増加するものと思われる。再加熱焼入れではオーステナイト化処理条件を適当に選択することによってこれを達成できる可能性があると思われ。そこで本項ではこの再加熱焼入れについて検討することとした。Fig. 15 は直接焼入れお



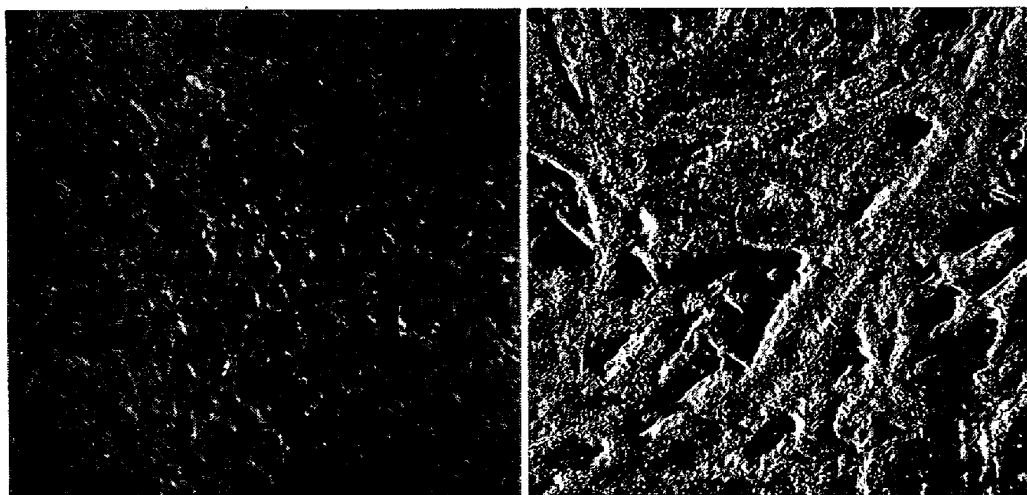
D.Q. : Quenched directly.
R.Q. : Quenched after reheating.

Fig. 15. M_s points and hardness of steels quenched directly or after reheating.

よび再加熱焼入れによる M_s 点および硬さを調べたものである。すなわち、SNCM23-2 および SNCM21 試料を連続冷却変態測定装置にて 935°C で 2.5hr 浸炭を行なって 0.95~1.0% C とした後続いて雰囲気真空 (10^{-5} mmHg) にし、同温度で 5.0hr の拡散処理を行な

いその後ただちにガス冷却して M_s 点を測定した。つぎにこの試料を半分に切断し 850°C まで 2 min で昇温しここに 2 min 保持して焼入れを行ない同様に M_s 点を求めたものである。これより明らかに再加熱焼入れのほうが直接焼入れしたものより M_s 点が高く硬さも高いことがわかる。この場合の組織は Photo. 1(a)にみるようにマルテンサイト炭化物+残留オーステナイトの組織となり、Photo. 1(b)の直接焼入れに比較し残留オーステナイト量の少ないことがわかる。このように適当な再加熱処理で炭化物を適量に残存させたまま焼入れすればオーステナイト中の炭素濃度は多少低くても大きな硬さにすることができる。

ところで実際の歯車の場合には、オーステナイト化処理の方法をどのようにすべきかが問題となる。上述のように未溶炭化物を一部残存させるためには加熱速度を速くし、また焼入温度での保持時間を短くすることが必要で、それには高周波焼入れをすることも一つの方法であろう。そこで 40 mm ϕ の SNCM 23-1 試料を 935°C で 5hr 浸炭し空冷後、3kc の高周波誘導加熱装置にて移動焼入れしたものと、同じく浸炭空冷後 850°C に $5^{\circ}\text{C}/\text{min}$ の加熱速度で加熱しここに 30 min 保持して室温の油に焼入れしたものについて、断面硬度分布を測定して Fig. 16 に示した。この図から高周波焼入れしたほうが全体加熱焼入れしたものより明らかに表面硬さは高く硬化深さも大きいことがわかる。また、高周波焼入れによらなくとも急速短時間加熱焼入れは鉛浴を用いても可能である。Fig. 17 は 850°C の鉛浴を用いて急速加熱し、15 sec 保持しただけで焼入れたものと普通の徐加熱焼入れしたものについて硬さを比較したもの



(a)

(b)

(a) : Quenched after reheating (b) : Quenched directly

4500 \times (1/2)

Photo. 1. Electron replica micrographs of the steel SNCM21.

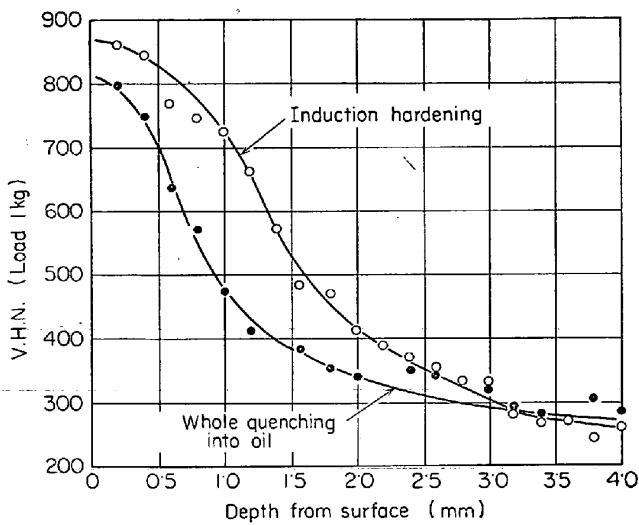


Fig. 16. Difference in hardness distribution between induction hardened and whole quenched SNCM23-1 steel after carburizing.

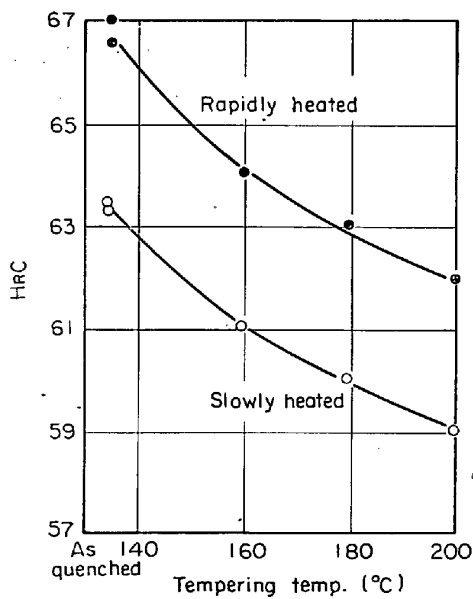


Fig. 17. Effect of heating rate in austenitizing on hardness of the steel SNCM23-3 quenched in oil and tempered to various temperatures.

で、図には 200°C までの焼もどしによる硬さ変化を示してある。試料はいずれも SNCM23-3 であるが、この図から急速加熱処理のほうが 5°C/min で徐熱したものよりも焼入れ状態の硬さが HRC 3~4 も高く、また、200°C まで焼もどしてもその差はあまり変わらず、急速加熱試料は 180°C・3hr の焼もどしでもなお HRC 63 を示し、徐加熱の場合の焼入れ硬さにほぼ匹敵する値を保っている。Fig. 18 は Fig. 17 で処理した試料の静的曲げ試験結果であるが、急速加熱のほうが徐加熱したもの

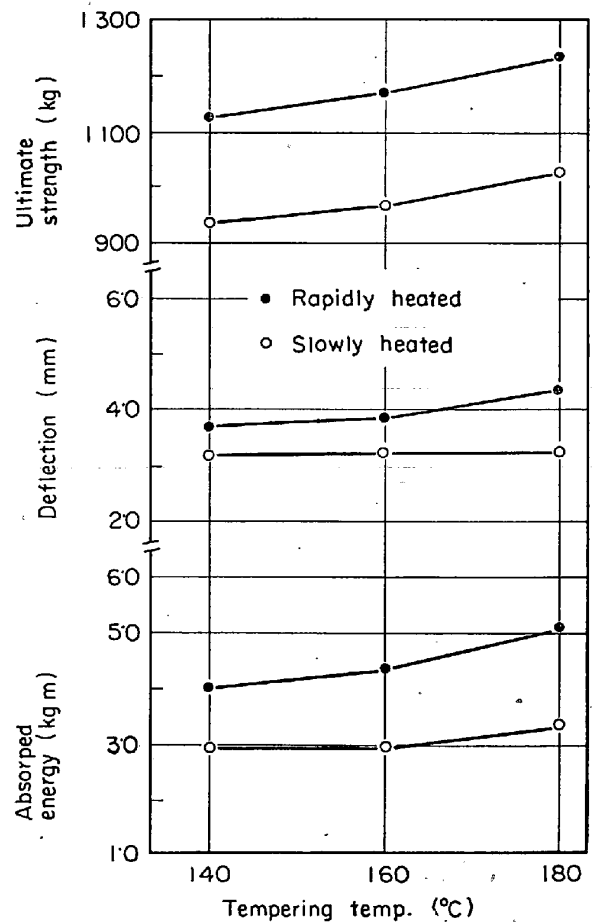


Fig. 18. Static bending characteristics of the steel SNCM23-3 quenched and tempered after austenitizing with rapidly heating or slowly heating.

よりも破断荷重、たわみ量、吸収エネルギーのいずれも大きく、高い硬さでありながら靱性にも富むものであることがわかる。この理由は前述のように急速に加熱するためオーステナイト中の炭化物が十分固溶することができずオーステナイト中の合金元素濃度が徐加熱したものよりも低く、そのため M_s 点は高く、残留オーステナイト量が少ないこと、またマルテンサイト中の炭素濃度も低いことによると思われる。

4. 結 言

サブゼロ処理することなく浸炭層の焼入れ硬さを十分高くし、かつ靱性に富む浸炭部品の製造を目的として、市販の肌焼鋼を用いて浸炭し、変態挙動の調査、組織観察、残留オーステナイト量の測定ならびに静的曲げ試験などを行なつて、適当な熱処理方法を追究した。結果を要約するとつぎのとおりである。

(1) 素地部および浸炭層の変態点測定から、加熱による素地部の焼入れ温度は SNCM21 および SCM22 は

850°C, SNCM23-1~3 は 830°C が望ましいこと, また素地部を A_{c3} 以上に加熱し冷却すると変態点は過冷されるため, 焼入温度を SCM22 は 800°C, SNCM21 は 770°C, SNCM23-2 は 730°C にまでそれぞれ下げられることを見いだした. 一方, 浸炭層の焼入温度は各鋼種とも 770°C 程度にとることができる. また, 浸炭層を γ 状態から冷却すると変態点は著しく過冷され, とくに 0.87%C を含む SNCM23-2 試料の浸炭層は冷却変態点が 450°C 近辺まで降下することが認められた.

(2) しかし, 浸炭層をオーステナイト化した後その温度からただちに室温の油に直接焼入れしたものと, この温度から種々の冷却速度で 600°C まで冷却し焼入れしたものととの焼入硬さ, M_s 点および残留オーステナイト量を比較しても顕著な差は認められなかった.

(3) 浸炭焼入れ後サブゼロ処理することなく焼もどしを行ない使用する場合にもつとも焼入硬さを高くする炭素量は材質により異なり, SCM22 および SNCM21 では 0.80%C, SNCM23-1~3 では 0.70%C が適当である. しかし, この場合 5~10% のオーステナイトが残留する.

(4) 浸炭層の焼入れ硬さを高くするには浸炭後空冷し再加熱焼入れするのがよい. この場合急速加熱短時間保持を行なつて未固溶炭化物を一部残存させると, 0.80%C を含む浸炭層 (SNCM23-3) は HRC 66~67 とな

り, サブゼロ処理したものと同等の硬さが得られる. また, 急速加熱された鋼の静的曲げ試験による吸収エネルギーは徐加熱のものよりも約 30~60% 増加する.

文 献

- 1) 金子: 日本機械学会論文集(第3部), 35(1969) 270, p. 417
- 2) 門間, ほか: 日本金属学会誌, 31 (1967) 11, p. 1266
- 3) 門間, ほか: 日本金属学会誌, 32 (1968) 12, p. 1193
- 4) F. BORIK: Trans. ASM, 53(1961), p. 447
- 5) 中島, 荒木: 鉄と鋼, 52 (1966) 7, p. 1061
- 6) 荒木, ほか: 金属材料技術研究所報告, 9 (1966) 1, p. 16
- 7) A. ROSE and H. SIGWART: Stahl u. Eisen, 81 (1961), p. 800
- 8) R. A. GRANGE and J. B. MITCHELL: Trans. ASM, 46 (1954), p. 446
- 9) たとえば河上: 日本金属学会誌, 18 (1954) 3, p. 158
- 10) R. L. MILLER: Trans. ASM, 57 (1964), p. 892
- 11) カリテイ著: X線回折要論(昭42), (株)アグネ
- 12) T. SATO: Technol. Repts. Tôhoku Univ., 8 (1929), p. 27
- 13) 中沢一雄: 日本金属学会誌, 27 (1963) 6, p. 245
- 14) W. J. HARRIS: Trans. Met. Soc. AIME, 180 (1949), p. 447
- 15) 清水, ほか: 日本金属学会誌, 25 (1961) 5, p. 349