

論 文

UDC 669.15-157.96-151.62 : 539.4.019

急熱処理した鋼の靱性におよぼす合金元素の影響*

内 藤 武 志**・木 林 靖 忠**

Effect of Alloying Elements on Toughness of Rapidly Heated and Quenched Steels

Takeshi NAITO and Yasutada KIBAYASHI

Synopsis:

As reported previously by the authors, the hardness and toughness of steels which were heated rapidly to the optimum austenitizing temperature and quenched after holding at that temperature for a short time ("rapid heating") were higher than those of steels which were slowly heated and quenched after holding for a longer time ("slow heating").

In this report, to clarify the effect of alloying elements on the toughness of steels treated by "rapid heating," static bending test and metallographic examination in electron microscope were carried out by using low alloy steels containing C, Ni, Cr, Mo, and Si which had been treated by "rapid heating" or "slow heating".

The results are summarized as follows:

- 1) The static bending characteristics of the steels without Ni, Cr, and Mo treated by "slow heating" were deteriorated with increasing carbon contents in martensite matrix.
- 2) The static bending characteristics of the high-carbon-nickel steels were improved by "rapid heating", because the dissolved carbon in martensite matrix were decreased by this treatment.
- 3) Ni had a very small effect on the toughness of high carbon steels treated by "slow heating" but had a large effect on that treated by "rapid heating".
- 4) From the above results, it was found that the carbon contents effective for the mechanical properties of steels containing Ni was below about 0.6% in martensite matrix.
- 5) It was clarified that high hardness and good toughness could be obtained by the combination of "rapid heating" and high carbon steel containing Ni, Cr, and Mo.

(Received Apr. 14, 1972)

1. 緒 言

前報¹⁾²⁾では市販の浸炭鋼を用いてその熱処理方法について調査し、急熱短時間保持(急熱処理)でオーステナイト化したものが高硬度でありながら靱性に富むことを明らかにした。本報告ではさらに急熱処理した鋼の靱性におよぼす C, Ni, Cr, Mo および Si の影響を明らかにする目的でこれらの元素を単独にあるいは複合添加した数種類の鋼を溶製した。この鋼に急熱処理および徐熱処理(普通の熱処理)を施し、静的曲げ試験、顕微鏡組織観察などを行ない、靱性におよぼす合金元素の影響を比較検討した。

2. 試料と実験方法

使用した鋼の化学組成を Table 1 に示した。表中 No

10~18 は各 30 kg を高周波大気中溶解した。その他の試料は市販のものである。試料はいずれも鍛造にて 16 mm φ とし、900°C にて焼ならしを行なった。また、S 45 C, S Cr 5, S CM 5 以外の試料は切削を容易にするねらいと、炭化物を球状化する目的で 740°C・4 hr 保持し室温まで徐冷を行なった。それぞれの合金元素の影響を調べるために、C の効果 : S 45 C, SK 7, SK 5, SK 3, Cr, Mo の効果 : S 45 C, S Cr 5, S CM 5, SK 3, SUJ-2, Ni の効果 : S 45 C, S NCM 7, S NCM 9, No 10~15, Si の効果 : No 10, No 13, No 17, No 18 をそれぞれ用いた。焼入れは塩浴炉を用い、急熱処理は 600°C・30 min 予熱を行ない、S 45 C : 850°C・2 min 水冷, SK

* 昭和 46 年 10 月本会講演大会にて発表
昭和 47 年 4 月 14 日受付

** (株)小松製作所技術研究所

Table 1. Chemical composition of steel used (%).

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo
S45C	0.46	0.26	0.73	0.022	0.020	0.10	0.12	0.02
SK7	0.71	0.24	0.42	0.014	0.009	0.09	0.10	0.01
SK5	0.90	0.27	0.42	0.011	0.005	0.09	0.08	0.03
SK3	1.07	0.25	0.51	0.008	0.010	0.06	0.17	0.01
SCr5	0.44	0.26	0.70	0.022	0.011	0.07	0.93	0.01
SCM5	0.46	0.26	0.74	0.020	0.012	0.16	1.01	0.22
SUJ-2	0.98	0.24	0.38	0.015	0.011	0.05	1.31	0.01
SNCM7	0.48	0.32	0.99	0.014	0.006	0.44	0.46	0.17
SNCM9	0.48	0.24	0.75	0.020	0.005	1.81	0.90	0.22
10	0.57	0.19	0.41	0.020	0.025	1.02	0.59	0.22
11	0.56	0.20	0.42	0.020	0.023	2.22	0.63	0.24
12	0.57	0.20	0.41	0.020	0.025	3.22	0.63	0.24
13	0.75	0.22	0.43	0.024	0.024	1.05	0.59	0.22
14	0.75	0.22	0.43	0.027	0.024	2.10	0.59	0.07
15	0.74	0.19	0.40	0.025	0.025	3.00	0.59	0.11
17	0.51	1.26	0.44	0.021	0.025	1.08	0.57	0.06
18	0.73	1.20	0.38	0.025	0.025	1.09	0.59	0.01

3, SK 5, SK 7, SUJ-2: 810°C・2 min 水冷, その他の試料: 800°C・2 min 水冷をそれぞれ行なった. 徐熱処理は 650°C から 5°C/min の速度でそれぞれの温度まで加熱し 30 min 保持した. すなわち, SK 3, SK 5, SK 7, SUJ-2: 810°C・30 min 油冷, その他の試料: 850°C・30 min 油冷をそれぞれ行なった. 焼もどしは 100~160°C の範囲で 4 hr, 180°C で 3 hr 保持空冷した. 静的曲げ試験片の寸法は 10 mm ϕ \times 160 mm とし, 支点間距離を 120 mm にとり, 4 点支持 (40 mm 間隔) にて荷重速度 0.15 mm/min で行ない, 破断までの吸収エネルギーを測定した. また, マルテンサイトの強靱性の原因を追求する目的からマルテンサイト中の炭素量は電解分離³⁾の方法と Formastor-F による M_s 点の測定から定量し比較検討した.

3. 実験結果

3.1 Cの影響

マルテンサイトの靱性におよぼす炭素の影響を明らかにするために, 炭素以外の合金元素をとくに含まない S45C, SK7, SK5 ならびに SK3 の各鋼を用いた. これらの試料は油焼入れに続いて, 残留オーステナイトの影響を消去するねらいから -76°C でサブゼロ処理を行ない, その後種々の温度で焼もどしを施した. SK5 および SK3 は過共析であるため, 本実験の主旨より均一なオーステナイト状態から焼入れすべきであるが, 焼割れを防ぐことが困難であるために 810°C から焼入れを行なった. したがって焼入状態では炭化物とマルテンサイトとの共存した組織となっている. S45C および SK7 は組織観察によりほぼマルテンサイト相のみからなっている. Fig. 1 はこれらの試料を 130°C・4 hr 焼も

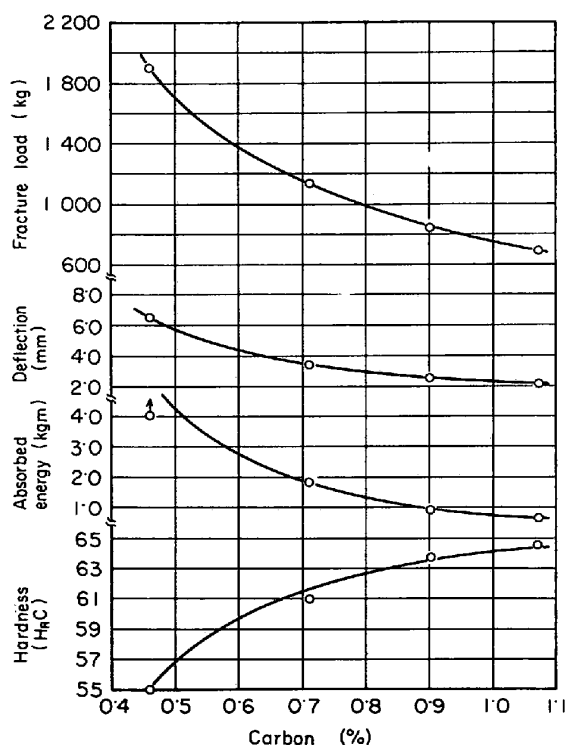


Fig. 1. Static bending characteristics of the carbon steels quenched and tempered after austenitizing with slow heating.

どしを行ない静的曲げ試験を行なった結果である. この図から炭素量を増すと硬さは高くなるが, 破断荷重, たわみならびに吸収エネルギーはいずれも減少することがわかる. SK5 および SK3 は炭化物を共存するため静的曲げ試験結果がマルテンサイト 1 相の場合と同様に見ることはできないであろう. しかし, Photo. 1 に示すように, 焼入前に球状化焼鈍を行ない 2 μ 以下に炭化物を分散させてあることから, この炭化物が焼入後の静的曲げ特性を著しく害することはないものと推定される⁴⁾.



Photo. 1. Electron replica micrograph of the Sk 3 steel spheroidized at 740°C for 4 hr.

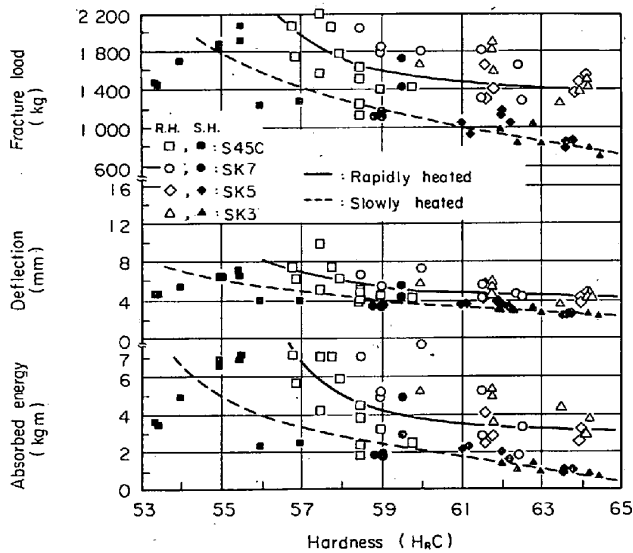


Fig. 2. Static bending characteristics of the carbon steels quenched and tempered after austenitizing with rapid and slow heating.

したがって、マルテンサイト中の炭素量が多くなると硬さは高くなるが静的曲げ特性は劣化するとみてよい。

Fig. 2 は S45C, SK7, SK5 ならびに SK3 の各鋼を Fig. 1 の場合と同じ要領で焼入れたものと(徐熱処理), 塩浴炉にて急熱を行ない焼入れたもの(急熱処理)とを 100~160°C の範囲で焼もどしを行ない, 静的曲げ試験結果を硬さで整理したものである。この図より, 硬いほど破断荷重, たわみならびに吸収エネルギーは低下することがわかる。しかし, 急熱処理したものは徐熱処理したものよりも強く, かつ, 吸収エネルギーも大きい。たとえば SK3 鋼の HRC64 についてみれば, 急熱処理したものは破断荷重 1400 kg, 吸収エネルギー 3 kgm であり, 徐熱したもののそれは 800 kg および 1 kgm

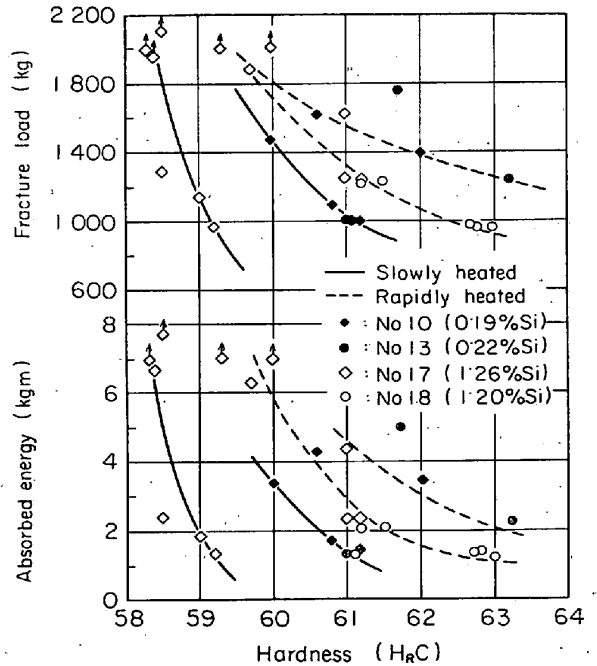


Fig. 3. Static bending characteristics of the silicon bearing steels quenched and tempered after austenitizing with rapid and slow heating.

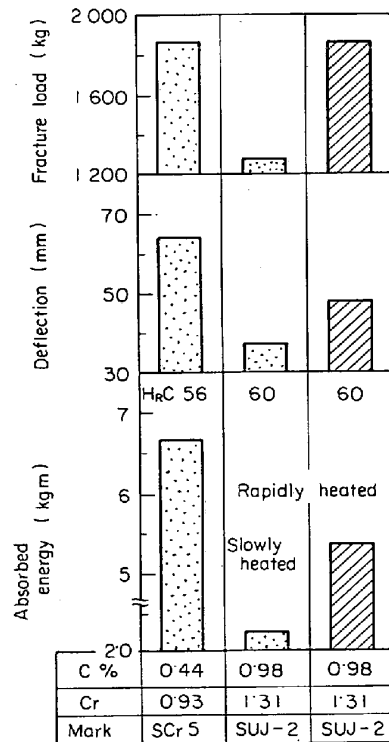


Fig. 4. Static bending characteristics of the SCr5 and SUJ-2 steels quenched and tempered after austenitizing with rapid and slow heating.

であり, 約 2~3 倍強靱化したことがわかる。

3.2 Si の影響

Fig. 3 は 1% の Ni を含みかつ Si を 0.2% および

1.2% を含むものについて急熱処理および徐熱処理後 100~160°C の範囲で焼もどした試料の破断荷重および吸収エネルギーを調べた結果である。これより、硬さが高くなるにつれて、また、1.2% Si のものは 0.2% Si のものに比較して破断荷重および吸収エネルギーはともに低下する。しかし、これを急熱処理すると強靱化することは Fig. 2 の場合と同様である。

3.3 Cr の影響

Fig. 4 は SGr 5 および SUJ-2 鋼を急熱処理および徐熱処理を行ない、SGr 5 は 130°C、SUJ-2 は 180°C でそれぞれ焼もどした場合の試験結果である。まず、徐熱処理した SGr 5 と SUJ-2 とを比較すると C および Cr 量の多い SUJ-2 は明らかに SGr 5 よりも破断荷重、たわみ、吸収エネルギーともに低下する。しかし、これを急熱処理すると破断荷重、たわみ、ともに約 1.5 倍、吸収エネルギーで約 2 倍向上することがわかる。また、Fig. 2 の SK 3 (HRC 60) と SUJ-2 とを比較すると大差は認められない。これは C の影響が Cr の影響よりも大きいためと思われる。

3.4 Cr, Mo ならびに Ni の影響

Fig. 5 は炭素範囲 0.44~0.48% の鋼に Cr を単独にまた、Cr と Mo および Cr, Mo, Ni を複合添加した S 45 C, SGr 5, SCM 5, SNCM 7, SNCM 9 の各試料を徐熱処理しほぼマルテンサイト 1 相組織とした後 130°C で焼もどした場合の結果である。これよりまず、S 45 C と SGr 5 とを比較すると SGr 5 は 0.93%Cr を含むため、硬さと破断荷重は少し上昇し、Cr の強化作用が認め

られる。しかし、たわみおよび吸収エネルギーは若干減少の傾向にある。また、0.22% の Mo の入った SCM 5 は SGr 5 よりも硬さ、破断荷重、たわみ、ならびに吸収エネルギーともに向上している。これは Mo の効果とみてよい。SNCM 7 は SCM 5 に比較し Cr が 0.46% で約半分に減少しているが Ni を 0.44% 含んでいる。硬さは Cr の減少により若干低下しているが破断荷重、たわみならびに吸所エネルギーはともに増加している。SNCM 9 は SNCM 7 の Cr および Ni をさらに増したものであり、破断荷重、たわみ、吸収エネルギーともに増し Ni はマルテンサイトを著しく強靱化することがよくわかる。

以上の結果は周知の事実であり、0.44~0.48% の範囲内での合金元素の影響を示したものである。実用的な立場からは硬くて、靱性に富むものが強く要求される。そのさい、高い硬さを得るために C を増すことが常である。しかし、そのさい鋼の C% が異なると靱性におよぼす合金元素の効果はそれぞれ C% によつてかなり相違するものと見られる。したがつて、単純に Ni および Mo の添加はマルテンサイトを著しく強靱にするかどうか明らかでない場合もあろう。これについてはさらに考察で述べる。

4. 考 察

マルテンサイトの靱性は Fig. 1 に見るようにマルテンサイトに固溶している炭素量が多くなればなるほど低下することがわかつた。これは浸炭層の炭素量が多くなるほど浸炭層の靱性が低下することとよく一致する。一方、Fig. 2 より急熱処理をすると、これらは改善されることもわかつた。すなわち、このことは急熱処理によつてマルテンサイト中の炭素濃度が減少したことが主たる原因と考えられる（もちろん結晶粒微細化による効果もあるが）。前報²⁾ Fig. 6, Fig. 8 から浸炭した SNCM 21 鋼の浸炭層を急熱処理することにより、そのマルテンサイト中の炭素量は約 0.5% であろうと推定した。Photo. 2 (a)(b) は SK 3 鋼の徐熱処理および急熱処理した試料の透過電子顕微鏡の組織である。(a) は針状マルテンサイトであり、(b) は massive マルテンサイトと針状マルテンサイトとの混合した組織と見られる。massive マルテンサイトは 0.5% 以下の炭素量のものに特徴的に現われるもので、(b) の写真は急熱処理によるマルテンサイトが比較的炭素であることを示唆するものと考えてよい⁶⁾⁷⁾。

Fig. 2 の急熱処理したものは硬さとともに破断荷重、たわみ、吸収エネルギーともに減少しているが徐熱処理

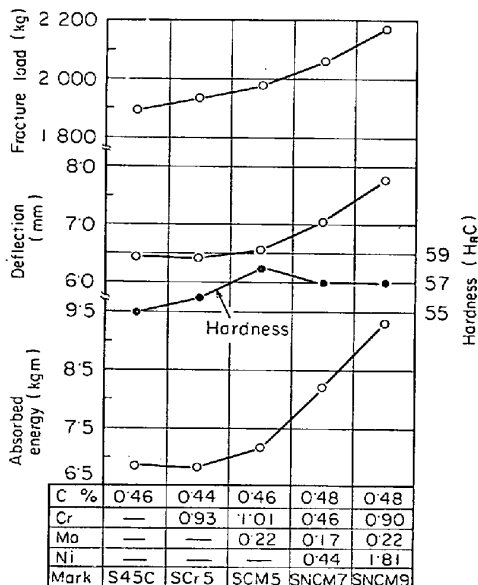


Fig. 5. Static bending characteristics and hardness of the steels quenched and tempered after austenitizing with slow heating.

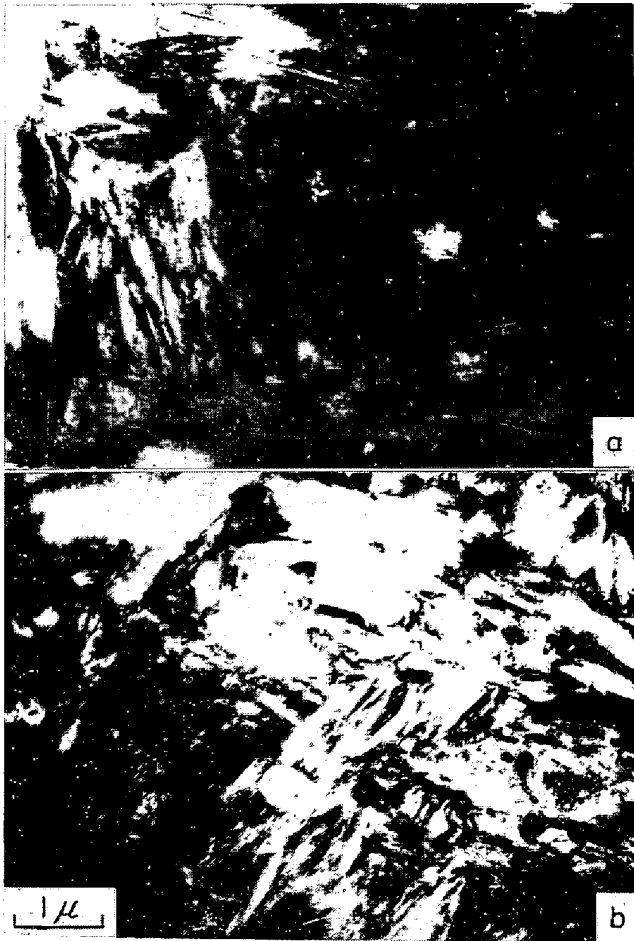


Photo. 2. Transmission electron micrographs of the SK 5 steel quenched after austenitizing with slow heating (a) and rapid heating (b).

のものと比較して、その低下の程度は緩慢であるように見られる。このことはマルテンサイト中の炭素濃度があまり大きく変化しないことを意味するものと推察される。これを確かめるため Fo-mastor-F を用いて、S 45 C, SK 7, SK 5 および SK 3 を徐熱 (5・0°C/min, 曲げ試験と同じ), 急熱 (20°C/min, 810°C・1 min 保持) 処理を行ない M_s 点を測定した。Fig. 6 はこの結果を示したものである。これより、急熱処理をすると 0・46% 以上の C を含む鋼はいずれも徐熱処理した場合と比較して M_s 点はかなり高い。このことより、急熱処理した鋼のマルテンサイト中の C% (あるいは C 以外の合金元素も含めて) は明らかに少ないと見てよい。

いま徐熱処理した鋼中の C がオーステナイトに大部分溶解したと仮定する (JIS の焼入温度範囲における実際の工業炉では 5°C/min 程度の加熱速度であるため SK 3 および SK 5 は未溶解の炭化物を存在する)。また、S 45 C および SK 材などの炭素鋼の場合、 M_s 点の変動はオーステナイト中の炭素量に一義的に支配されるものと仮定すると、Fig. 6 の結果から急熱処理した鋼のマル

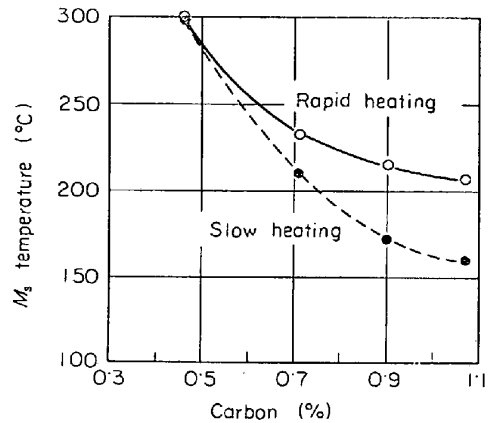


Fig. 6. Effect of heating rate in austenitizing on M_s point of S 45 C, SK 7, SK 5 and SK 3 steels.

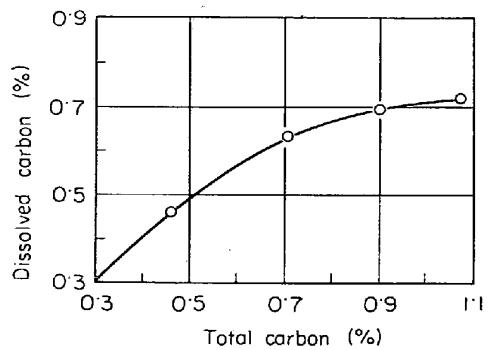


Fig. 7. Relation between carbon contents in martensite and total carbon contents in steels replotted from Fig. 6.

テンサイトに溶解している C% を推定することができ。そこで、Fig. 7 は鋼の総炭素量と急熱処理した鋼のマルテンサイトに溶解している C% との関係を示したものである。すなわち、0・46% C の鋼は Fig. 6 から急熱処理および徐熱処理ともに M_s 点が等しいので Fig. 7 には総炭素量とマルテンサイトに溶解している炭素量とは等しくプロットされている。また、Fig. 6 の 0・71% C を含む鋼の急熱処理した場合の M_s 点は 233°C であり、 M_s 点が 233°C となる徐熱処理した鋼の炭素量は 0・63% に相当する。したがって、Fig. 7 には総炭素量 0・71% に対し、マルテンサイトに溶解している炭素量を 0・63% と示してある。同じように、総炭素量 0・90% 鋼の急熱処理したマルテンサイト中の C% は 0・69% であり、総炭素量の 77% に相当する。また、0・90% C を含む鋼を急熱処理し、炭化物を電解分離してマルテンサイトに溶解した C% を定量した結果 0・65% となった。すなわち、総炭素量の 72% に相当する。このように M_s 点から求めた値と電解分離の方法で定量した値とに若干の相違が認められる。これは M_s 点に影響をおよぼす因

子としてCのみならず, Si, Mn もまた寄与しているためと推察される。

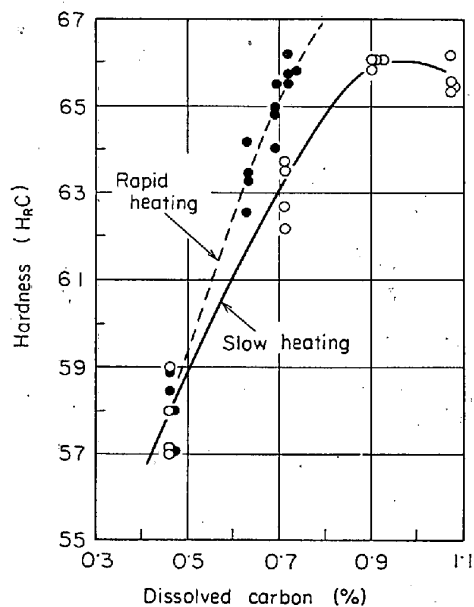
つぎに, SUJ-2 試料を用いて Fig. 6 に示した同じ要領で M_s 点を測定したところ, 徐熱処理では M_s 点: 193°C, 急熱処理では M_s 点: 258°C であった. SUJ-2 の炭素濃度は 0.98% であるから Fig. 6 の 0.98% C に相当する SK 材の徐熱処理による M_s 点を求めると, 162°C である. すなわち, SK 材と SUJ-2 と同じ C% において, 加熱速度, 保持時間ならびにオーステナイト化温度を同じくしても M_s 点はこのように 162°C および 193°C と異なるのである. この理由は, マルテンサイトに溶解している炭素量はオーステナイト化条件および炭化物の種類によつて左右されるといわれているように^{8)~10)}, SUJ-2 の方が 1.31% の Cr を含むため, SK 材に現われる炭化物と SUJ-2 に現われる炭化物の種類が異なること, SUJ-2 は SK 材よりも A_c , 変態点が高いこと, また SUJ-2 の方の炭化物は SK 材の炭化物よりも同一オーステナイト化条件において, オーステナイトへの溶解が遅れることなどによつて一定なオーステナイト化条件においては SK 材よりもオーステナイトに溶解した炭素量ははるかに少なくなることによるものと推定される。

Fig. 7 の結果にもどつて総炭素量が多くなるにつれてマルテンサイト中の炭素量は増加するがその割合の程度は緩慢で飽和する傾向にある. このことは Fig. 2 の急熱処理したものが徐熱処理したものよりも破断荷重, たわみ, 吸収エネルギーの低下が緩慢であるのとよく一致する。

上述のように急熱処理した鋼は徐熱処理した鋼に比較して, 静的曲げ試験による破断荷重および吸収エネルギーがすぐれており, その主たる原因はマルテンサイトに固溶している炭素濃度が低下するためであることを明らかにした. また, 同じ化学組成の鋼を急熱焼入れすると徐熱焼入れした場合に比較して焼入硬さが高いこともすでに述べた¹⁾. とくに炭素量が共析近傍でかつ, Ni, Cr, Mo を含む浸炭層の場合は徐熱焼入れすると(室温までの冷却)かなり残留オーステナイトが共存し, 焼入硬さを低下させる一原因となることは顕微鏡組織観察やその他の方法ですでに確認されている. したがつて, この徐熱焼入れした試料にサブゼロ処理を行ない, 残留オーステナイトをマルテンサイト化させると硬さはかなり増加することが期待される. そこで, Fig. 6 に示した 0.90% C を含む SK 5 試料を徐熱焼入れおよび急熱焼入れ(いずれも H_2 冷却)し続いてサブゼロ (-76°C) 冷却したときの硬さを測定して Table 2 に示した。

Table 2. Hardness of SK5 specimens quenched and subzerocooled after austenitizing with rapid heating and slow heating. (Hv)

Treatment	As quenched	Subzerocooled
Slow heating	829~858	861~876
Rapid heating	876~896	880~904



Slow heating; quenched after austenitizing with slow heating, followed by subzerocooling. Carbon contents in martensite matrix are almost equal to the mean carbon content in steel. Rapid heating; quenched after austenitizing with rapid heating. Carbon contents in martensite matrix were estimated from Fig. 7.

Fig. 8. Relation between the Rockwell hardness and carbon contents in martensite matrix.

表から明らかなように, 徐熱焼入れ試料はサブゼロ処理により残留オーステナイトのマルテン化によると思われる硬度増加を示しているが急熱焼入れ試料はサブゼロ処理による硬化が少なく, 焼入れのままでもオーステナイトの残留量はかなり少ないことが推察される. しかしながらサブゼロ処理した徐熱試料の硬さはサブゼロ処理しない急熱試料の硬さとほぼ等しいことから, 急熱試料にはマルテンサイトの炭素濃度で定まる硬さよりもさらに高い硬さを示すものようである。

一方, 急熱焼入れした 0.90% C を含む SK 5 のマルテンサイトに固溶している炭素量は Fig. 7 より 0.69% と推定される. したがつて, 急熱焼入れした 0.69% C を含むマルテンサイトと徐熱焼入れした 0.90% C (若干の未溶解炭化物がある) を含むマルテンサイトの硬さはほぼ等しいことになり, この点からも硬さはマルテンサイトに固溶している炭素量のみ支配されないことになる. このことをさらに追究するために Fig. 2 に示し

た試料すなわち、徐熱焼入後続いてサブゼロ冷却した S45C, SK 3, SK 5, SK 7 鋼の焼もどし前の硬さと、急熱焼入れした (サブゼロせず) これらの試料の焼入硬さを Fig. 8 に示した。この図の横軸はマルテンサイトに固溶した炭素量であり、すなわち徐熱焼入したものは鋼の全炭素量のほとんどがマルテンサイトに固溶したと仮定し、また、急熱焼入れしたものは Fig. 7 から推定により求めた。ただしこの試料の急熱焼入れは 600°C に予熱を行ない 810°C の塩浴炉に投入して 2 min 保持後冷却したものであり、加熱速度は約 100°C/min と推定される。また、急熱焼入れした試料のマルテンサイトに固溶した炭素量は Fig. 7 から推定したが、この場合の加熱速度は 20°C/min であり、上記塩浴炉の場合の 100°C/min とはかなり相違する。しかし、これらの鋼 (S45C および SK 材) を加熱速度 20~200°C/min の範囲でオーステナイト化した場合 M_s 点の変化は測定誤差範囲内で変わりはないので、この加熱速度の範囲で得られるオーステナイトの炭素濃度はほぼ等しいとみなすことができ、Fig. 7 から 100°C/min で加熱したときの炭素量の推定を行なっても大きな誤りではないものと考えられる。事実、前記のように電解分離により炭素量を定量した一例によれば 0.90% C 鋼の急熱焼入れ試料の素地に含まれる炭素量は 0.65% となり M_s 点より推定される 0.69% と比較的良好一致しているといえる。この Fig. 8 から明らかに同じ炭素量でありながら急熱処理したものは徐熱処理したものに比較して焼入硬さは高くなるのがわかる。この理由は明らかでないが急熱処理した試料はマルテンサイトが微細であること、炭素濃度が不均一となつていること¹⁰⁾および、圧縮残留応力が大きいこと¹¹⁾などがその重要な原因をなしているものと推定される。

鋼におよぼす Si の影響については多くの研究^{12)~14)}がなされている。そして一般的に Si は鋼の靱性を低下させる元素として知られている。しかし、Si を含む鋼の機械的性質におよぼすマルテンサイト中の炭素濃度と Si 濃度との関連についての研究は比較的少ない¹⁵⁾。

Fig. 3 の結果から Si 量の多い試料は少ない試料と比較して破断荷重および吸収エネルギーが低い。しかし、急熱処理を行なうと Si の多いものも少ないものも破断荷重および吸収エネルギーともに改善される。このことは Fig. 2 や Fig. 4 の結果と全く同様である。

Fig. 4 および Fig. 5 から Cr の添加はマルテンサイトの靱性を増すとはいえないが Mo は明らかに鋼を強靱化する。これはすでによく知られている事実である。

つぎに Fig. 5 より Ni の効果を考察すると SNCM 7

は 0.44%Ni を含むことによつて SCM5 よりも吸収エネルギーで約 15% 増す。また、1.81%Ni を含む SNCM 9 は SCM 5 に比較し吸収エネルギーで約 30% 増すことより、Ni の添加は鋼を強靱化することがよくわかる。

Fig. 1 ですでに示したようにマルテンサイト中の C% が高くなると破断荷重、吸収エネルギーともに減少することから、これら高炭素の鋼に Ni を添加するとき Fig. 5 に示した結果のように Ni は強靱化に寄与するかどうかを調べる目的で No 10~13 試料を用いて Ni の効果を調べた。Fig. 9 は SNCM 7, SNCM 9 および No 10~13 を徐熱処理し 130°C で焼もどしを行ない試験した結果を Fig. 1 にプロットしたものである。すなわち、これより合金元素をとくに添加しない S45C, SK 7 ならびに SK 5 と 1% 以上の Ni を含む No 10~13 鋼とはいずれもほぼ同じ線上に乗るものと見られる。すなわち、このことは 0.57% 以上の炭素を含み徐熱処理する場合は Ni が添加されても SNCM 7 や SNCM 9 鋼のような Ni の効果は期待できないことを意味する。

一方、F. T. KROTINE¹⁶⁾ らは Ni 量を異にする浸炭鋼を用いて浸炭を行ないその浸炭層の機械的性質を調べた結果、Ni の添加は高炭素の場合でも強靱化に寄与することを述べており、本実験結果はこれと矛盾することになる。しかし、この鋼 (No 10~13) を急熱処理すると

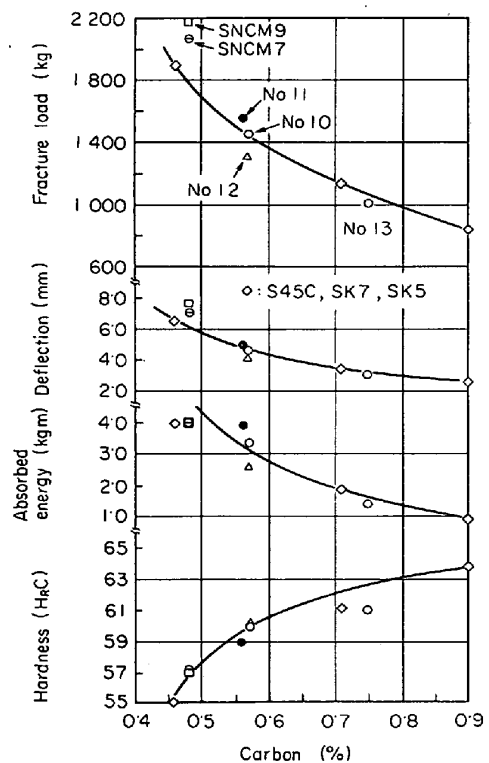
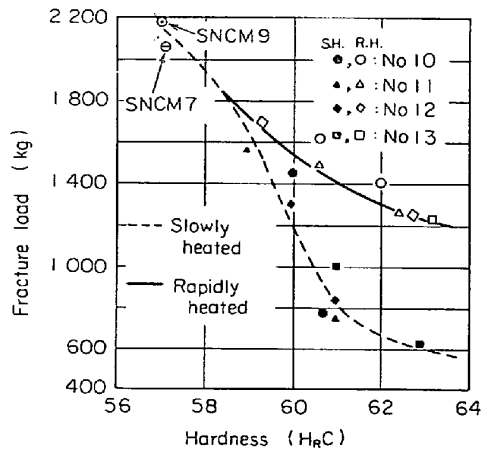
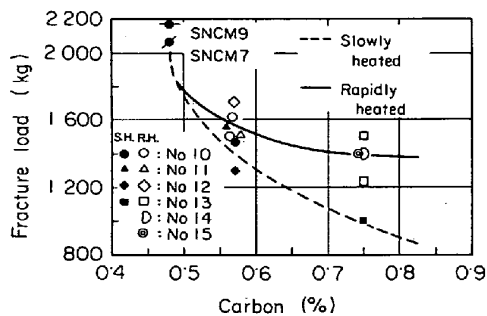


Fig. 9. Statical bending characteristics and hardness of the steels quenched and tempered after austenitizing with slow heating.



S.H.: Slowly heated, R.H.: Rapidly heated.
 Fig. 10. Effect of heating rate in austenitizing on fracture load of various steels.



S.H.: Slowly heated, R.H.: Rapidly heated.
 Fig. 11. Effect of heating rate in austenitizing on fracture load of various steels.

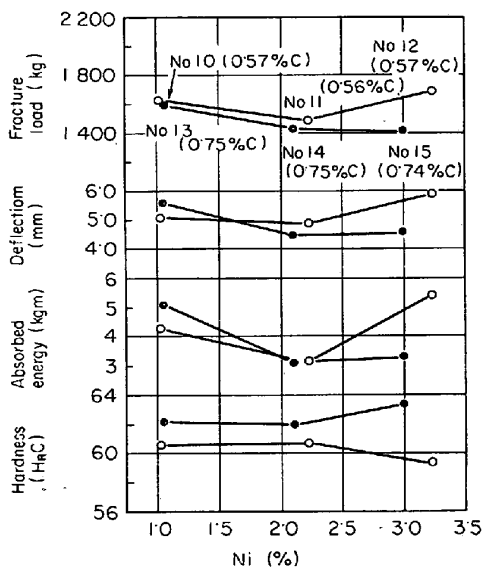


Fig. 12. Static bending characteristics of the various steels quenched and tempered after austenitizing with rapid heating.

Fig. 10 に示すように明らかに強化されることがよくわかる。また、SN7, SN9 ならびに No 10~15 試料を急熱処理および徐熱処理し 130°C で焼もどしを

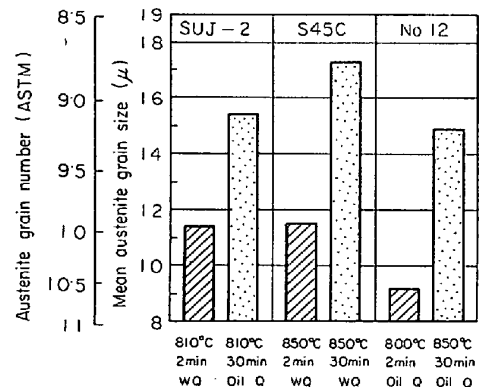


Fig. 13. Effect of heating rate in austenitizing on austenite grain size of SUJ-2, S45C and No. 12 steels.

行なつた試料について、曲げ試験による破断荷重を C% で整理すると Fig. 11 に示すようになる。これより、徐熱処理したものと急熱処理したものと破断荷重がほぼ一致する炭素量は約 0.50% 付近である。前述の総炭素量に対する固溶炭素量の割合を 70% と仮定すると、総炭素量 0.75% の鋼は急熱処理によつて約 0.53% の炭素が固溶することになる。Fig. 11 より 0.53% C の鋼を徐熱処理した場合の破断荷重値と 0.75% C の鋼を急熱処理した場合の破断荷重値とがほぼ一致する。このことはまた、Fig. 1, Fig. 2 の考察結果を裏付けるものである。

Fig. 12 は急熱処理した No 10~15 試料の曲げ特性を Ni 量に対して図示したもので、いずれの試料もほぼ同じ強さを示している。この図から、急熱処理によりマルテンサイト中の炭素量が約 0.50~0.55% と推定されること、また、この程度の炭素量の鋼には 1.0% 以上の Ni の添加は強靱性をとくに改善しないものと見られる。

つぎに急熱処理した鋼が徐熱処理した鋼に比較して強靱である理由に組織の微細化による効果がある。組織を微細にすることにより鋼を強靱化する研究は多く行なわれている^{17)~20)}。

Fig. 13 は SUJ-2, S45C ならびに No 12 試料の徐熱処理および急熱処理した場合のオーステナイト結晶粒度および平均オーステナイト結晶粒径を示したものである。これより、明らかに急熱処理によりオーステナイト結晶粒は細くなつていことがわかる。しかし、SUJ-2 の徐熱処理および急熱処理による結晶粒度の相違は ASTM 番号でわずか 1 程度である。もちろん焼入組織はマルテンサイトであり、マルテンサイト結晶の大きさが靱性に関係しているはずであるが²¹⁾²²⁾、マルテンサイト結晶の大きさはもとのオーステナイト粒の大きさに支配されるので、1 番程度のオーステナイト粒度の違いで

はマルテンサイト結晶の大きさも著しく変化するとは考えられない。しかし、Fig. 4 に関連してすでに述べたように両処理による破断荷重は 1 280 kg と 1 850 kg で急熱処理により約 50% も強化されているので、この強化の主たる原因を組織の微細化のみに帰せしめることはできずむしろ、これまで詳細に考察したようにマルテンサイト中の炭素量が主原因と考えるのが妥当であろう。

5. 結 言

急熱処理した鋼の靱性におよぼす合金元素の影響を明らかにする目的で C, Ni, Cr, Mo ならびに Si を添加した鋼に急熱処理および徐熱処理を施し、静的曲げ試験、顕微鏡組織観察などを行ない比較検討した。結果を要約するとつぎのとおりである。

(1) Ni, Cr, Mo を含まない S 45 C および SK 材を徐熱処理すると炭素量が多くなるにつれて破断荷重、たわみ、吸収エネルギーは低下する。しかし、これに急熱処理を施すと徐熱処理に比較して曲げ特性は 2 倍程度に増加する。

(2) Cr を添加すると Cr を含まぬものよりも破断荷重は大きくなるが、吸収エネルギーは低下の傾向にある。一方、SCr 5 と SCM 5 との比較より Mo は靱性を増す。

(3) 靱性におよぼす Ni の影響は鋼中の炭素量によつて大きく変わる。すなわち、約 0.5% 以下の C を含む鋼は Ni の添加によつて著しく靱性は向上するが、0.6% 以上の C を含む鋼に 1% 以上の Ni を添加してもあまり効果はない。

(4) 徐熱処理した Si 鋼は Si 量の少ない鋼に比較して靱性は低いが、これを急熱処理すると靱性は改善される。

(5) 急熱処理した鋼のマルテンサイトに溶解する炭素量は鋼種、オーステナイト化条件によつて異なる。SUJ-2 の場合は総炭素量の約 57%、SK 5 の場合は約 77% と推定された (オーステナイト化条件：加熱速度；20°C/min, 温度；810°C, 保持時間；2 min)。

(6) 急熱処理により、マルテンサイトの固溶炭素量

を減少させたものの焼入硬さは徐熱処理後サブゼロ冷却した試料の硬さとほぼ等しい。

このような炭素量の比較的少ないマルテンサイトの生成が急熱処理による高い硬さとすぐれた靱性の主要な原因であると推論された。

おわりに本研究を遂行するに当たり有益なるご指導を賜わつた東京工業大学教授田中良平博士に感謝の意を表するとともに、炭化物の電解分離の調査にご協力下さいました山陽特殊製鋼株式会社技術研究所長結城晋博士に厚くお礼を申し上げます。

文 献

- 1) 内藤, ほか: 鉄と鋼, 57 (1971) 1, p. 37
- 2) 内藤, ほか: 鉄と鋼, 57 (1971) 12, p. 1775
- 3) 佐藤知雄: 日本金属学会会報, 7 (1968) 7, p. 363
- 4) 日本鉄鋼協会編: 鋼の熱処理, (昭 32 年), 丸善
- 5) 結城晋: 熱処理, 11 (1971) 3, p. 174
- 6) 清水: 日本金属学会会報, 6 (1967), p. 757
- 7) 鉄鋼における変態と析出, (昭 43 年), p. 91, 日本金属学会
- 8) M. HILLERT, et al.: JISI, 209 (1971) part 1, p. 49
- 9) K. NILSSON: Trans. ISIJ, 11 (1971) 3, p. 149
- 10) 小林: 三菱製鋼技報, 4 (1970) 1, p. 19
- 11) 内藤: 未発表
- 12) J. VAJDA, et al.: Trans. ASM, 49 (1957), p. 517
- 13) C. J. ALTSTETTER, et al.: Trans. ASM, 55 (1962), p. 287
- 14) A. N. KASLOV, et al.: Metal Science and Heat treatment, (1969) 1~2, p. 9
- 15) 山本, ほか: 鉄と鋼, 57 (1971) 9, p. 76
- 16) F. T. KROTINE, et al.: Trans. ASM, 62 (1969), p. 829
- 17) R. A. GRANGE: Trans. ASM, 59 (1966), p. 26
- 18) R. A. GRANGE: Metallurgical Trans., 2 (1971) 1, p. 65
- 19) 金沢, ほか: 鉄鋼の強度と靱性, 第 2 回シンポジウム資料昭 46-6, p. 49 (日本鉄鋼協会)
- 20) 森, ほか: 日本金属学会講演概要, 1970-4, p. 133
- 21) T. KUNITAKE: Trans. ISIJ, 7 (1967), p. 254
- 22) S. MATSUDA, et al.: Trans. JIM, 9 (1968), p. 343