

論 文

急速加熱焼入れされたニッケル・クロム・モリブデン
浸炭鋼の機械的性質*

内藤 武志**・木林 靖忠**・彦根 常夫**

On the Mechanical Properties of Rapidly Heated and Quenched
Nickel-Chromium-Molybdenum Carburizing Steels

Takeshi NAITO, Yasutada KIBAYASHI, and Tsuneo HIKONE

Synopsis:

As the present author reported previously, the surface hardness and toughness of carburized Ni-Cr-Mo steel which was heated rapidly to the optimum austenitizing temperature and quenched after holding at that temperature for a short time were higher than those of steels which was slowly heated and quenched after holding for a longer time.

To investigate the reason of the above result, static bending test, rolling-bending fatigue test, investigation of tempering characteristics as well as the metallographic examination in electron microscope were carried out.

The results are summarized as follows:

(1) The optimum austenitizing conditions for JIS SNCM21 steel carburized to content of 0.73%C are the quenching temperature of 800°C, the holding time of 5 minutes, and the minimum heating rate of 30°C per minutes.

(2) From the results of static bending test and rolling-bending fatigue test, it was found that the beneficial effect of rapid heating and short time holding treatment was very small in steels containing less than 0.50%C.

(3) The rapid heating and short time holding result in lower carbon content in martensite, higher Ms temperature and finer austenitic grain size compared with the case of the slow heating and long time holding.

(4) Lower carbon martensite with undissolved carbide and fine grain size are attributed to rapid heating and short time holding.

From these reasons and analysis of the thermal expansion curves of the specimens of different carbon content, it is clarified that the specimens treated by rapid heating and short time holding can be tempered at lower temperatures than those treated by slow heating and short time holding.

(Received Feb. 26, 1971)

1. 緒 言

浸炭された Ni-Cr-Mo 鋼を急速加熱短時間保持（以下 RH 処理と記す）でオーステナイト化して焼入れると、徐加熱長時間保持（以下 SH 処理と記す）して焼入れたものに比較し、硬くかつ靱性に富むことはすでに報告したり。

従来からこのような急熱焼入れについては高周波焼入れや火焰焼入れの基礎的見地から行なつた T-T-A 曲線などの研究が多く報告されている^{1)~3)}。また、最近では結晶粒を微細化して強靱な鋼を得る目的でも急熱焼入れの

研究が行なわれている⁴⁾⁷⁾。しかし、これらの研究はほとんど中炭素鋼あるいは、低炭素鋼についてのものであり、高炭素鋼についてのそれは比較的少ない⁸⁾。

本報では RH 処理により、高炭素でありながらすぐれた強靱性が得られることの原因を、明らかにする目的で、JIS SNCM 21 鋼および SNCM 23 鋼を用いて、RH 処理と SH 処理を適用し、靱性および回転曲げ疲労特性を調査した。またこれらの試験に先立つてオース

* 昭和45年10月本会講演大会にて発表
昭和46年2月26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	Cu	Nb
SNCM23H-K	0.23	0.30	0.53	0.012	0.017	1.79	0.56	0.23	0.12	0.05
SNCM21	0.23	0.35	0.83	0.034	0.024	0.41	0.43	0.35*	0.21	0.01>

* Beyond the range of Mo content standardized in JIS SNCM21.

Table 2. Plan of SNCM21 in the ternary completely randomized block design.

Quenching temp. (°C)	Holding time (min)	Heating rate (°C/min)		
		28.3	85	170
750	0			
	5			
	30			
800	0			
	5			
	30			
850	0			
	5			
	30			

テナイト化条件を種々変えて最適な RH 処理を確立するための実験を行なった。最後に RH 処理した鋼が従来の焼もどし温度よりも低い温度で焼もどして十分な強靱性が得られることを見出し、その理由を究明するためにマルテンサイトの炭素濃度についても若干の考察を試みた。

2. 試料と実験方法

2.1 試料

供試材の化学組成は Table 1 に示す通りで、そのうち SNCM 23 H-K は JIS の SNCM 23 に Nb を添加し結晶粒の微細化をはかったものである。供試材はいずれも 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。試料の浸炭は光洋リンドバーグ社製オールケース炉を用いてプロパン変成による RX ガス中で行なった。浸炭拡散温度は 935°C 一定とし、炭素濃度は RX ガス中の CO₂ 量と浸炭時間とを変えることによつて調節した。

2.2 実験方法

a) オーステナイト化条件

最適な RH 処理方法を求めるため、浸炭した SNCM 21 について連続冷却変態測定装置 (Formastor-F) を用いて浸炭層のオーステナイト化挙動を調べた。試料寸法は 3 mm φ × 10 mm とし、浸炭後 10 hr 真空中で拡散焼なましを行ない試料表面および内部の炭素濃度分布を均一

にした。この 10 hr の拡散焼なましで炭素濃度が十分均一化することは X 線マイクロアナライザーにより確認した。この結果試料の炭素量は 0.73~0.74% となつた。この浸炭試料は拡散温度から真空のまま 300°C まで 2.5 °C/min の速度で徐冷されており、その組織はパーライト、トルースタイトならびに少量のベーナイトから成り、硬さ Hv 300~320 の状態である。このような試料について焼入加熱温度、保持時間、加熱速度をそれぞれ 3 水準にとり三元配置による 5 回の繰返し実験を行なった。Table 2 は各水準の割付表である。これらのオーステナイト化処理はすべて Formastor-F を用いて行ない窒素ガス冷却により焼入れし、Ms 点および硬さを特性値とし分散分析により焼入温度、保持時間ならびに加熱速度がどのように影響するかを調べた。また、それぞれの熱処理後の試料についてレプリカによる電子顕微鏡組織も観察した。

b) 曲げ試験

靱性の評価は静的曲げ試験によつて行なった。試料寸法は 10 mm φ × 160 mm であり、これを浸炭により表面炭素 0.80%、硬化深さ 2.0~2.2 mm とした。また、素地を含まぬ浸炭層のみの靱性を知る目的で 3 × 6 × 160 mm の角棒状の試験片を種々の時間浸炭して、拡散処理後、試料表面および内部ともそれぞれ 0.49% C, 0.79% C および 0.97% C の 3 種類の試料を調製した。支点間距離および荷重速度は前報¹⁾と全く同様である。また、小野式回転曲げ疲労試験機を用いて RH 処理および SH 処理を施した試料の疲労試験も行なった。試料寸法は 10 mm φ、平行部 30 mm で浸炭条件は 10 mm φ × 160 mm 寸法の曲げ試験片と同様である。いずれの場合も焼入れ加熱は塩浴炉を用いた。RH 処理は 600°C に 30 min 予熱をし、800°C の塩浴にただちに投入しここに 1 min 保持後室温の油に焼入れた。SH 処理は 600°C に 30 min 予熱後 5 °C/min の速度で 850°C まで加熱しここに 30 保持後同様に焼入れた。

c) 焼もどし

静的曲げ試験、回転曲げ試験に用いる試験片の焼もどし温度を決定するために寸法 15 × 15 × 15 mm の SNCM 21 鋼を表面炭素濃度 0.70% に浸炭して RH 処理を施

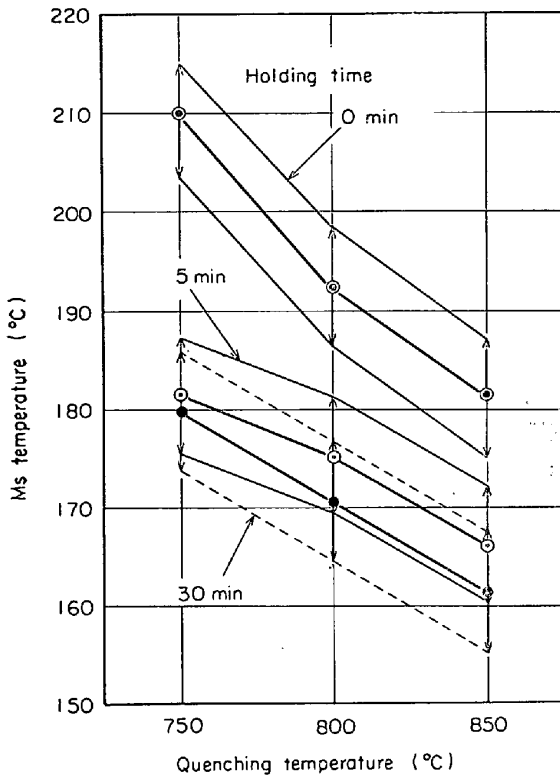


Fig. 1. Effect of the quenching temperature on Ms point of SNCM 21 carburized to carbon content of 0.73%.

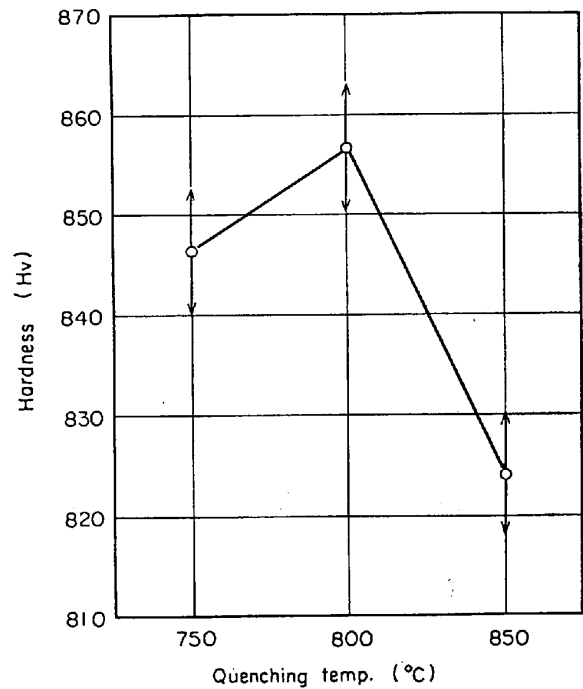


Fig. 3. Relation between the Vickers hardness and the quenching temperature of SNCM 21 containing 0.73% carbon.

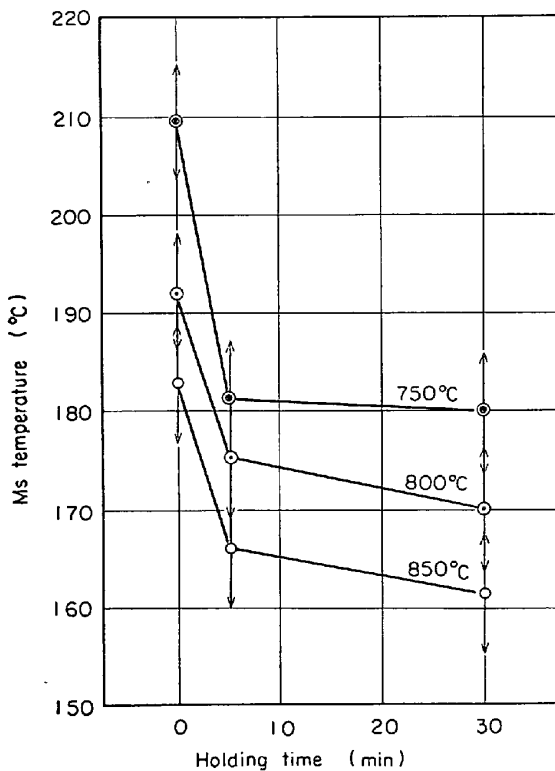


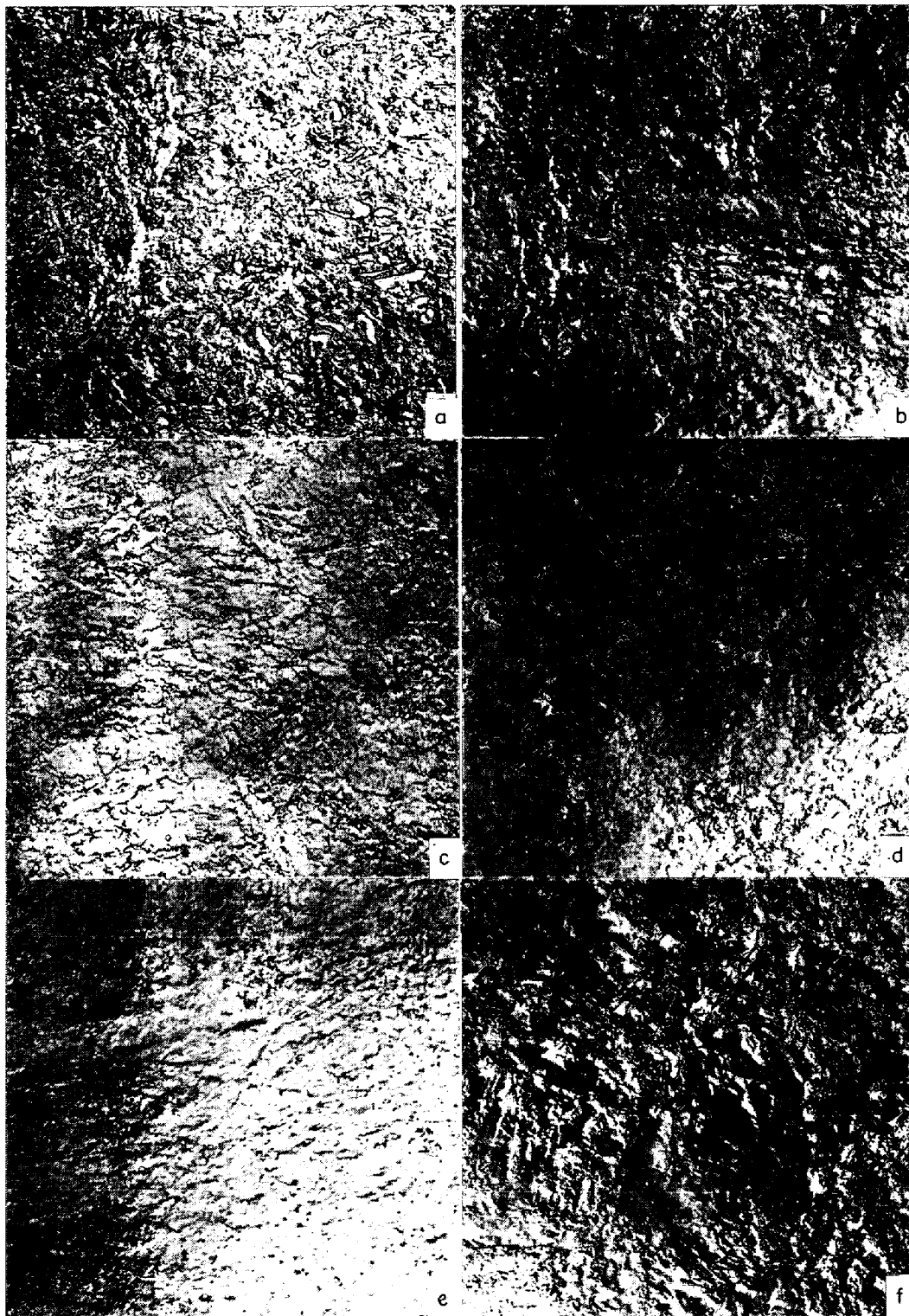
Fig. 2. Effect of the holding time on Ms point of SNCM 21 carburized to carbon content of 0.73%.

した. この試料を 180°C 以下の種々の温度で焼もどして硬さを測定した. その結果から RH 処理した静的曲げ試験片の硬さが $H_{RC} 59 \sim 64.5$ の範囲の種々の値を得るように, 100°C~180°C 間の焼もどし温度を用いた. 回転曲げ試験片の RH 処理材については転動疲労試験を含む諸種の実験結果⁹⁾から, 最適焼もどし条件として 130°C・4 hr を選び, また, SH 処理を行なった試験片は従来の著者らのデータをもとに 160°C・4 hr とした.

3. 実験結果

3.1 最適オーステナイト化条件

0.73%C を含む SNCM 21 について Ms 点および硬さを特性値とし Table 2 の割付けにしたがつて実験した結果を Fig. 1, Fig. 2, Fig. 3 に示す. いずれも 28.3 °C/min で加熱した場合であり, 図中の矢印の幅は 95% の信頼限界を示し, 矢印中央の値は母平均の推定値である. また, 分散分析の結果, Ms 点については焼入温度および保持時間の主効果, ならびに加熱速度と保持時間との交互作用効果がそれぞれ 5% の危険率で有意となった. 一方硬さについては焼入温度および保持時間の主効果はそれぞれ 1% および 5% の危険率で有意であり, 焼入温度と保持時間との交互作用効果は高度に有意であった. すなわち, 焼入温度が高くなるほど, 保持時間が長くなるほど Ms 点は降下する. また硬さは焼入温度が



×4500×(4/5)

	(a)	(b)	(c)	(d)	(e)	(f)
Heating rate (°C/min)	28·3	28·3	28·3	85	28·3	28·3
Austenitizing temp. (°C)	750	750	800	800	850	850
Holding time (min)	0	30	0	0	0	30

Photo. 1. Electron replica micrographs of the steel SNCM 21 carburized to carbon content of 0.73%.

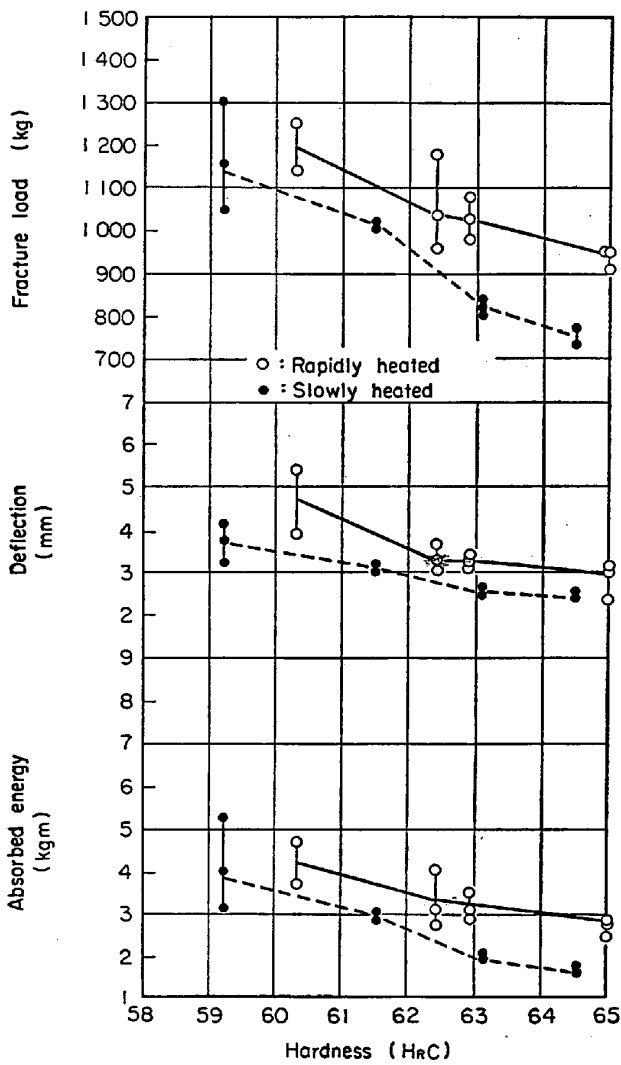


Fig. 4. Static bending characteristics of the steel SNCM 21 quenched and tempered after austenitizing with rapid heating or slow heating.

800°C でここに 5 分間保持した場合最大となる。焼入れ温度を 850°C にすると硬さは低下するがこれは残留オーステナイトの増加によるものと推察される。

焼入温度、保持時間ならびに加熱速度を変えて焼入れた場合の電子顕微鏡組織を Photo. 1 に示す。これより焼入温度が高いほど、保持時間が長いほどまた、加熱速度が遅いほど炭化物はオーステナイトによく溶けこむが、残留オーステナイトは増加し、マルテンサイト組織は粗くなるのがわかる。逆に、焼入温度が低く保持時間が短いほど未溶解炭化物は多く見られるが素地のマルテンサイト組織は緻密となり、残留オーステナイトはきわめて少ない。以上の結果より SNCM 21 について最高の焼入硬さを得るためのオーステナイト化条件は、焼入温度 800°C、保持時間 5 分で加熱速度は 28.3°C/min 以上である。

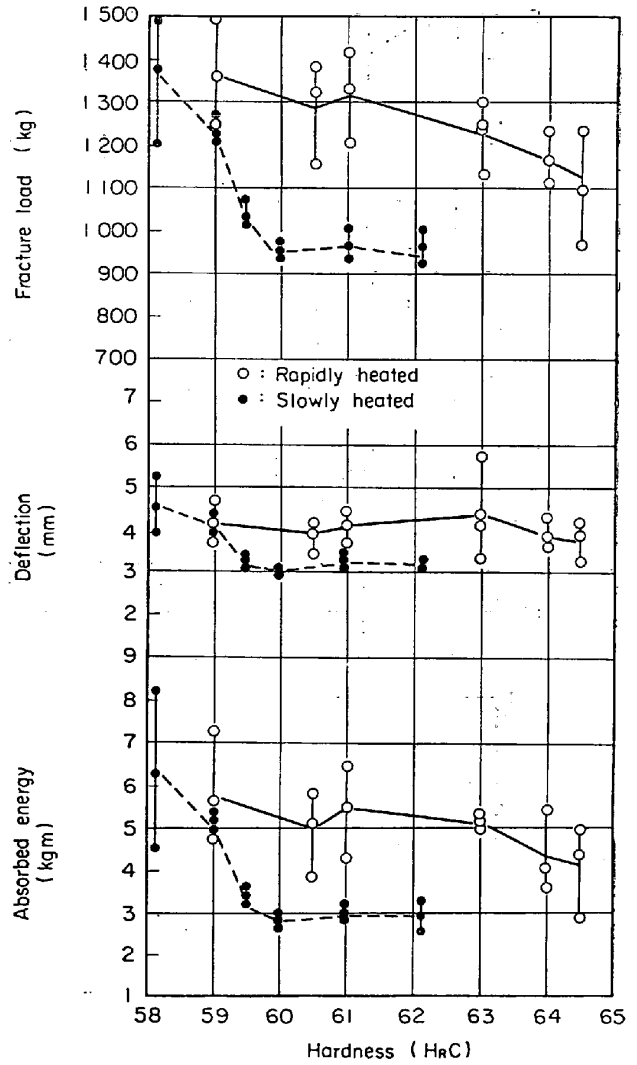


Fig. 5. Static bending characteristics of the steel SNCM 23 H-K quenched and tempered after austenitizing with rapid heating or slow heating.

3.2 静的曲げ試験

Fig. 4, Fig. 5 は 10 mmφ の丸棒の静的曲げ試験結果を示したものである。図の横軸に示した硬さは 100°~180°C の各温度でそれぞれ 4 hr 保持して得たものである。実用上から焼もどし硬さは H_RC 60 以上を必要とするが SNCM 21 および SNCM 23 H-K のいずれも RH 処理を行なったものが SH 処理を行なったものよりも破断荷重、最大たわみ量および吸収エネルギーのいずれも大である。また、試料中心部まで浸炭した 3 × 6 × 160 mm 角棒状試料の静的曲げ試験結果を Fig. 6 に示す。この図でも明らかに、RH 処理した鋼の破断強度最大たわみ量および吸収エネルギーはともに SH 処理したものよりも高いことがわかる。また、0.49% C の試料では RH 処理の効果がなく、それ以上炭素量が高いほど処理の効果が大きくなることが知られる。

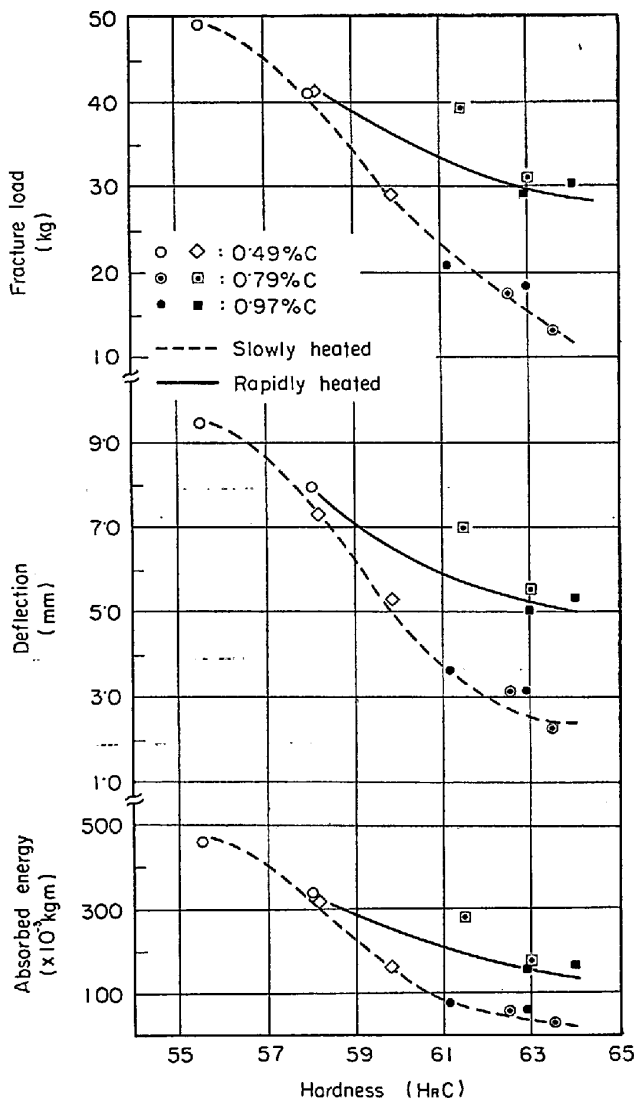


Fig. 6. Statical bending characteristics of the steel SNCM 21 quenched and tempered after austenitizing with rapid heating or slow heating.

3.3 回転曲げ試験

Fig. 7は SNCM 23 H-K 試料を RH 処理および SH 処理したものと、SNCM 21 試料を RH 処理した場合の S-N 曲線である。これより SNCM 23 H-K では RH 処理したものが SH 処理したものよりも明らかに疲労限が高い。この RH 処理材は $130^{\circ}\text{C} \cdot 4 \text{ hr}$ の焼もどしで $H_{RC} 63$ の硬さを有し、また、SH 処理材は $160^{\circ}\text{C} \cdot 4 \text{ hr}$ 焼もどし、 $H_{RC} 61$ の硬さで、両者は焼もどし温度および硬さを異にするものであるが、いずれもそれぞれ RH 処理材および SH 処理材の最適の焼もどし条件に相当するものと考えられる。

一方、SNCM 21 鋼を RH 処理すると SH 処理した SNCM 23 H-K とほぼ同じ疲労強度が得られることがわかる。通常の熱処理状態で、SNCM 21 は Ni 含有量

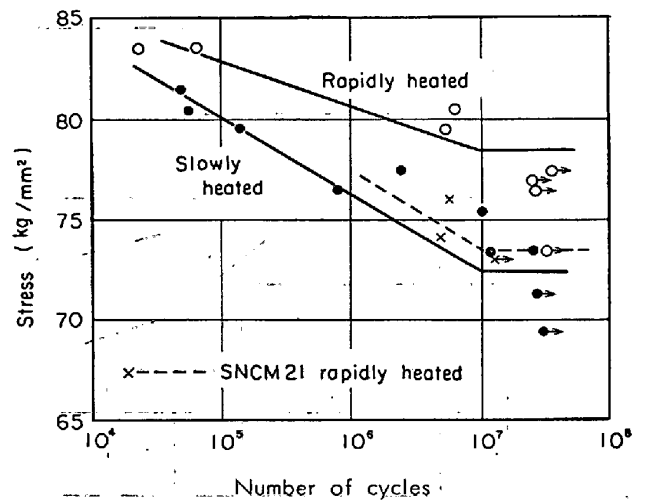


Fig. 7. S-N curves of SNCM 23 H-K and SNCM 21 steels.

の多い SNCM 23 H-K より疲れ強さの低い鋼であるが本実験のように RH 処理を施せば SNCM 21 でも SH 処理の SNCM 23 H-K にまさるとも劣らない疲れ強さが得られることは注目し得るものと考えられる。このことは Fig. 4 および Fig. 5 の静的曲げ試験結果からもうかがわれる。

4. 考 察

小林²⁾は Cr-Mo 鋼に RH 処理を施した場合、そのオーステナイトは合金元素濃度の不均一なものであると述べている。Fig. 1 および Fig. 2 に見るように加熱温度を高くし、あるいは保持時間を長くすることにより Ms 点はかなり降下することはそれらによつて炭化物のオーステナイトへの固溶とその拡散均一化がしだいに達成されてゆくと考えられ、小林の考えを立証する結果といえる。Photo. 1 で明らかなようにこのオーステナイトの不均一性は主として未溶解炭化物の存在によるものと思われる。したがつて、オーステナイト中の固溶炭素量は鋼の平均炭素量よりも少なく、しかもミクロ的な炭素の偏析も存在しているものと考えられる。

RH 処理した鋼の強靱性の原因として、第一に焼入れ時におけるオーステナイト中の炭素量の少ないことが挙げられる。もし RH 処理のほうが固溶炭素量が少ないとすれば Ms 点が高くなるはずである。このような観点から Ms 点を測定することによつて RH 処理と SH 処理とを比較してみた。Fig. 8 は種々の炭素量に浸炭した SNCM 21 について $85^{\circ}\text{C}/\text{min}$ で 800°C まで加熱しただちに焼入れた場合 (RH 処理) と、 $5^{\circ}\text{C}/\text{min}$ で 850°C まで加熱しここに 30 min 保持して焼入れた場合 (SH 処理) の Ms 点を示したものである。これより、

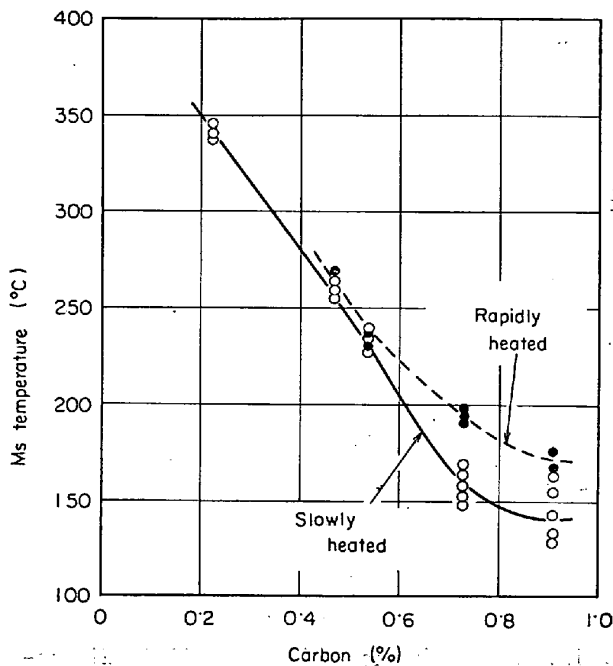


Fig. 8. Effect of heating rate in austenitizing on Ms point of SNCM 21 carburized to different carbon contents.

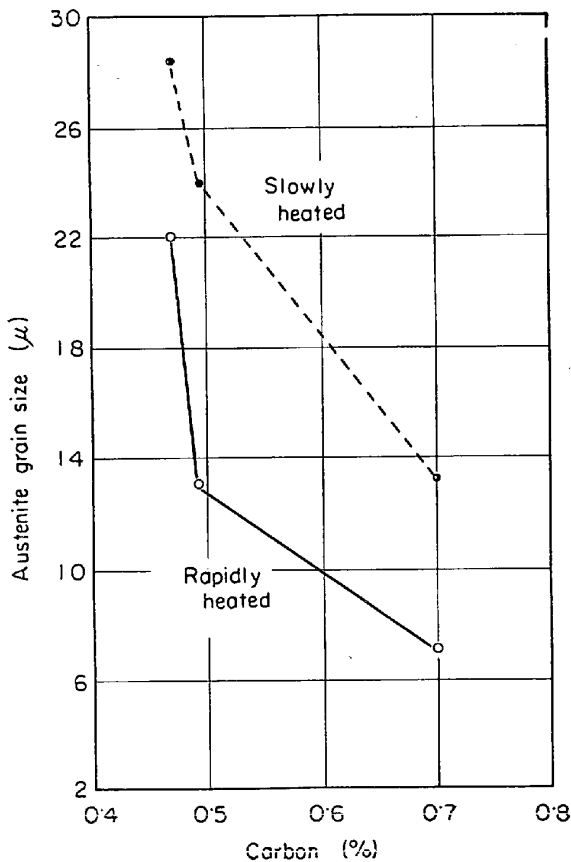


Fig. 9. Effect of heating rate in austenitizing on austenite grain size of SNCM 21 carburized to different carbon contents.

約 0.5% 以上の炭素を含む鋼では RH 処理した試料の Ms 点は SH 処理したものよりも明らかに高いことがわかる。このことは RH 処理のほうが炭化物の固溶が不十分でマルテンサイト中の炭素量が少ないことを立証するものである。また、Fig. 6 の結果から炭素量の少ない鋼ほど靱性が高いこと、および RH 処理の効果は炭素の多いものほど顕著に現われることが明らかである。これらのことから、高炭素鋼を RH 処理した場合には SH 処理よりも低炭素のマルテンサイトを生成しこれが靱性を高める大きな原因と考えられる。Fig. 6 から RH 処理の効果が見られる炭素の限界は約 0.5% と推定される。また、Fig. 8 より 0.53% C で、Ms 点が RH 処理と SH 処理とではほぼ同じになる。この C % は上記の約 0.5% とよい一致を示している。すなわち本実験における加熱速度範囲において RH 処理の効果が発揮される炭素の限界値は約 0.5% C である。

一方、RH 処理した鋼の強靱性の第二の原因として、オーステナイトの結晶粒度が SH 処理したものよりも細かいことが挙げられる。オーステナイトの結晶粒度と加熱速度についての研究はかなり多く行なわれており^{10)~12)}、結晶粒が微細なほど強靱であることはよく知られている。Fig. 9 は SNCM 21 について RH 処理と SH 処理とを行ない結晶粒度を測定した結果である。明らかに RH 処理の方が SH 処理に比較し微細になっている。

ところで、前述の Ms 点の測定から RH 処理した鋼のマルテンサイトの炭素量は SH 処理した鋼のそれよりも少ないことを知ったが、この RH 処理した鋼ではつぎに述べるような通常用いられるよりかなり低い温度で焼もどすことにより十分な靱性と、しかも高い硬さを有する状態にすることが可能である。すなわち、これまで浸炭鋼の焼もどし温度は 160°~200°C であり、この温度で 2~4 hr 行なうのが靱性や疲労強度の点でもつとも適当であるとされてきた。しかし、RH 処理した鋼についてその焼もどし温度を検討すると、160°C より低い温度で焼もどしを行なつてもよいと考えられる。すなわち、焼入鋼の焼もどしの第 1 段階ではマルテンサイト中の過飽和の炭素が遷移炭化物の形で析出するとされているが、その析出量はもとのマルテンサイトの炭素濃度が高いほど多いはずであり、析出に要する温度と時間も、もとのマルテンサイトの炭素濃度が高いほど高温でまたは長時間を要するものと考えられる。したがって、マルテンサイトの炭素濃度を低くした RH 処理鋼の焼もどし温度は従来の焼もどし温度よりも低い温度でよいものと考えられる。

そこで、以上の考察の妥当性を確かめるために次のよ

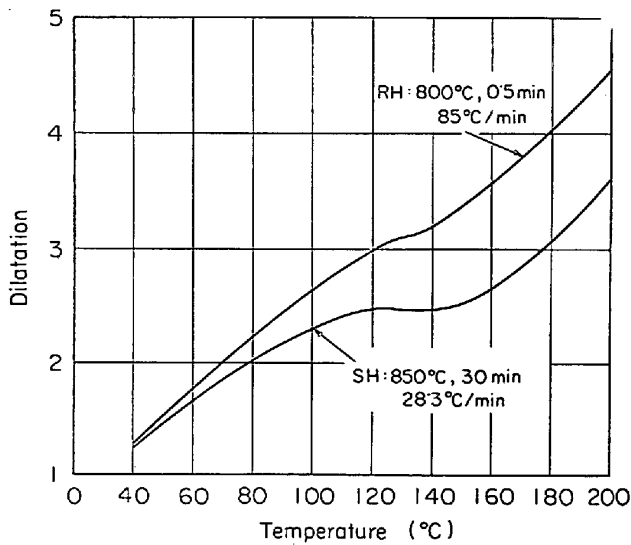


Fig. 10. Total dilatation curves during tempering of the steel SNCM 21.

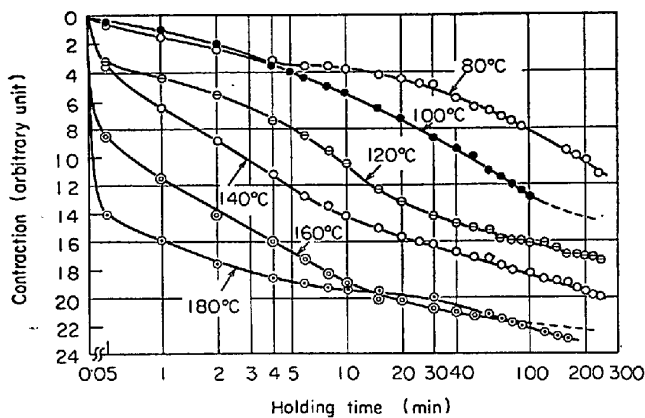


Fig. 11. Isothermal dilatation curves at various tempering temperatures of the steel SNCM 21.

うな実験を行なった。0.73% C に浸炭した寸法 3 mm φ × 10 mm の SNCM 21 鋼を用いて 800°C まで 85°C/min の速度で加熱しここに 0.5 min 保持後焼入れた (RH 処理) 試料, および同じく 850°C まで 28.3°C/min の速度で加熱しここに 30 min 保持後焼入れた (SH 処理) 試料を用意した。この二種類の試料を Formastor-F を用いて室温から 200°C まで 5°C/min の速度で連続的に加熱を行なって長さの変化を測定した。Fig. 10 はこの結果を示したものである。SH 処理したものは約 90°C 付近から収縮が現われ, RH 処理したものは約 120°C 付近から収縮が認められる。この収縮が遷移炭化物の析出によるものであり, また収縮量が遷移炭化物の析出量に比例すると仮定**するならば, 明らかに RH 処理では遷移炭化物の析出量が少ない。

つぎに, SNCM 21 鋼を浸炭拡散して炭素量を 0.47%,

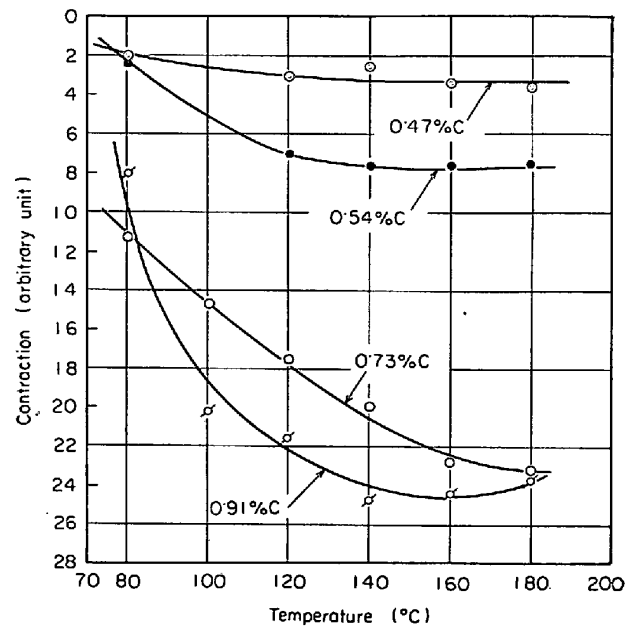


Fig. 12. Length change of the steels SNCM 21 tempered for 4 hours at the various tempering temperatures.

0.54%, 0.73%, 0.91% とした 4 種類の試料 (3 mm φ × 10 mm) を調製し, 表面と内部とに炭素の濃度差がないことを確認した後, Formastor-F を用いてこの試料を 850°C まで 5°C/min の速度で加熱しここに 30 min 保持して焼入れた。続いて残留オーステナイトを極力少なくするため -78°C にてサブゼロ処理を行なった。これらの試料について, 焼もどし温度を 80°C から 20°C 間隔に 180°C まで 6 段階にとり, それぞれ 4 hr 保持したときの焼もどし時間と収縮量との関係を求めた。Fig. 11 は一例として 0.73% C の試料についての実験結果を示したものである。当然のことながら焼もどし温度が高いほど収縮がいちじるしく, 遷移炭化物の析出は速く進行する。この図から, 各温度に 4 hr 焼もどした場合の収縮量と焼もどし温度との関係を, 炭素量をパラメーターとして描くと Fig. 12 のようになる。遷移炭化物の析出が見掛上ほぼ終了する温度はそれぞれ 0.47% C : 120°C 付近, 0.54% C : 140°C 付近, 0.73% C : 180°C 付近となる。0.91% C の試料の場合 160°C 付近で曲線が上昇しているのは残留オーステナイトの分解による膨張が大きくなるためであろう。

以上のことから RH 処理を行ない, マルテンサイト中の炭素量を低くすることにより, 焼もどし温度を 130 程度に低くおさえても十分第 1 段階の変化が進行するものと考えられる。Fig. 13 は浸炭した SNCM 21 鋼を

** 実際には遷移炭化物の析出による収縮と, 少量残留するオーステナイトの緩やかな分解による微小な膨張との和である。

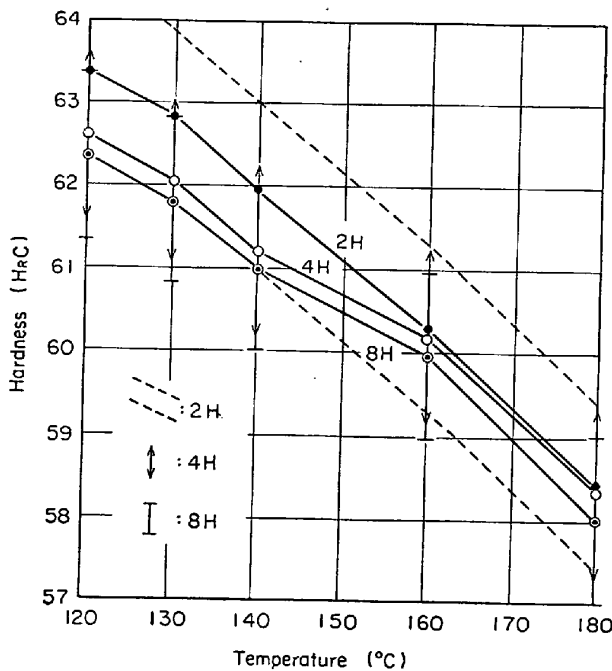


Fig. 13. Effect of tempering temperature on the hardness of carburized case of SNCM 21 steel.

RH 処理し 180°C 以下の種々の温度で 2 hr, 4 hr ならびに 8 hr 焼もどしを行なった場合の硬さの変化を母平均の推定と 95% の信頼限界とで示したものである。これより、焼もどし温度が高くなるほど、また焼もどし時間が長くなるほど硬さは低下することがわかる。この図において 130°C・4 hr の焼もどしで H_RC 62 の硬さの得られることがわかる。しかも、前述の試験結果から、この 130°C・4 hr の焼もどしは靱性および疲れ特性の点でも非常にすぐれた性質が得られることを明らかにしたが、このような RH 処理と低温焼もどしの組み合わせを実際の浸炭歯車の熱処理に応用し、十分良好な結果を納めている。この点については後報で詳述する。

5. 結 言

浸炭した Ni-Cr-Mo 鋼を急速加熱短時間保持 (RH 処理) して焼入れると、硬さが高く靱性に富む状態が得られる。その原因を追究する目的でおもに SNCM 21 鋼を用いて静的曲げ試験、回転曲げ試験、焼もどし特性ならびに組織変化などを調査した。その結果は以下のように要約される。

(1) 表面炭素 0.73% に浸炭した SNCM 21 鋼を用いて焼入加熱温度、保持時間、加熱速度をそれぞれ変えて焼入れした場合、最高硬さが得られる条件は焼入温度 800°C、保持時間 5 min 以内、加熱速度約 30°C/min 以上である。この場合の組織は緻密なマルテンサイトと微

細な炭化物とから成り、残留オーステナイトはごく少量にすぎない。

(2) 静的曲げ試験の結果 SNCM 21, SNCM 23 H-K とともに RH 処理したものが SH 処理したものよりも破断荷重、最大たわみ量、吸収エネルギーともに大である。

炭素量を変えた 3 × 6 × 160 mm 試験片の曲げ試験結果から RH 処理が通常の徐加熱焼入れ (SH 処理) にくらべてとくにすぐれた強靱性を与えるのは約 0.5% 以上の炭素を含む場合に限られる。

(3) RH 処理された鋼は SH 処理のものにくらべて、靱性の点ばかりでなく回転曲げ試験による疲労限も明らかに高い。また、SNCM 21 鋼を RH 処理すると SNCM 23 H-K を SH 処理したものとほぼ同等の疲労限が得られる。

(4) RH 処理では SH 処理にくらべて炭化物の固溶が不十分となりオーステナイト中の炭素濃度が低く、かつ焼入れ組織も緻密微細となり、これらの要因が寄与してすぐれた靱性をもたらすものと考えられる。

(5) 0.47~0.91%C を含む SNCM 21 鋼について焼もどしの第 1 段階の挙動を熱膨張測定により調査し、RH 処理したものは SH 処理したものよりも低い温度で第 1 段階がほぼ終了すること、したがって実際の焼もどし処理も 150°C 以下の低温度で行なうことを明らかにした。

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った東京工業大学教授田中良平博士に感謝の意を表す。

文 献

- 1) 内藤, ほか: 鉄と鋼, 57 (1971) 1, p. 37
- 2) 大和久, ほか: 日本金属学会誌, 18 (1954) 6, p. 362
- 3) 赤須: 熱処理, 5 (1965) 2, p. 82
- 4) 赤須: 日本金属学会誌, 27 (1963) 6, p. 266
- 5) 小林: 三菱製鋼技報, 4 (1970) 1, p. 19
- 6) R. A. GRANGE: Trans. ASM, 59 (1966), p. 27
- 7) 金沢, ほか: 鉄と鋼講演概要, 56 (1970) 4, S 306
- 8) ゲ・エフ・ゴロヴィン著: 高周波熱処理, (昭45), p. 63, 日・ソ通信社
- 9) 内藤, ほか: 未発表
- 10) 本間: 鉄と鋼講演論文集 (II), 51 (1965) 11, p. 2181, p. 2183
- 11) G. R. SPEICH, et al.: Trans. AIME, 245 (1969) 5, p. 1063
- 12) J. WYSZKOWSKI: Iron Steel, 43 (1970) 2, p. 77