

## 論 文

UDC 621.785.52 : 669.14-155.4 : 539.431.016 : 539.431.015

# 浸炭表面硬化した鋼の機械的性質におよぼす素材の 化学組成および熱処理条件の影響について\*

古川 徹\*\*・小沼 静代\*\*\*・酒庭 秀康\*\*\*\*

## Effects of Chemical Composition and Heat Treatment on Mechanical Properties of Carburized Steels

Tōru FURUKAWA, Shizuyo KONUMA, and Hideyasu SAKANIWA

## Synopsis:

The tensile, Charpy impact bending, rotating bending fatigue, and impact bending fatigue tests on some carburized steels were performed in order to investigate the effect of chemical composition in steel and of heat treatment after carburizing on mechanical properties.

The results obtained are summarized as follows:

(1) The steel with re-quenching after direct quenching (specimen B) had superior properties of strength and ductility to the steel with direct quenching only (specimen A) in both tensile and Charpy impact tests. On the other hand, the fatigue strength of specimen A was higher than that of specimen B under both impact bending fatigue and rotating bending fatigue.

(2) For these fatigue tests, the highest fatigue strength was obtained in the steel containing about 0.25% carbon. It was also found that these strength were improved by addition of Cr, Mo, and Ni.

(3) In the impact fatigue tests, there was no clear difference in the number of blows to crack initiation for both specimen A and B. For each carburized steels, the crack propagation rate was decreased with the growth of crack at first, and then the rate was increased gradually with increasing number of blows and, finally, the specimen was led to the rupture with higher propagation rate of crack, that is, the three different stages were distinguished in the process of crack propagation. The crack propagation rate of specimen A was lower than that of specimen B for every stage to the rupture.

## 1. 緒 言

表面硬化は、一般に、機械部品の表面損傷に対する抵抗性を高める場合や疲れ限度を向上させる場合に広く利用されており、多くの研究、報告がなされてきた。たとえば、浸炭表面硬化された機械部品の面圧強さ、破壊については藤田ら<sup>1)</sup>ほか数編の報告<sup>2)~5)</sup>があり、歯車の歯元疲れ強さについては会田ら<sup>6),7)</sup>、西岡ら<sup>8)</sup>、回転曲げ疲れについては大内田ら<sup>9)</sup>のほか多くの報告がある。また破壊プロセスについては C. A. APPLE ら<sup>10)</sup>、L. J. EBERT ら<sup>11)</sup>が報告している。表面硬化層に存在する残留圧縮応力については筒井ら<sup>12)</sup>、D. P. KOISTINEN<sup>13)</sup>の報告があり、筒井らは試験片形状と残留応力の関係についてもふれている。また、表面硬化層に存在する残留圧

縮応力によつて曲げ疲れ限度が改善されることも報告<sup>8), 14)~16)</sup>されており、この残留応力と時効や応力繰返しとの関係について平ら<sup>17),18)</sup>の報告がある。現在までのところ浸炭表面硬化した鋼に対する繰返し衝撃曲げ疲れに関する報告は非常に少なく、R. A. DEPAUL<sup>19),20)</sup>、R. M. PRATUSEVICH<sup>21)</sup>の報告が認められる程度で、その研究基盤はまだ浅いようである。他方、浸炭した鋼の熱処理法についても研究が進められ、J. A. VACCARI<sup>22)</sup>は新しい熱処理法による強度の改善を報告し、また内藤ら<sup>23),24)</sup>は浸炭鋼の熱処理特性について報告している。

筆者らは、浸炭表面硬化した鋼について外力の種類と抵抗力の関係に関する一連の研究を進めてきたが<sup>25)~32)</sup>本報ではこれらを総括し、主として繰返し曲げ疲れ強さに及ぼす焼入れ条件と素材のC% および Ni, Cr およ

\* 昭和 53 年 9 月 22 日受付 (Received Sept. 22, 1978)

\*\* 新潟大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Niigata University, 1-2-1 Gakko-cho Nagaoka 940)

\*\*\* 新潟大学工学部 (Faculty of Engineering, Niigata University)

\*\*\*\* 新潟大学大学院 (現: 東京三洋(株)) (Graduate school, Niigata University, Now Tokyo Sanyo Co. Ltd.)

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

Steel	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo
S15CK	0.15	0.27	0.47	—	—	—
S25C	0.26	0.26	0.45	—	—	—
S38C	0.36	0.26	0.74	—	—	—
S55C	0.56	0.26	0.83	—	—	—
SCM21	0.16	0.25	0.70	—	1.10	0.25
SNCM25	0.15	0.25	0.45	4.35	0.90	0.22

Table 2. Heat treatment of steels.

Steel	Mark	Carburizing	Direct Quenching	Requenching	Tempering
S15CK	A	920°C×4hr	830°C×0.5hr·OQ	none	180°C×2hrAC
	B	≐	≐	800°C×0.5hr·WQ	≐
SCM21	A	≐	≐	none	≐
	B	≐	≐	830°C×0.5hr·OQ	≐
SNCM25	A	≐	≐	none	≐
	B	≐	≐	780°C×0.5hr·OQ	≐
S25C	A	≐	≐	none	≐
S38C	A	≐	≐	none	≐
S55C	A	≐	≐	none	≐

Note: A, B: Non Carburized.

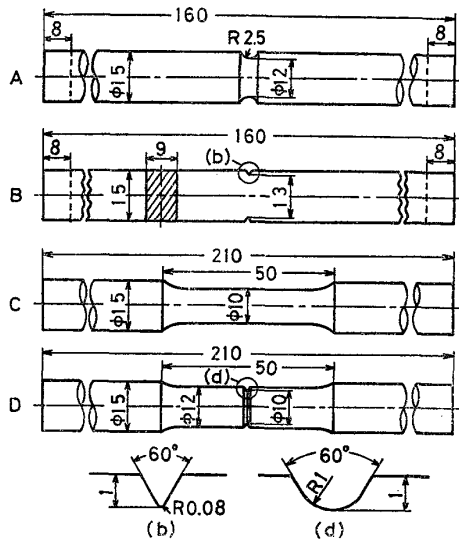


Fig. 1. Test piece, (A, B: impact bending fatigue, C, D: rotating bending fatigue).

び Mo 添加の影響について報告する。

## 2. 試料および実験方法

### 2.1 試料の化学組成および熱処理

浸炭表面硬化鋼として市販の S15CK, S25C, S38C, S55C, SCM21 および SNCM25 を用いた。各鋼の化学分析値を Table 1 に示す。S15CK から S55C までは浸炭表面硬化後の機械的性質に及ぼす素材の C% の影響をみる目的、SCM21 および SNCM25 は浸炭表面硬化後の機械的性質に及ぼす Cr, Mo および Ni の影響をみる目的のための材料である。

各鋼を引張試験片 (JIS 4号), シャルピー衝撃試験片 (JIS 3号), 松村式繰返し衝撃曲げ疲れ試験片, および小野式回転曲げ疲れ試験片に機械加工した後, 各試験片に浸炭および硬化熱処理を施した。繰返し衝撃曲げ疲れ試験片および回転曲げ疲れ試験片の形状および寸法を Fig. 1 に示し, 各試験片に施した浸炭および熱処理条件を Table 2 に示す。浸炭は CP 0.9% の浸炭ガス雰囲気中 (島津製カーボマージ浸炭炉) で 920°C×4 h 保持した。その後約 2 h で 830°C になるよう炉冷し, 830°C で 30 min 保持した後約 70°C の油中に焼入れた。本報告で記号 A と標示したものはこの後直ちに 180

°C×2 h・空冷の焼もどしを行つたが, 記号 B と標示したものは直接焼入れ後 Table 2 に示す温度に再加熱して再焼入れを行つた後に 180°C×2 h・空冷の焼もどしを行つた。S25C, S38C および S55C については B 処理は行わなかつた。なお, S15CK, SCM21 については, 浸炭を施さず Table 2 と同じ熱処理を施したものについても実験を行つた。

### 2.2 実験方法

2.1 に述べた熱処理を施した後 A 処理材および B 処理材に対して顕微鏡組織検査, 硬化層付近の硬さ分布試験, 引張試験, シャルピー衝撃試験, 繰返し衝撃曲げ疲れ試験 (松村式・両振) および一部の鋼について回転曲げ疲れ試験を行つた。なお, 硬化層付近の硬さ分布の測定は直径 15 mm の丸棒試験片を用い, Table 2 の浸炭表面硬化処理を施した後切断部が焼もどされないよう十分に冷却しながら高速切断機で切断し, この断面の表面からの硬さ分布を求めた。硬さ測定の荷重は 200 g, 荷重時間は 30 s で, 断面の直角四方向の測定を行い, その平均値をそれぞれの硬さ値としたが, 各硬さ値のばらつきは非常に少なかつた。シャルピー衝撃値は 5 本の値の平均値をとつた。繰返し衝撃曲げ疲れ試験の場合は 1 点に対して 5~7 本の試験を行つた。

## 3. 実験結果および考察

### 3.1 顕微鏡組織, 硬さおよび残留応力

S15CK, SCM21 および SNCM25 を A 処理あるいは B 処理した試験片の浸炭硬化層の顕微鏡組織を Photo. 1 に示す。いずれの場合もマルテンサイト組織を示すが, 各鋼とも A 処理材の組織は B 処理材の組織に比べて粗く, 結晶粒も大きい (Table 3 参照)。SNCM25 の A 処理材では, Fig. 2 の表面部硬さの低いことに示されるように, 残留オーステナイトがかなり認められる。

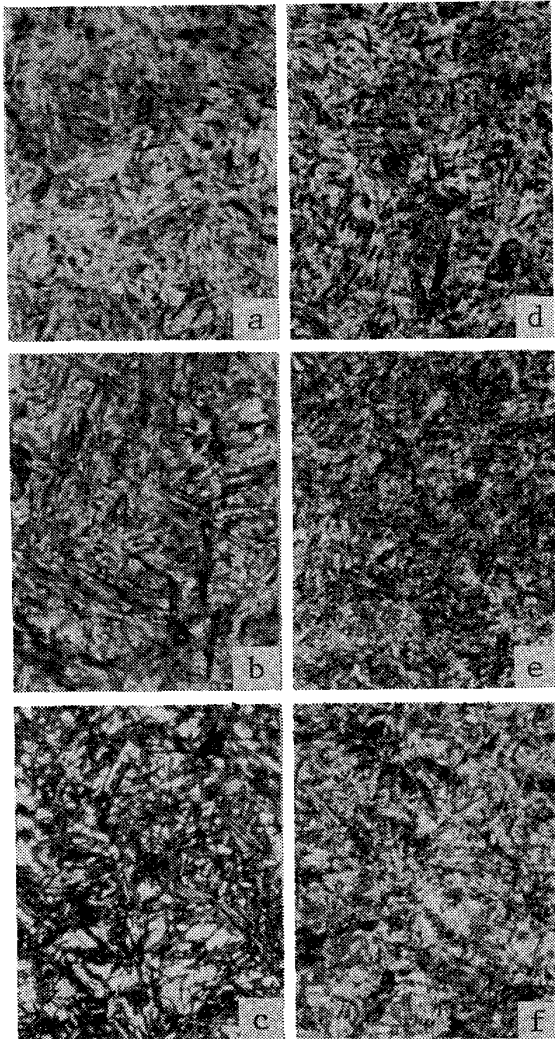
S15CK, SCM21 および SNCM25 の A 処理した試料の中心部の組織を Photo. 2 に示す。S15CK でフェライトが約 45% 認められるが, SCM21 および SNCM25 では焼入性がよいためマルテンサイト組織である。B 処

理材では、S15CK で約 45%、SCM 21 で約 15% のフェライトが認められた。

S38C および S55C を浸炭後 A 処理した場合は、浸炭層および内部ともマルテンサイト組織を示した。S25C では、浸炭層はほぼ 0.9% C のため S38C などの表面硬化層と類似のマルテンサイト組織を示すが、内部は低炭素のためマルテンサイト地にわずかではあるが、フェ

Table 3. Austenite grain size of carburized steels.

Steel	Heat Treatment	JIS No. of Grain Size	
		Case	Core
S15CK	A	9.0	—
	B	10.4	—
SCM 21	A	9.0	8.2
	B	10.4	8.8
SNCM 25	A	9.2	8.4
	B	10.4	9.2



a, d: S15CK, b, e: SCM21, c, f: SNCM25  
a, b, c: treatment A, d, e, f: treatment B

Photo. 1. Micro structures in case hardened zone. ( $\times 600$ )



a: S15CK, b: SCM21, c: SNCM25

Photo. 2. Micro structures in core (A treatment). ( $\times 600$ )

ライトが認められた。

S15CK, SCM 21 および SNCM 25 を浸炭後 A 処理あるいは B 処理した試料の軸と直角断面を覆本ら<sup>3)</sup>の腐食法によつて前オーステナイト粒界を現わし、JIS 切断法によつて粒度番号を求めた結果を Table 3 に示す。S15CK の中心部は A 処理材および B 処理材とも約 45% 程度のフェライトが混合しているのでオーステナイト粒度として表示しなかつたが、他の鋼の場合と同様に A 処理材が粗粒である。なお、SCM21 A 処理材を覆本らの腐食法によつて前オーステナイト粒界を現わした顕微鏡写真の一例を Photo. 3 に示す。

各鋼の A 処理材の表面硬化層およびその付近の硬さ分布を Fig. 2 に示す。S15CK, S25C, S38C, S55C, および SCM 21 の表面部硬さはいずれも約 Hv 800 であるが、SNCM 25 の表面部硬さは約 Hv 720 であつた。SNCM 25 の表面硬化層の硬さが他鋼の硬さに比べて低いのは残留オーステナイト量が多いためと考えられる。S15CK は焼入性が悪いため表面から内部に入るとつれて急激に硬さが低下し、内部の硬さは約 Hv 200 で、供試鋼中もつとも低い。S25C, S38C, S55C と C% が多くなるにつれて焼入性がよくなるため硬さの低下はゆるやかになり、また内部の硬さも高くなつている。SCM 21 および SNCM 25 は C% は少ないが、Cr, Mo, Ni などの含有によつて焼入性がよくなつているため、S25C とほぼ同様の硬さ分布を示している。JIS による有効浸炭硬化深さは、S25C, SCM 21, および

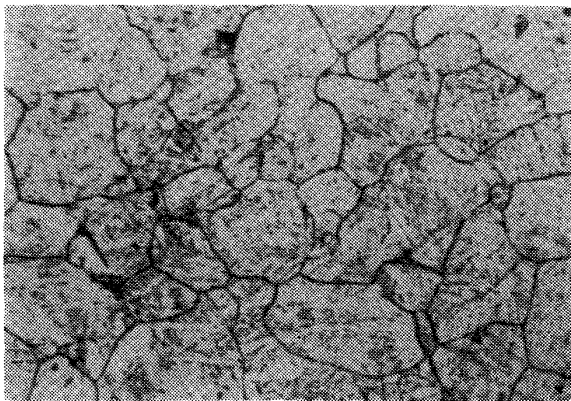


Photo. 3. Austenite grain structure of carburized SCM21 steel. ( $\times 600$ )

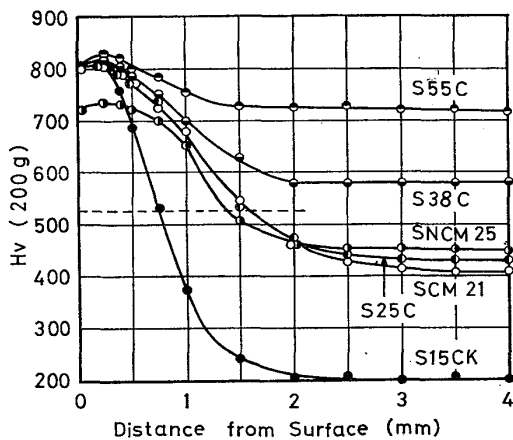


Fig. 2. Hardness distribution in case hardened zone of test pieces. ( $\phi 15$  mm)

SNCM 25 はほとんど同じで、約 1.4 mm であるが、S 15CK は約 0.8 mm である。それに対して、S 38C および S 55C では心部まで焼きが入っている。

SCM 21 を表面浸炭後 A 処理あるいは B 処理した試料の表面層付近の硬さ分布を Fig. 3 に示す。B 処理材は A 処理材に比べて表面部の硬さは高いが、焼入加熱温度が低いため、表面からの深さの増加に伴う硬さの低下が急激で、心部の硬さも低い。有効浸炭硬化深さおよび心部の硬さは、A 処理材の約 1.4 mm と約 Hv 400 に対して B 処理材では約 1.0 mm と約 Hv 280 である。なお、浸炭しない A 処理材と B 処理材の表面部および中心部の硬さは、それぞれ約 Hv 400 と約 Hv 280 であつた。

SCM 21 の A 処理材および B 処理材の表面硬化層における残留応力分布を Fig. 4 に示す。電解研磨により表面から 0.1~0.2 mm ずつ除き、X 線法によつてその面の残留応力を測定した。X 線応力測定条件を Table 4 に示す。A、B 両処理材とも表面から約 0.3 mm の深さで残留圧縮応力値は極大を示し、それより内部に入るとつれて減少しているが、表面および表面硬化層の大部分の範囲において A 処理材の残留圧縮力が B 処理材のそれ

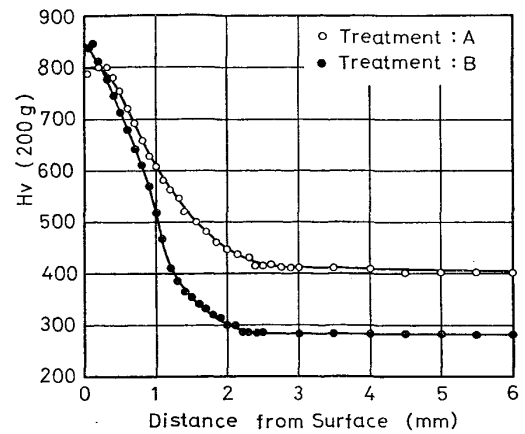


Fig. 3. Hardness distribution in case hardened zone. (SCM21)

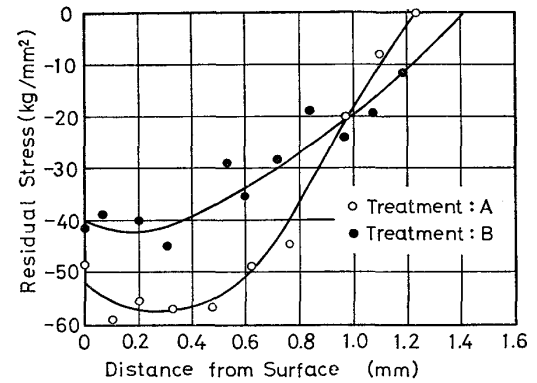


Fig. 4. Residual stress distribution in surface hardened zone. (SCM21)

より大きい。

### 3.2 引張試験結果およびシャルピー衝撃値

浸炭表面硬化を行つた各鋼の引張強さ、伸び、およびシャルピー衝撃値を Table 5 に示す。各試験片とも伸びは非常に少ないか、あるいは認められない程度である。ことに、S 15CK の場合、心部に体積率で 60~70% の軟かくねばい部分があるにもかかわらず、ほとんど塑性変形しないで破断しているが、このことは下記のように考えられる。すなわち、浸炭後焼入れされた表面層は高炭素マルテンサイト相で著しく硬いが塑性変形能がないため、引張荷重が大きくなつて変形が塑性域に入ると表面硬化層は破断する。表面硬化層の破断によつて生じたき裂は残っている内部に対して非常にすどい切欠きの作用をするため、この横断面においては実質的に平面ひずみ状態となり、かつそれまで表面層が負担していた荷重が内部に衝撃的にかかることとあわせて、軟かい内部が脆性破壊をするのであろう。

シャルピー衝撃値は全体的に小さい。しかしながら、引張強さおよびシャルピー衝撃値におよぼす A 処理と B 処理の影響をみると、全体的に B 処理材の値がやや優れ

Table 4. Conditions of X-ray stress measurement.

Target	Cr-K $\alpha$ (V filter)
Tube voltage	30 KV
Tube current	10 mA
Time constant	32 sec
Scanning speed	0.5 deg/min
Chart speed	10 mm/deg
Slit	Soller slit (34')
Measuring method	Sin $^2\psi$ method ( $\psi=0^\circ, 15^\circ, 30^\circ, 40^\circ$ )

Table 5. Relation between mechanical properties and heat treatment in carburized steels.

Steel	Heat Treatment	$\bar{\sigma}_b$ kg/mm $^2$	$\epsilon$ %	Charpy Impact Value, kg-m/cm $^2$
S 15CK	A	84.4	$\approx 0$	2.33
	B	104.9	$\approx 0$	1.94
SCM 21	A	119.4	$\approx 0$	2.87
	B	117.8	$\approx 0$	3.22
SNCM25	A	150.9	1.2	4.20
	B	166.7	2.7	4.46
S 25C	A	126.9	$\approx 0$	1.50
S 38C	A	112.0	$\approx 0$	1.32
S 55C	A	105.7	$\approx 0$	0.92

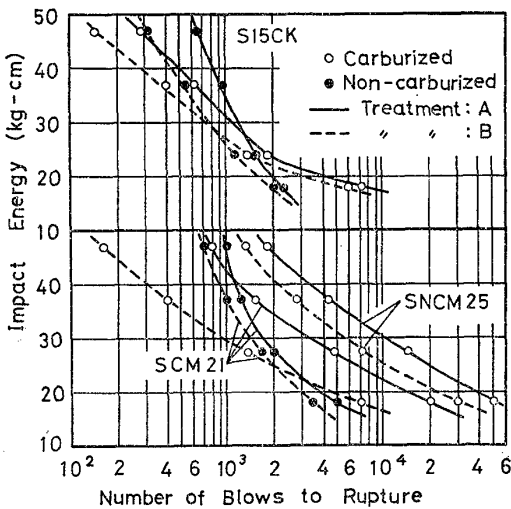


Fig. 5. Effects of surface hardening and heat treatment on impact bending fatigue strength.

ている。したがって、静的引張性質およびシャルピー衝撃値については、B処理がA処理より好ましいと言えるが、どちらの熱処理においても引張破断時にほとんど塑性変形なしに破断している。

**3.3 繰返し衝撃曲げ疲れ特性 および 回転曲げ疲れ限度におよぼす浸炭表面硬化および A 処理と B 処理の影響**

まず、S 15CK, SCM 21 および SNCM 25 の繰返し衝撃曲げ疲れ特性に及ぼす浸炭表面硬化の効果および浸炭後の熱処理条件の影響を調べた。Fig. 5 に実験結果を示す。繰返し衝撃曲げ疲れ寿命 (破断までの衝撃回数) に対する表面硬化の効果を検討すると、S 15CK および SCM 21 は毎回の衝撃力が大きい場合は表面硬化材の疲

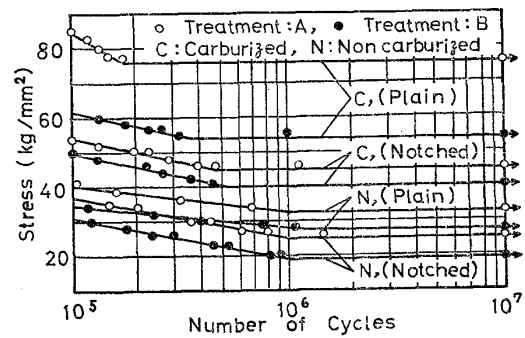


Fig. 6. Relation between rotating bending fatigue strength and heat treatment. (SCM21)

れ寿命が素材のそれより短い、毎回の衝撃力がある値より小さくなると表面硬化材の疲れ寿命が素材のそれより長くなることおよび表面硬化材と素材の疲れ寿命が同じになる衝撃力は鋼種および組織によつて変わる。一般に、繰返し衝撃曲げ疲れ試験結果は、衝撃力が大きい場合はシャルピー疲れ試験に似た傾向を示し、衝撃力が小さい場合は回転曲げ疲れ試験結果に似た傾向を示すといわれていることから考察すると、衝撃力が大きい場合は強さや硬さよりねばさあるいはもろさ (とくに表面層の) が大きく影響するため素材の疲れ寿命が表面硬化材のそれより長くなり、衝撃力が小さい場合は逆に強さや硬さおよび表面層の残留圧縮応力などが大きく影響するため表面硬化材が素材より疲れ寿命が長くなると考えられる。これらの結果から、毎回の衝撃力が比較的小さい機械部品ではその疲れ寿命に対して表面硬化は著しく効果があるが、毎回の衝撃力が大きい機械部品では表面硬化はかえつてマイナスである。また、S 15CK, SCM 21, SNCM 25 の表面硬化材および S 15CK, SCM21 の素材に A 処理あるいは B 処理を行つた試験片の繰返し衝撃曲げ疲れ試験結果から浸炭処理後の熱処理条件の影響を検討すると、いずれの場合も A 処理材が B 処理材に比べて疲れ寿命が長い。

続いて、回転曲げ疲れ限度に対する再焼入れの影響をみるため SCM 21 を用い、平滑試験片および応力集中係数 2.3 の V 型環状切欠きを付けた試験片 (Fig. 1 の C および D) の表面硬化材および素材に A 処理あるいは B 処理を施した試験片について小野式回転曲げ疲れ試験を行つた。実験結果を Fig. 6 に示す。回転曲げ疲れ試験の場合も、表面硬化材、素材、および切欠の有無に関係なく、すべての実験条件において A 処理材が B 処理材より高い回転曲げ疲れ限度を示している。

Fig. 5, 6 と Table 5 の結果から、静的引張性質およびシャルピー衝撃値に対しては直接焼入れ後再焼入れする方が好ましいが、繰返し衝撃曲げ疲れ寿命および回転曲

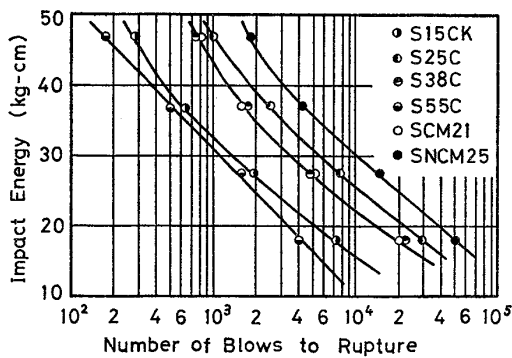


Fig. 7. Results of impact bending fatigue test.

げ疲れ限度に対しては直接焼入れ後 JIS に示されている二次焼入れ温度範囲における再焼入れは行わない方が良好な結果が得られる。

### 3.4 繰返し曲げ疲れ特性に及ぼす素材の C% および Ni, Cr, Mo 添加の影響

浸炭表面硬化した鋼の繰返し衝撃曲げ疲れ寿命および回転曲げ疲れ限度におよぼす素材の C% の影響および Ni, Cr, Mo 添加の影響をみるため S15CK, S25C, S38C, S55C, SCM 21 および SNCM 25 を用いて実験した。この場合, Fig. 3, 5, 6 の実験結果を参考にして浸炭後の熱処理は A 処理とした。Fig. 7 は繰返し衝撃曲げ疲れ試験結果を示す。S15CK の結果に比べて S25C は著しく疲れ寿命が長く、炭素鋼中で最良の疲れ寿命を示した。S38C は S25C より疲れ寿命は短い、それでもなおかなり良好な結果を示す。S55C では疲れ寿命は著しく短くなり、S15CK より悪い結果を示した。0.15% C (S15CK) に約 1% Cr と約 0.2% Mo が添加されると、図中の SCM 21 の結果のように、疲れ寿命は長くなる。これに約 4% Ni が添加されると、SNCM25 の結果のように、疲れ寿命は著しく長くなり、供試鋼中最良の疲れ寿命を示した。

Fig. 7 の結果を繰返し衝撃エネルギーをパラメータとして素材の C% と破断までの打撃回数に表わした結果および浸炭表面硬化した各鋼の引張強さ、シャルピー衝撃値、心部の硬さならびに回転曲げ疲れ限度を Fig. 8 に示す。あわせて、SCM 21 および SNCM 25 の結果をも図中に示した。まず、素材の C% の影響について検討する。心部の硬さは、炭素鋼においては当然のことではあるが、C% が増すにつれて高くなっている。引張強さは 0.25% C で極大値を示し、それ以上 C% が増すと低下する。シャルピー衝撃値は 0.15% C にもつとも高く、C% の増加につれて低下している。破断までの疲れ寿命は、いずれの衝撃エネルギーの場合も、0.15% C では短く、0.25% C で最高を示し、それ以上

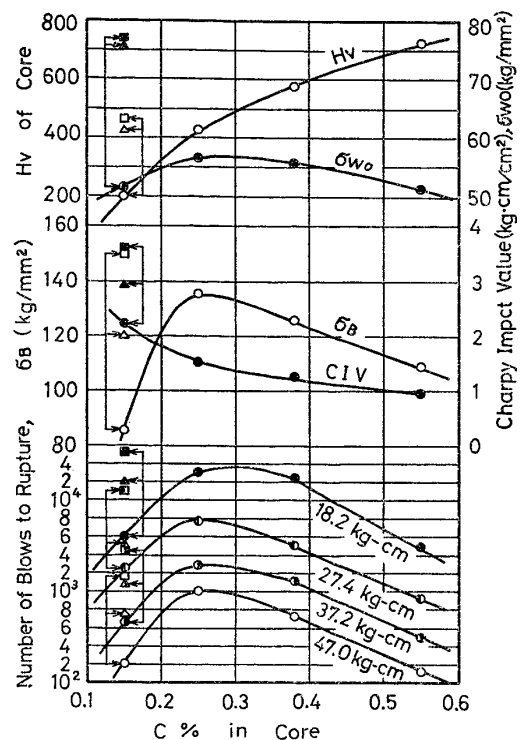


Fig. 8. Effect of C% in core on mechanical properties of carburized steel. ( $\Delta$ : SCM21,  $\square$ : SNCM25)

C% が増すとかえって短くなっている。回転曲げ疲れ限度もほぼ同様の経過を示している。このような経過は主として表面硬化層の残留応力、および試験片のシャルピー衝撃値と引張強さに関係するものと考えられる。まず、残留応力の影響について考察すると、浸炭された高 C% の外周部は焼入れ時に著しく膨張しようとするが、心部の C% が 0.15% 程度であると焼入れによつて硬化されず降伏点が低いので、外周部の著しい膨張に引張られて塑性変形することにより外周部に生ずる残留圧縮応力は小さくなる。それに対して、心部の C% が 0.4% 程度以上では、焼入れによつて心部もマルテンサイトに変態して体積の膨張量が多くなると (マルテンサイト変態による体積膨張は C% が多いほど大きい)、外周部の残留圧縮応力は小さくなる。心部の C% が 0.25% 程度で、硬さが Hv430 程度の場合に、外周部の残留圧縮応力がおそらく最大になることが一つの理由であろう。第 2 の理由としてシャルピー衝撃値と引張強さの影響についてであるが、シャルピー衝撃値の大小はき裂の発生に影響し、引張強さは発生したき裂の進展に影響することを基礎にして、Fig. 8 のシャルピー衝撃値と引張強さの変化を総合して考察すると 0.25% C 程度で寿命の極大値が現われることがうなづきうる。続いて、Cr, Mo, Ni 添加の影響について検討すると、約

0.15% C に約 1% Cr と 約 0.2% Mo が添加された SCM 21 ではすべての値が 0.15% C 鋼の値より良好になり、さらに約 4% Ni が合金された SNCM 25 ではさらに良好な値を示している。なお、SCM 21 および SNCM 25 の C% はいずれも約 0.15% であるが、Cr, Mo, Ni の合金によつて心部の焼入性が改善され、S 25C とほぼ同じ心部硬さ (Hv 420~460) である。これら 3 種類の鋼においてその心部硬さがほぼ同じで、かつ Fig. 2 に示すように表面硬さ、有効浸炭硬化深さ、および硬化層の硬さ分布がほとんど同じでありながら回転曲げ疲れ限度が SCM 21 および SNCM 25 で約 77kg/mm<sup>2</sup>, S 25C で約 57kg/mm<sup>2</sup> と著しく違うのは興味深い結果であるが、おそらく残留圧縮応力、シャルピー衝撃値および引張強さの差によるものと考えられる。浸炭表面硬化を行う機械部品に対して、Fig. 8 の結果を総合して考察すると、その素材としては SNCM 25 がもつとも優れており、ついで SCM 21 が良好と考えられる。炭素鋼では、JIS 浸炭鋼である S 15CK より S 25C がもつとも優れた曲げ疲れ特性と引張強さを示したが、S 25C はシャルピー衝撃値が低いので浸炭鋼として使用する場合はこの点に注意しなければならない。SAGARAZE<sup>34)</sup> は浸炭表面硬化した鋼の強さにおよぼす素材の C% の影響を研究し、最適 C% は鋼の合金量と部品の寸法にも関係するが、8~12 mm の部品では 0.2~0.24% C の場合に最高の曲げ強さと回転曲げ疲れ限度が得られたと報じており、筆者らの上記の実験結果とほぼ同様の結果を報告している。

### 3.5 繰返し衝撃曲げ疲れ試験におけるき裂の発生、進展におよぼす浸炭表面硬化および熱処理条件の影響

繰返し衝撃曲げ疲れ試験および回転曲げ疲れ試験において A 処理材が B 処理材より良好な耐疲れ性を示したが、この点を検討する目的でき裂の発生および進展について調べた。SCM 21 を用い、Fig. 1(B) の形状に機械加工後その上・下両面にのみ浸炭して Table 2 の A 処理あるいは B 処理を施した試験片および浸炭しないで A 処理あるいは B 処理を施した試験片に対して繰返し衝撃曲げ疲れ試験を行った。以後浸炭して A 処理あるいは B 処理を施したものをそれぞれ A 材あるいは B 材と呼び、浸炭しないで A 処理あるいは B 処理を施したものを A' 材あるいは B' 材と称する。

#### 3.5.1 き裂の測定

き裂の発生およびその進展の観察は試験片の側表面の観察を主とし、一部について酸化法<sup>35)</sup> による内部観察を行った。本研究に用いた程度の厚さの試験片では、衝

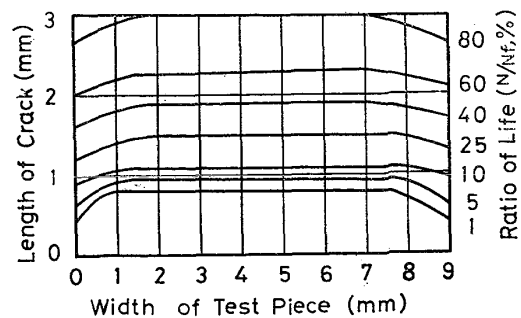


Fig. 9. Distribution of crack length in width of impact bending fatigue test piece.

撃荷重を受けた場合、厳密には側表面と内部における応力状態が違うことが考えられるが、本研究では熱処理の差によるき裂進展の相対的差を求めるとの目的で、き裂進展の連続的観察が望ましかつたので側表面におけるき裂の進展観察を主とし、一部について酸化法による内部観察を行つて前者による結果との比較を行つた。

側表面におけるき裂長さの測定は、試験片の両側面をエメリー紙で研磨後電解研磨して鏡面仕上げし、一本の試験片について所定打撃数ごとに試験を中止し、そのときのき裂長さを測微顕微鏡で測定した。なお、この場合、硬化表面からの垂直長さをもつてそのき裂長さとした。き裂長さの測定は両側面の上・下計 4 箇所について行い、その平均値をとつた。酸化法による場合は、各衝撃エネルギーにおける破断寿命のほぼ 1%, 2%, 5%, 10%, 25%, 40%, 60%, および 80% の点について行い、1 点について 2 本の試験片を使用した。上記寿命比の打撃後酸化を行い、その後強制的に破断し、破断面の幅方向におけるき裂長さの分布を求めた。結果の一例を Fig. 9 に示す。衝撃エネルギーが大きい場合も小さい場合も側表面より内部のき裂進展は若干速いが、ほぼ比例しており、また寿命比 40% までは試験片による差はほとんど認められなかつた。したがつて、側表面におけるき裂進展の観測も意義あるものと考えられる。

#### 3.5.2 繰返し衝撃曲げ疲れ試験結果

Fig. 1(B) 試験片を用いた場合の繰返し衝撃曲げ疲れ試験結果を Fig. 10 に示す。Fig. 5, 6 の結果とほぼ同様の結果を示しており、表面硬化の有無および衝撃力の大小に関係なく A 処理材が B 処理材より破断までの寿命が長い。

#### 3.5.3 き裂の発生、進展におよぼす表面硬化および熱処理条件の影響

上・下面を浸炭表面硬化した試料および素材をそれぞれ A 処理あるいは B 処理した試験片における繰返し打撃数とき裂の発生および進展の関係を Fig. 11 に示す。この結果から、いずれの衝撃力の場合も、表面硬化の有無

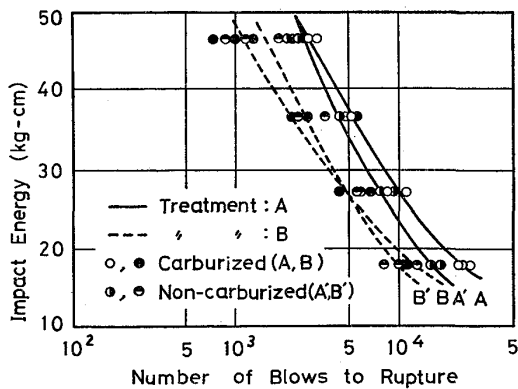


Fig. 10. Effect of heat treatment on impact bending fatigue strength. (SCM21)

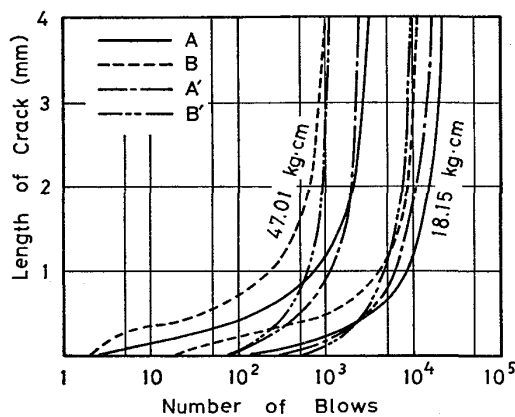


Fig. 11. Relation between length of crack and number of blows.

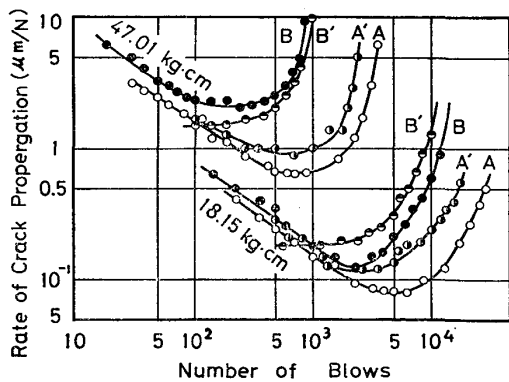


Fig. 12. Relation between rate of crack propagation and number of blows.

に関係なく A 処理材が B 処理材よりき裂の進展が遅いこと、表面硬化材は素材より早期にき裂が発生すること、および表面硬化材のき裂発生は A 処理材と B 処理材でほとんど同じ打撃数であつて、ともに試験開始後かなり早い時期（破断までの打撃数の 1～数%）であることがわかる。したがつて、疲れ寿命の大部分はき裂進展過程で占められていることになる。

Fig. 11 の結果をもとにし、繰返し打撃数とき裂進展速度の関係線図を Fig. 12 に示す。本図から、表面硬化

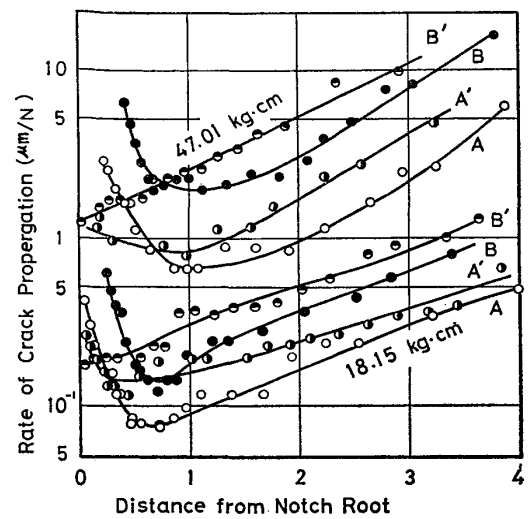


Fig. 13. Relation between rate of crack propagation and distance from notch root.

材においてはき裂発生直後のき裂進展速度はかなり大きい、その速度はしだいに減少して極少値を示し、その後しだいに増加して破断にいたつている。素材ではこのような傾向はそれ程著しくなく、とくに B' 材ではき裂進展初期におけるき裂進展速度の減少は認められない。A 材と B 材、A' 材と B' 材の結果をそれぞれ比較すると、A 材および A' 材は B 材および B' 材に比べてき裂進展速度が小さいこと、およびき裂進展速度が極少になる時期が遅くかつ破断に至るき裂進展速度の増加の開始時期がかなり遅くなつている。

Fig. 13 に表面（切欠き底）からの深さとその位置におけるき裂進展速度の関係を示す。A 材および B 材では表面でき裂が発生した後かなりの速度で内部に向つて進展するが、その速度は急激に減少し、衝撃エネルギーが約 47 kg-cm の場合は表面から約 1 mm、衝撃エネルギーが約 18 kg-cm の場合は表面から約 0.7 mm の深さで極少値を示した後再び進展速度を増して破断に至る。（き裂進展速度が極少になる位置はもちろん浸炭硬化層内にある。）素材では表面部においてき裂進展速度の減少する傾向は浸炭表面硬化材より著しく少なく、B' 材では認められない。また、ごく表面部においては素材のき裂進展速度が浸炭材のそれより小さいが、内部では逆転している。続いて、A 処理材と B 処理材の結果をそれぞれ比較すると、A 処理材のき裂進展速度は B 処理材のそれに比べて、全範囲において、1/2 以下である。このことは、表面硬化層においては A 処理材が B 処理材より残留圧縮応力が大きく、内部においては A 処理材が低炭素マルテンサイト一相組織であるのに対して B 処理材はマルテンサイトとフェライトの混合組織で、かつ A 処理材より硬さも低いことによるものと考えられる。



#### 4. 結 言

浸炭表面硬化した鋼の機械的性質におよぼす素材の化学組成および熱処理条件の影響について研究した。得られた結果を要約すると下記のごとくである。

1. 静的引張性質およびシャルピー衝撃値に対しては、浸炭後直接焼入れおよび再焼入れを行つた方が良好な値を示すが、繰返し衝撃曲げ疲れおよび回転曲げ疲れに対しては直接焼入れのみの方が良好な値を示す。

2. 繰返し衝撃曲げ荷重が大きい場合は表面硬化しない方が疲れ寿命は長い、繰返し衝持曲げ荷重が小さい場合は表面硬化すると著しく疲れ寿命が長くなる。

3. 浸炭鋼としては SNCM 25 がもつとも優れており、ついで SCM 21 が良好である。炭素鋼では S25C が最良の曲げ疲れ特性を示した。

4. 繰返し衝撃曲げ疲れにおいて、浸炭後直接焼入れした試料とその後再焼入れした試料のき裂発最生時期はほぼ同じであるが、その後破壊に至るまでの全範囲において、直接焼入れした試料のき裂進展速度は再焼入れした試料のその 1/2 以下であるので、破断までの疲れ寿命は前者の方が長い。

本研究を遂行するにあたり適切な助言を賜つた本学部井口宏助手および終始熱心に実験に協力された本学部長谷川健司技官に深く感謝する。また試料の浸炭は長岡齒車(株)の御好意によつた。深甚な謝意を表する。

#### 文 献

- 1) 藤田公明, 吉田 彰, 山本敏夫, 山田富稔: 日本機械学会論文集, 42 (1976), 358, p. 1916
- 2) R. PEDERSEN and S. L. RICE: Trans. SAE, 69(1961), p. 370
- 3) G. NIEMAN: Trans. SAE, 71(1963), p. 199
- 4) 市丸和徳: 日本機械学会論文集, 37 (1971) 304, p. 2423
- 5) 松本 彰: 潤滑, 19 (1974), p. 27
- 6) 会田俊夫: 日本機械学会論文集, 32 (1966) 242, p. 1580
- 7) 会田俊夫: 日本機械学会論文集, 33 (1967) 252, p. 1314
- 8) 西岡邦夫, 平川賢爾, 小松英雄: 材料, 23 (1974), p. 796
- 9) 大内田 久, 西岡章夫, 北村一郎: 日本機械学会

- 論文集, 36 (1970) 286, p. 898
- 10) C. A. APPLE and G. KRAUS: Met. Trans. 4(1973), p. 1195
  - 11) L. J. EBERT, F. T. KROTINE, and A. R. TROIANO: Met. Prog. (1966), Sept., p. 61
  - 12) 筒井蛙声, 古元隆生: 日本金属学会誌, 22 (1958), p. 221, 337, 458, 462
  - 13) D. P. KOISTINEN: Trans. ASM, 50(1958), p. 227
  - 14) 中村 宏, 高橋秀雄: 材料試験, 4(1955), p. 439
  - 15) 鮎谷清司, 野田文好: 材料, 17 (1968), p. 1124
  - 16) 大内田 久, 西岡章夫, 早山 徹: 材料, 21 (1972), p. 733
  - 17) 平 修二, 村上裕則: 材料, 7 (1953), p. 591
  - 18) 平 修二, 村上裕則: 日本機械学会論文集, 25 (1954) 155, p. 545
  - 19) R. A. DEPAUL: Mat. Res. Stand., ASTM, 10(1970) 3, p. 15
  - 20) R. A. DEPAUL: Met. Eng. Quarterly, (1970) Nov., p. 11
  - 21) R. M. PRATUSEVICH: Russian Eng. J., L1(1971), 10, p. 7
  - 22) J. A. VACCARI: Met. Eng., 6 (1973), p. 42.
  - 23) 内藤武志, 彦根常夫: 鉄と鋼, 57 (1971), p. 37
  - 24) T. NAITO and Y. KIBAYASHI: Trans. ISIJ, 12(1972), p. 454
  - 25) 古川 徹, 小沼静代: 日本鉄鋼協会北陸支部講演会, (1971, 新潟市)
  - 26) 古川 徹, 小沼静代: 日本金属学会昭和 47 年秋期大会, (1972, 名古屋)
  - 27) 古川 徹, 小沼静代: 日本金属学会昭和 48 年春期大会, (1973, 東京)
  - 28) 古川 徹, 小沼静代, 田中誠三: 日本鉄鋼協会北陸支部講演会 (1974, 富山)
  - 29) 古川 徹, 小沼静代, 田中誠三: 日本鉄鋼協会北陸支部講演会 (1975, 金沢)
  - 30) 古川 徹, 小沼静代, 酒庭秀康: 日本鉄鋼協会北陸支部講演会 (1976, 長岡)
  - 31) 古川 徹, 田中誠三: 材料, 25(1976), p. 283
  - 32) 古川 徹, 田中誠三: 材料, 26(1977), p. 525
  - 33) 榎本雅己, 宋 森弘, 清水真佐男, 山田邦博, 国尾 武: 日本機械学会論文集, 40 (1974) 330, p. 407
  - 34) V. S. SAGARAZE: Metallov. Term. Obrab. Met., (1970)3, p. 20
  - 35) S. KONDO and H. IGUCHI: Proc. 15th Japan Cong. Mat. Res., (1972), p. 13