

# 浸炭, 高周波焼入れした鋼の曲げ強度に及ぼす P, C偏析と結晶粒度の影響

村井 暢宏\*・高山 透\*・荒井 正浩\*・鎌田 芳彦\*<sup>2</sup>・宇野 光男\*<sup>2</sup>  
織田 和幸\*<sup>3</sup>・正木 隆\*<sup>3</sup>・有見 幸夫\*<sup>3</sup>・無田上 章\*<sup>4</sup>

Effect of P and C Segregation and Grain Size on Bending Strength of  
the Carburized and Induction Hardened Steel

Nobuhiro MURAI, Toru TAKAYAMA, Masahiro ARAI, Yoshihiko KAMADA, Mitsuo UNO,  
Kazuyuki ORITA, Takashi MASAKI, Yukio ARIMI and Akira MUTAGAMI

**Synopsis :** In order to increase the bending strength of automotive differential gears, a new heat treatment, where induction hardening is carried out after carburizing, was studied. The bending test specimens of a modified JIS SCM822 grade were gas-carburized, followed by quenching, induction hardening and low-temperature-tempering.

Induction hardening after carburizing prevented intergranular fracture of the case. The results of Auger electron spectroscopy showed that induction heating decreased the phosphorus and carbon segregation at the austenite grain boundaries, which is the cause of the case intergranular embrittlement of carburized steels. The calculation of the diffusion distance indicated that the duration of the induction heating was too short for phosphorus and carbon to re-segregate fully to the austenite grain boundaries which were reproduced during the heating.

Such reduction in segregation and the austenite grain refinement in the case of the carburized and induction hardened steel increased the bending strength by the amount of 36 per cent.

**Key words :** heat treatment ; carburizing ; induction hardening ; low alloy steel ; diffusion ; segregation ; fracture ; mechanical testing.

## 1. 緒言

一般に、歯車には歯元の曲げ強度および歯面の耐ピッチング性と耐スクロッキング性が必要である<sup>1)</sup>。自動車の差動歯車<sup>2)</sup>では、曲げ強度が歯車の寿命を支配する場合が多く、素材である浸炭鋼の改良が望まれている。前報では浸炭硬化層のオーステナイト粒微細化による曲げ強度の向上を狙い、プラズマ浸炭後に高周波焼入れを行なう複合熱処理を検討した。その結果、浸炭あるいは浸炭後の徐冷で硬化層に生成した網目状の過共析セメンタイトが高周波加熱後に未固溶で残存したので曲げ強度は低下した<sup>3)</sup>。

そこで、浸炭をオーステナイト単相域で行ない、その後の冷却を焼入れにして、過共析セメンタイトの生成を阻止したうえで高周波焼入れした。ところで、浸炭硬化層の組織は低温焼もどした高炭素マルテンサイトであるので、オーステナイト粒界はPやCの偏析のため脆化している<sup>4-9)</sup>。このような粒界偏析は浸炭過程やその後の焼入れ途上で形成されると考えられているが<sup>4)</sup>、高周波による再加熱焼入れ

がこれらの偏析に及ぼす影響を及ぼし強度に寄与するのかは、先に述べた結晶粒微細化の寄与に加え注目に値する。

本報では、過共析セメンタイトを生成させない条件で浸炭焼入れした後高周波焼入れし、曲げ強度に及ぼす硬化層の結晶粒度ならびにPとCの粒界偏析の影響を調査して、当複合熱処理の強化機構について検討した。

## 2. 実験方法

### 2・1 供試鋼

Table 1 に示すJIS SCM822改良鋼の熱間圧延材を直径30 mmに熱間鍛造し、R/2部からFig. 1 に示す曲げ試験片を切り出した。差動歯車の歯底形状を模擬し、試験片に2 mm半

Table 1. Chemical composition of test steel. (mass%)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	solAl	N
0.20	0.08	0.75	0.016	0.026	0.03	1.02	0.42	0.024	0.0110

平成8年8月2日受付 平成9年1月14日受理 (Received on Aug. 2, 1996; Accepted on Jan. 14, 1997)

\* 住友金属工業(株)総合技術研究所 (Corporate Research and Development Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 1-8 Fuso-cho Amagasaki 660)

\* 2 住友金属工業(株)小倉製鉄所 (Kokura Steel Works, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

\* 3 マツダ(株)パワートレイン技術部 (Powertrain Production Engineering Dept., Mazda Motor Corp.)

\* 4 (株)オートザム福岡 オートザム直方 (Autozam Nougata, Autozam Fukuoka Co., Ltd.)

円の切欠を付けた。

これらをTable 2に示す条件で熱処理した。ガス浸炭では浸炭期(C)と拡散期(D)のカーボンポテンシャル値(CP1, CP2)により、表面C量の異なる2種類の試験片を製作した。浸炭後は393Kの油に焼入れた。なお、浸炭条件Bの試験片については、硬化深さの調整のため、条件Bの浸炭を施す前に1173K, 6.3ksの予備浸炭を行なった。

浸炭焼入れ後の高周波加熱には、条件1, 2では400kHz, 条件3, 4では10kHzの高周波熱源を使用した。予加熱と本加熱の2段階で試験片の中心部までオーステナイト化し(以後、オーステナイト、フェライトはそれぞれ $\gamma$ ,  $\alpha$ と記す)、本加熱の温度(T4)と時間(t6)の組み合わせで組織を種々変化させた。この後353Kの油に焼入れ、比較鋼の浸炭焼入材と共に、453K, 7.2ksの焼もどしを行なった。以後、浸炭条件と高周波条件の併記で熱処理条件を示す。

2.2 試験

熱処理後の組織観察ならびに表面C量、硬度分布、残留応力、残留 $\gamma$ 量の測定を行なった。波長分散型X線分析装置を用い、検量線法により表面C量を測定した。残留応力と残留 $\gamma$ 量の測定にはX線回折装置を用い、残留応力は $\alpha$ (211)ピークを側傾法で、残留 $\gamma$ 量は $\alpha$ (211)ピークと $\gamma$ (220)ピークの積分強度比により求めた。

曲げ試験方法及び試験片切欠底での時間-歪曲線をFig. 2に示す。引張試験機に治具を取り付け、三点曲げにより曲げ試験を実施した。時間-歪曲線を参考にするに切欠底の歪速度は約 $0.01s^{-1}$ である。試験機のロードセルからの最大荷重を曲げ強度とした。

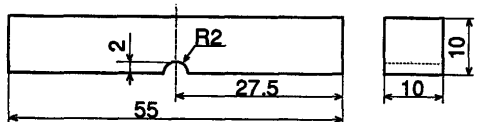


Fig. 1. Schematic drawing of the bending test specimen. Dimensions in millimeters.

硬化層の $\gamma$ 粒界を調査するため、オージェ電子分光分析を行なった。Fig. 3に示すとおり、曲げ試験片の硬化層から試験片を切り出した。これを $2.7 \times 10^{-8} Pa$ 以下の真空中で173 Kまで冷却した後、衝撃を加えて破断させ、破断面の組成分析(加速電圧: 10kV, 試料電流: 100nA)した。

3. 結果

3.1 熱処理後の組織と硬化特性

硬化層の抽出レプリカのTEM像をFig. 4に示す。浸炭材ではAINとMnSが認められるもののセメンタイトはなら

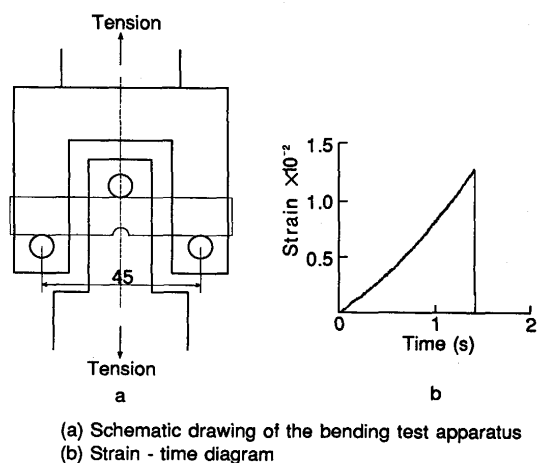


Fig. 2. Bending test method and strain at the notch root of the bending test specimen. Dimension in millimeter.

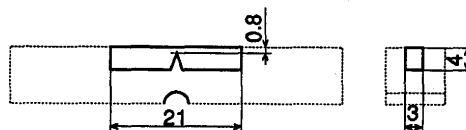


Fig. 3. Schematic drawing of the Auger test specimen which was machined from the bending test specimen. Dimensions in millimeters.

Table 2. Conditions of heat treatment.

	Gas-carburizing							Induction hardening					Tempering						
Heat	T1 (K)	t1 (ks)	CP1 (mass%)	t2 (ks)	CP2 (mass%)	t3 (ks)	T2 (K)	Heat	t4 (s)	T3 (K)	t5 (s)	t6 (s)	T4 (K)	Heat	T5 (K)	t7 (ks)			
A	1213	14.4	0.90	10.8	0.70	1.8	1173	1	32.0	1123	8.0	5.0	1313	a	453	7.2			
B	1193	10.0	1.10	8.3	0.90	1.8	1123	2	32.0	1123	12.0	9.0	1423	3	14.0	1173	0	0	1173
								4	14.0	1173	8.0	5.0	1423						

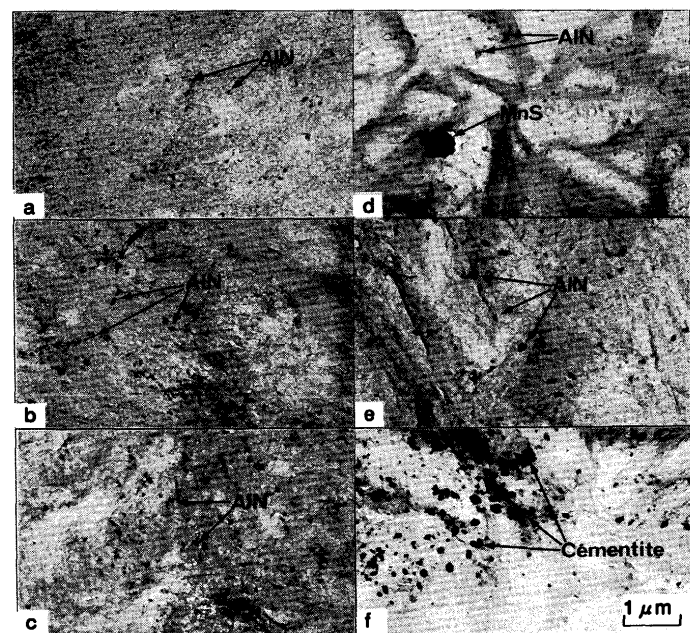
C : Carburizing  
D : Diffusing  
FC : Furnace cooling

CP1 : Carbon potential for carburizing  
CP2 : Carbon potential for diffusing  
OQ : Oil quenching

AC : Air cooling

認められなく、浸炭過程での過共析セメンタイトの生成を阻止できたといえる。一方、高周波材では、拡散期のカーボンポテンシャル(CP2)が高く、高周波加熱が最も低温の条件B3において0.1 $\mu$ m前後の粒状のセメンタイトが $\gamma$ 粒界、粒内に関係なく認められた。浸炭後にはセメンタイトは存在していないことから、これらは高周波加熱時に新たに生成したセメンタイト<sup>10)</sup>と特定できる。このほかの高周波材ではセメンタイトは認められなく、高周波加熱時にCは $\gamma$ 中にすべて固溶したといえる。

表面C量、硬度分布、および硬化層の $\gamma$ 粒度、残留 $\gamma$ 量、残留応力の熱処理条件による変化をTable 3に示す。表面C量は、浸炭条件Aでは0.63~0.71mass%，浸炭条件Bでは



(a) A (As-carburized (CP2 = 0.7mass%))  
 (b) A1 (Carburized (CP2 = 0.7mass%) and reheated at 1313K)  
 (c) A3 (Carburized (CP2 = 0.7mass%) and reheated at 1173K)  
 (d) B (As-carburized (CP2 = 0.9mass%))  
 (e) B1 (Carburized (CP2 = 0.9mass%) and reheated at 1313K)  
 (f) B3 (Carburized (CP2 = 0.9mass%) and reheated at 1173K)

Fig. 4. Extraction replicas from the case of the bending test specimens.

0.91~0.98mass%の範囲であった。表面C量が高い浸炭条件Bでは、高周波焼入れの有無や条件にかかわらず、浸炭条件Aに比べて残留 $\gamma$ 量と表面硬度が高めとなった。

有効硬化深さは1.0mmの狙いに対し10%の誤差内であった。中心硬度は、404~469HVの範囲で、母材C量(0.20mass%)の50%マルテンサイト硬度(約320HV)を越えていることから、高周波焼入れにより試験片の中心部まで焼きが入ったといえる。

硬化層の $\gamma$ 粒は、本加熱温度(T4)が低下すると小さくなり、1173Kと1313Kの高周波材では浸炭材に比べ細粒化した。

残留応力は、いずれの条件でも圧縮側であるが、高周波焼入れにより絶対値は低下した。このほか、ガス浸炭で生成する粒界酸化<sup>11)</sup>の深さは10 $\mu$ m程度であり、熱処理条件による変化は認められなかった。

### 3・2 曲げ試験結果

曲げ強度は、Fig. 5に示すとおり、浸炭条件にかかわらず、硬化層の $\gamma$ 粒の微細化により向上した。さらに、表面C量が高い浸炭条件Bでは、同一の粒度で比較すると浸炭材に比べ高周波材の強度が高いことから、再加熱焼入れそのものによる向上も認められた。一方、表面C量が低い浸炭条件Aでは、この傾向は認められなかった。このほか、特に浸炭材では表面C量の低下によって曲げ強度が向上した。これらのことから、高周波焼入れによる強化には、細粒化効果と再加熱焼入れの効果(浸炭条件Bのみ)とが寄与しており、浸炭条件A、Bでそれぞれ最高26%、36%曲げ強度を向上できた。

Fig. 6に示すとおり、曲げ試験での破壊起点部は試験片の切欠底の表面であった。起点部の破面は、浸炭材(条件A、B)では $\gamma$ 粒界に沿った粒界破壊であるのに対し、ほぼ同一粒度の高周波材(条件B4)では粒界破壊は軽減され、粒内破壊が観察された。 $\gamma$ 粒が細粒化した高周波材(条件B1)では、粒内破壊がさらに増加した。

### 3・3 オージェ電子分光分析結果

Fig. 7に浸炭材(条件B)の粒界および粒内破面のオージェ電子スペクトルを示す。各元素の強度を比較するため、粒界と粒内のFeピーク(1.13 $\times 10^{-16}$ J)高さを同じ大きさに揃え

Table 3. Case and core properties of the bending test specimens.

Heat	Heat treatment				Surface C content (mass%)	Surface hardness HV	Core ECD (mm)	Core hardness HV	AGSN	Retained austenite (%)	Residual stress (MPa)
	CP1 (mass%)	CP2 (mass%)	t6 (s)	T4 (K)							
A	0.9	0.7			0.63	730	1.04	404	7.7	10.5	-365
A1	0.9	0.7	5.0	1313	0.64	730	1.02	461	9.8	11.5	-270
A2	0.9	0.7	9.0	1423	0.64	692	1.06	430	6.5	9.1	-267
A3	0.9	0.7	0	1173	0.65	720	1.00	469	11.5	13.6	-204
A4	0.9	0.7	5.0	1423	0.71	695	0.97	450	7.9	10.1	-286
B	1.1	0.9			0.95	772	0.90	430	7.7	24.9	-305
B1	1.1	0.9	5.0	1313	0.91	752	0.94	438	9.6	28.4	-238
B2	1.1	0.9	9.0	1423	0.91	733	0.94	455	5.5	26.5	-232
B3	1.1	0.9	0	1173	0.95	766	1.02	444	10.6	30.4	-270
B4	1.1	0.9	5.0	1423	0.98	760	0.96	441	7.2	26.2	-204

ECD : Effective case depth (The distance from the surface to the point at which a hardness of 550 HV 0.3 is measured.)

AGSN : Austenite grain size number

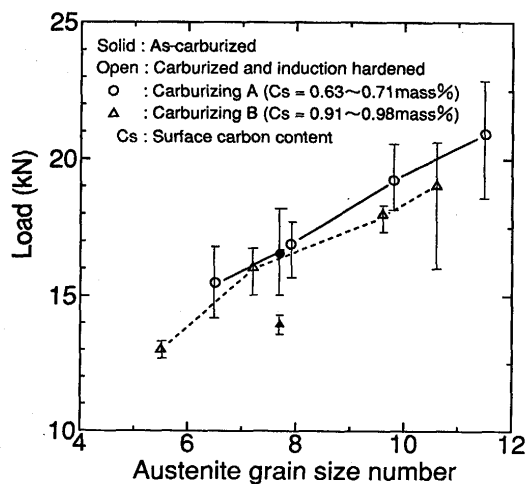


Fig. 5. Effect of austenite grain size number and surface carbon content on bending strength.

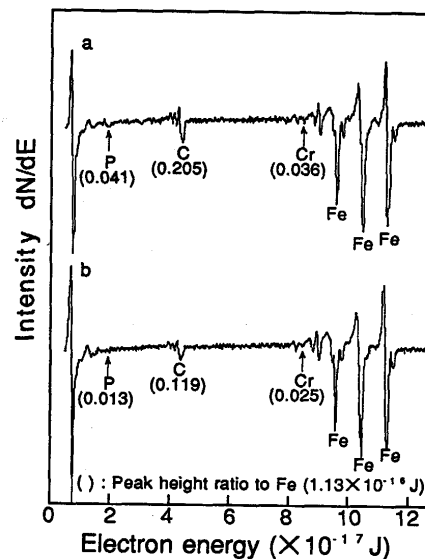
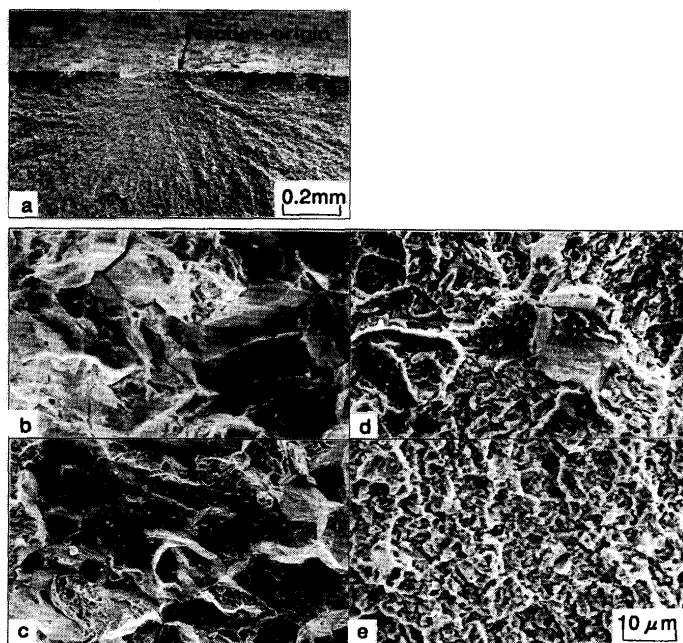


Fig. 7. Auger spectra from intergranular (a) and transgranular (b) fracture surfaces of the as-carburized case where the carbon content is 0.95 mass%.



- (a) Fracture origin
- (b) A (As-carburized (Cs = 0.63 mass%, AGSN = 7.7))
- (c) B (As-carburized (Cs = 0.95 mass%, AGSN = 7.7))
- (d) B4 (Carburized and reheated at 1423K (Cs = 0.98 mass%, AGSN = 7.2))
- (e) B3 (Carburized and reheated at 1173K (Cs = 0.95 mass%, AGSN = 10.6))

Fig. 6. Case fracture surfaces of the bending test specimens.

ており、さらに各元素のピーク高さをFeのピーク高さで割った値(以後PHR(Peak Height Ratio)と記す)も示した。浸炭材の粒界では、PとCのPHRが粒内に比べて高いことから、これらの元素が偏析しているといえる。

ところで、低温焼もどし高炭素マルテンサイトの $\gamma$ 粒界でのC偏析に関し、Kraussらはセメンタイトの析出であると推定している<sup>4,5,9)</sup>。そこで、Cピークの形状を調べたところ、ピーク形状は炭化物のものであり、ピーク形状の熱処理条

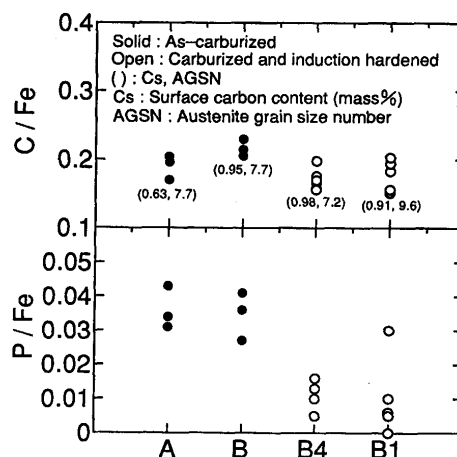


Fig. 8. Auger peak height ratio of carbon ( $4.36 \times 10^{-17} \text{J}$ ) and phosphorus ( $1.92 \times 10^{-17} \text{J}$ ) to iron ( $1.13 \times 10^{-16} \text{J}$ ) from intergranular fracture surface of the case.

件による変化は認められなかった。ただし、このような浸炭層の粒界のセメンタイトや炭化物は、著者らの知る限り結晶学的に同定された事例はなく、本調査においても明らかではないので、以後は単にC偏析と述べることにする。

次にP, C偏析の熱処理条件による変化をFig. 8に示す。浸炭材の条件A, Bでは、表面C量の増加により、P偏析は変化せずC偏析がやや増加した。条件Bとほぼ同一粒度の条件B4では、高周波焼入れてC偏析がやや低下し、P偏析は顕著に低下した。また、細粒である条件B1では、P, C偏析ともに条件B4と同レベルであった。なお、Fig. 7に示すとおり、浸炭材の粒界にはCrの偏析もわずかに認められたが、偏析量が少なく、ばらつきも大きかったため、熱処理条件による変化を見出すことができなかった。

## 4. 考察

### 4.1 $\gamma$ 域でのP, Cの偏析挙動

短時間加熱の高周波焼入れでは $\gamma$ 粒界のP, Cの偏析は軽減された。そこで、これらの元素の $\gamma$ 域での偏析挙動について以下に考察した

$\gamma$ 域では $\gamma$ が粒成長する。このとき $\gamma$ 粒界は粒界を介したFeの拡散により移動し、粒界前面にPやCがあれば、これらを粒界内に捕捉すると考えられる。このような過程で粒界偏析が進行するか否かは、Feの拡散で移動する粒界に、すでに捕捉されていたPやCが拡散によって追隨して再偏析できるか否かに依存するであろう。これを評価するため、浸炭ならびに高周波加熱における $\gamma$ 域での粒界の平均移動距離とP, Cの平均拡散距離を概算し、それらを比較した。

粒界の平均移動距離は、 $\gamma$ 粒の初期粒径が不明であるのでやや過大な見積もりとなるが、焼入れ後の $\gamma$ 粒の半径( $r$ )とみなすことができ、 $\gamma$ 粒度から算出される公称粒径<sup>12)</sup>の1/2で近似した。

一方、PとCの平均拡散距離<sup>13)</sup>( $x$ )については次のように計算した。

$$x = (2Dt)^{1/2} \dots\dots\dots (1)$$

D: P, Cの拡散係数, t: 時間

ここで、拡散係数Dは、時間の関数となることから、式(1)のDtを次のようにして計算した<sup>14)</sup>。

$$Dt = D(t)t = \int_0^{t_0} D_0 \exp(-Q/RT(t)) dt \dots\dots\dots (2)$$

$D_0$ : 振動数因子, Q: 拡散の活性化エネルギー

T(t): 絶対温度(時間の関数), R: ガス常数

式(2)では、 $\gamma$ 変態温度(Fe-C-1.0Cr系状態図<sup>9)</sup>のA<sub>1</sub>変態点から1020Kと見積もった)を拡散開始時間( $t=0$ )とし、その時点から焼入れ温度(浸炭材ではT<sub>1</sub>, 高周波材ではT<sub>4</sub>)に到達する時間( $t=t_0$ )までを積分区間とした。計算では、まずTable 2のヒートパターンから積分区間の温度-時間関数を求め、次に区分求積法によりDtを近似計算した。なお、P, Cの粒界への拡散は体拡散によるものとし、 $D_0$ とQの値は、Pがそれぞれ $1 \times 10^{-6} \text{m}^2/\text{s}$ , 182.8kJ/mol, Cがそれぞれ $6.68 \times 10^{-5} \text{m}^2/\text{s}$ , 156.9kJ/molとした<sup>15)</sup>。

Fig. 9に浸炭と高周波加熱でのP, Cの $x/r$ とPHRの関係を示す。 $x/r$ は $\gamma$ 粒界の平均移動距離に対する平均拡散距離の比で、P, Cの $\gamma$ 粒界への追隨の度合いを示す。例えば、浸炭中のCは、 $x/r$ が40~60と大きく、粒成長に対しほぼ追隨可能と考えられる。逆に、高周波加熱中のPは、 $x/r$ が0.1未満と小さく、粒成長に対してほとんどが追隨できないといえる。P, CのPHRはこのような $x/r$ の低下に伴って低下する傾向にあり、高周波加熱による $x/r$ の低下とP, CのPHRの低下が対応した。このことから、高周波焼入れでの偏析

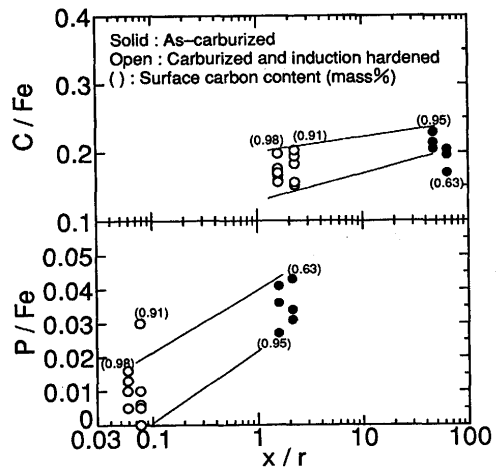


Fig. 9. Auger peak height ratio from intergranular fracture surface as the function of a diffusion parameter( $x/r$ ) which is the ratio of diffusion distance( $x$ ) to nominal radius of austenite grain( $r$ ).

の軽減には、その加熱過程が関与しており、 $\gamma$ 域での粒成長に対し体拡散による粒界偏析が追隨しないことが偏析軽減の一因と考えられる。

ところで、Fig. 4の条件B3を参考にすると、高周波加熱の途上では $\gamma$ とセメンタイトが共存すると考えられる。このような組織では、Pは $\gamma$ 粒界のほか、粒内に生成したセメンタイトと $\gamma$ との界面にも偏析する可能性がある。これに関連し、1% C鋼で徐冷により生成した網目状セメンタイトと $\gamma$ の界面には $\gamma$ 粒界よりも多量にPが偏析しているという報告<sup>16)</sup>もある。したがって、本報の高周波加熱においては条件B3を除きセメンタイトは最終的に固溶するが、固溶までの一時期においてはPやCがそれぞれ界面やセメンタイト中に固定されている可能性はある。そしてこのような一時的なP, Cの固定は $\gamma$ 粒界への追隨をさらに困難にさせる可能性がある。

### 4.2 P, C偏析の相関

P, Cの偏析に関しては相互作用が指摘されており、P, Cの偏析量は成分系により正の相関になる場合<sup>9,17)</sup>と負の相関になる場合<sup>18)</sup>とがある。このうち正の相関については、C偏析の実体がセメンタイトであることを前提に、次の2つの過程が考えられる。第一は、Fe-C-P系等温状態図でPの増加によりAcm点が低C側に移行することを根拠にし、Pの添加で浸炭層でのPの粒界偏析が高くなると粒界のセメンタイトが生成し、これと平衡する周辺の $\gamma$ のC濃度が低下する過程である<sup>9)</sup>。第二は、C偏析が増加してセメンタイトが生成し、セメンタイトに不溶なPが粒界に排出される過程である<sup>19)</sup>。第一の過程と第二の過程は、正相関の原因がPの偏析かセメンタイトの析出かで異なる。

Fig.10に表面C量がほぼ一定である浸炭条件B(0.91~0.98 mass%)の浸炭材と高周波材のP, Cの偏析量を整理した。P, Cの偏析量の関係は図中のバンドで示され、両者には正

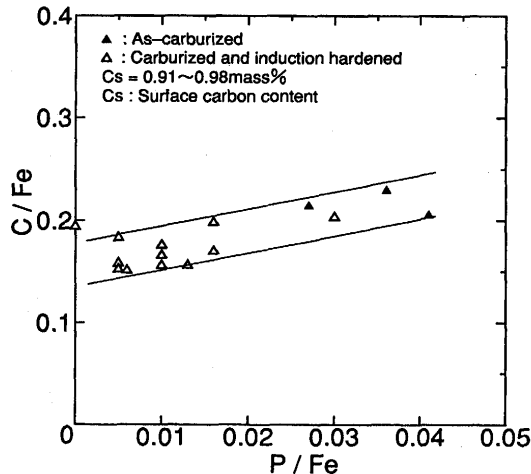


Fig. 10. Relation between carbon and phosphorus segregation in the case.

の相関が認められた。ただし、この正の相関は、4・1章で示したP, Cの粒界への追従が共に不十分であった結果による見かけ上の現象とも解釈でき、上記のようなP, Cの相互作用で生じたものかどうかは明らかでない。

#### 4・3 曲げ強度に及ぼすP, C粒界偏析の影響

表面C量が高い浸炭条件Bでは、再加熱焼入そのものの効果と硬化層の細粒化効果により曲げ強度が向上した。ところで、Fig. 6に示したような浸炭層の粒界破壊は高炭素鋼の焼入脆化(quench embrittlement)として解釈でき、その原因としてCとPの粒界偏析が考えられている<sup>4)</sup>。Fig. 6, Fig. 8の条件B4と条件Bの比較から、条件B4では粒界のP, C偏析は軽減され粒界破壊も減少しているため、再加熱焼入の効果は、P, C偏析の軽減による $\gamma$ 粒界の強化と理解される。細粒化については、一般に粒界面積の増加による偏析の低下と粒界への応力集中の緩和が強化に寄与する<sup>20)</sup>。Fig. 8の条件B4と条件B1との比較から、PとCの偏析軽減の寄与は小さいので、細粒化の効果は応力集中緩和の寄与が大きいとえられる。

ところで、著者らは浸炭あるいはその後の冷却過程で生成した網目状の過共析セメンタイトが高周波加熱で未固溶で残存した場合、曲げ強度は低下することを示した<sup>3)</sup>。これに対し、高周波加熱が低温の条件B3では硬化層にセメンタイトが認められたが、曲げ強度は細粒化により向上し、セメンタイトの悪影響は特に認められない。条件B3で観察されるセメンタイトは、高周波加熱途上で生成したもので、0.1 $\mu$ m前後の球状の形態である。一方、未固溶の網目状セメンタイトは数 $\mu$ mの大きさで片状あるいは塊状の形態である。条件B3でセメンタイトによる悪影響が認められないのはセメンタイトの大きさと形態の相違によるものと考えられる。また、条件B3では4・1章で述べたような、PとCの固定作用による強化が寄与していることも考えられる。

表面C量が低い浸炭条件Aでは浸炭条件Bとは異なり、細

粒化効果は認められるものの、再加熱焼入そのものの効果は認められなかった。このような浸炭条件(表面C量)による傾向の相違は、C偏析量や、粒内の変形挙動に影響すると考えられる残留 $\gamma$ 量に依存すると思われるが、両者は同時に変化していることから、本報の結果のみからはその原因を特定できなかった。また、浸炭材で顕著に認められた表面C量の低下による強度上昇の原因も同様な理由から特定できなかった。

## 5. 結言

ガス浸炭焼入れ後、高周波焼入れした鋼について、曲げ強度に及ぼす硬化層の結晶粒度とP, C偏析の影響を調査した結果、つぎのことが明らかになった。

- (1) 高周波焼入れによる再加熱焼入れと細粒化の効果とにより、浸炭鋼の曲げ強度を最大で36%向上できた。
- (2) これらのうち、再加熱焼入れによる曲げ強度の向上は、オーステナイト粒界へのP, C偏析の軽減が原因である。
- (3) P, Cの偏析軽減の一因として、再加熱での $\gamma$ 粒の成長に対しP, Cの体拡散による粒界偏析が追従しないことが考えられた。
- (4) 一方、細粒化による曲げ強度の向上は、細粒化によるP, C偏析の軽減が認められないことから、粒界への応力集中の緩和作用によるものと考えられた。
- (5) 特に浸炭材では、表面C量の低下によっても曲げ強度が向上したが、その原因については特定できなかった。

## 文 献

- 1) 技術資料 歯車強さ設計資料, 日本機械学会編, 東京, (1991), 1.
- 2) 尾崎紀男: 自動車工学, 森北出版, 東京, (1987), 75.
- 3) 村井暢宏, 鎌田芳彦, 宇野光男, 高山 透, 織田和幸, 無田上章, 正木 隆, 有見幸夫: 鉄と鋼, **82** (1996), 695.
- 4) G.Krauss: ISIJ Int., **35** (1995), 349.
- 5) H.K.Obermeyer and G.Krauss: J.Heat Treat., **1** (1980) 3, 31.
- 6) 並木邦夫, 磯川憲二: 鉄と鋼, **72** (1986), 2117.
- 7) 越智達郎, 高橋稔彦: 鉄と鋼, **73** (1987), S1302.
- 8) 村井暢宏, 相原賢治, 日野谷重春: 住友金属, **44** (1992), 14.
- 9) R.S.Hyde, G.Krauss and D.K.Matlock: Metall.Trans.A, **25A** (1994), 1229.
- 10) G.Krauss: Metall.Trans.A, **9A** (1978), 1527.
- 11) R.C-Fischer: Metall.Trans.A, **9A** (1978), 1553.
- 12) 梅本 実, 田村今男: 熱処理, **24** (1984), 334.
- 13) 西沢泰二: 第90・91回西山記念技術講座, 日本鉄鋼協会編, 東京, (1983), 1.
- 14) P.G.Shewmon, 笹木和雄, 北沢宏訳: 固体内の拡散, コロナ社, 東京, (1976), 34.
- 15) 第3版鉄鋼便覧 I 基礎, 日本鉄鋼協会編, 丸善, 東京, (1981), 593.
- 16) 須藤 一, 吉田光彦: 日本金属学会誌, **41** (1977), 1278.
- 17) 阿部 隆, 東田幸四郎, 田川寿俊, 小指軍夫: 鉄と鋼, **74** (1988), 2201.
- 18) 例えば, H.Erhart and H.J.Grabke: Met.Sci., **15** (1981), 401.
- 19) J.R.Rellick and C.J.McMahon, Jr.: Metall. Trans., **5** (1974), 2439.
- 20) 高木節雄: 日本鉄鋼協会, 日本金属学会九州支部共催第86回講演討論会, 高純度鋼と材料特性, (1995), 1.