

SCM420 浸炭材の靱性に及ぼす S, P の影響 論文

並木 邦夫*・磯川 憲二*

Effect of Sulphur and Phosphorus on the Toughness of Carburized Steel

Kunio NAMIKI and Kenji ISOKAWA

Synopsis:

The effect of sulphur and phosphorus content on the toughness of carburized SCM420 steel was studied. At first, charpy impact test was conducted using 0.8%C-1%Cr-0.2%Mo steels which simulate the case of carburized SCM420 steel to evaluate the crack initiation resistance.

With increasing phosphorus content, charpy impact energy decreases, which is associated with the increase in intergranular fracture ratio. Auger electron analysis showed that phosphorus segregated to prior austenite grain boundaries in phosphorus doped steels. Furthermore, sulphur forms manganese sulphides elongated in the forging direction and deteriorates the toughness in the transverse direction.

Next, charpy impact tests for hardened and tempered SCM420 steel were carried out to estimate the crack propagation resistance of core. It was revealed that only sulphur reduces charpy impact energy. It was further shown through charpy impact test for carburized SCM420 steel that phosphorus deteriorates the toughness of the case whereas sulphur reduces that of the core.

1. 緒 言

近年、自動車の軽量化、低燃費化、さらにはエンジンの高出力化にともない部品の小型化、高品質化が図られるようになってきた。このため浸炭を施して用いる歯車、軸類などの機械構造部品においても高強度化が強く求められている。ここで高強度化とは疲れ強さおよび衝撃強さを同時に高めることを意味している。このうち疲れ強さについては古くより多くの研究がなされ¹⁾、浸炭層の硬さ分布の最適化、圧縮残留応力の増大といった見地から強度上昇が図られてきた。いつぼり、浸炭鋼の靱性が注目されるようになってきたのは比較的最近であつて、KRAUSS²⁾、DIESBURG^{3)~7)}、SHEA⁸⁾らによつて衝撃特性、破壊靱性に関する詳細な研究がなされてきた。すなわち、ミクロ組織²⁾、焼入性⁴⁾、C, Ni, Mn, Crなどの主要合金元素³⁾⁶⁾⁸⁾、および残留応力⁹⁾などの影響が検討され、さらに浸炭層と心部の強度および靱性に関する相互作用についても指摘されている⁶⁾。その後も2~3の研究が報告されてきたが^{10)~12)}、浸炭層の靱性に及ぼす不純物元素の影響についてはほとんど言及されておらず¹³⁾、機械構造部品の高強度化に対しても、はたして清浄鋼化の効果があるのかどうか十分に究明されていないのが現状である。

そこで本研究では代表的な肌焼鋼 SCM 420 を取りあげ、浸炭層および心部のシャルピー衝撃値に及ぼす不純物元素 S, P の影響を明らかにすることとした。一般に繰返し応力が負荷される機械構造部品では、一度クラックが発生すれば停留することはほとんどなく、その後の負荷で最終破壊に至るのが普通であつて、クラックの発生抵抗が最も重要と考えられる。このため、まず SCM 420 の浸炭層を想定した 0.8% 鋼を溶製し、最表層のクラック発生特性を調べた。さらに実際に浸炭を施した SCM 420 の衝撃試験を行つて検討を加えた。

2. 実験方法

2.1 供試材

供試材の化学成分を Table 1 に示す。A~F 鋼は SCM 420 の浸炭層を想定した 0.8%C-0.7%Mn-1%Cr-0.2%Mo 鋼である。S 量は 0.001~0.031% の 4 水準、P 量は 0.003~0.029% の 3 水準に変化させた。G~J 鋼は SCM 420 で、P 量を 0.003~0.031% の 3 水準に変化させるとともに、J 鋼を用い S 量の影響を調べた。これらはいずれも真空誘導溶解後 50 kg 鋼塊とし、熱間鍛造にて A~F 鋼については直径 20 mm の丸棒と 57 mm×57 mm の角棒、G~J 鋼については直径 20 mm の丸棒と 15 mm 厚×80 mm 幅の板に成形した。

昭和 60 年 10 月 4 日受付 (Received Oct. 4, 1985)

* 大同特殊鋼(株)中央研究所 (Central Research Laboratory, Daido Steel Co., Ltd., 2-30 Daido-cho Minami-ku Nagoya 457)

Table 1. Chemical compositions of test steels (wt%).

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Sol. Al	N	O
A	0.80	0.24	0.70	0.005	0.001	<0.01	<0.01	0.99	0.19	0.028	0.013	0.0009
B	0.82	0.24	0.70	0.003	0.005	<0.01	<0.01	0.99	0.20	0.026	0.013	0.0009
C	0.81	0.24	0.69	0.003	0.010	<0.01	<0.01	0.98	0.19	0.023	0.013	0.0010
D	0.80	0.25	0.71	0.003	0.031	<0.01	<0.01	1.01	0.19	0.025	0.015	0.0010
E	0.80	0.25	0.70	0.010	0.004	<0.01	<0.01	0.99	0.19	0.027	0.014	0.0010
F	0.80	0.24	0.70	0.029	0.004	<0.01	<0.01	0.99	0.20	0.023	0.014	0.0010
G	0.21	0.26	0.71	0.003	0.001	0.01	0.01	0.99	0.20	0.025	0.009	0.0016
H	0.21	0.25	0.70	0.010	0.001	<0.01	<0.01	1.00	0.20	0.028	0.012	0.0014
I	0.20	0.25	0.71	0.031	0.001	<0.01	<0.01	0.99	0.20	0.028	0.012	0.0015
J	0.20	0.26	0.71	0.017	0.019	<0.01	<0.01	0.98	0.20	0.028	0.012	0.0016

Table 2. Hardness, retained austenite content and austenite grain size for charpy impact specimens of 0.8%C steels.

	Second quenching: 825°C×30 min→OQ			Second quenching: None		
	Hardness (HRC)	Retained austenite (%)	Austenite grain size number	Hardness (HRC)	Retained austenite (%)	Austenite grain size number
A	62.8	19.9	9.5	62.8	20.6	7.0
B	62.8	21.2	9.0	63.0	24.1	7.2
C	62.8	20.5	9.2	63.0	22.1	7.8
D	62.7	19.7	10.2	63.2	22.5	8.0
E	62.9	21.1	9.5	63.1	25.0	7.6
F	62.6	22.4	8.9	63.3	22.0	7.9

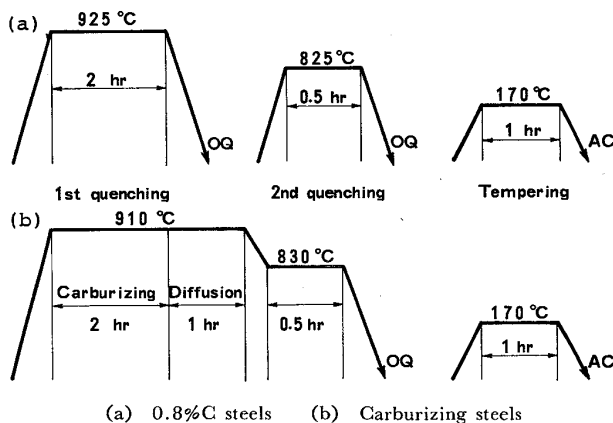


Fig. 1. Heat treatment applied to 0.8% and carburizing steel.

2.2 熱処理

熱処理条件を Fig. 1 に示す。(a) は浸炭焼入れを想定した 0.8%C 鋼 (A~F 鋼) の焼入れ焼もどし条件である。一部の試験片については 825°C で 2次焼入れを行い、オーステナイト結晶粒度の影響を調べた。

(b) は SCM 420 (G~J 鋼) の浸炭焼入れ条件である。910°C で浸炭、拡散を行った後、830°C から 40~60°C の油槽中に冷却した。焼もどしは 170°C で 1h 保持後空冷の条件で行った。

2.3 試験

靱性の低い 0.8%C 鋼および浸炭鋼では、微量不純物元素の影響を敏感に検出するため、深さ 2 mm, 10 mmR の切欠試験片を用いた。0.8%C 鋼は切欠部とも 0.2 mm の研磨代をつけて加工後、塩浴および油槽を用いて所定の熱処理を施し、その後精加工を行った。SCM

420 浸炭材の場合、切欠部を加工した幅 14 mm×厚さ 12 mm の状態で浸炭後、切欠面を除く 3面を 2 mm ずつ研磨で除去し、切欠面のみ浸炭層が残存するようにした。また SCM 420 の焼入れ焼もどし材については、熱処理後 2 mm V 字切欠試験片 (JIS 4 号) に加工した。シャルピー衝撃試験は機械構造用浸炭部品で実用上問題となる常温で実施した。

破面観察は走査型電子顕微鏡を用いて行った。また硬さ、残留オーステナイト量、結晶粒度などを測定するとともに旧オーステナイト粒界への不純物元素の偏析状況を確認するため Physical Electronics Industry 社製のオージェ電子分光分析装置を用い、高真空中 (10⁻¹⁰ Torr) で試験片を破断、破断面の分析を行った。

3. 実験結果

3.1 0.8% C 鋼の靱性

シャルピー衝撃試験片の硬さ、残留オーステナイト量および JIS 法により測定したオーステナイト結晶粒度を Table 2 に示す。2次焼入れの有無および S, P 量によらず硬さは HRC 62~63 である。2次焼入れの影響は結晶粒度において顕著であり、1次焼入れのままに比べ粒度番号で 2 番程度細かい。また 2次焼入れによって残留オーステナイト量もわずかに減少しているが、S, P 量の影響はなんら認められなかった。

Fig. 2 には常温シャルピー衝撃値に及ぼす S と P の影響を示す。直径 20 mm の丸棒より採取した試験片で求めた鍛造方向 (L 方向) の値である。S 量が増加すると衝撃値はわずかに高くなり、P 量の増加にともない低

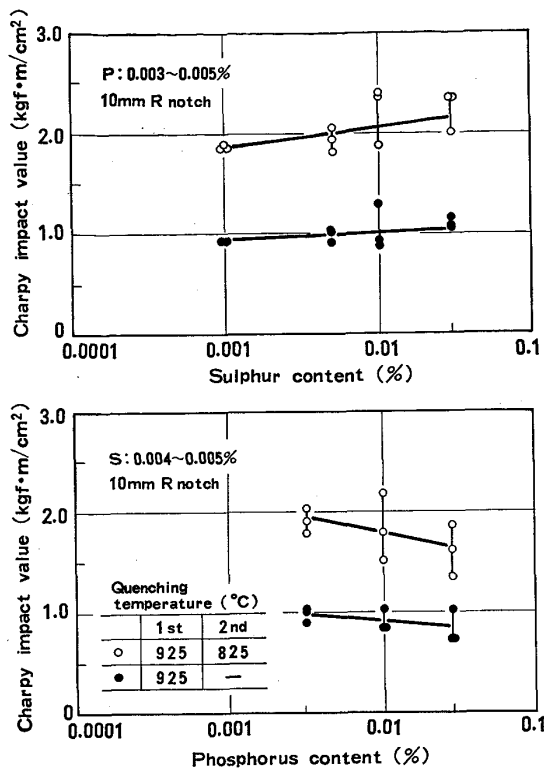


Fig. 2. Effects of sulphur and phosphorus content on the Charpy impact value of 0.8%C steel in the longitudinal direction.

下する傾向が認められる。2次焼入れ、すなわち結晶粒度の影響は不純物元素の影響に比べて大きい。シャルピー衝撃値と結晶粒度番号の関係を Fig. 3 に示すが、結晶粒度番号2番の相違で衝撃値は2倍となることがわかる。ここで等しい結晶粒度において衝撃値に及ぼす S, P の影響を見ると、S についてはデータが交錯し S 量の影響が認められないのに対し、P の場合は P 量の低いほど高い衝撃値を示すことがわかった。切欠直下の破面を走査型電子顕微鏡で観察した結果を Photo. 1 に示す。いずれも粒界破壊と粒内破壊の混在する破面形態を呈しており、F 鋼 (0.029%P) では粒界破壊の割合が多い。粒内破壊部をさらに高倍で観察した結果、極めて微細なディンプル²⁾¹⁴⁾と擬へき開破面から成ることがわかった。

57 mm の角棒の鍛造方向 (L 方向) と、これに直角方向 (T 方向) から試験片を採取して求めた常温シャルピー衝撃値と S, P 量との関係を Fig. 4 に示す。S 量の影響は T 方向で顕著であり、0.005% 含有すれば 0.001% S 鋼の約 1/2 に低下する。言い換えれば異方性を完全に除去するには S 量を 0.001% まで低減する必要があることを示している。いつぼう、P は L, T 両方向の衝撃値を低下させるが、T 方向における影響は小さい。すなわち P を 0.003% まで減少させても T 方向の衝撃値の上昇は認められず、これは P 量の影響を調べた B,

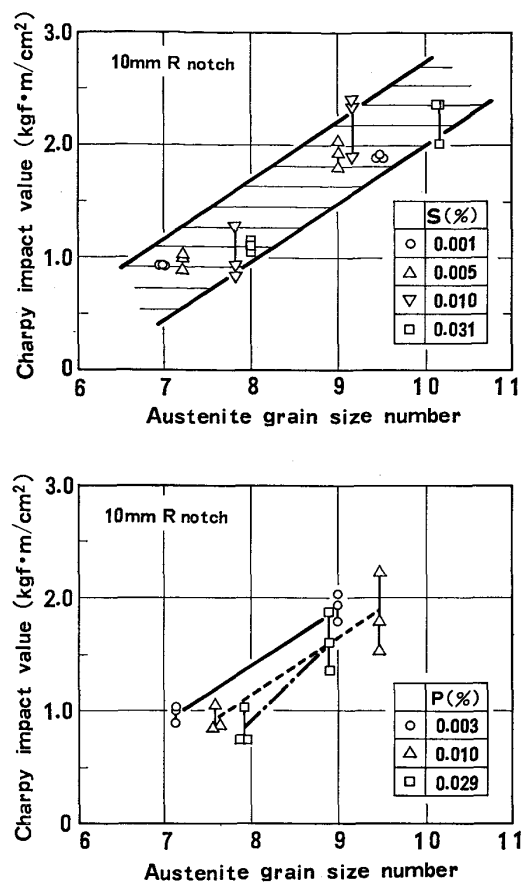


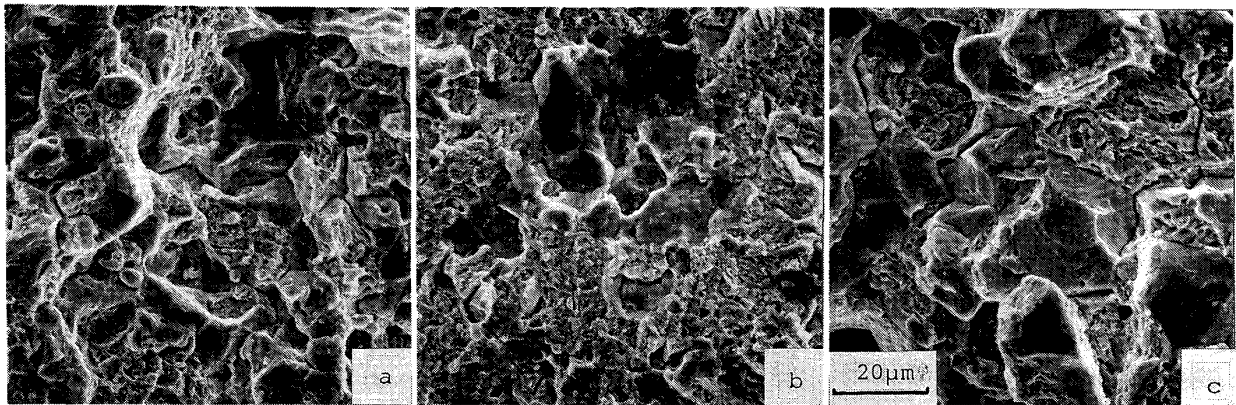
Fig. 3. Effect of grain size on the Charpy impact value of 0.8%C steels in the longitudinal direction.

E, F 鋼が S を 0.004~0.005% 含有しているため、この影響を受けたものと考えられる。

一般に S 量が増加すると硫化物が増加し、これが鍛造方向に伸長するため、T 方向の試験片では硫化物と基地の境界が容易に分離し破壊の起点になると考えられる¹⁵⁾¹⁶⁾。Photo. 2 は T 方向の試験片の破面観察例である。起点部を低倍で観察したものであり、A 鋼 (0.001% S) では硫化物が観察されないのに対し、B 鋼 (0.005% S), D 鋼 (0.031% S) では硫化物を起点として破壊している。また A 鋼のように硫化物が認められない場合には旧オーステナイト粒界を起点として破壊することがわかった。Photo. 2 (a) は表面から 0.25 mm の位置を起点として破壊した例である。なお高倍で観察した結果、破壊形態は L 方向と同様であり擬へき開破壊と微細なディンプルから成る粒内破壊と一部粒界破壊の混在する形態であった。

3.2 0.2% C 鋼 (SCM 420) の靱性

SCM 420 の浸炭材心部の靱性を評価するため、15 mm 厚×80 mm 幅の素材の L 方向より採取した試験片を用い、Fig. 1(b) の浸炭焼入れ焼もどし条件を想定した熱処理を施し、常温でシャルピー衝撃試験を行つ



a: A (0.005%P-0.001%S) b: D (0.003%P-0.031%S) c: F (0.029%P-0.004%S)

Photo. 1. Scanning electron micrographs of charpy impact fracture surfaces of hardened and tempered 0.8% C steels in the longitudinal direction.

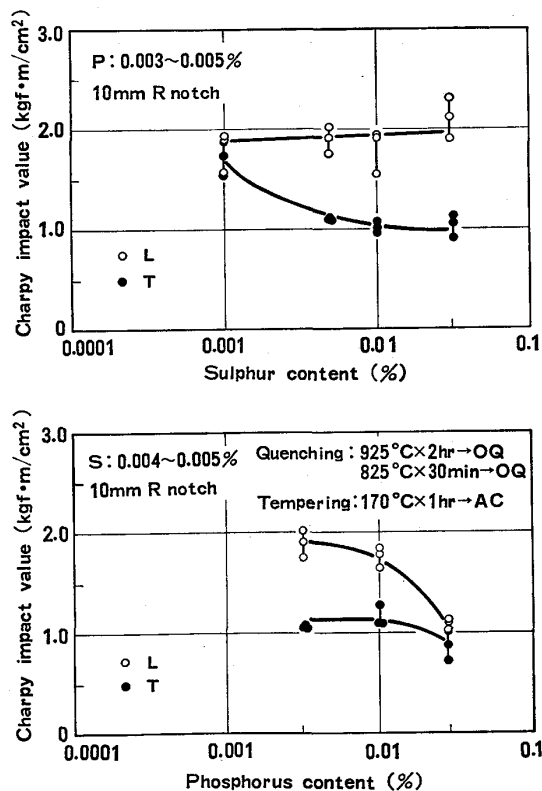


Fig. 4. Effects of sulphur and phosphorus content on the charpy impact value of 0.8% C steel in the longitudinal and transverse direction.

た. すなわち 910°C と 830°C の塩浴中でそれぞれ 3h および 0.5h 保持後油冷し, 170°C で焼もどしを行った. 試験片の硬さは HRC 40~41 であつた. 試験結果を Fig. 5 に示す. L, T 両方向とも衝撃値は P 量の影響を受けず S の含有によつて低下することがわかる. なお破面はいずれもディンプルと擬へき開破壊の混在する形態であつた. これらの結果と先に示した 0.8% C 鋼の結果を総合すると, P は 0.8% C 鋼, すなわち粒界破壊

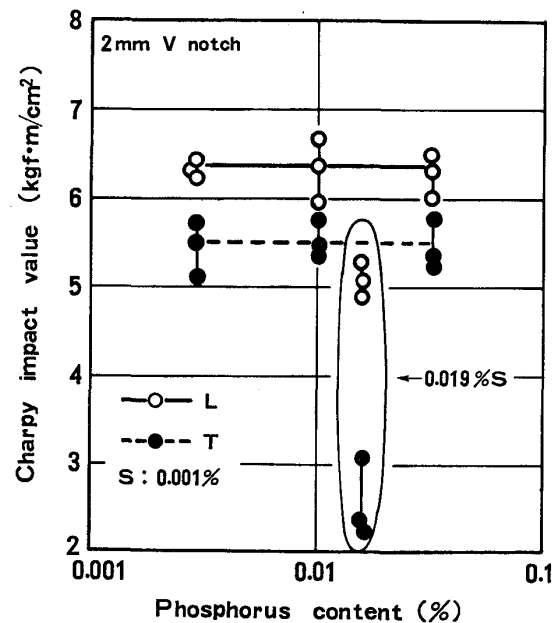
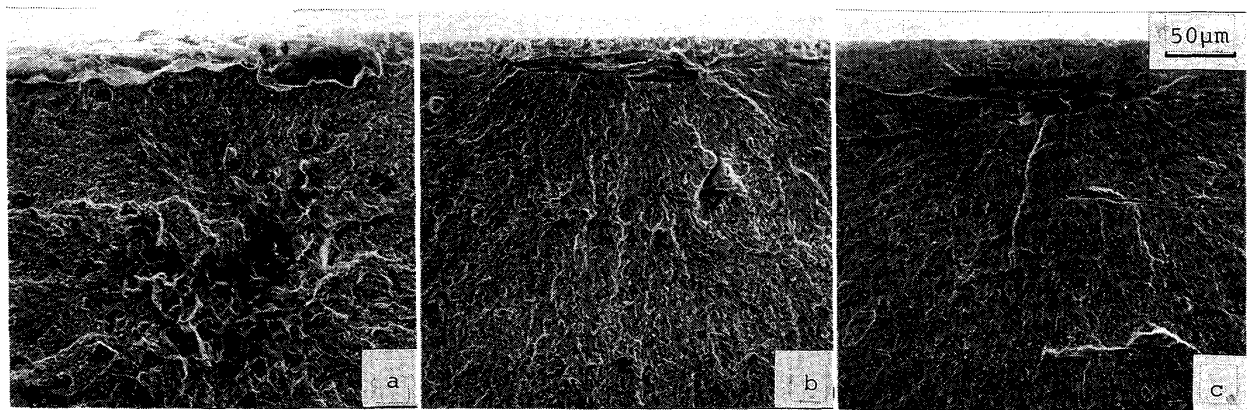


Fig. 5. Effects of sulphur and phosphorus content on the charpy impact value of hardened and tempered SCM420 steels.

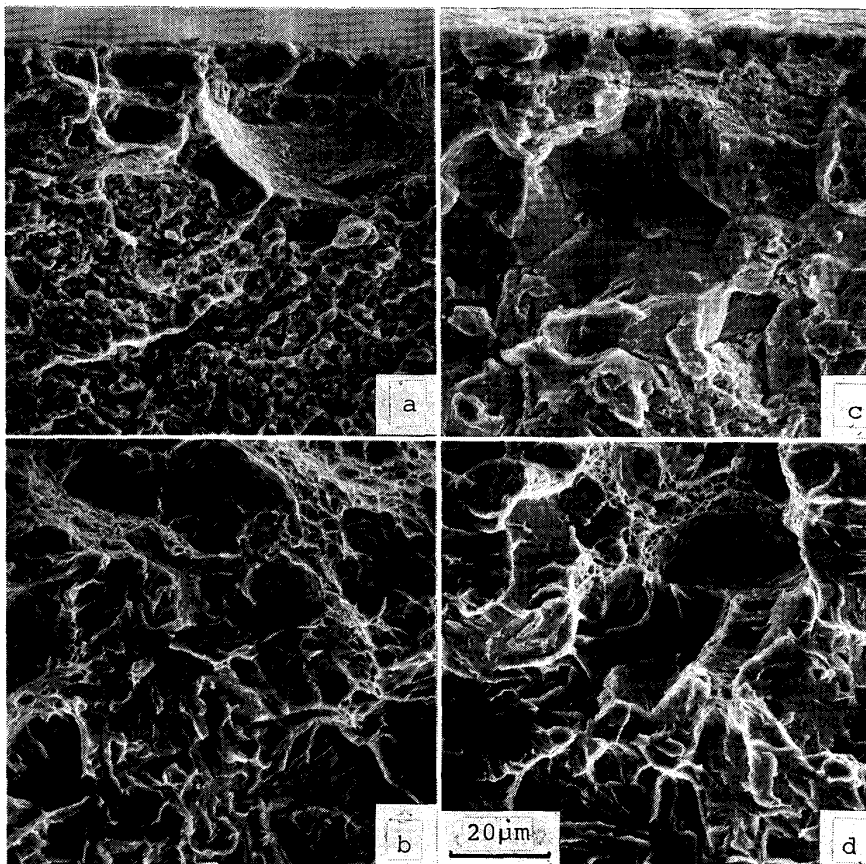
をとともなう場合, L, T 両方向の衝撃値を低下させ, S は 0.8% C 鋼では T 方向のみ, 延性破壊の割合が増す 0.2% C 鋼ではいずれの方向の衝撃値をも低下させると結論づけられる.

次に G~J 鋼を用い浸炭焼入れを施して衝撃試験を行った. 浸炭層の性状を Table 3 に示す. 硬さ分布, 残留オーステナイト結晶粒度, 粒界酸化層の深さなど, 靱性に影響を及ぼすと考えられる因子に S, P の影響は認められなかつた. 常温シャルピー衝撃値に及ぼす S, P 量の影響を Fig. 6 に示す. L, T いずれの方向とも P 量の増加にともない衝撃値はわずかに低下する傾向にある. また J 鋼 (0.019% S) は他鋼 (0.001% S) に比べ衝



a : A (0.001%S) b : B (0.005%S) c : D (0.031%S)

Photo. 2. Scanning electron micrographs of charpy impact fracture surfaces of hardened and tempered 0.8%C steels in the transverse direction.



a : G (0.003%P—0.001%S); surface
 b : G (0.003%P—0.001%S); core
 c : I (0.031%P—0.001%S); surface
 d : I (0.031%P—0.001%S); core

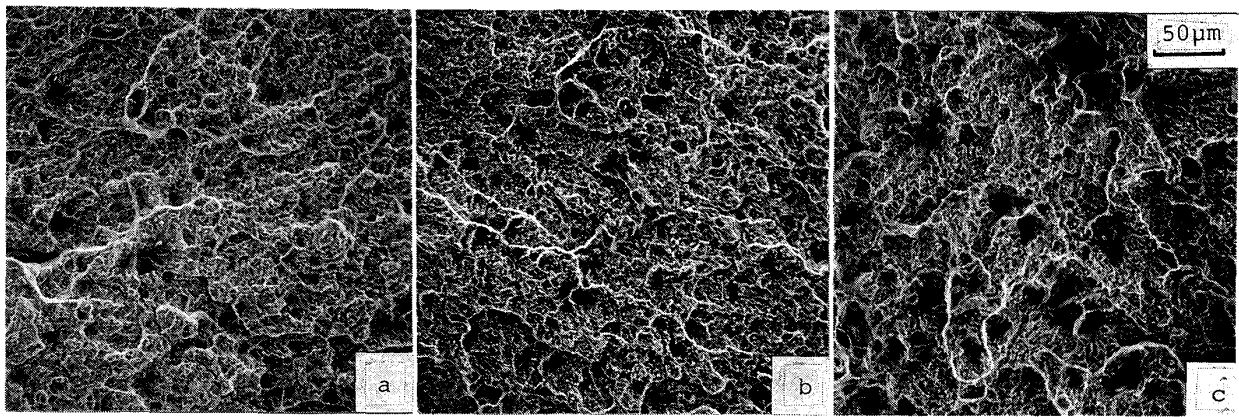
Photo. 3. Scanning electron micrographs of charpy impact fracture surfaces of carburized SCM 420 steel.

撃値が低下し、特にT方向の劣化度が大きい。L方向の試験片の起点近傍および心部を走査型電子顕微鏡で観察した結果を Photo. 3 に示す。0.8%C 鋼と同様、起点近傍では高P鋼ほど粒界破面の割合が大きい。いつぼう、心部はディンプルと擬へき開破面の混在する破面であつて、P量の影響はなんら認められなかつた。またJ鋼 (0.019%S) のT方向の破面には鍛造方向に伸びた硫化物が観察された。

4. 考 察

4.1 Pによる脆化機構

以上のようにPはL、T両方向の浸炭層の靱性を低下させ、Sは主にT方向の靱性を劣化させることがわかつた。Sの影響については非金属介在物の見地からほぼ説明できるので、ここでは特にPによる靱性低下の機構について考察を加える。まずPの増加にともなう粒界破面



a : B (0.003%P) b : E (0.010%P) c : F (0.029%P)

Photo. 4. Scanning electron micrographs of charpy impact fracture surfaces of hardened and tempered 0.8%C steels containing different amount phosphorus.

Table 3. Hardness, retained austenite content and austenite grain size of carburized steels.

	Surface hardness	Effective case depth (mm)	Core hardness (HV)	Retained austenite (%)	Austenite grain size number	Internal oxidation depth (µm)
G	697	0.70	370	18.0	7.8	10
H	673	0.68	374	16.2	8.6	12
I	669	0.66	382	16.7	8.8	12
J	693	0.58	335	13.8	8.3	10

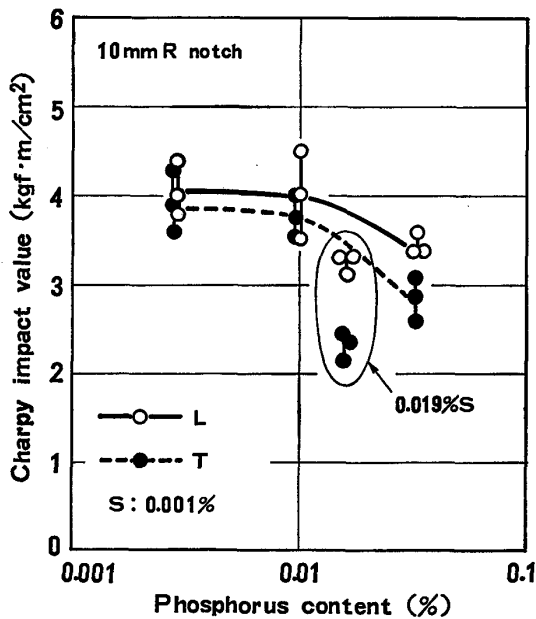


Fig. 6. Effects of sulphur and phosphorus content on the charpy impact value of carburized SCM420 steels.

率の増大について定量的な検討を行った。Photo. 4 は P 量の異なる 0.8%C 鋼のシャルピー衝撃破面切欠直下を走査型電子顕微鏡で観察した結果である。試験片 3 本についてこのような写真を撮影し、粒界破面率を測定した結果を Fig. 7 に示す。0.003%P 鋼では 2 次焼入れ

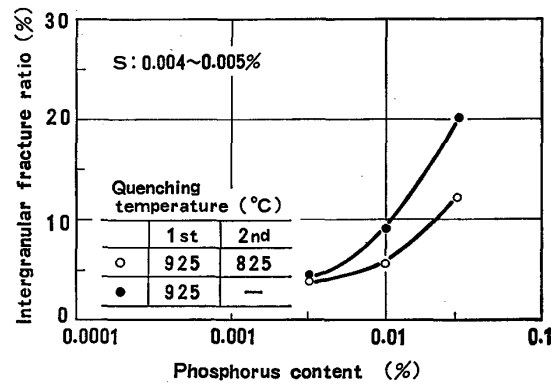


Fig. 7. Effect of phosphorus content on the intergranular fracture ratio for charpy impact specimens of 0.8%C steels.

の有無によらず粒界破面率は約 4% である。P 量の増加にともなう粒界破面率の増加度は、2 次焼入れ材に比べ 1 次焼入れのまますなわち結晶粒径の大きい方が大きく、0.029%P 鋼では 20% に達する。

従来より中炭素強靱鋼の低温焼もどしにおいて衝撃値が低下したり、遷移温度が上昇する焼もどしマルテンサイト脆性については多くの研究がなされている^{17)~24)}。この脆性は粒界破壊をともなうのが特徴であり¹⁹⁾²⁰⁾、衝撃値の谷は粒界破面率のピークと対応する。粒界脆化の原因としては S, P, N²⁴⁾ などの不純物元素の粒界偏析および炭化物の粒界析出¹⁹⁾²⁰⁾が挙げられる。すなわち、オーステナイト化時に P が粒界に偏析し粒界強度を下げ、さらに焼もどし時に析出したセメントイトが転位のすべりの障害となつて粒界破壊が生ずると考えられている¹⁷⁾。そこで本研究でも破面のオージェ電子分光分析を行い粒界への不純物元素の偏析状態を調べた。P 量の異なる B(0.003%), E(0.010%), F(0.029%) 鋼を 925°C × 30 min → 油冷, 170°C × 1 h → 空冷の条件で焼入れ焼もどし後、オージェ分析装置内、液体窒素雰囲気中で破断

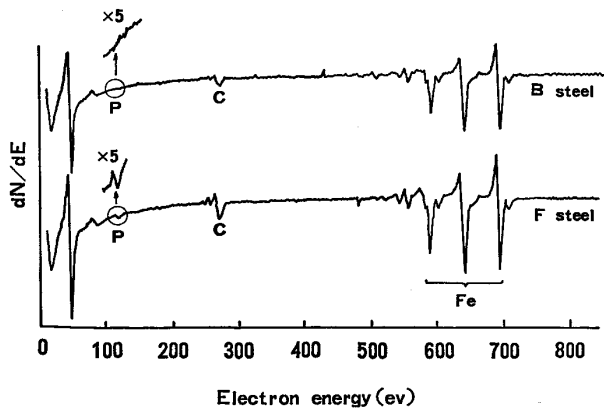


Fig. 8. Auger spectra from intergranular fracture surfaces of 0.8%C steels fractured in Auger electron spectroscopy.

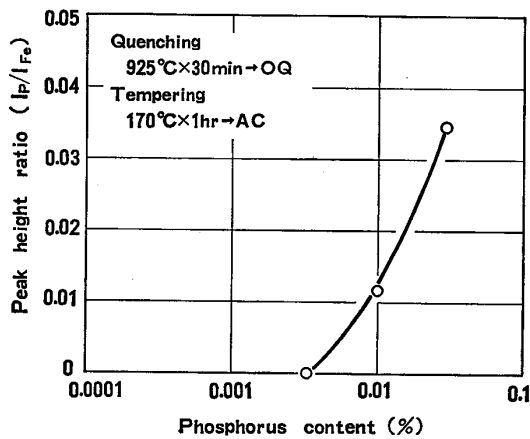
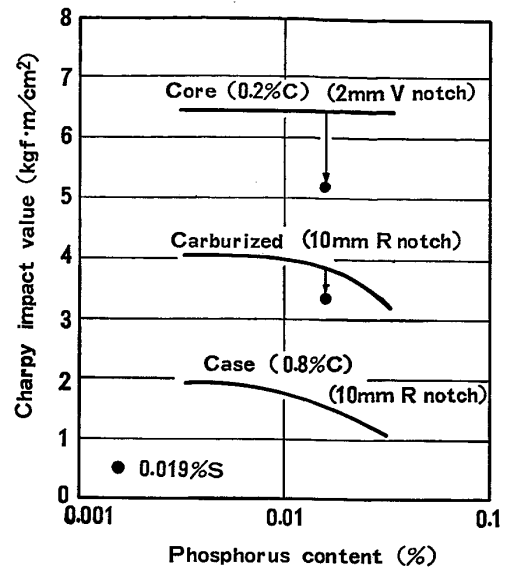


Fig. 9. Effect of phosphorus content on the phosphorus to iron peak height ratio, I_P/I_{Fe} of Auger electron spectra.

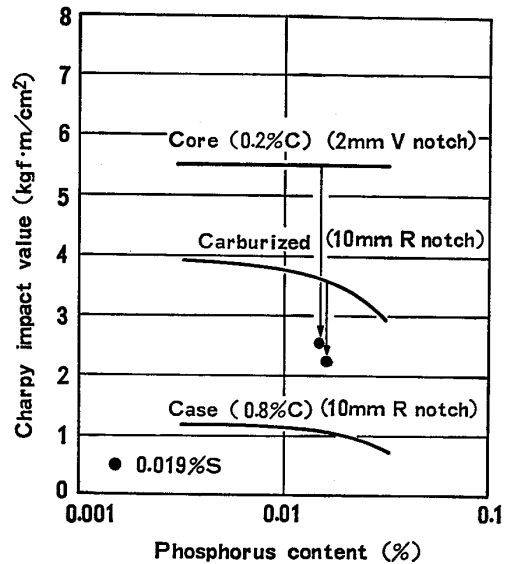
し分析を行った。B鋼とF鋼のオージェ電子スペクトルを Fig. 8 に示す。F鋼には粒界にCとPの偏析が認められる。なおこれらの偏析はArを30sスパッタリングすることにより消失した。次に粒界破面を任意に10点選び、Pのピーク高さ比(I_P/I_{Fe})を求めた。 (I_P/I_{Fe}) とP量の関係を Fig. 9 に示す。Pの増加にともないピーク高さ比も増大することがわかる。従つて0.8%C鋼においてもPがオーステナイト粒界に偏析し、これを脆化させ、粒界破壊を容易にすることによつて靱性が劣化したものと考えられる。

4.2 浸炭材の靱性

浸炭材は強度が低く靱性に富む心部と、強度が高く靱性に乏しい浸炭層との混合組織とみなすことができる。つまり浸炭材の靱性は浸炭層のクラック発生抵抗と心部の伝播抵抗の和と考えられる。ここで0.8%C鋼の焼入れ焼もどし材、0.2%C鋼の焼入れ焼もどし材、および浸炭材の衝撃値は、それぞれクラック発生抵抗、伝播抵抗、浸炭材全体の靱性を表すパラメーターとみなして良



(a) Longitudinal direction



(b) Transverse direction

Fig. 10. Effects of sulphur and phosphorus content on the Charpy impact value of 0.8%C, 0.2%C and carburized steels.

からう。Fig. 4, 5, 6の結果をまとめ衝撃値に及ぼすP, Sの影響を模式的に Fig. 10 に示した。Pの増加にともない浸炭材の衝撃値が低下するが、これはクラック発生抵抗の低下によるものと考えられる。SHEA¹⁹⁾は切欠きなし浸炭試験片で発生抵抗を、V字切欠の焼入れ焼もどし試験片で伝播特性を評価し、各鋼種の差は浸炭試験片で大きく、焼入れ焼もどし材では小さいことから浸炭層の性質が靱性を支配するとしている。本実験におけるPの影響はこれに良く対応している。いつぼうSについてはおもに心部の靱性、すなわち伝播特性を劣化させることにより浸炭材の靱性を低下させることが明らかであり、この傾向はT方向で顕著である。

5. 結 言

肌焼鋼 SCM 420 を選び、浸炭層を想定した 0.8% C 鋼、および実際の浸炭材の靱性に及ぼす S, P の影響を調べ、下記の結論を得た。

(1) 浸炭層の靱性：P 量の増加にともない旧オーステナイト粒界への P の偏析が増大し、粒界破面率が増加することによつて衝撃値が低下する。S は鍛造方向に伸びた硫化物を形成し、T 方向の靱性を劣化させる。

(2) 浸炭材の靱性：P は心部の靱性には影響を与えず、浸炭層の靱性を低下させることにより浸炭材全体の靱性を低下させる。いつぼう S はおもに心部の靱性を劣化させることにより浸炭材の靱性を劣化させる。

本研究の発表を許可された大同特殊鋼(株)中央研究所長加藤哲男博士に感謝の意を表します。また本研究は日本鉄鋼協会材料研究委員会(委員長(当時)：川崎製鉄(株)取締役大橋延夫博士)における研究の一部として行つたことを付記し、委員長はじめ委員各位の御討論に謝意を表します。

文 献

- 1) たとえば金属材料疲労強度の設計資料(1984)(日本機械学会編)
- 2) G. KRAUSS: Metall. Trans., 9A (1978), p. 1527
- 3) Y. E. SMITH and D. E. DIESBURG: Met. Prog., 115 (1979), 5 p. 68
- 4) D. E. DIESBURG and Y. E. SMITH: Met. Prog., 115 (1979) 6, p. 35
- 5) D. E. DIESBURG and Y. E. SMITH: Met. Prog., 116 (1979) 2, p. 67
- 6) D. E. DIESBURG and G. T. ELDIS: Metall. Trans., 9A (1978), p. 1561
- 7) D. E. DIESBURG: SAE Tech. Paper Series, 780771 (1978)
- 8) M. M. SHEA: SAE Tech. Paper Series, 780772 (1978)
- 9) D. E. DIESBURG, C. KIM and W. FAIRHURST: Proc. Int. Conference, Heat Treatment '81, The Metals Society (1981), p. 178
- 10) C. RAZIM: Alloys for the Eighties (1980), p. 9 [Climax Molybdenum Co.]
- 11) T. B. CAMERON and D. E. DIESBURG: Case-Hardened Steels (1984), p. 17 [TMS-AIME]
- 12) 杉山好弘, 浅見克敏: 熱処理, 25 (1985), p. 164
- 13) T. B. CAMERON and D. E. DIESBURG: Mech. Work Steel Process, 19 (1982), p. 540
- 14) S. K. WALLACK and G. KRAUSS: JIM International Symposium, New Aspects Martensitic Transform 1st (1976), p. 405
- 15) W. A. SPITZIG: Metall. Trans., 14A (1983), p. 471
- 16) T. V. VENKATASUBRAMANIAN and T. J. BAKER: Met. Science, 16A (1982), p. 543
- 17) S. K. BANERJI, C. J. McMAHON, Jr. and H. C. FENG: Metall. Trans., 9A (1978), p. 237
- 18) J. P. MATERKOWSKI and G. KRAUSS: Metall. Trans., 10A (1979), p. 1643
- 19) C. L. BRIANT and S. K. BANERJI: Metall. Trans., 10A (1979), p. 123
- 20) C. L. BRIANT and S. K. BANERJI: Metall. Trans., 10A (1979), p. 1729
- 21) B. CRAIG and G. KRAUSS: Metall. Trans., 11A (1980), p. 1799
- 22) C. L. BRIANT and S. K. BANERJI: Metall. Trans., 12A (1981), p. 309
- 23) N. BANDYOPADHYAY and C. J. McMAHON, Jr.: Metall. Trans., 14A (1983), p. 1313
- 24) B. CRAIG: Metall. Trans., 15A (1984), p. 565