

ガス浸炭処理での平衡炭素量に及ぼす 合金元素と酸素ポテンシャルの影響

村井 暢宏*・津村 輝隆*²・長谷部 光弘*³

Effects of Alloying Elements and Oxygen Potential on Equilibrium Carbon Content in Gas Carburizing
Nobuhiro MURAI, Terutaka TSUMURA and Mitsuhiro HASEBE

Synopsis : In order to control the surface carbon content of gas-carburized steels, the effects of alloying elements on equilibrium carbon content of low alloy steels based on JIS SCr420 grade were investigated. 1.0mm and 0.3mm thick specimens were carburized for 108ks or 288ks. As the carburizing time was long, the carbon content of the specimens deviated from the equilibrium value based only on the carbon potential in the atmosphere while excluding oxygen potential. The deviation was affected by Si, Cr, V content which are oxidized in the surface layer.

These results show that the equilibrium carbon content in gas carburizing atmosphere is also affected by oxygen potential in the atmosphere; i.e. surface oxidation of alloying elements decrease the amount of the alloying elements in austenite, which changes the activity coefficient of carbon. Furthermore it is indicated that the growth of oxide results in re-carburization or decarburization. Therefore, oxygen potential in gas carburizing atmosphere is one of the important variables affecting the surface carbon content of gas-carburized steels.

Key words : low alloy steel; physical chemistry; carburization; activity; activity coefficient; free energy; interaction parameter; surface oxidation.

1. 緒言

浸炭鋼の表面炭素量は耐摩耗性や疲労強度に大きな影響を及ぼす¹⁾ため、制御が必要である。現在、工業的に最も普及しているガス浸炭では、雰囲気と鋼との間に化学平衡が関与²⁾するので、表面炭素量の制御に対して、雰囲気との平衡炭素量の把握が重要となる。

ところで、ガス浸炭雰囲気での鋼の平衡炭素量は鋼中の合金元素に影響され、これについての報告は多い。例えば、R.Collin³⁾、F.J.Harvey⁴⁾らはFe-C-M3元系でのCの活量係数を多成分系へ展開し、雰囲気の炭素ポテンシャルと平衡炭素量との関係を定式化している。しかしながら、不純物元素も含む多成分系の汎用鋼をガス浸炭した場合にこれらの式が有効であるかの確認はほとんどなされていない。また、工業ベースでのガス浸炭雰囲気には酸化性のガス成分が含まれている⁵⁾、これらの成分と平衡炭素量の関係についてはほとんど調査されていない。

そこで本報では、汎用鋼であるJIS SCr420鋼を基本鋼に用いて、工業用ガス浸炭炉での平衡炭素量に及ぼす主要元素の影響を調査し、最近汎用化されつつある熱力学計算ソ

フトThermo-Calc⁶⁾(以後TC)を利用して、平衡炭素量に及ぼす合金元素ならびに酸素ポテンシャル(以後Oポテンシャル)の影響について検討した。

2. 実験方法

Table 1に供試鋼の化学成分を示す。A1鋼、A2鋼はそれぞれJIS SCr420鋼、SCM420鋼である。B1鋼は主要元素の影響を調査するためのベース鋼であり、B2、B3、B4鋼ではSi、Cr、V量を変化させた。(更に、試験にはB1鋼のMn、Ni、Mo、Nb量をそれぞれ単独に0.31~1.19%、1.54~2.96%、0.38~0.80%、0.010~0.029%に変化させた鋼も使用した。)熱間で鍛造あるいは圧延したφ30~40mmの素材を焼ならしし、機械加工にて外径がφ16~20mmで厚さが1.0mmと0.3mmの板状試験片を作成した。この後、Table 2に示す浸炭処理を行なった。浸炭処理には、オールケースタイプのバッチ型浸炭炉⁷⁾を用い、キャリアガスにはRXガス(ブタン、空気を1:10で1323Kで変成)を、エンリッチガスにはブタンを使用した。試験片の中心までC濃度を均一にするため、処理時間は108、288ksとした。浸炭処理後、

平成6年9月6日受付 平成7年1月13日受理 (Received on Sep. 6, 1994; Accepted on Jan. 13, 1995)

* 住友金属工業(株)鉄鋼技術研究所 (Iron & Steel Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 1 Konomimachi Kokurakita-ku Kitakyushu 802)

* 2 住友金属工業(株)鉄鋼技術研究所 (現:住金テクノエース(株)) (Iron & Steel Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., now SMI TechnoAce Inc.)

* 3 九州工業大学工学部 (Faculty of Engineering, Kyushu Institute of Technology)

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

steel	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Nb	Ti	N
A1	0.19	0.20	0.80	0.013	0.011	0.03	1.07	0.01	0.006	0.001	0.001	0.0096
A2	0.21	0.28	0.67	0.022	0.013	0.03	1.00	0.18	0.003	0.002	0.003	0.0077
B1	0.19	0.10	0.82	0.020	0.015	0.01	1.00	0.01	0.001	0.001	0.001	0.0109
B2	0.20	0.99	0.80	0.017	0.013	0.01	0.70	0.01	0.001	0.001	0.002	0.0092
B3	0.20	0.10	0.83	0.023	0.017	0.01	1.53	0.01	0.001	0.001	0.001	0.0115
B4	0.21	0.10	0.83	0.023	0.017	0.01	1.02	0.01	0.220	0.001	0.001	0.0111

Table 2. Conditions of carburizing and quenching.

	Carburizing			Quenchant
	Temperature (K)	Holding Time (ks)	Carbon Potential (mass%)	
A	1203	108	0.75	Oil
B	1173	288	0.90	Oil

試料を完全に脱脂し、切粉にして高周波燃焼赤外吸収法により炭素濃度を測定した。また、試験片断面の光顕観察も行なった。なお、雰囲気中のCポテンシャル値(以後CP値)は純鉄を浸炭した際の平衡C濃度(mass%)と定義し⁹⁾、供試鋼と同一の厚さに作成した工業用電解鉄(99.99%)を同時に浸炭することにより求めた。

次に、表面部に生成した粒界酸化物の同定のため、一部の試験片を用い、波長分散型X線分析、X線回折および抽出レプリカ法による電子線回折を行なった。更に、0.3mm厚さの試験片表面を化学研磨、機械研磨により50μm取り除くことにより非酸化部(試験片中央部)の化学分析も行なった。

3. TCによる平衡炭素量の計算

平衡状態の計算では、種々の相の自由エネルギーの近似が必要である。TCでは副格子正則溶体近似を適用し、例えば格子点 $a : c$ である α 副格子と β 副格子とから成る化合物 $(i, j, \dots)_a (m, o, \dots)_c$ の1モルの自由エネルギーを次のように表示する⁸⁾。

$$G_M = \sum_i y_i \sum_m y_m \circ G_{iamc} + aRT \sum_i y_i \ln y_i + cRT \sum_m y_m \ln y_m + \text{ex}G \dots \dots \dots (1)$$

ここで、

$$\begin{aligned} \text{ex}G = & \sum_m y_m \sum_i y_i \sum_{j(>i)} y_j L_{ij}^m + \sum_i y_i \sum_m y_m \sum_{o(>m)} y_o L_{io}^i \\ & + \sum_m y_m \sum_i y_i \sum_{j(>i)} y_j \sum_{k(>j)} y_k L_{ijk}^m \\ & + \sum_i y_i \sum_m y_m \sum_{o(>m)} y_o \sum_{p(>o)} y_p L_{mop}^i \\ & + \dots \dots \dots \end{aligned}$$

G_M : 化合物1モルの自由エネルギー

$\circ G_{iamc}$: α, β 副格子がそれぞれ成分 i , 成分 m で占められたときの仮想的な自由エネルギー

$y_i (y_m)$: $\alpha (\beta)$ 副格子の成分 $i (m)$ の格子占有率

$\text{ex}G$: 過剰自由エネルギー

$L_{ij}^m (L_{mo}^i)$: $\beta (\alpha)$ 副格子がすべて成分 $m (i)$ で占められたときの $\alpha (\beta)$ 副格子上的成分 $i (m)$ と成分 $j (o)$ の相互作用パラメータ

$L_{ijk}^m (L_{mop}^i)$: $\beta (\alpha)$ 副格子がすべて成分 $m (i)$ で占められたときの $\alpha (\beta)$ 副格子上的成分 $i (m), j (o), k (p)$ の相互作用パラメータ

R : ガス常数

T : 絶対温度

$\circ G_{iamc}$ や L_{ij} のデータベースとしてはSGTE Solution Database⁹⁾に一部拡張したもの¹⁰⁾を使用した。

計算での系の定義は、成分をFe, C, Si, Mn, P, S, Ni, Cr, Mo, V, Nb, Tiとし、また対象とする相としてはオーステナイト(γ), フェライト, セメンタイト, $M(C, N), M_7C_3, M_{23}C_6$ を考えた。計算では、まず、浸炭した純鉄のC濃度からC活量を算出し、次にこのC活量と成分により各鋼の全C濃度を計算した。

4. 結果

4.1 実測値と計算値との比較

Table 2の浸炭条件Aで処理した場合の一例として、SCr420鋼(A1鋼)のC濃度分布をFig. 1に示す。C濃度は表面から中心までほぼ一定であり、試験片は均一に浸炭されている。なお、試験片の埋め込み樹脂の影響により、最表面のC濃度は高めとなった。

Fig. 2に浸炭条件Aで処理した場合の平衡C量の計算値と実測値の関係を示す。実測値は計算値と良い相関があり、

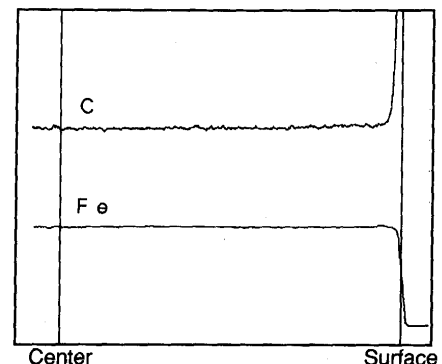


Fig. 1. Linear analysis of carbon by EPMA. 1.0mm thick specimen was carburized at 1203K for 108ks and quenched (Steel A1).

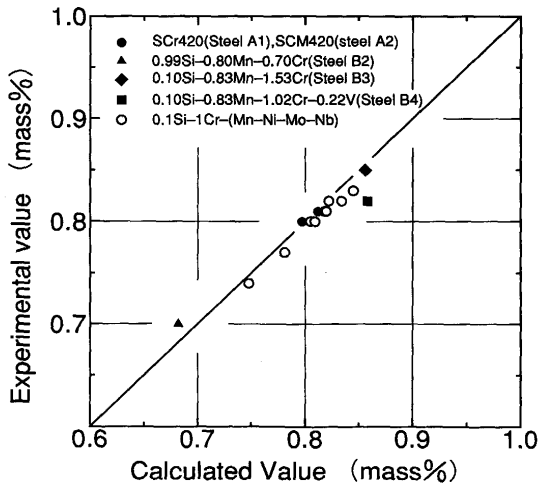


Fig. 2. Equilibrium carbon content of 1.0mm thick specimens carburized at 1203K for 108ks.

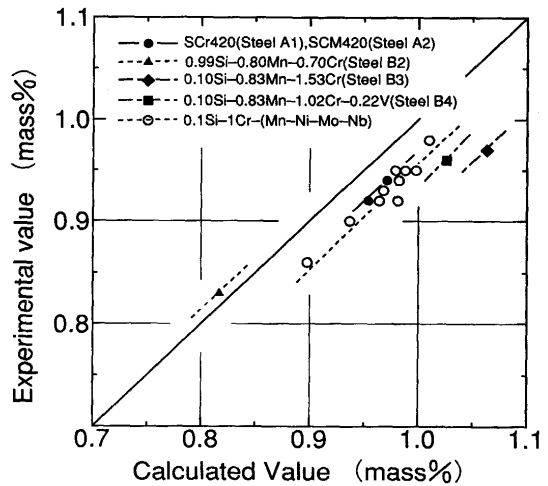


Fig. 3. Equilibrium carbon content of 1.0mm thick specimens carburized at 1173K for 288ks.

計算値との誤差は5%未満であることがわかる。

Fig. 3に浸炭条件Bで処理した場合の平衡C量の計算値と実測値の関係を示す。実測値は一部を除き計算値に比べ低くなるが、計算値からの差には鋼種による依存性が認められる。すなわち、B3鋼(1.53%Cr)、V添加鋼ではこの差が大きく、1.0%Cr鋼ではやや小さくなる。また、B2鋼(0.99%Si-0.70%Cr)では実測値は計算値よりやや高い。

ところで、計算での安定相は浸炭条件Bで処理したB3鋼で M_7C_3 が析出するほかは、 γ 及び微量のM(C, N)であった。一方、試験片の顕微鏡観察の結果、M(C, N)の判別は出来なかったが、組織の全面が焼入組織であり、計算結果と一致する。また、浸炭条件BでのB3鋼の炭化物も判別出

来なかった。

4・2 長時間浸炭材の粒界酸化

一般に、ガス浸炭の炉内には微量の H_2O と CO_2 が含まれ、これらは鋼中のSi, Mn等の酸素との親和力が強い合金元素と反応して、表面部で粒界酸化層を生成させる¹¹⁾。Fig. 4に浸炭条件Bで処理したA1, B2, およびB3鋼の表面部の顕微鏡組織を示す。表面部には深さ30~50 μm の粒界酸化層が観察される。A1鋼の酸化物の形態は生成位置により異なり、表面から塊状、粒状、片状に変化する。また、Cr添加により塊状、粒状の酸化物が支配的になり、Si添加、低Cr化により片状の酸化物が支配的になる。

Fig. 5に波長分散型X線分析による粒界酸化層の元素分

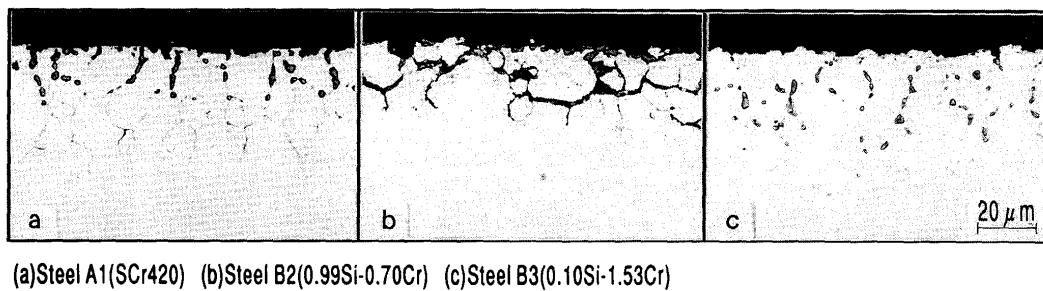


Fig. 4. Optical microstructure on the cross section of the specimens carburized at 1173K for 288ks.

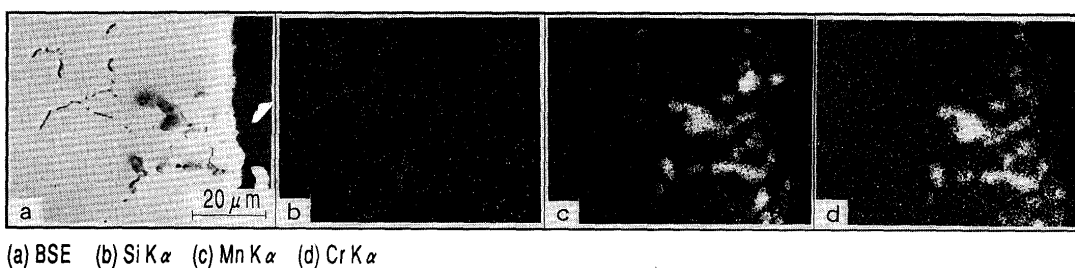


Fig. 5. Characteristic X-ray images on the cross section of the specimen carburized at 1173K for 288ks (Steel B4).

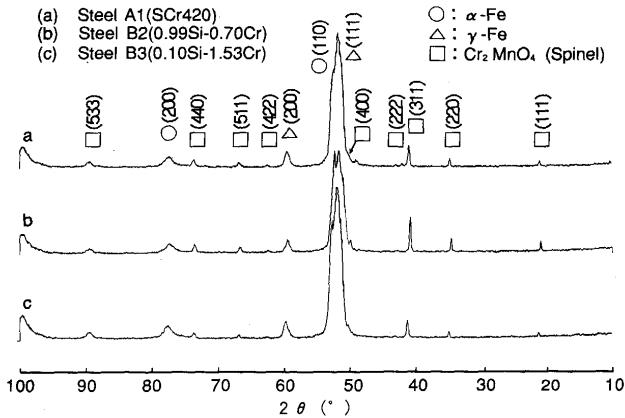


Fig. 6. X-ray diffraction patterns on the surface of the specimens carburized at 1173K for 288ks.

布を示す。塊状、粒状の酸化物にはMn, Crの濃縮が、また、薄片状のものにはSiの濃縮が認められる。Fig. 6, 7にX線回折及び電子線回折による酸化物の同定結果を示す。表面近傍の塊状、粒状の酸化物はスピネル型 Cr_2MnO_4 ¹²⁾¹³⁾であり、塊状のものにはFeが含まれている。また、B4鋼の球状酸化物にはVの濃縮が観察される。一方、片状のSi酸化物については同定出来なかった。

粒界酸化層の生成により合金元素の一部が基地から酸化物中へ拡散したことが考えられるので、酸化層を取り除き、非酸化部の化学分析を行なった。A1, B2 ~ B4鋼のSi, Mn,

Table 3. Chemical composition in core of 0.3mm thick specimens carburized at 1173K for 288ks. (mass%)

Steel	Si	Mn	Cr	V
A1	0.18	0.72	0.89	0.006
B2	0.81	0.77	0.59	0.001
B3	0.09	0.68	0.87	0.001
B4	0.09	0.75	0.89	0.083

Cr, V分析結果をTable 3に示す。非酸化部のSi, Mn, Cr, V量の低下が認められる。

5. 考察

5.1 平衡C量に及ぼす合金元素の影響

式(1)に示すとおり, TCでの自由エネルギー近似では種々の熱力学パラメータが必要であるが、この中には未知のパラメータも存在する。Table 4にγ相の計算での未知パラメータの一覧を示す。オーステナイトは格子点が1:1の2つの副格子(Fe及び置換型元素の格子点と侵入型元素の格子点)から成るが、未知パラメータのほとんどはFe及び置換型元素の副格子上での合金成分間の相互作用パラメータである。計算ではこれらの相互作用パラメータは0とし、当該成分間の相互作用は無いものとみなされる。これらの合金成分間の相互作用パラメータを考慮してないにもか

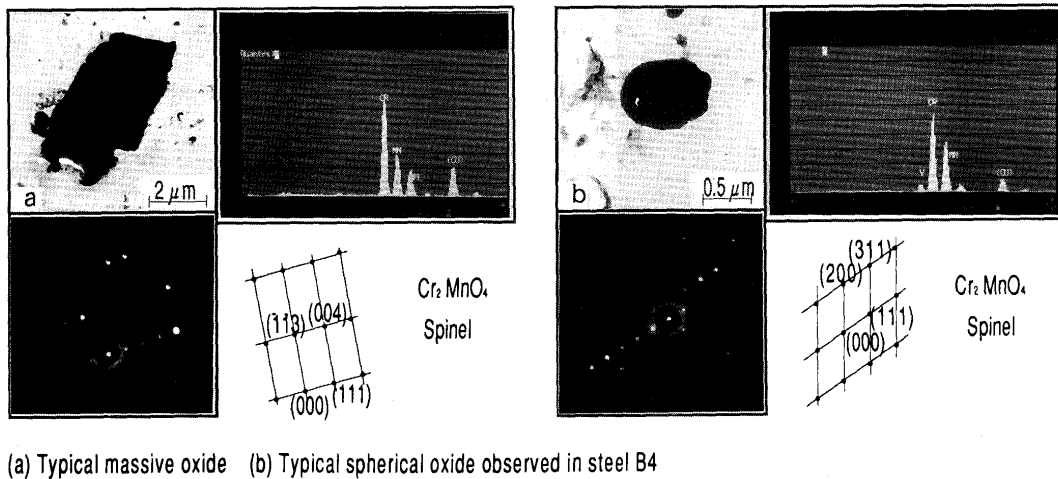


Fig. 7. Extraction replicas from surface oxide layer of the specimens carburized at 1173K for 288ks.

Table 4. Missing parameters in calculating free energy of austenite.

parameter	i(-j)													
L_{ij}^{Va}	Si-P	Si-S	Si-Cr	Si-Mo	Si-V	Mn-P	Mn-Mo	Mn-V	P-S	P-Cr	P-V	P-Nb	P-Ti	
	S-Ni	S-Cr	S-Mo	S-V	S-Nb	S-Ti	Ni-V	Cr-Mo	Mo-V	Mo-Nb	Mo-Ti	V-Nb	V-Ti	
L_{ij}^C	Fe-P	Si-P	Si-S	Si-Ni	Si-Cr	Si-Mo	Si-V	Mn-P	Mn-S	Mn-Ni	Mn-Cr	Mn-Mo	Mn-V	
	P-S	P-Ni	P-Cr	P-Mo	P-V	P-Nb	P-Ti	S-Ni	S-Cr	S-Mo	S-V	S-Nb	S-Ti	
	Ni-Mo	Ni-V	Cr-Mo	Mo-Nb	Mo-Ti	V-Nb	V-Ti							
L_{cva}^I	P													

Va : Vacancy

わらず, Fig. 2で計算値と実測値が良い相関を示すのは, 対象とした鋼が低合金鋼で, Fe量に比べ合金成分量が少ないので, 過剰自由エネルギーへの合金成分間の相互作用の寄与が小さくなったためと考えられる。通常行なわれる低合金鋼の γ 単相域での浸炭では, 希薄溶体近似によりC以外の合金成分間の相互作用を無視しても, 平衡炭素量の近似は十分可能である。

5・2 平衡C量に及ぼす雰囲気中のOポテンシャルの影響

5・2・1 TCによる平衡炭素量の計算

長時間浸炭した場合, Fig. 3に示したように3章の計算方法では正確な近似が出来ない。

そこで, ガス浸炭雰囲気中のOポテンシャルを考慮して, TCにより, 再度, 計算を行なった。データベースとしては3章で使用したSGTE Solution Databaseのほか, SGTE Substance Database⁹⁾, KTH Oxide Systems with Liquidsを使用した。また, 計算での系の定義は, 3章での系に, 成分としてはOを, 相としてはSiO₂(クリストバライト)¹²⁾, M₃O₄(スピネル型), FeO(ウスタイト)をそれぞれ追加した。なお, M₃O₄相については, Cr₂MnO₄相に関するパラメータがデータベースにないため, 金属成分のFe, Mn, Crが理想状態で混合されるように設定し, $L_{Fe\ Mn}^O = L_{Mn\ Cr}^O = L_{Cr\ Fe}^O = 0$ とした。

長時間浸炭である条件BのC活量で, O活量を変化させた場合のAl鋼の平衡C量および γ 中のSi, Mn, Cr量の変化をFig. 8に示す。なお, O活量の標準状態は101325Paの純酸素とした。O活量の上昇に伴って, まず, SiO₂が生成し γ 中のSi量が低下する。この結果, Cの活量係数は低下し, 平衡炭素量が上昇する。更にO活量が増加すると, M₃O₄が生成して γ 中のCr量が低下する結果, Cの活量係数が上昇し, 平衡炭素量は逆に低下する。

一方, 条件Bの浸炭雰囲気では, 露点が-5.7°Cであることと, キャリアガスがブタン変性であることを考慮し, 更に, 水性ガス反応とBoudouard反応が平衡状態にあるものと仮定する²¹⁾と, 雰囲気中のO活量は約10⁻¹⁰(酸素分圧: 約10⁻¹⁵Pa)と見積もることが出来る。Fig. 8でのAl鋼の計算結果では, O活量が約10⁻¹⁰であるときSiO₂, M₃O₄はともに安定に存在することから, これらの結果はFig. 4~7に示した粒界酸化現象を定性的に説明することが出来る。なお, Fig. 8の計算結果ではM₃O₄はMnをほとんど含有しないが, 実際にはFig. 7に示すようにCr, Mn量の比が約2:1の化合物である。計算においては, パラメータの不足から, M₃O₄をFe₃O₄, Mn₃O₄, およびCr₃O₄から成る理想溶体と仮定することにより, Fe, Mn, Crの混合によるエントロピーの増大を考慮したが, 実際にはこのエントロピー増大の他Cr, Mnの組成比が2:1での局所的なエンタルピーの低下が考えられる。

次にAl鋼に加え, Si, Cr量が異なるB2, B3鋼の浸炭条件Bでの平衡C量の計算結果をTable 5に示す。雰囲気中のOポ

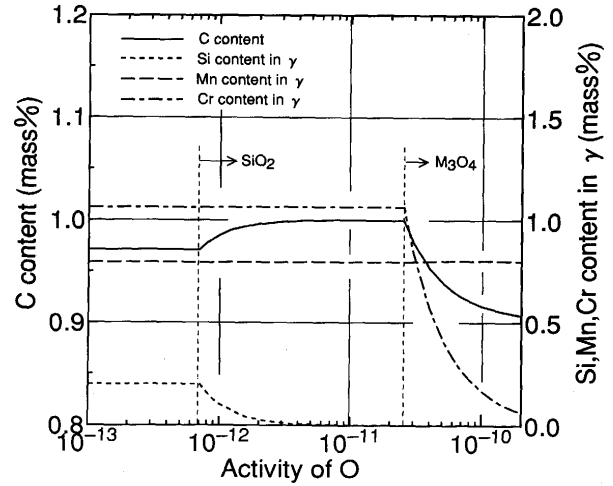


Fig. 8. Effects of O activity on equilibria of Steel Al under the atmosphere of condition B.

テンシャルを考慮した場合としない場合とで計算値を比較すると, 平衡C量はOポテンシャルの影響でAl鋼およびB3鋼では低下し, B2鋼では逆に上昇する。これは, SiO₂, M₃O₄が生成した際のCの活量係数の変化量が鋼中のSi量, Cr量によって異なるためである。希薄溶体の範囲であるなら, Cの活量係数の変化は合金元素(M)の固溶量の低下量とCとの相互作用パラメータ(W_{MC})¹⁵⁾の積により決まる。ただし,

$$W_{MC} = ({}^\circ G_{MaC} - a^\circ G_M + L_{CV}^M) / c - ({}^\circ G_{FeaC} - a^\circ G_{Fe} + L_{CV}^{Fe}) / c + (L_{FeM}^C - L_{FeM}^V) / c \dots\dots\dots (2)$$

ここで,

${}^\circ G_M, {}^\circ G_{Fe}$: M, Feの純粋状態での1モルの自由エネルギー

Table 5中にはオーステナイト中のSi, Crの固溶量の計算値も示したが, いずれの鋼もSi, Crは添加量にかかわらずそのほとんどが酸化される。また, 条件Bにおける浸炭温度でのW_{SiC}, W_{CrC}はそれぞれ110, -120kJ/mol程度であり, 仮にCr, Si量の低下が同等であるなら, 各々の活量係数の変化は相殺される。従って, Al鋼およびB3鋼の場合, Si量がCr量に比べ少ないため, 固溶Crの低下によるCの活量係数上昇の寄与が大きく, C濃度が低下する。また, B2鋼につい

Table 5. Effects of oxygen potential on equilibria under the carburizing condition of B. (mass%)

Steel	Calculated					Experimental
	a _o = 0		a _o = 10 ⁻¹⁰			
	C content	C content	Si, Mn, Cr content in γ			
		Si	Mn	Cr		
A1	0.971	0.916	1.21 × 10 ⁻⁵	0.803	0.165	0.94
B2	0.817	0.905	1.21 × 10 ⁻⁵	0.806	0.165	0.83
B3	1.06	0.910	1.21 × 10 ⁻⁵	0.836	0.164	0.97

a_o: activity of oxygen with respect to pure oxygen gas at 101325 Pa pressure.

てはその逆の作用が考えられる。

一方、平衡C量の実測値はO活量を考慮した場合としない場合での計算値の中間に位置し、O活量を考慮した計算値とは必ずしも一致しないが、傾向としてはO活量の影響が認められる。また、Table 3に示すように試験片中心部のSi, Cr量が低下していることからこの傾向は明かである。計算値との不一致は恐らく酸化物の生成に極めて長時間を要するため、288ksの浸炭においても未だ非平衡の状態にあるからと考えられる。このようにガス浸炭での平衡炭素量は厳密には雰囲気中のOポテンシャルにも影響される。

5.2.2 合金元素の影響

OポテンシャルによるC活量係数の変化は合金元素(M)の固溶量の低下量とCとの相互作用パラメータ(W_{MC})の積により決まり、合金元素の固溶量の低下は雰囲気中での酸化物としての安定度に依存する。従って、平衡C量に及ぼすOポテンシャルの影響を大きくする元素は、酸化物として安定でかつCの活量係数に大きな影響を与える元素と考えられる。このような元素はSi, Cr, Vである。ところで、Fig. 7に示すようにMnも酸化されるが、Mnの場合、 W_{MnC} の絶対値が小さい($W_{MnC} = -42.1 \text{ kJ/mol}$)¹⁵⁾ので、Cの活量係数への影響は比較的小さいと考えられる。Ni, Moは酸化物として安定ではないので影響はほとんどない。これらの合金元素の影響はFig. 3の結果からも明かである。

浸炭条件BでのOポテンシャルを考慮しない計算では、B3鋼で M_7C_3 の生成が予測された。B3鋼でのOポテンシャルによる平衡C量の低下には、単なるCの活量係数の上昇のみならず、炭化物生成の抑制効果も含まれると考えられる。

5.2.3 浸炭処理時間の影響

Oポテンシャルの影響は浸炭条件A (108ks)ではほとんどなく、浸炭条件B (288ks)では顕著になることから、浸炭処理時間の増大とともに大きくなると言える。これは、粒界酸化層の成長が関与しており、その過程では合金成分の固溶量の低下による新たな脱炭、浸炭が考えられる。一般に行なわれている数時間のガス浸炭についてはこの過程はほとんど無視出来ると考えられるが、合金元素の欠乏部である粒界酸化層近傍¹⁶⁾では、無視出来ないと推定される。

6. 結言

ガス浸炭処理での平衡炭素量に及ぼす合金元素の影響を

系統的に調査した結果、以下のことが判明した。

(1) 低合金鋼の範囲であるなら、Cを除く合金成分間の相互作用を無視しても、平衡炭素量の近似は十分可能である。すなわち、希薄溶体での近似が可能である。

(2) ガス浸炭雰囲気では鋼の極表層部に粒界酸化層が生成するが、長時間浸炭により粒界酸化層が発達すると、オーステナイト中の合金成分の固溶量が低下してCの活量係数が変化する結果、平衡炭素量も変化する。すなわち、ガス浸炭処理での平衡炭素量は厳密には雰囲気中の酸素ポテンシャルにも影響される。

(3) このような平衡炭素量に及ぼす酸素ポテンシャルの影響を大きくする元素は、酸化物として安定でかつCの活量係数に大きな影響を与えるSi, Cr, Vである。

(4) 酸素ポテンシャルの影響は長時間の浸炭で顕著になるが、短時間の浸炭でも粒界酸化層近傍では無視出来ないと推測される。

文 献

- 1) 例えば、岡本康治、富永昌武、苧野兵衛、西山幸夫：日本金属学会誌, **46** (1982), p.827
- 2) Metals Handbook, Vol.2, (1964), p.113 [American Society for Metal]
- 3) R.Collin, S. Gunnarson and D.Thulin : J.Iron Steel Inst., **210** (1972), p.785
- 4) F.J.Harvey : Met. Trans., **9A** (1978), p.1507
- 5) M.L.Schmidt : Carburizing Processing and Performance, ed. by G.Krauss, (1989), p.83 [ASM International]
- 6) B.Sundman, B.Jansson and J.-O. Andersson : CALPHAD, **9** (1985), p.153
- 7) 内藤武志：浸炭焼入れの実際, (1979), p.26 [日刊工業新聞社]
- 8) M.Hillert : Hardenability concepts with Applications to steels, ed. by D.V.Doane *et al.*, (1992), p.5 [UMI]
- 9) I.Ansara and B.Sundman : Computer Handling and Dissemination of Data, ed. by P.S.Glaeser, (1987), p.154 [North Holland]
- 10) 長谷部光弘, 村上信義, 小林俊雄：極低炭素鋼板の金属学, (1993), p.3 [日本鉄鋼協会]
- 11) R.Chatterjee-Fischer : Met. Trans., **9A** (1978), p.1553
- 12) 板井義和, 田辺龍彦, 鈴木 正, 吉田平太郎：鉄と鋼, **71** (1985), p.1382
- 13) 改訂 2 版金属データブック (日本金属学会編), (1984), p.57
- 14) 内藤武志：浸炭焼入れの実際, (1979), p.12 [日刊工業新聞社]
- 15) T.Nishizawa, K.Ishida, H.Ohtani, C.Kami and M.Suwa : Scand. J.Metallurgy, **20** (1991), p.62
- 16) T.Ohno, M.Fujita, K.Nishida, T.Ikeda and F.Nakasato : SAE Technical Paper Series, 820124 (1982)