

# 浸炭鋼の残留オーステナイト量に及ぼす 合金元素と炭素ポテンシャルの影響

村井 暢宏\*・津村 輝隆\*<sup>2</sup>

Effects of Alloying Elements and Carbon Potential on the Amount of  
Retained Austenite of Carburized Steel

Nobuhiro MURAI and Terutaka TSUMURA

**Synopsis :** The effects of alloying elements and carbon potential on the amount of retained austenite in carburized steels were investigated. First, the Ms temperature of high carbon steels was measured by means of a dilatometer. In high carbon region, the contribution of carbon content to Ms temperature became smaller than that of medium carbon steels, while the contribution of Mn, Cr and Mo which are substitutional elements became larger.

Next, 1.0mm thick specimens were gas-carburized at 1203K for 108ks to reach equilibrium, quenched into oil and tempered at 443K for 7.2ks. The equilibrium carbon content, which increased with increasing Mn, Cr and Mo content but decreased with increasing Si and Ni content, could be calculated from carbon potential in atmosphere and interaction parameters of carbon on these alloying elements. The amount of retained austenite could be calculated from the Ms temperature of high carbon steel as a function of the equilibrium carbon content, and a parameter which should be determined by quenching and tempering condition.

These results indicate that it is important for calculation of retained austenite content of carburized steels to take into account the change in contribution of alloying element to Ms temperature in high carbon region and the change in equilibrium carbon content due to chemical composition of steel.

**Key words :** alloying element ; low alloy steel ; carburizing ; carbon potential ; phase transformation ; retained austenite ; Ms temperature ; interaction parameter.

## 1. 緒言

一般に浸炭鋼は、表面部のC量を0.8mass%程度にして焼入れされ、その後423~473Kの低温で焼もどしされる<sup>1)</sup>。このとき、焼入れて浸炭層に残留したオーステナイト(以後、残留オーステナイトという)はほとんど分解しないので<sup>1,2)</sup>、浸炭層には通常数%以上の残留オーステナイトが含まれる。こうした残留オーステナイトは浸炭鋼の特に疲労強度に功罪様々な影響を及ぼすため<sup>3,4)</sup>、用途に応じた制御が重要となる。

ところで、鋼の焼入れ後の残留オーステナイト量は、焼入れ時の最低到達温度と鋼のMs点とで整理されるが<sup>5)</sup>、これを浸炭層に適用する場合、Ms点の把握において以下のような問題がある。第一は、ガス浸炭処理では雰囲気との化学平衡が関与するので、表面C量が雰囲気の炭素ポテンシャルのほか鋼の化学組成にも影響されることである<sup>6,7)</sup>。Cは鋼のMs点を大きく低下させるので、この作用は無視できないと予測される。第二は、表面C量を特定できても、化学組成から算出できるMs点の式は、ほとんどが<sup>8)</sup>低、中炭素鋼を対

象にしているため、高炭素の浸炭層への拡張には検証が必要なことである。たとえば、Andrewsの式<sup>8)</sup>やSteven and Haynesの式<sup>9)</sup>は、C量の上限が<sup>10)</sup>0.6mass%程度であり、浸炭層には適用できない。

これまで浸炭層の残留オーステナイト量については、数多くの調査がなされているが<sup>10,11)</sup>、上記の問題を考慮し、合金元素の影響を系統的かつ定量的に調査した例はない。そこで本報では、まず高炭素鋼のMs点について合金元素の影響を調査し、つぎにガス浸炭雰囲気中の炭素ポテンシャルに平衡させた種々の低合金鋼について平衡C量と焼入れ後の残留オーステナイト量を調査した。そしてこれらの結果から、浸炭層の残留オーステナイト量に及ぼす合金元素の影響を平衡C量とMs点を考慮に入れて検討した。

## 2. 実験方法

### 2.1 供試鋼

供試鋼の化学成分をTable 1に示す。A1, B1, C1鋼は

平成9年12月18日受付 平成10年2月9日受理 (Received on Dec. 18, 1997; Accepted on Feb. 9, 1998)

\* 住友金属工業(株)総合技術研究所 (Corporate Research & Development Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 1-8 Fuso-cho Amagasaki 660-0891)

\* 2 住友金属工業(株)総合技術研究所(現:住金テクノエース(株)) (Corporate Research & Development Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., now SMI Techno Ace Inc.)

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

Steel	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Nb	Ti	solAl	N
A1	0.20	0.24	0.85	0.008	0.006	0.01	1.06	0.20	0.002	0.001	0.002	0.025	0.0102
B1	0.86	0.26	0.86	0.008	0.006	0.01	1.11	0.22	0.001	0.001	0.001	0.030	0.0114
C1	1.01	0.25	0.41	0.006	0.004	0.01	1.44	0.01	0.001	0.001	0.001	0.022	0.0044
D1	0.19	0.10	0.82	0.020	0.015	0.01	1.00	0.01	0.001	0.001	0.001	0.031	0.0109
D2	0.20	0.99	0.80	0.017	0.013	0.01	0.70	0.01	0.001	0.001	0.002	0.029	0.0092
D3	0.19	0.20	0.80	0.013	0.011	0.03	1.07	0.01	0.006	0.001	0.001	0.031	0.0096
D4	0.21	0.28	0.67	0.022	0.013	0.03	1.00	0.18	0.003	0.002	0.003	0.035	0.0077

Ms点を調査するためのベース鋼である。このほか、A1鋼に対しC量を0.41~1.01%に変化させた成分系、B1鋼に対しNi, Mo量をそれぞれ単独に1.94, 0.83%に変化させた成分系、C1鋼に対しC, Si, Mn, Cr, Mo量をそれぞれ単独に1.23, 1.46, 2.01, 2.43, 0.54%に変化させた成分系、同じくC1鋼に対しNi量を2.28, 5.34%に変化させた成分系も準備した。

D1, D2, D3, D4鋼は、平衡C量と残留オーステナイト量(以後、オーステナイト、フェライトはそれぞれ $\gamma$ ,  $\alpha$ と表示)を調査するための鋼である。ベース鋼のD1鋼に対しMn, Ni, Cr, Mo, V, Nb量をそれぞれ単独に0.31~0.51%, 1.54~2.96%, 0.01~1.53%, 0.38~0.80%, 0.107~0.220%, 0.010~0.029%に変化させた成分系も準備した。なお、D2鋼はD1鋼に対しSi, Cr量をそれぞれ0.99%, 0.70%に変化させた成分系で、D3, D4鋼はそれぞれJIS SCr420, SCM420に相当する鋼である。

2・2 Ms点の測定

熱間鍛造(1473K加熱, 1273K仕上げ)により直径20mmの素材を成形し、そのR/2部(Rは丸棒の半径)から直径3mmで長さ10mmの試験片を切り出した。なお、C量が0.8%以上の鋼については、粗大な初析セメンタイトの析出を抑制するため、鍛造後の冷却を強制風冷とした。

フォーモスタ熱膨張試験機を用いて、上記の試験片を真空中で高周波加熱した後、窒素ガス冷却(C量が0.6%以上の鋼)またはヘリウムガス冷却(C量が0.6%未満の鋼)によりMs点を測定した。加熱温度は、C量が0.8%未満の鋼では1223K, 0.8%以上の鋼では、セメンタイトを完全に固溶させるため1273Kとした。保持時間はいずれも600sとした。

2・3 C量と残留 $\gamma$ 量の測定

熱間圧延あるいは熱間鍛造した直径30~40mmの素材を焼ならしし、直径16~20mm, 厚さ1mmの板状試験片を切り出して、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を用い、キャリヤガスには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。浸炭温度を1203K, 保持時間を108ksとしたが、Fig. 1の炭素濃度分布の測定から、こうした条件で厚さ1mmの板状試験片を中心部まで均一に浸炭できることを確認した<sup>12)</sup>。雰囲気炭素ポテンシャル(以後、CP)は、純鉄を浸炭した際の平衡C量と定義し、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。浸炭後、403Kの油中に焼

Table 2. Condition of carburizing and quenching.

	Carburizing			Quenchant
	Temperature	Holding time	Carbon potential	
	(K)	(ks)	(mass%)	
A	1203	108	0.75	Oil(403K)
B	1203	108	1.16	Oil(403K)

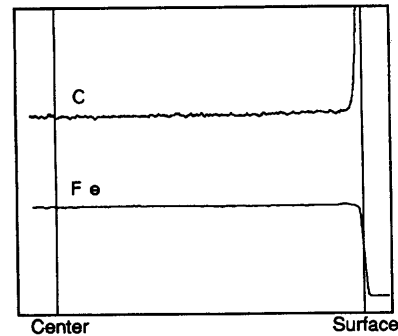


Fig. 1. Linear analysis of carbon by EPMA. 1.0mm thick specimen was carburized at 1203K for 108ks and quenched(Steel D3).

入れ、443Kで、7.2ksの低温焼もどしを行なった。

つぎに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C量を測定した。また、ガス浸炭した試料表面には粒界酸化層が生成している<sup>12)</sup>、残留 $\gamma$ 測定用の試料は表面を機械研磨と化学研磨で200 $\mu$ m取り除いた。この後、X線回折を行ない、 $\alpha$ (211)と $\gamma$ (220)の積分強度から残留 $\gamma$ 量を算出した。

3. 実験結果

3・1 高炭素鋼のMs点に及ぼす合金元素の影響

鋼のMs点は化学成分に大きく影響されるため、成分との回帰式が数多く提唱されている。Kungらの調査<sup>13)</sup>によれば、こうした式のうち、低合金の範囲ではAndrewsの式<sup>8)</sup>にCo, Siの項を追加した(1)式(以後、単にAndrewsの式という)が実測値との相関が良いとされている。

$$Ms(K) = 812 - 423C - 30.4Mn - 17.7Ni - 12.1Cr - 7.5Mo + (10Co - 7.5Si) \dots \dots \dots (1)$$

Fig. 2にMs点に及ぼすC量の影響を示す。図中には(1)式から算出される計算値も示した。C量が約0.2~0.6%までは、実測値はAndrewsの計算値とほぼ一致したが、それを越えた範囲になると、実測値は計算値から次第に離れ、C量が1.0%では50~100K高めとなった。

そこで、高炭素域を対象にして成分で多重回帰分析を行った結果、Ms点は(2)式で表すことができた。

$$Ms(K) = 667 - 195C - 44.9Mn - 19.6Ni - 21.4Cr - 20.7Mo \dots\dots\dots (2)$$

なお成分範囲はmass%で、  
 $0.83 \leq C \leq 1.23$ ,  $0.24 \leq Si \leq 1.46$ ,  $0.40 \leq Mn \leq 2.01$ ,

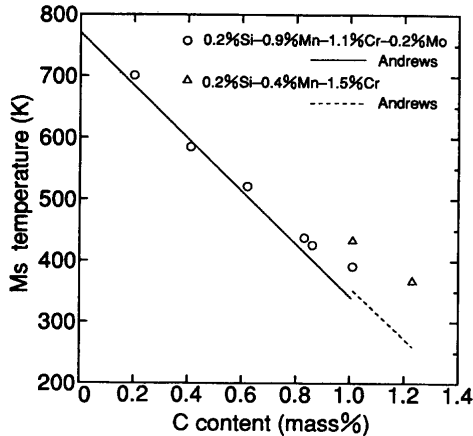


Fig. 2. Deviation of Ms temperature from Andrews' linear equation ( $Ms = 812 - 423C - 30.4Mn - 17.7Ni - 12.1Cr - 7.5Mo + (10Co - 7.5Si)$ ) in high carbon region.

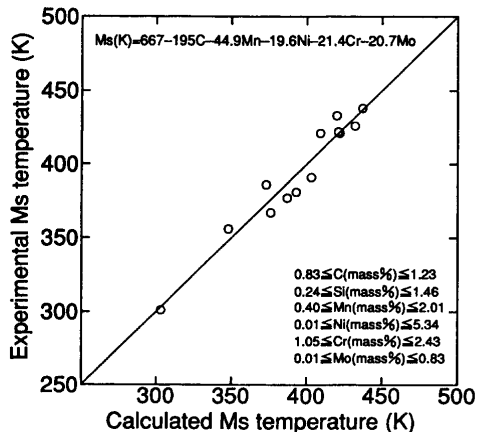


Fig. 3. Comparison of experimental Ms temperature and Ms temperature calculated by empirical equation for high carbon steel.

$0.005 \leq P \leq 0.011$ ,  $0.003 \leq S \leq 0.006$ ,  $0.01 \leq Ni \leq 5.34$ ,  $1.05 \leq Cr \leq 2.43$ ,  $0.01 \leq Mo \leq 0.83$ である。

実測値と(2)式による計算値の関係をFig. 3に示す。実測値と計算値は±13K以内の誤差であった。

3・2 C量と残留γ量に及ぼす合金元素の影響

Fig. 4に代表的な鋼の浸炭焼入れ、焼もどし後の光学顕微鏡組織を示す。CPの上昇すなわちC量の増加により残留γ量は顕著に増加した。一方、Cr, Mo添加鋼で例示するように一部の鋼(この他にはV, Nb添加鋼)では過共析セメンタイトも生成した。また、抽出レプリカ法による透過電子顕微鏡観察により、V, Nb添加鋼ではV, Nbの添加量やCPにかかわらず、V, Nbの炭窒化物も確認された。

Fig. 5には、こうした析出物の有無も示し、C量と残留γ量に及ぼす各合金元素の影響をCPごとにまとめた。なお、セメンタイトが多量に生成した1.53%Cr鋼の残留γ量については、α(211)のX線回折ピークにセメンタイト(332)の回折ピークの重なりが明瞭に認められたので、参考データにとどめた。セメンタイトや炭窒化物が生成したその他の鋼の残留γ量については、ピークの重なりがほとんど認められなかったため、有効とみなした。

まず、セメンタイトの生成と対応し、いずれの鋼もC量が増加し残留γ量が減少した。また、炭窒化物の生成は、セメンタイトの生成しない浸炭条件Aで見る限り、C量、残留γ量にほとんど影響しなかった。

つぎに、セメンタイトや炭窒化物が生成しない場合に着目すると、C量はCPのほか合金元素に影響された。すなわち、γ中のCの活量係数を低下させるMn, Cr, Mo<sup>14)</sup>はC量を上昇させ、Cの活量係数を上昇させるSi, Ni<sup>14)</sup>はC量を低下させた。残留γ量は、Siを除く合金元素(Mn, Ni, Cr, Mo)の添加でも増加したが、CPの影響からわかるようにC量の増加で最も顕著に増加した。残留γ量へのこうしたCの寄与は、浸炭層の残留γ量に対しCの活量係数に起因したC量の変動を無視できないことを示しており、Si添加による残留γ量の低下はまさにこれを示すものといえる。同様にその他の合金元素についても、残留γ量の増加にはこの影響が重



(a) 1.00%Cr(D1), CP=0.75% (b) 1.53%Cr, CP=0.75% (c) 0.99%Cr-0.80%Mo, CP=0.75%  
 (d) 1.00%Cr(D1), CP=1.16% (e) 1.53%Cr, CP=1.16% (f) 0.99%Cr-0.80%Mo, CP=1.16%

Fig. 4. Optical microstructure of various steels carburized at 1203K for 108ks and low-temperature-tempered.

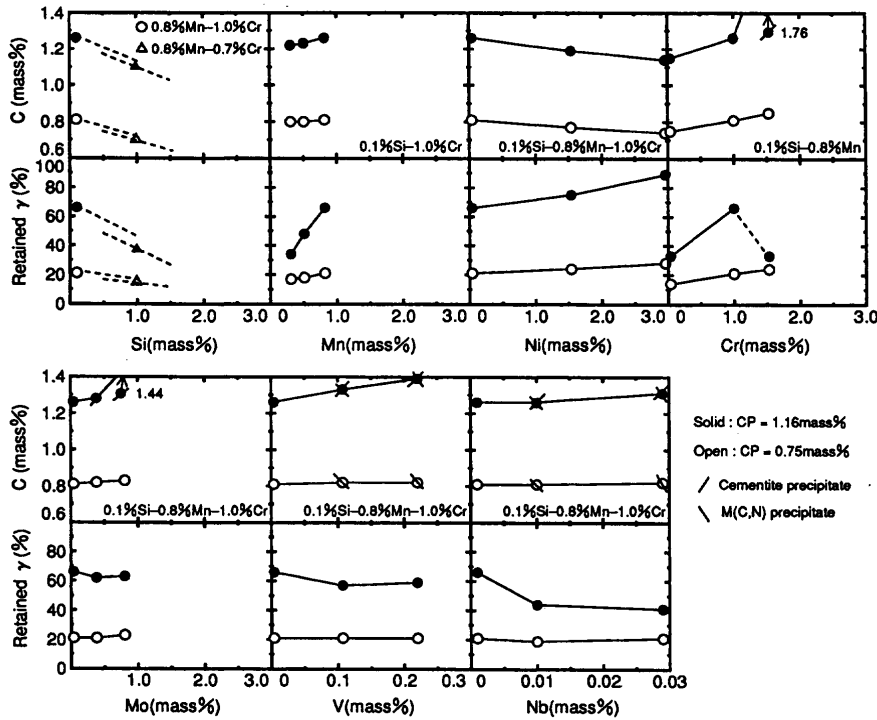


Fig. 5. Effects of alloying elements on carbon content and the amount of retained austenite in 1mm thick specimens carburized at 1203K for 108ks and low-temperature-tempered.

畳していると解釈すべきである。

#### 4. 考察

##### 4.1 高炭素域のMs点に及ぼす合金元素の影響

高炭素域を対象にした(2)式は、Andrewsの式((1)式)と比較すると、Cの寄与が小さくなり、Mn, Cr, Moの寄与が大きくなった。Cについては、Fe-C 2元合金を用いMs点への影響が数多く調査されている。Fig. 6に今井らの結果と彼らの示した従来データの上下限值<sup>15,16)</sup>を示し、Andrewsならびに本報で得られた回帰式と比較した。なお、回帰式はC以外の合金元素の量を0としFe-C 2元系に外挿させてある。Fe-C 2元合金の結果ではMs点はC量に対し単調減少で下に凸の曲線となっているが、回帰式はいずれもその適用C量の範囲内においてこの曲線の勾配とほぼ一致している。高炭素域においてMs点へのCの寄与が小さくなるのはこのようなFe-C 2元合金の結果とも一致し、Cの係数自体もほぼ妥当な値と思われる。また、いずれの回帰式においてもFe-C 2元系合金の上下限内に入ることから回帰式の切片についても妥当な値と考えられる。

Fig. 2からも明らかなように高炭素域ではMs点が400~300Kにまで低下するが、こうした変態温度域の低下は過冷γの安定度を変化させる<sup>17,18)</sup>。すなわち、γの安定度の尺度となる各元素のα/γ安定化パラメータ( $\Delta G_x^{\alpha/\gamma} = RT \ln X_x^{\alpha} / X_x^{\gamma}$  (R: 気体常数, T: 温度,  $X_x^{\alpha}$ ,  $X_x^{\gamma}$ : 温度Tで平衡するα, γ中の合金元素Xの濃度)で表され、この値が負になるほどγ安定化の作用が強くなる。)は、αの磁気変態の寄与によ

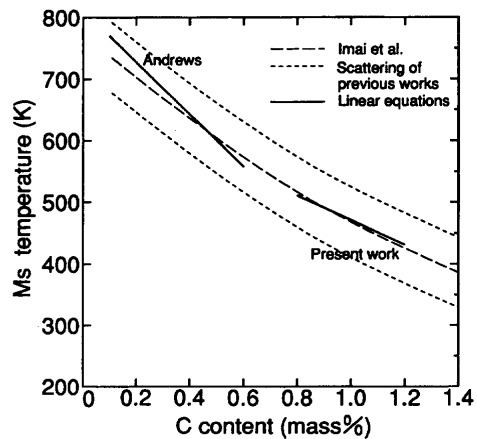


Fig. 6. Comparison of experimental Ms temperature of Fe-C binary alloy and Ms temperature calculated by linear equations.

りキュリー点以下で大きく変化することが知られている<sup>17)</sup>。Mn, Cr, Moの場合、低温になるほど上記パラメータは負側に大きく変化する<sup>17)</sup>ので、低温でよりγを安定化させた結果、Ms点への寄与が大きくなったとも考えられる。ただし、こうしたMn, Cr, Moのα/γ安定化パラメータの温度依存性はCが固溶していない場合のものであるので、高炭素域においても同様に成立するか否かは今後検証が必要である。なお、高炭素域でCrの寄与が大きくなることは、Bassettらによっても軸受鋼ベースで確認されており、本報で得られた傾向と一致している<sup>19)</sup>。

##### 4.2 残留γ量に及ぼすセメンタイトの生成とMs点の影響

Fig. 5に示すとおり、過共析セメンタイトの生成により残留γ量は減少した。これはFig. 4のMo添加鋼のセメンタイト周辺部でマルテンサイト変態が優先的に起こっているこ

ともに対応する。セメンタイトが生成していた鋼については、 $\gamma$ 、セメンタイト 2 相(炭窒化物も生成していた鋼については 3 相)を想定し平衡値を計算(Thermo-Calc<sup>20)</sup>により SGTE Solution Database<sup>21)</sup>を使用し計算)した結果、いずれの鋼も実際に析出したセメンタイトは計算値に比べかなり少ないことが判明した。つまり、 $\gamma$ -セメンタイト間の平衡、すなわちセメンタイトの成長や合金元素の分配が浸炭中十分に進行しなかったことが示唆された。セメンタイト析出による残留 $\gamma$ 量の減少についてはこうした非平衡状態が寄与していると思われ、具体的にはCを含む合金元素のセメンタイト周辺での欠乏が考えられる。

つぎに、セメンタイトや炭窒化物が生成しなかった鋼を対象にし、高炭素域でのMs点の式((2)式)を利用して浸炭処理した鋼のC量の実測値からMs点を算出し、残留 $\gamma$ 量の実測値との関連を検討した。なお、C量については、 $\gamma$ 単相域での浸炭ではほぼ平衡値に達していることをすでに確認している<sup>12)</sup>ので、以後C量は平衡C量と記す。Fig. 7にその結果を示す。残留 $\gamma$ 量は、(3)式に示したKoistinenらの式<sup>9)</sup>で表された。

$$V = 100 \cdot \exp(-0.011(M_s - T_q)) \dots\dots\dots (3)$$

V: 残留 $\gamma$ 量 (vol%)

T<sub>q</sub>: 焼入れ時の最低到達温度

このとき最低到達温度T<sub>q</sub>は室温近傍(305K)と換算され、焼入油の温度(403K)よりもかなり低い値となった。この原因としては、焼入れ後の室温までの冷却過程あるいは冷却後の低温(443K)焼もどし過程での残留 $\gamma$ の変態が考えられる。しかし、一般には473K未満の低温焼もどしでは残留 $\gamma$ はほとんど変態しないことから<sup>12)</sup>、焼入れ後の室温までの冷却過程での変態が主因と考えられる。ただし、この場合でも残留 $\gamma$ は、焼入れての冷却速度や焼入剤中での保持時間により室温までの冷却過程での変態量が異なると思われる

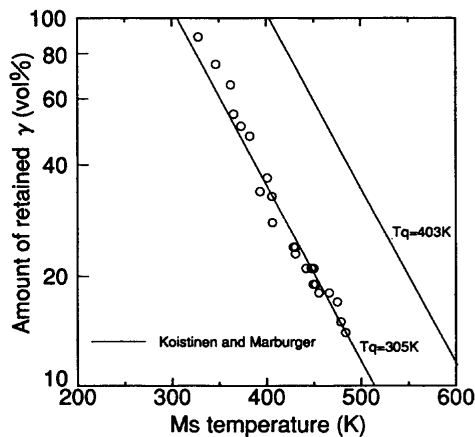


Fig. 7. Deviation of the amount of retained austenite from empirical equation ( $V = 100 \cdot \exp(-0.011(M_s - T_q))$ ) proposed by Koistinen and Marburger.

し<sup>22)</sup>、厳密には、低温焼もどしにおいてもわずかに変態している可能性もある<sup>23)</sup>。したがって、(3)式中の最低到達温度については、必ずしも実地で想定される値とはならない可能性がある。最低到達温度についてはフィッティングパラメータとしての取り扱いが妥当と思われ、実際の焼入れ条件と焼もどし条件ごとに定数として設定されるべきと思われる。

4.3 平衡C量とMs点を考慮した残留 $\gamma$ 量の定量化

4.2節ではMs点と残留 $\gamma$ 量との関係が明らかになったので、ここではまずMs点の計算に不可欠な平衡C量を定式化することを検討した。低合金鋼の範囲であるなら、ガス浸炭での平衡C量は希薄溶体近似により算出できる<sup>12)</sup>。この場合、多元系 $\gamma$ の黒鉛基準のC活量は次のように表される<sup>24)</sup>。

$$\ln a_c = \ln f_c^0 + \ln X_c + \epsilon^c \cdot X_c + \sum \epsilon^i \cdot Y_i \dots\dots\dots (4)$$

ここで

$$f_c^0 = \lim_{X_c \rightarrow 1} f_c$$

$$Y_i = X_i / (X_{Fe} + \sum X_i)$$

a<sub>c</sub>:  $\gamma$ 中の黒鉛基準のC活量

f<sub>c</sub>: Cの活量係数(=a<sub>c</sub>/X<sub>c</sub>)

X<sub>c</sub>: 浸炭後のCのモル分率

X<sub>Fe</sub>: Feのモル分率

X<sub>i</sub>: 成分iのモル分率(i=Si, Mn, Ni, Cr, Mo)

$\epsilon^c$ : Cに対するCの相互作用母数

$\epsilon^i$ : Cに対する成分iの相互作用母数

(4)式のa<sub>c</sub>は雰囲気中のCP値によって求めることができる。すなわち、浸炭した純鉄のC量をCPと定義しているため、(4)式をFe-C 2 元系に適用し(X<sub>i</sub>=0)、さらにX<sub>c</sub>にCPを代入すると、

$$\ln a_c = \ln f_c^0 + \ln CP + \epsilon^c \cdot CP \dots\dots\dots (5)$$

CP: CP(モル分率)

となる。(5)式を(4)式に代入すると

$$\ln(X_c/CP) = \epsilon^c \cdot CP - \epsilon^c X_c - \sum \epsilon^i Y_i \dots\dots\dots (6)$$

となり、これをX<sub>c</sub>について解けば多元系での平衡C量を算出できるが、ここではさらに簡単にするためX<sub>c</sub>=CP+ $\Delta$ X<sub>c</sub>とし、(6)式の左辺を $\Delta$ X<sub>c</sub>/CPで近似した(展開により2次以上の項を省略)。この近似によりX<sub>c</sub>は次のように表される。

$$X_c = CP - (\sum \epsilon^i Y_i) / (1/CP + \epsilon^c) \dots\dots\dots (7)$$

計算ではTable 3の相互作用母数の式<sup>25,26)</sup>を用いた。実測値と計算値の関係をFig. 8に示す。なお、セメンタイトや炭窒化物が生成した鋼については割愛した。 $\gamma$ 域での浸炭においては、実測値は計算値と5%以内で一致しており、(7)式の適用により雰囲気中のCP値から平衡C量の推定が可能である。

Table 3. Interaction parameters of carbon on alloying element in austenite.

$\epsilon^C$	$8.6+1610/T$
$\epsilon^{Si}$	$4.8+7370/T$
$\epsilon^{Mn}$	$-5060/T$
$\epsilon^{Ni}$	$-4.1+11000/T$
$\epsilon^{Cr}$	$2.5-15000/T$
$\epsilon^{Mo}$	$7.5-23300/T$

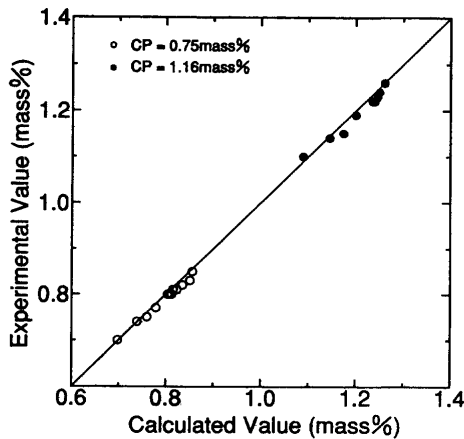


Fig. 8. Comparison of experimental equilibrium carbon content and equilibrium carbon content calculated by dilute solution model.

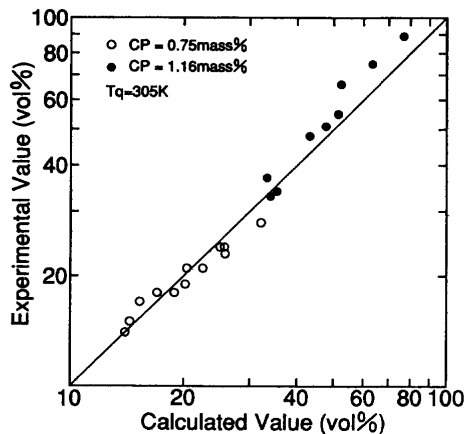


Fig. 9. Comparison of experimental amount of retained austenite and the amount of retained austenite calculated from chemical composition of steel, carbon potential in atmosphere and quench temperature.

こうした平衡C量の計算結果を用いて(2)式からMs点を算出し、さらに(3)式により残留 $\gamma$ 量を算出することが可能となる。その計算値と実測値の関係をFig. 9に示す。計算値は絶対量で最大10%程度の誤差はあるが、広い範囲にわたって実測値と一致することがわかる。すなわち、浸炭層の残留 $\gamma$ 量の把握には、鋼の組成によるC量の変動と、高炭素域特有のMs点とを考慮に入れる必要があり、これを定量化してはじめて鋼の組成と浸炭、焼入条件による残留 $\gamma$ 量の予測が可能となるといえる。なお、計算では焼入れでの最低到達温度を305Kとした。最低到達温度については4・2節で述べたとおり焼入条件や焼もどし条件により実際の値から

変動する可能性があるため、実地の条件ごとに定数として設定されるべきと思われる。

## 5. 結言

高炭素域でのMs点、ならびにガス浸炭雰囲気中の炭素ポテンシャルと平衡させた種々の低合金鋼のC量と残留オーステナイト量を調査した結果、以下のことが判明した。

(1) 高炭素域でのMs点は低中炭素域を対象にするAndrewsの式(Co, Siの項を追加)での計算値より高めとなった。多重回帰分析の結果、高炭素域ではMs点へのCの寄与が低下し、Mn, Cr, Moの寄与が大きくなった。

(2) C量は雰囲気中の炭素ポテンシャルのほか鋼の組成によっても変動し、希薄溶体近似により定量化できた。

(3) 高炭素域でのMs点の把握と希薄溶体近似によるC量の把握により、残留オーステナイト量はKoistinenらの提唱する焼入鋼に関する一般式でほぼ表すことができた。

(4) すなわち、浸炭鋼の残留オーステナイト量の把握には、高炭素域特有のMs点と鋼の組成によるC量の変動とを考慮に入れる必要がある。本報ではこれらの寄与を定量化したといえる。

## 文 献

- 1) G.Krauss: Adv. Mater. Process., (1995) 5, 40Y.
- 2) 飯島一昭: 熱処理, 17 (1977), 215.
- 3) G.Krauss: Adv. Mater. Process., (1995) 9, 42EE.
- 4) G.Krauss: Adv. Mater. Process., (1995) 7, 48U.
- 5) E.C.Bain and H.W.Paxton: Alloying Elements in Steel, ASM, Ohio, (1966), 42.
- 6) R.Collin, S.Gunnarson and D.Thulin: J.Iron Steel Inst., 210 (1972), 785.
- 7) F.J.Harvey: Metall.Trans.A, 9A (1978), 1507.
- 8) K.W.Andrews: J.Iron Steel Inst., 203 (1965), 721.
- 9) W.Steven and A.G.Haynes: J.Iron Steel Inst., 183 (1956), 349.
- 10) 金沢 孝: 熱処理, 32 (1992), 27.
- 11) 森田鴻司, 平田耕一, 出羽昭夫, 佐原康信: 熱処理, 22 (1982), 222.
- 12) 村井暢宏, 津村輝隆, 長谷部光弘: 鉄と鋼, 81 (1995), 203.
- 13) C.Y.Kung and J.J.Rayman: Metall.Trans.A, 13A (1982), 328.
- 14) 西沢泰二: 日本金属学会会報, 12 (1973), 401.
- 15) 土屋正行, 泉山昌夫, 今井勇之進: 日本金属学会誌, 29 (1965), 427.
- 16) 和田次康: 鉄と鋼, 54 (1968), 1058.
- 17) 石田清仁, 西沢泰二: 日本金属学会誌, 36 (1972), 270.
- 18) K.Ishida: J.Alloys and Compounds, 220 (1995), 126.
- 19) J.B.Bassett and E.S.Rowland: Trans. AIME, 180 (1949), 439.
- 20) B.Sundman, B.Jansson and J.-O.Andersson: Calphad, 9 (1985), 153.
- 21) I.Ansara and B.Sundman: Computer Handling and Dissemination of Data, ed.by P.S.Glaeser, Elsevier Science Publishers, North Holland, (1987), 154.
- 22) 津崎兼彰, 牧 正志: 熱処理, 32 (1992), 10.
- 23) 西山善次: マルテンサイト変態-応用編-, 丸善, 東京, (1974), 113.
- 24) D.R.Gaskell: Introduction to the Thermodynamics of Materials, 3rd ed., Taylor & Francis, Washington, (1995), 469.
- 25) T.Nishizawa, K.Ishida, H.Ohtani, C.Kami and M.Suwa: Scand. J.Metall., 20 (1991), 62.
- 26) 西沢泰二: 日本金属学会会報, 12 (1973), 321.