

## 冷間工具鋼の焼入焼戻硬さに及ぼす合金元素の影響

藤松 威史<sup>1\*</sup>・横井 大円<sup>1\*</sup>・辻井 信博<sup>2\*</sup>

Effects of Alloying Elements on Hardness of Quenched and Tempered Cold Work Tool Steel

Takeshi Fujimatsu, Daien Yokoi and Nobuhiro Tsujii

Synopsis: In some of recent cold forming processes such as roll forming and fine blanking, high hardness and wear resistance are required in cold work tool steels.

Hardness and wear resistance are affected by chemical compositions, e.g. C, Cr, Mo and V. Martensite start temperature ( $M_s$ ) strongly depends on chemical compositions of parent phase, austenite ( $\gamma$ ). In this study, effects of C, Cr, Mo and V alloying on hardness of quenched and tempered high carbon cold work tool steels were investigated and summary is as follows:

- The P value ( $P: -137.5C+10.5Cr-8.75Mo+77.5V$ ) which is a useful factor to explain variations of  $M_s$  temperature, amount of retained austenite ( $\gamma_R$ ) and hardness of quenched steel ( $H_Q$ ) is obtained.
- $M_s$  temperature increased linearly with the P value. Accordingly, amount of  $\gamma_R$  decreased.  $H_Q$  increased with the P value up to  $-50$  and showed the maximum at the point.
- In the P value between  $-40$  and  $-70$ , it was expected that C, Mo and V formed an optimum balance of solid solution with  $\gamma$  phase for acquisition of high  $H_T$  ( $H_T$ : the peak hardness of quenched and tempered steel). And high  $H_T$  will be obtained by low amount of  $\gamma_R$  and sufficient second hardening precipitates on a basis of Mo and V carbide.
- Steels with the P value near  $-50$  achieved High  $H_T$  over 64HRC under conventional austenitizing temperature (1323K) of general cold work tool steels.

Key words: high carbon cold work tool steel;  $M_s$  temperature; retained austenite; quenched and tempered hardness; second hardening precipitate;  $M_s$  calculation; equilibrium amount of alloying elements in  $\gamma$  phase.

## 1. 緒言

近年、塑性加工技術の進歩に伴うニアネットシェイプ化への対応、被加工材の高強度化により、ネジや自動車部品の製造などに用いる転造ダイスや冷間金型、ファインブランピングパンチといった用途において、従来の冷間工具鋼では硬度不足により対処できない事例が増えている。転造は被加工材に高い圧縮力を加えて塑性変形させる加工法であり、工具には極めて高い剛性が必要である。また、ファインブランピングではクリアランスの厳しい打ち抜きを行っており、成形精度を維持するためには耐摺動摩耗性に優れた工具が要求される。高い剛性と耐摩耗性を達成するには工具の硬さを高める必要があり、従来の代表的な冷間工具鋼SKD11では最高硬さ60HRC程度であるため、十分に要求に応えるものとはなっていない。一般に、高硬度が必要な用途にはSKH51等のハイス系やSKS3が用いられるが、ハイス系は高温焼入れ（1423K）が必要なために汎用性

の面で十分ではなく、SKS3は耐摩耗性が不十分なうえ、高温焼戻し時の2次硬化を示さず、通常673K以上で行われるPVDや窒化といった硬質表面処理に不適である。また、ハイス並みの硬度を有する冷間ダイス鋼が開発されているが、性能を十分に発揮させるためには、SKD11に比べてより高い焼入温度を設定する必要があり、汎用性に劣る。

上述のような諸問題を鑑みると、転造やファインブランピングに用いられる冷間工具鋼の開発キーワードとしてハイス並みの高硬度（64HRC）、硬質表面処理が適用可能なこと（高温焼戻しにおける2次硬化を示すこと）、汎用ダイス鋼と同等の熱処理条件（1303～1323K）で所望の硬さが得られること、が挙げられる。そこで、本研究では、汎用ダイス鋼と同等の焼入・焼戻条件で64HRCクラスの硬さが得られる高硬度冷間工具鋼の開発を目的として、合金成分設計の指針を得るために冷間工具鋼の焼入焼戻硬さに及ぼす合金元素の影響を検討した。

\*1 技術研究所 高合金鋼グループ

\*2 技術研究所 高合金鋼グループ、工博

## 2. Ms点及び $\gamma_R$ に及ぼす合金元素の影響

### 2.1 実験方法

冷間工具鋼の焼入焼戻硬さに影響を与える合金元素としてC, Cr, Mo, V (4因子) を取り上げ、重量%で0.90 ~ 1.10%C-5.00 ~ 7.50%Cr-3.00 ~ 5.00%Mo-0 ~ 0.50%Vの範囲で成分を設定した。その他の合金元素 (Mn, Si, Ni等) については全て一定とした。真空誘導溶解炉により100kgの実験鋼塊を溶製し、1348Kで直径30mmに鍛伸後、1143Kで焼鈍を実施した。試験片のオーステナイト化温度 (以下  $\gamma$  化温度) を汎用ダイス鋼並みの1303Kおよび1323Kの2水準とし、1.8ks保持後、空冷により焼入れし、焼入硬さ (以

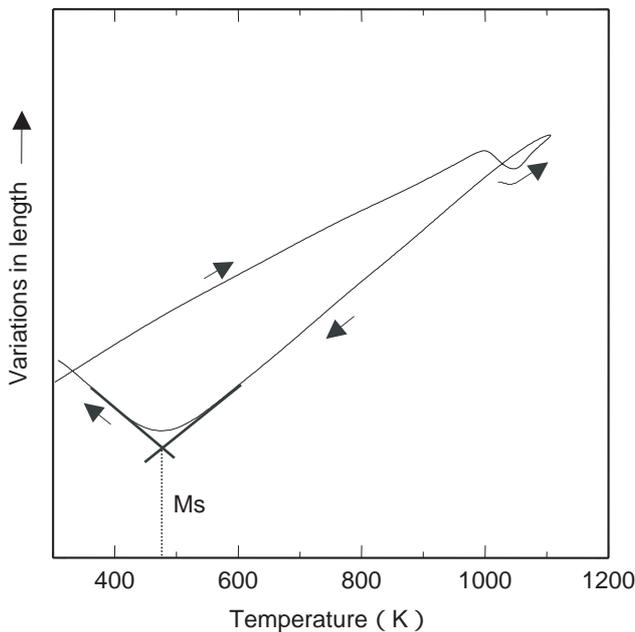


Fig. 1. Definition of Ms temperature in this study.

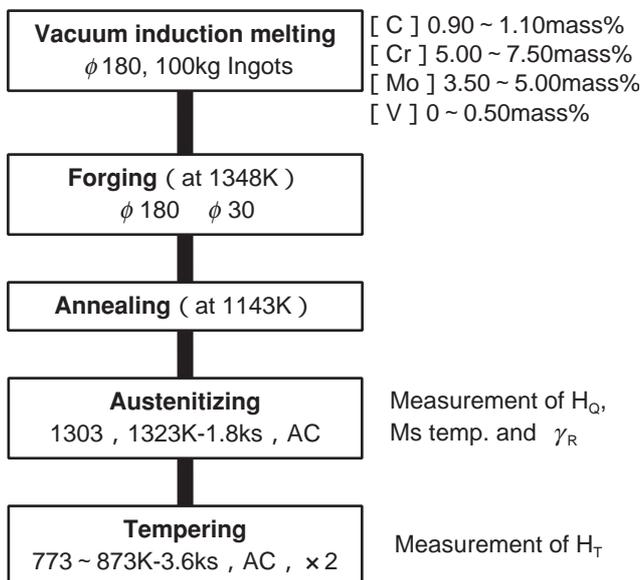


Fig. 2. Experimental procedure.

下,  $H_Q$ ), Ms点および  $\gamma_R$  を測定した。なお, Fig.1に示すように, 本報では冷却時の熱膨張曲線における変曲点の温度をMs点とした。さらに773 ~ 873Kで3.6ks保持後, 空冷の焼戻しを2回行い, 最高焼戻硬さ (以下,  $H_T$ ) を測定した。以上の供試材の製造工程および実験手順をFig.2に示す。

### 2.2 実験結果および考察

#### 2.2.1 Ms点に及ぼす合金元素の影響

高硬度の冷間工具鋼の成分設計においてはMs点と析出炭化物の制御が極めて重要な課題である。工具鋼に添加される代表的な合金元素としてC, Cr, Mo, Vが挙げられる。なかでもCはオーステナイト中に侵入型に固溶し, マルテンサイト変態時に過飽和固溶した状態で固着され, 結晶格子を歪ませることによって極めて高い硬さをもたらす必須の元素である。しかしながらC%が高いほど, Ms点が低下する傾向にあり<sup>1)</sup>, Cを多量に添加した鋼では残留オーステナイト量 (以下,  $\gamma_R$ ) の増加により, 焼入硬さの低下を招く。一方, Cr, Mo, Vなどの添加は主に炭化物形成による硬さ, 耐摩耗性の向上を目的に行われている。Crは凝固時に一次炭化物として晶出して耐摩耗性を向上させ, Mo, Vは高温焼戻し時に微細に析出して2次硬化に寄与する。低合金鋼の分野ではCr, MoはMs点降下元素として知られている。また, VについてはMs点降下元素として取り扱っている場合もあるが<sup>2)3)</sup>, 多くのMs点計算式<sup>4-6)</sup>では考慮されていない。Izumiyamaら<sup>7)</sup>は2元系の鉄基合金のMs点に及ぼす合金元素の影響を調査し, VはMs点上昇に効果があるとしている。ただし, 高C系の工具鋼のMs点の実測値は, 従来提案されている低合金鋼におけるMs点計算式<sup>2-6)</sup>と一致しないことが多い。これは, C, Cr, Mo, Vが基地に固溶するのみならず, 炭化物形成に消費されることにより, 基地への完全固溶を前提とした計算式との乖離が生じるためと考えられる。

本成分系において, 実験計画法に基づき, Ms点に及ぼす合金元素1重量%あたりの寄与を求めた。Fig.3に示すように, C, Moの添加はMs点の降下をもたらす, 特にCの影響が大きいことが分かった。これは, 上述した従来のMs点計算式におけるCの効果と矛盾しない。一方で, Cr, Vは本成分範囲においてはMs点を上昇させる効果が認められた。これはCr, Vが炭化物を形成して基地のCを消費するためと推測される。Fig.3に示した個々の合金元素1重量%あたりのMs点上昇度を加算し, Ms点に影響を及ぼすパラメータとしてP値 (式) を提案する。P値の式は従来の多くのMs点計算式と同様に各合金元素の効果が線形則に従うものと仮定した。

$$P \text{ value} = - 137.50C + 10.50Cr - 8.75Mo + 77.50V \quad (\text{mass}\%)$$

... (C, Cr, Mo, Vはレードル分析値)

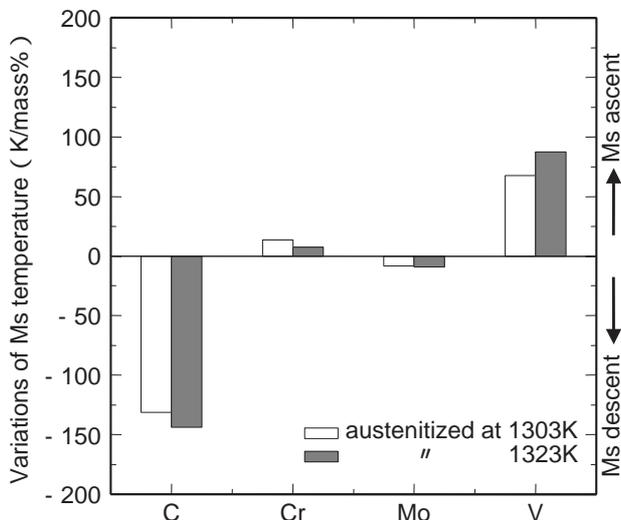


Fig. 3. Effect of alloying elements on variations of Ms temperature.

### 2・2・2 P値とMs点および $\gamma_R$ の関係

Fig.4に上述したP値を用いてMs点を整理した結果を示す。Fig.4から分かるように、P値とMs点は直線性の良い正の相関が得られた。最小自乗法により求めた回帰直線の式は式となった。

$$Ms (K) = 445.74 + 1.03P \quad (r^2 = 0.79) \quad \dots$$

さらにFig.4では、Ms点の上昇と相反して焼入状態での $\gamma_R$ が低下する傾向が明瞭に確認された。これはMs点上昇によって焼入時のマルテンサイト変態が容易となるためである。高温焼戻しにおける未分解 $\gamma_R$ は硬度低下の原因となるため、高硬度を得るには焼入時の $\gamma_R$ が少ないことが望ましい。

### 2・2・3 焼入焼戻硬さに及ぼすP値の効果

次に、P値を用いて $H_Q$ 、および $H_T$ を整理するとFig.5のよ

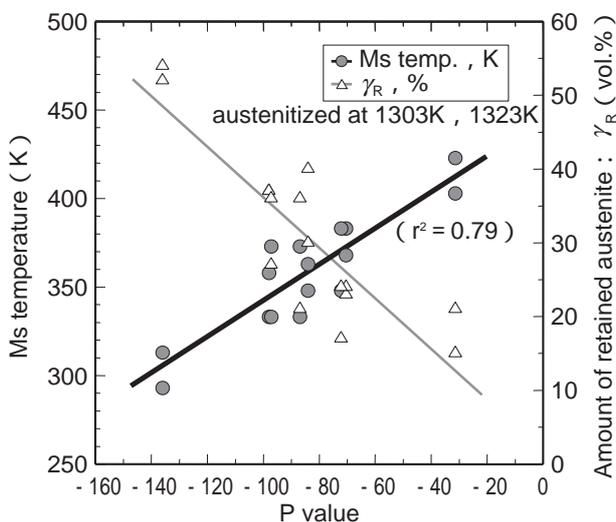


Fig. 4. Effect of alloying elements on Ms temperature and amount of retained austenite.

うになる。P値の増大により $\gamma_R$ が減少するため、 $H_Q$ は単調に増加すると予想したが、実際には $P = -50$ 前後で極大値を持つ傾向が見られた。CはP値に及ぼす寄与率が最も高いことから、高C域(P値小)では $\gamma_R$ 増大による $H_Q$ 低下、低C域(P値大)ではマルテンサイト中の固溶C量不足による $H_Q$ 低下が起こったものと推測される。一方、 $H_T$ とP値には明確な相関は見られなかった。ただし、本成分系では $H_Q > 63\text{HRC}$ の時に $H_T = 64\text{HRC}$ を示しており、 $H_Q = 64\text{HRC}$ となるP値( $P = -40 \sim -70$ )となるように成分設定することで、安定して $H_T = 64\text{HRC}$ 以上が得られると考えられる。

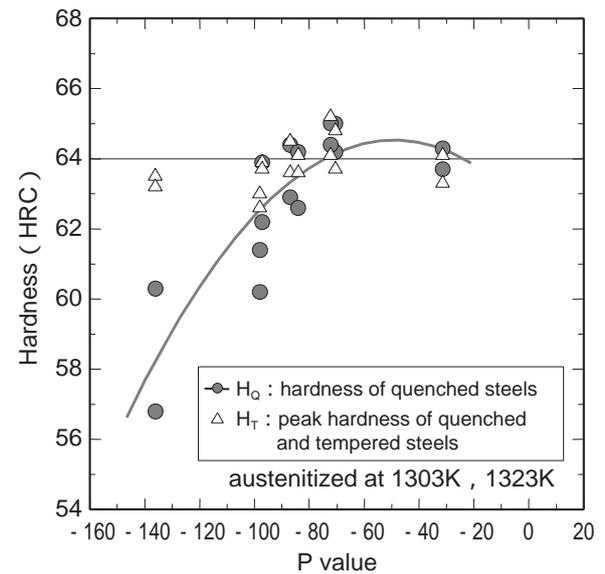


Fig. 5. Effect of alloying elements on hardness of quenched and tempered steels.

## 3. 焼入焼戻硬さに及ぼすP値の影響

### 3・1 実験方法

上述したように、Fig.5から、P値が $-40$ から $-70$ の範囲で成分を設定することにより64HRCクラスの高温焼戻硬さが得られると予想される。そこで、Fig.4において $H_Q$ がピークを示す $P = -50$ 付近となるように、重量%で0.90~1.10%C-5.00~8.00%Cr-3.00~5.00%Mo-0.40~0.90%Vの範囲で成分設定したH1~H4の4鋼種を試作した(Table 1)。

Table1. Chemical compositions and P value of steels.

Steel	P	(mass%)			
		C	Cr	Mo	V
H1	-44.3	0.97	7.97	3.10	0.42
H2	-51.0	0.86	5.97	3.02	0.40
H3	-47.2	1.04	6.05	3.48	0.81
H4	-48.7	1.02	6.05	4.24	0.84

供試材の製造工程はFig.2に準拠したが、 $\gamma$ 化温度については1303K、1313Kおよび1323Kの3水準とし、それぞれについて $H_Q$ 、 $H_T$ 、 $M_s$ 点および $\gamma_R$ を測定した。さらに焼入れ後の炭化物の析出状態を知るために、Table 2の電解抽出条件で残さを採取し、X線回折装置を用いて抽出炭化物の同定を行った。

Table2. Electrolytically extraction condition.

Electrolyte		89% : Methyl alcohol 10% : Acetyl acetone 1% : Tetramethyl ammonium chloride ( TMAC )
	potential	- 200mV ( Const. )
Electrolytic condition	current	200 ~ 300mA
	period	3.6ks
	atmosphere	Inert gas ( Ar )
Filter paper		0.2 $\mu$ m mesh
Net extracted residues weight		0.3g

### 3・2 実験結果および考察

#### 3・2・1 H1～H4鋼の硬さ、 $M_s$ 点および $\gamma_R$

H1～H4鋼の $H_Q$ 、 $H_T$ 、 $M_s$ 点および $\gamma_R$ をTable 3に示す。1303Kで $\gamma$ 化を行った場合、いずれも $H_T < 64$ HRCであったが、1323Kでは全ての鋼種で $H_T > 64$ HRC以上が得られた。 $M_s$ 点、 $\gamma_R$ および $H_Q$ はFig.4、Fig.5から予想される値とほぼ良い一致を示した。なお、1303Kで1.8ks保持後、焼入れを行った場合、H1、H2鋼は、H3、H4鋼に比べて $H_T$ が0.4～0.9ポイント低い。そして、焼入温度の上昇とともにH1、H2鋼とH3、H4鋼の $H_T$ の差が小さくなり、1323K-1.8ks焼入れでは全鋼種でほぼ同じ硬さが得られた。

#### 3・2・2 炭化物の挙動

上述したように、1303K焼入れにおいてH1、H2鋼とH3、H4鋼で $H_T$ に差が生じた原因について以下に考察する。Fig.6にH1～H4鋼の焼入材の抽出残さのX線回折結果を示した。H1鋼では1303K焼入れでは $M_{23}C_6$ の回折ピークが確認されるのに対して、より高温の1323K焼入れでは $M_{23}C_6$ の回折ピークは認められない。 $M_{23}C_6$ はCrを多く固溶した炭化物

であり、H1鋼では1323Kでの $\gamma$ 化時に $M_{23}C_6$ が十分に固溶したと考えられる。また、 $M_7C_3$ の回折ピーク ( $d = 0.205$ nm) と $M_6C$ の回折ピーク ( $d = 0.213$ nm) の強度に着目すると、H1、H2鋼では焼入温度の上昇により、 $M_6C$ のピーク強度が $M_7C_3$ に比べて相対的に低下していることが分かった。つまり、H1、H2鋼では高温の1323K焼入れにおいて、より多くの $M_6C$ がマトリックスに固溶したものと考えられる。 $M_6C$ はMoを主体とする炭化物であり、H1、H2鋼では後述するように1303KにおけるMoの固溶が不十分であったと考えられる。それに対してH3、H4鋼では、1303Kと1323Kで焼入れした場合の $M_6C$ と $M_7C_3$ のピーク強度比の変化は認められず、両条件下での $M_6C$ の固溶量の差は小さいと考えられる。Moは高温焼戻時に微細炭化物として析出することによって2次硬化をもたらす元素であり、1303KにおけるH1、H2鋼とH3、H4鋼の $H_T$ の差は、焼入時のMo固溶量の差に起因するのではないかと推測される。

さらにH3、H4鋼ではMCの存在が確認された。MCはVを主体とする炭化物であり、極めて硬く (2500～2800HV)、高温焼入れでも基地に固溶しにくい<sup>8)9)</sup>。Table 1に示したようにH3、H4鋼はV添加量が多く、マトリックス中に固溶しない過剰VがMC型一次炭化物を形成したものと考えられる。

## 4. P値の冶金学的考察

### 4・1 マトリックス中の合金元素固溶量の推定

P値は高C-Cr-Mo-V系の工具鋼の $M_s$ 点と良好な相関があり、 $M_s$ 点、 $\gamma_R$ 、および $H_Q$ の設計指針として有効なパラメータである。さらに、焼入状態においてマトリックスに含まれる合金元素量の調査を行い、P値との相関について検証を行った。H1～H4鋼の焼入材の抽出残さのICP分析を行い、式によりマトリックス中の合金元素量を算出した。

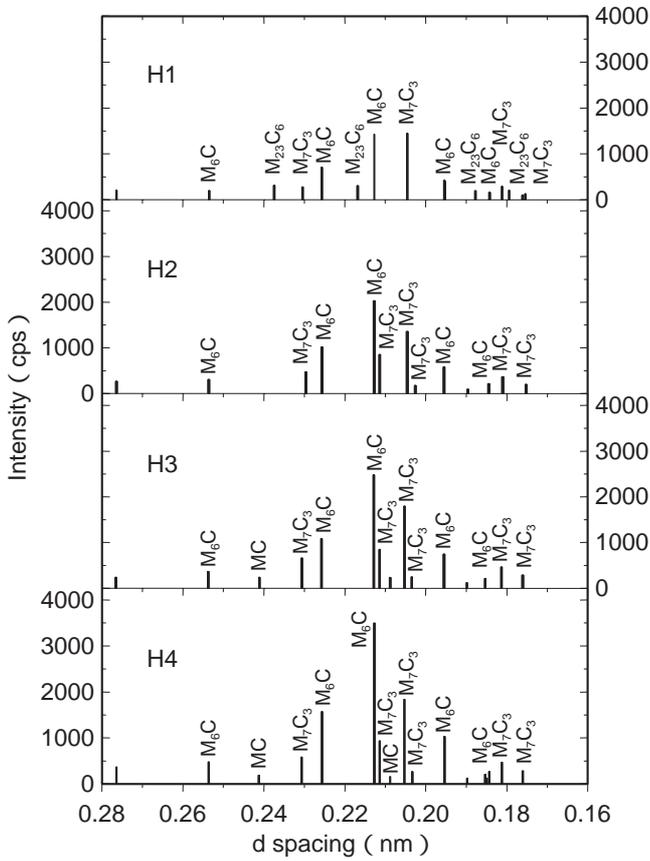
マトリックス中の合金元素固溶量

$$= \text{レードル分析値} - \text{ICP分析値} \dots$$

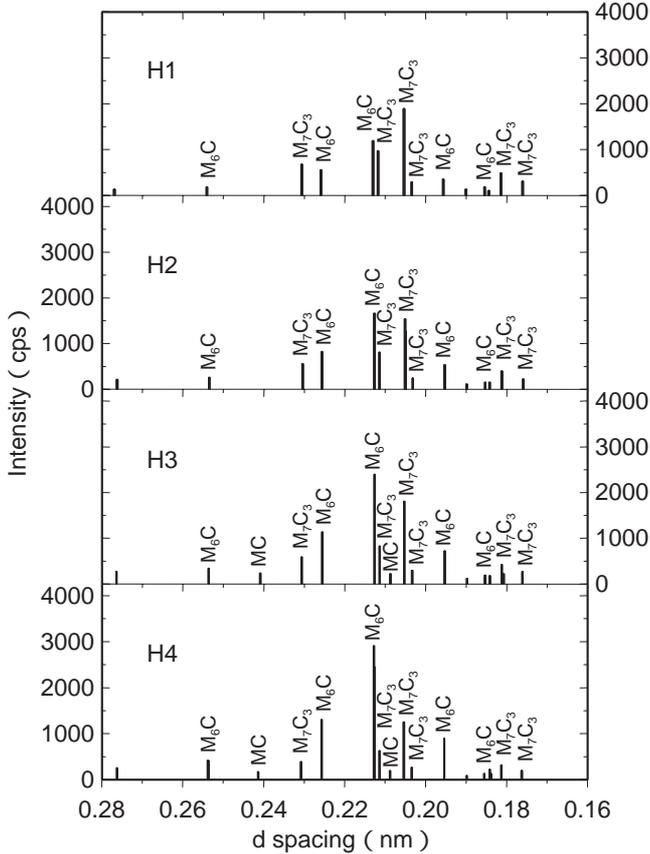
さらに熱力学データベースChemsageを用いてH1～H4鋼の1303K、1323Kにおけるマトリックス ( $\gamma$ 相) の平衡組

Table3. Properties of steels in different P value and austenitizing conditions.

Steel	P	1303K-1.8ks, AC				1313K-1.8ks, AC				1323K-1.8ks, AC			
		$M_s$ (K)	$\gamma_R$ (vol.%)	$H_Q$ (HRC)	$H_T$ (HRC)	$M_s$ (K)	$\gamma_R$ (vol.%)	$H_Q$ (HRC)	$H_T$ (HRC)	$M_s$ (K)	$\gamma_R$ (vol.%)	$H_Q$ (HRC)	$H_T$ (HRC)
H1	- 44.3	393	17.5	64.1	63.2	358	19.5	64.3	63.8	343	25.8	63.9	64.3
H2	- 51.0	398	22.0	64.6	62.9	343	23.0	64.2	63.7	343	29.7	63.4	64.3
H3	- 47.2	418	20.5	65.4	63.6	398	21.5	65.0	64.2	383	25.1	63.8	64.4
H4	- 48.7	408	20.5	64.9	63.8	393	22.0	65.2	64.2	378	23.4	65.0	64.4



(a) austenitizing : 1303K-1.8ks , AC



(b) austenitizing : 1323K-1.8ks , AC

Fig. 6. X-ray diffraction patterns of residues electrolytically extracted from quenched H1 ~ H4 steels.

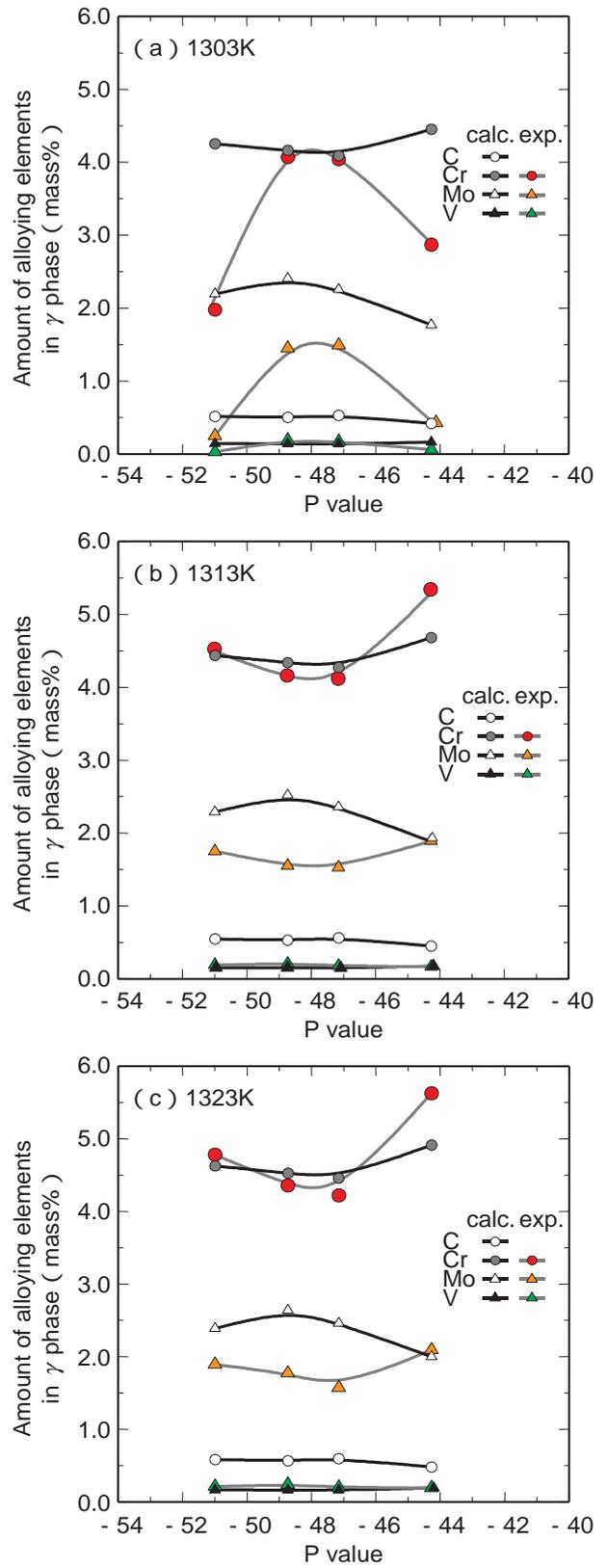


Fig. 7. Comparison between measurement and calculation of alloying elements in  $\gamma$  phase.

成を計算し、抽出残さから求めたマトリックス中の推定合金元素量との比較を行った。Fig.7は計算により求めたマトリックス中の推定の合金元素固溶量と、ICP分析により求めた実測値との比較を示したものである。Fig.7から分かる

ようにVの実測値と計算値は良く一致した。V添加量 (Table 1参照) に対してマトリックス中に固溶するVの収率は25~53%と低く、Vを過剰に添加した場合は、その多くが1次炭化物形成に消費されるものと推測される。また、(b) 1313K, (c) 1323Kではマトリックス中のCr量の計算値と実測値の傾向が類似していることが分かった。Moについては計算値と実測値の乖離がやや大きかった。また、(a) 1303Kでは、H1鋼 (P = -44.3), H2鋼 (P = -51.0) のCr, Mo固溶量の実測値は計算値よりかなり低い。これはX線回折の結果 (Fig.6) と良く一致している。ただし、H2鋼のCr量の実測値と計算値の乖離については、X線回折結果からの説明が困難であり、その原因は明らかではない。いずれにしても、1303Kで長時間の保持を行った場合は、計算により求めた  $\gamma$  相の平衡組成に近づくことが予想される。ICPではCの定量が困難なために分析を行っていないが、Chemsageにより予想されるC量はおよそ0.4~0.6mass%で

あった。SKH51やSKD11の焼入状態での固溶C量は0.5mass%程度であり、ほぼ妥当な値と考えて良い。

#### 4.2 P値とマトリックス中の合金元素固溶量の関係

$\gamma$  化温度で十分な保持が行われた場合には、熱力学データベースを用いて焼入材のマトリックス組成を推定することが可能と考えられる。そこで、本報で供試材として用いた計12鋼種のうち8鋼種につき、Chemsageを用いて1303K, 1323Kにおけるマトリックス ( $\gamma$  相) の平衡組成を計算した。Fig.8に  $\gamma$  中の各合金元素の固溶量 (計算値) とP値の関係を示す。なお、Fig.8に示した合金元素量は  $\gamma$  相を100%とした場合の各合金元素の重量分率に等しい。Fig.8からP値の増大に伴ってマトリックス中のCの固溶量が低下する傾向が見られた。またP値が大となる領域では、MoもP値の増大とともに固溶量が低下した。一方で、Cr, VはP値の増大とともに固溶量が単調増加する傾向が認められた。ここでCの固溶量直線およびP値が大となる領域で

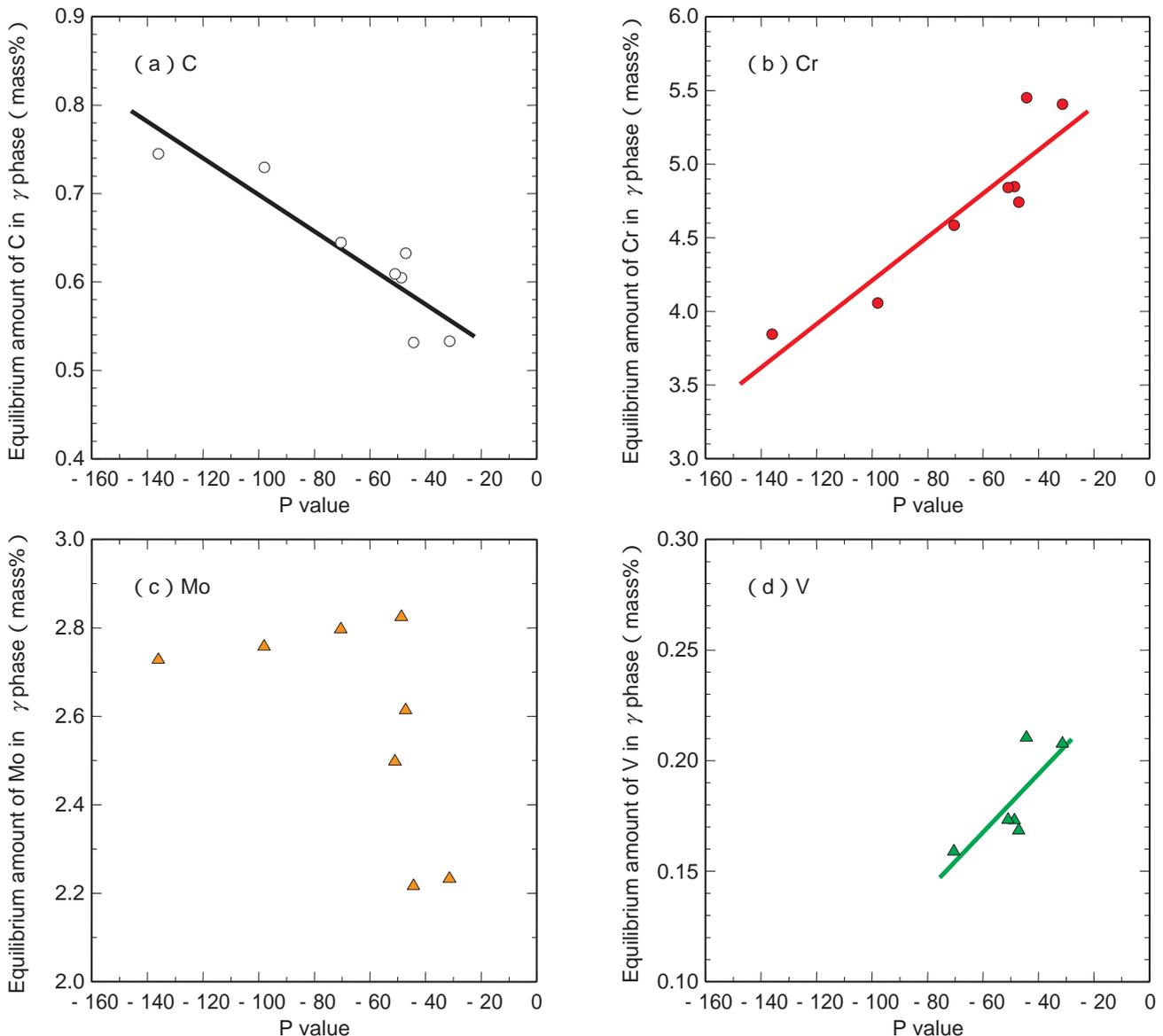


Fig. 8. Equilibrium amount of alloying elements in  $\gamma$  phase at 1323K.

のMoの固溶量曲線の負の傾き、ならびにCr, Vの固溶量直線の正の傾きは、P値の式(式)の各元素の符号と一致していることが分かる。C固溶量の低下はMs点の上昇をもたらすため、P値が大となる領域では $\gamma_R$ の低下により $H_0$ が上昇する。ただし、C固溶量が低すぎる場合はマルテンサイトの歪み率が低下し、 $H_0$ の低下を招く。一方で、Mo, Vは高温焼戻し時に微細炭化物として析出して二次硬化をもたらすことから、焼入れ時にマトリックス中に十分に固溶させる必要がある。P = -40 ~ -70の範囲で成分設定を行ったH1~H4鋼では、 $H_T$  64HRCが得られており、これは主にマトリックス中のC固溶量の最適化によって高い $H_0$ が得られるとともに、Mo, Vの固溶量が最適なバランスになることで高温焼戻しにおける二次硬化が十分に起こったためと考えられる。

#### 4.3 Ms点とP値の関係

Ms点はオーステナイト組成に非常に強く依存することが知られており、合金組成からMs点を推定するために多くの計算式が提案されている。ただし、これまでのMs点計算式は全ての合金元素がマトリックスに完全固溶することを前提条件としているため、高C系工具鋼のように合金元素がマトリックスに固溶するのみならず、炭化物形成に消費される場合はMs点の予測は困難である。幾つかのMs点計算式の中で、Andrewsの式(直線式)<sup>6)</sup>およびStevenとHaynes<sup>5)</sup>の式は低合金鋼、高合金鋼のMs点の予測に非常に有用であると言われている。なお、Andrewsの式とStevenとHaynesの式はKungら<sup>4)</sup>によりCoとSiの項目が追加されているが、Vについては考慮されていない。Helmutら<sup>3)</sup>は、MoとVの原子量比(Mo/V = 96/51)から、VのMs点に及ぼす効果はMoの1.9倍であるとし、StevenとHaynesの式にVの項を追加している。Table 4に代表的なMs点計算式を示した。

本報で用いた高C-Cr-Mo-V系工具鋼においても、Ms点はマトリックスである $\gamma$ 相の組成に依存すると考えられる。そこで、4-2節でChemsageを用いて計算した1323Kでの $\gamma$ 相の平衡組成( $\gamma$ 相を100%としたときのC, Cr, Mo, V, SiおよびMnの固溶量)をもとに、Table 4の式からMs点を算出し、P値との相関の有無を検証した。Fig.9に計算Ms点とP値との関係を示す。Fig.9には実測Ms点から求めた直

線回帰式(式)を図示しており、計算Ms点は実測値と同様にP値の増加に伴って上昇する傾向が認められた。Fig.8に示したように、P値の増減によってマトリックス中の合金元素の固溶量が変化しており、各元素のMs点に及ぼす効果を合計したものが、見かけ上、P値で整理できるのではないかと考えられる。ただし、Ms点の計算値と実測値には大きな差が見られた。本報では、熱膨張曲線における変曲点の温度を実測Ms点としており、真のMs点よりも温度が低めに見積もられている。そのため、計算値と実測値に差が生じたものと思われる。

以上のように、P値と計算Ms点には正の相関が認められ、かつ、その傾向は実測値と類似していることが分かった。冶金学的には、P値はマトリックス中の合金元素固溶量と相関があり、Ms点に及ぼす合金元素の重畳効果を表すものと考えられる。高C-Cr-Mo-V系工具鋼のMs点をレードル分析値から推定する指針として、P値の活用が可能と考えられる。今後、高硬度、高耐摩耗性と靱性を両立した高性能な冷間工具鋼の実現のためには、さらに炭化物制御(形状、分布、粒径)を含めた合金設計に注力し、一次炭

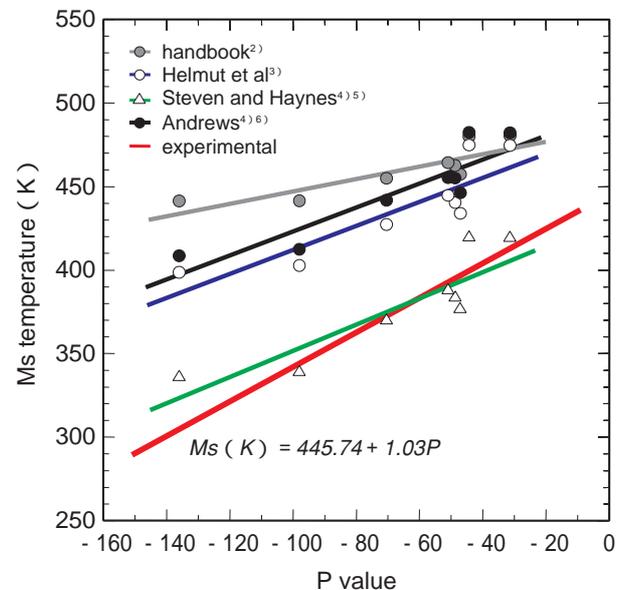


Fig. 9. Comparison between calculated Ms temperature and experimental Ms temperature.

Table 4. List of empirical formulae for Ms temperature calculation<sup>2-6)</sup>.

(mass%)

References	
handbook <sup>2)</sup>	$Ms(K) = 823 - 350C - 40Mn - 35V - 20Cr - 17Ni - 10Cu - 10Mo - 10W + 15Co + 30Al$
Helmut and Manfred <sup>3)</sup>	$Ms(K) = 908 - 474[C + 0.86(N - 0.15(Nb + Zr))] - 0.066(Ta + Hf)] - 17Cr - 33Mn - 21Mo - 17Si - 11W - 39V$
Steven and Haynes <sup>4) 5)</sup>	$Ms(K) = 834 - 474C - 33Mn - 17Cr - 17Ni - 21Mo + 10Co - 7.5Si$
K.W.Andrews <sup>4) 6)</sup> linear :	$Ms(K) = 812 - 423C - 30.4Mn - 12.1Cr - 17.7Ni - 7.5Mo + 10Co - 7.5Si$
nonlinear :	$Ms(K) = 785 - 453C - 16.9Ni - 9.5Mo + 217(C \%) - 71.5(C \%)Mn + 15Cr - 67.6(C \%)Cr + 10Co - 7.5Si$

There are minor modifications with Steven and Haynes' equation and Andrews' linear equation by Kung et al<sup>4)</sup> shown in underlined.

化物形成に消費される合金元素量の予測等を含めた、より詳細な検討を行っていく必要がある。

## 5. 結言

冷間工具鋼の焼入焼戻硬さに及ぼすC, Cr, Mo, Vの影響を調査した結果を以下に総括する。

(1) 本成分系ではMs点,  $\gamma_R$ およびH<sub>0</sub>はP値と相関があることが明らかとなった。

$$\cdot P \text{ value} = -137.50C + 10.50Cr - 8.75Mo + 77.50V$$

(mass%)

(レードル分析値: [C] = 0.90 ~ 1.10% [Cr] = 5.00 ~ 8.00% [Mo] = 3.00 ~ 5.00% [V] = 0 ~ 0.90%)

(2) P値の増大とともにMs点は直線的に上昇し、それに伴って $\gamma_R$ は低下した。また、H<sub>0</sub>はP値の増大とともにP = -50付近で極大を示し、その後、再び低下する傾向が見られた。

$$\cdot Ms (K) = 445.74 + 1.03P$$

(3) P = -40 ~ -70の範囲で成分設計を行った場合、マトリックス中のC固溶量の最適化によって高いH<sub>0</sub>が得ら

れるとともに、2次硬化に必要なMo, V固溶量が最適なバランスになることによって高温焼戻しにおける2次硬化が十分に起こり、64HRC以上の高いH<sub>T</sub>が得られると予想される。

(4) P = -50付近となるように成分設計した鋼では、汎用ダイス鋼並みの1323K焼入れにおいてH<sub>T</sub> 64HRCが得られた。

## 文献

- 1) 日本金属学会: 構成金属材料とその熱処理, 丸善, P83
- 2) 日本鉄鋼協会編: 鋼の熱処理 改訂5版 (1969), P51, 丸善
- 3) Helmut Finkler and Manfred Schirra: Steel Research, 67 (1996), 328
- 4) C.Y.Kung and J.J.Rayment: Metallurgical Transactions A, 13A (1982), 328
- 5) W.Steven and A.G.Haynes: J.Iron.Steel.Inst., 183 (1956), 349
- 6) K.W.Andrews: J. Iron Steel Inst., 203 (1965), 721
- 7) M. Izumiyama, M. Tsuchiya, and Y. Imai: J.Japan.Inst.Met., 34 (1970), 191
- 8) 佐藤忠夫: 日特技報, 6 (1969), 30
- 9) Alfred Kulmburg: Prakt. Metallogr., 35 (1998), 180