1C-1Si-8Cr-2Mo 系冷間工具鋼の 高温焼戻し硬さと 2 次硬化挙動について

松田幸紀*, 須藤興一*, 常陸美朝*

The Tempered Hardness at Higher Temperature and Secondary Hardening Behavior in 1C-1Si-8Cr-2Mo Cold Work Die Steel

Yukinori Matsuda, Koh-ichi Sudoh and Yoshitomo Hitachi

Synopsis

The tempering characteristics of 1C-1Si-8Cr-2Mo cold work die steel were investigated by measurements of tempered hardness after quenching or sub-zero treating, volume fraction of retained austenite, and identification of precipitated carbides.

Retained austenite transforms to martensite at the tempering parameter range of 16 to 17×10^3 , which is higher than that of SKD11.

Secondary hardness is due to transformation of retained austenite to martensite and precipitation of M_6C carbide.

The effect of transformation of retained austenite on secondary hardness is greater than that of carbide precipitation.

It is necessary for dimensional stability of high C-high Cr steel dies to transform the retained austenite to martensite completely according to chemical instability mechanism, or to make the retained austenite stable thermally by reheating.

1. 結 言

金型のワイヤ放電加工や PVD 処理などの表面処理の普及により、冷間金型分野でも残留応力に起因した加工後の歪みの発生や表面処理温度による母材硬さの低下などの問題が顕在化した。これらに対処するため、汎用冷間工具鋼 JIS SKD 11 は、熱処理条件として従来の低温焼戻しに加え

500~530℃の焼戻しが制定されるなど、にわかに高温焼戻し処理が注目されるようになった。

この趨勢に先立ち、著者らは冷間工具鋼のベースとなる高 C-高 Cr 系鋼の焼入特性¹⁾、高温焼戻し特性^{2),3)}に及ぼす C, Cr の影響を検討し、高硬度でかつ靱性の高い高温焼戻し用冷間工具鋼を開発し実用するに至った。

この開発から得られた 1C-1Si-8Cr-2Mo 系鋼は、一次炭化物量の適正化による高靱化とともに、高温焼戻しで高硬度が得られることを特徴とするが、SKD 11 と比較して残留オーステナイトの分解など高温焼戻しの挙動が若干異なり、適正な熱

1989年 9 月 30 日 受付

*大同特殊鋼㈱研究開発本部

Table 1. Chemical composition of the specimens.

Steel	(wt %)									
	C	Si	Mn	Cu	Ni	Cr	Mo	V	K value	L value
Steel A	0.96	0.96	0.39	0.03	0.04	7.83	1.97	0.26	1.3	22.7
SKD 11	1.45	0.33	0.41	0.07	0.15	12.70	0.82	0.29	2.8	35.1

K value: $K = [\% \text{Cr}] - 6.8 \times [\% \text{C}]$

L value: $L = [\% \text{Cr}] + 15.5 \times [\% \text{C}]$

処理条件の選定のためには2次硬化現象の詳細な検討をしておく必要があった。

一方、高C-高Cr系鋼の2次硬化には残留オーステナイトが影響を及ぼすが、分解挙動を詳細に検討した例^(4),5)は少なく、用途によっては既存鋼でも、適確な熱処理がなされているかどうかを確認できない場合も多い。

そこで本研究は、前記鋼の高温焼戻し挙動を、主として残留オーステナイトの分解挙動の観点からSKD 11と比較して検討し、同時に2次硬化に対する寄与を炭化物析出硬化の寄与と比較究明した結果を報告する。

2. 実験方法

供試材の化学成分をTable 1に示す。著者らは高C-高Cr鋼の焼入焼戻し特性に及ぼすC, Crの影響を調べ、これらの特性が、マトリックス組成と関係の深いK値($K = [\% \text{Cr}] - 6.8 \times [\% \text{C}]$)および一次炭化物量と密接な関係のあるL値($L = [\% \text{Cr}] + 15.5 \times [\% \text{C}]$)により大略整理できることを明らかにした^(2),3)。本供試材Steel A(以下A鋼と記述する)は $K = 1.3\%$ 、 $L = 22.7\%$ であり、比較鋼SKD 11($K = 2.8\%$ 、 $L = 35.1\%$)よりもL値が小さく、一次炭化物量が $\frac{1}{2}$ 程度の位置付である。試験材として大気溶製した商用サイズの鋼塊を $\phi 20$ に鍛伸後、焼なましを行ってから各種試験片に供した。

熱処理はすべて塩浴炉を用い、焼入加熱温度を975~1100℃と変化させ各温度に20分保持後油冷した。サブゼロ処理は、各温度によって、ドライアイスとエチルアルコール、液体窒素とイソペンタンの混合物、液体窒素などの冷却剤中で行った。焼戻しは各温度に2時間保持後空冷を行った。これらの試験片の硬さ測定を行った。

残留オーステナイト量はX線回折装置を用い次

式より算出した。

$$V_r = \frac{1}{1 + 0.61(I_{\alpha-211}/I_{\gamma-220})} \times 100(\%)$$

ここで、 V_r : 残留オーステナイトの体積率

$I_{\alpha-211}$: α 相(211)の回折強度

$I_{\gamma-220}$: γ 相(220)の回折強度

炭化物の同定は、電解抽出-X線回折法ならびに、抽出レプリカ-電子線回折法で行った。電解抽出は、0.2N HCl水溶液中、電流密度15mA/cm²に設定、定電流電解装置で行った。抽出レプリカによる同定は加速電圧を150kVとした電子顕微鏡で行った。

また、高温焼戻し保持中および冷却過程での変態挙動はFormaster-Fを用いて膨張より読みとった。

3. 実験結果

3.1 焼入焼戻し硬さと残留オーステナイト量

Photo. 1に供試材の焼なまし状態のマイクロ組織を示す。A鋼の一次炭化物量はSKD 11と比較して少ないことがわかる。

また焼なましおよび焼入状態の一次炭化物の体積変化はほとんどない。これは焼入焼戻し挙動(高温焼戻し挙動)は二次炭化物を含むマトリックスによってきまることが示唆している。

Fig. 1に焼入温度に対する硬さおよび残留オーステナイト量の関係を示す。ピーク硬さが得られる温度はA鋼が1000~1010℃で、SKD 11の1025℃よりやや低い。これはA鋼のK値がSKD 11に比較して小さく、C-Crバランスの影響が考えられる。ピーク硬さはA鋼、SKD 11ともHRC 64~64.5であり、その時の残留オーステナイト量は両者とも約20%であった。焼入温度とともに残留オーステナイト量は増大するが、同一焼入温度

Photo. 1. Microstructures of annealed specimens($\times 200$).

Fig. 1. Effect of austenitizing temperature on hardness and retained austenite.

Fig. 2. Effect of tempering temperature on hardness and amount of austenite.

でA鋼はSKD 11より常に3～5%多い。

Fig. 2に1030℃焼入材の焼戻し温度に対する硬さおよび残留オーステナイト量の変化の関係を示す。A鋼およびSKD 11の硬さは300℃まで急減、400℃を越えると上昇、500～540℃で最高値を示しそれ以上で低下する。ここで、A鋼の2次硬化量は、400℃焼戻し硬さに対しHRC 5以上あり、SKD 11の場合よりもHRC 2以上大きい。そのうえ、最高硬さを示す温度はSKD 11よりも20℃程度高温側にあり、HRC 63.5と高い硬さが得られる。残留オーステナイト量は、いずれの鋼も焼入れから450℃焼戻しまでは変化がない。分解が開始する焼戻し温度はA鋼は520℃で、SKD 11

の500℃よりも20℃程度高い。すなわちA鋼の焼戻し硬さと残留オーステナイト分解挙動のSKD 11に対するずれがほぼ一致しており、両鋼の焼戻し特性の差に残留オーステナイトの分解が深く関与していることがわかる。

次に両鋼の焼戻し挙動を比較するため1030℃焼入れにおける高温焼戻し(2次硬化前後)の硬さを焼戻しパラメーター $T(\log t + N)$ で整理することを試みた。(T:絶対温度°K, t:時間 h, N:定数)

Fig. 3に焼戻し硬さに対し定数を変化した焼戻しパラメーターで整理した結果を示す。ここで、残留オーステナイトの分解開始条件以前と以後に

Fig. 3. Tempered hardness as a function of tempering parameter.

Fig. 4. Amount of retained austenite as a function of tempering parameter.

分けて検討すると、低パラメーター側では $N=22.5\sim25$ が、分解後は $N=20\sim22.5$ が定数として最も適正である。この傾向は両鋼ともほぼ一致している。すなわち残留オーステナイト分解前後の硬さがほぼ同じ N 値で整理できるということは、硬さに寄与している残留オーステナイトの分解も、炭化物析出と同様に拡散律速であると推定される。

Fig. 4に1030℃焼入れの残留オーステナイト量変化を焼戻しパラメーターで整理した結果を示す。この場合定数 $N=20$ を使用するとA鋼およびSKD 11ともに良く整理できた。A鋼の分解開始は、パラメーター 16×10^3 前後で終了が 17×10^3 、SKD 11は $15.7\times10^3\sim16.3\times10^3$ である。また、A鋼の場合残留オーステナイト量は焼戻しパラメーターに対し直線的に変化するが、SKD 11では分解始めに低下が大でその後漸減する傾向がある。残留オーステナイトの低下は拡散に律速された現象であることがわかる。

Fig. 5は焼入温度に対する残留オーステナイトの分解開始と終了および2次硬化の最高硬さが得られる焼戻し温度の関係を示す。焼入温度が変化するとマトリックスの組成が変わるため、一定の焼戻しパラメーターを用いることができないので、ここでは焼戻し温度で整理した。残留オーステナイト分解開始温度は焼入温度が上昇してもその変化は小さいが、分解終了温度が上昇傾向にあり、これはA鋼で特に顕著である。また、最高硬さが得られる温度は残留オーステナイト分解開始

Fig. 5. Relation between austenitizing temperature and tempering temperature of decomposition of retained austenite of maximum tempered hardness.

と終了温度の間にあるが、焼入温度の上昇にともないこれが開始温度側から終了温度側に移行する傾向がある。

3.2 炭化物析出

Fig. 6 に焼戻しによる組織中の炭化物量の変化を示す。1030℃焼入れの場合、炭化物量は焼入れから500℃焼戻しまでは大きな変化はないが、525℃で急激に増加する。この傾向はSKD 11でも同様で、500～525℃の間で不連続的な炭化物量の増大が認められる。

Fig. 7 にA鋼の種々の熱処理状態における抽出残渣のX線回折結果を示す。ピーク高さの高い M_7C_3 炭化物はA鋼では共晶炭化物であるが、焼なまし状態では、 M_7C_3 、 $M_{23}C_6$ に加え M_6C のピークが認められる。650℃で焼戻しした時には、 $M_{23}C_6$ 、 M_6C の回折ピークが、525℃では M_6C のピークがかすかに認められる。しかし、これはごく弱いピークのため、一次炭化物 M_7C_3 に打ち消されており、525℃で急増した炭化物の同定は別の測定手段による検討が必要であった。

Fig. 8 に焼戻し温度と抽出炭化物の組成変化を示す。A鋼の炭化物中の合金元素で顕著な傾向は525℃でのMoとCrの急増である。Moは8%程度から10%程度に増加しており、Crもさらに大き

Fig. 6. Relation between tempering temperature and amount of residue.

な増加が認められる。佐藤らの高C-高Cr鋼のマトリックス鋼による焼戻し挙動の研究⁶⁾によれば500℃を越えると抽出炭化物中のCr濃度が大きく増加し、これは M_7C_3 の析出によるものとある。A鋼のCr量の増大も500℃を越えると急増しており、同様の傾向が示された。

一方、C-Cr組成によっては焼なまし状態で存在する M_6C は焼入れによっても固溶しないとの結果⁷⁾もあるが、A鋼では500℃ですでにMo量が増加という変化をおこしており、焼なまし状態に対し焼入状態でMo系炭化物である M_6C 回折強度が低下したことからもMo系炭化物の固溶、炭化物析出が示唆される。

Photo. 2 にA鋼およびSKD 11について520℃焼戻し材の抽出レプリカによる析出炭化物の観察結果を示す。抽出炭化物はマルテンサイトの上に粒状またはやや長くのびた棒状に観察される。個々の炭化物の大きさはA鋼で0.04 μm 、SKD 11で0.06 μm 程度である。回折線による同定の結果、A鋼は M_6C 、SKD 11は M_7C_3 であった。

3.3 2次硬化現象の要因

2次硬化の最高硬さが得られる焼戻し温度では、残留オーステナイトの分解および2次炭化物析出が生じていることが判明したので、2次硬化に対する2つの要因の寄与の大きさを調査した。A鋼およびSKD 11を各焼入温度から-196℃にサブゼロ処理を施した時の焼戻し硬さ曲線を

Fig. 7. Comparison of X-ray diffraction patterns of carbides extracted (steel A) .

Fig. 8. Relation between tempering temperature and composition of residue.

Electron diffraction pattern
Bright field image
	Steel A	SKD 11

Photo. 2. Electron micrographs of carbon extraction replicas showing the carbides M_6C and M_7C_3 identified. The specimens were quenched and tempered for 2h at 520°C.

Fig. 9. Relation between the tempering temperature and tempered hardness after sub-zero treating.

Fig. 10. Relation between austenitizing temperature and amount of secondary hardness.

Fig. 9 に示す。

A鋼のサブゼロ処理材の2次硬化量は（ここで2次硬化量は2次硬化によって得られる最高硬さと2次硬化前の焼戻し最小硬さの差で表わした）焼入温度が1000℃ではごく小さいが、焼入温度上昇とともに増加している。一方、SKD 11では焼入温度を高くしてもごく小さい。これは、焼入温度を高めるとMoの固溶が促進され、焼戻し時のMo系炭化物による析出硬化量が増大する結果と推定される。

さらに通常の焼入焼戻し処理材の各焼入温度での2次硬化量を、サブゼロ処理材の2次硬化量とともに整理した結果をFig. 10に示す。2次硬化量は焼入温度上昇とともに増加するが、サブゼロ処理材の2次硬化量がすべて炭化物の析出硬化によると仮定してもA鋼で20～30%、SKD 11は全体の5～7%にすぎない。

しかし一方残りの部分すなわちサブゼロ処理材の2次硬化量と通常焼入材の2次硬化量の差は大きく、2次硬化が残留オーステナイトの分解におうところが大きいことがわかる。そこで析出硬

化を差し引いた2次硬化量を残留オーステナイト分解量で整理すると Fig. 11 に示すように両者はほぼ直線関係にある。この傾向は鋼種による差がなく分解による寄与量はA鋼, SKD 11とも以下の関係式で表わされた。

$$H = 0.23 V_r + C$$

ここで, H : 焼入材とサブゼロ処理材の2次硬化量の差 (HRC)

V_r : 残留オーステナイトの分解量 (%)

4. 考 察

前述までの結果から, A鋼は焼戻し2次硬化が大きい高温焼戻しにおいて高硬度が得られることがわかった。さらにここではA鋼の最高硬さが得られる焼戻し温度がSKD 11に比べ高温側にあること, および残留オーステナイトの分解機構について若干考察を加える。

焼戻し過程が反応速度論に従うものとする, その速度 V は次式によって表わされる。

$$V = A_0 \exp(-Q/RT)$$

A_0 : 頻度因子

Q : 活性化エネルギー

R : 気体定数

T : 絶対温度

ここで, 焼戻し過程がある状態まで達する時間を t とすると, $V \propto 1/t$

$$\text{よって } \log t = \frac{Q}{2.303R} \times \frac{1}{T} + C$$

2次硬化のうち炭化物析出すなわち残留オーステナイトの分解開始前の律速過程を検討してみる。

Fig. 12 はA鋼のピーク前の硬さ HRC 62 が得られる時間 t と温度 T を $\log t$ と $1/T$ の関係で示したものである。ここで, $\log t$ と $1/T$ の関係は直線関係を示し, 各温度での2次硬化がみかけ上, 同一の活性化過程であるとみなせる。さらにこの直線の傾きから活性化エネルギーを求めると 77kcal/mol であった。ちなみに α 鉄中の Fe, Cr, Mo の拡散の活性化エネルギーとして次の値が報告されている。

Fe: 61.4~63.0kcal/mol⁸⁾

Cr: 59.9kcal/mol⁹⁾

Mo: 68.0kcal/mol¹⁰⁾

ここで, 77kcal/mol の値は Mo の拡散の活性化エネルギーに最も近い。また, Altstetter ら¹¹⁾に

Fig. 11. Relation between amount of decomposed austenite and difference of hardness (secondary hardness, quenching hardness between sub-zero treated and as quenched).

Fig. 12. Tempering time for obtaining the hardness of HRC 62 versus reciprocal temperature.

よると Ni-Cr-Mo 鋼の焼戻し過程は Si 添加によりその活性化エネルギーが増大するとしている。ここでは, Si の拡散が高温焼戻しを律速しているとしているが, 本結果では置換型元素として Si が Mo の拡散の活性化エネルギーを増大しているものと推定される。また, 炭化物析出における M_6C

はMoを主体とした炭化物であり、これからも析出硬化がMoによっているという推定がうらづけられる。SKD 11は500℃前後の炭化物反応としては、 M_7C_3 の析出が観察されたが、これは他の結果⁶⁾とも良い一致を示している。2次硬化のうち炭化物析出による硬さ増加が、A鋼で大きい理由として M_6C と M_7C_3 の炭化物性状の違いが考えられる。

一方、Mo鋼の2次析出に寄与する炭化物としては、 Mo_2C が認められ、 Mo_2C は Fe_3C の析出に引き続いて準安定炭化物として析出し焼戻しの進行とともに M_6C へと変化するとされている¹²⁾。A鋼の析出過程で認められた M_6C が直接析出したか、または $M_2C \rightarrow M_6C$ 反応によるかは明確でないが、Si添加により $M_2C \rightarrow M_6C$ 反応が促進されるとの例¹³⁾もあることから、析出硬化に寄与した炭化物 M_2C の存在の有無についてはさらに今後の解明を必要とする。

次に残留オーステナイトの分解について検討する。残留オーステナイトの分解は現象的にはA鋼ではパラメーター ($T(\log t + 20)$) が $16 \sim 17 \times 10^3$ で、SKD 11では $15.5 \sim 16.5 \times 10^3$ で生じている。残留オーステナイトの安定化には、化学的安定化、熱的安定化、加工安定化があることが知られている¹⁴⁾。1030℃焼入れ材を475～575℃に加熱保持した場合の変態挙動を寸法変化でとらえると Fig. 13 のようになる。低温または短時間側では炭化物の析出による収縮が認められるがA鋼では575℃ 25分、SKD 11では550℃ 30分の加熱で若干の膨張傾向に転じている。これは残留オーステナイトのベイナイト変態にともなう変化と思われる。さらに Fig. 14 はその後の急速冷却中の変態点を測定したもので、A鋼ではパラメーター 16×10^3 で、SKD 11では 15.5×10^3 から変態による膨張が大きく変態点の上昇が認められる。これは残留オーステナイトの分解パラメーターと一致しマルテンサイト変態が生ずる M_s 点の上昇と推定される。ただし図にも示したように、さらに低パラメーター側でも冷却中に200℃前後で小さな膨張が生じており、ごく少量の残留オーステナイトの変態が 15.5×10^3 以前でも生じているものと推定された。ここでA鋼のマトリックス組成を、電解抽出残渣の重量と組成を基に算定すると、1030℃の焼入れままでは0.57C-6.3Cr-1.6Mo-0.16Vであり、さら

Fig. 13. Relation between tempering time and length change during tempering.

Fig. 14. Decomposition of retained austenite as a function of tempering parameter.

Fig. 15. Relation between the tempering temperature and the difference of tempered hardness after sub-zero treating versus after quenching.

に525℃焼戻しにより2%Cr, 0.7%Moが炭化物として析出した。これは1%C鋼のMs点に及ぼす各合金元素の係数¹⁵⁾から525℃焼戻しの残留オーステナイトのMs点を算定するとCr, Moだけで $(2 \times 22 + 0.7 \times 11)^\circ\text{C} = 51^\circ\text{C}$ の上昇となりさらにC量低下分を加えると本結果とはほぼ一致する値となる。A鋼およびSKD 11は焼戻し加熱中の炭化物析出にともなうマトリックスの化学組成の変化により前述の三つの残留オーステナイト安定化のうち化学安定化状態が破られ不安定化し、冷却中にマルテンサイト変態を生じたものと結論付けられる。

Fig. 15に焼入れ後サブゼロ処理を施した材料の焼戻し硬さから通常焼入材の焼戻し硬さを差し引き、焼戻し温度で整理した。焼戻し温度上昇とともに差は小さくなり、マイナスに転じ、ある温度で最小値のあとまたゼロに近づく。最小値以後の差が小さくなる傾向は恒温保持中のベイナイト変態によるものと思われ、この温度は残留オーステナイト量がゼロとなるパラメーターにはほぼ一致している。最小値の温度を焼入温度で整理すると

Fig. 16に示すようにこの温度はA鋼がSKD 11よりも30℃程度高温側にある。またFig. 11にサブゼロ処理材の焼入硬さの未処理材に対する増加分について追加プロットしてみると、高温焼戻し後の残留オーステナイトの分解による硬さ増分とはほぼ等しいことがわかった。これはマルテンサイトの硬さが0.55~0.6%Cで飽和することから比較的C低下の影響が小さいことによるものと思われる。

最後に500℃以下の焼戻しでの残留オーステナイトの安定化を熱的安定化の観点から調べてみる。Fig. 17に1030℃焼入れ後100~500℃で1時間加熱した材料を-60~-196℃の温度でサブゼロ処理を行い、残留オーステナイトの分解挙動をみた。A鋼, SKD 11とも焼入れのままおよび100℃加熱ではマルテンサイト化するが、200℃以上の加熱では-196℃のサブゼロ処理でも分解せず、熱的安定化の傾向を示す。しかしSKD 11では500℃焼戻しですでに化学的不安定が生じ-60℃のサブゼロ処理で分解することがわかる。

以上より焼戻しによる残留オーステナイトの分

Fig. 16. Relation between austenitizing temperature and the temperature at which retained austenite transforms isothermally.

Fig. 18. Transformation diagram of retained austenite during tempering and cooling.

解を熱的な安定化からとりまとめると Fig. 18 のようになる。残留オーステナイトを高温における焼戻しで化学的不安定化で100%分解させるか、化学的不安定化が生じない程度のできるだけ高温で加熱することが、使用中の熱的な要因による分解

Fig. 17. Effect of sub-zero temperature on retained austenite decomposition in the as quenched and tempered condition. Specimens tempered for 1h at the indicated temperatures were sub-zero-cooled.

を防止する焼戻し条件となることがわかる。

5. 結 言

A鋼すなわち 1C-1Si-8Cr-2Mo 高硬度高靱性鋼の2次硬化におよぼす残留オーステナイトおよび炭化物析出の影響について SKD 11 対比で調べ以下の結果を得た。

(1) 炭化物析出を生ずる高温焼戻し硬さはA鋼, SKD 11 と同パラメーター $T(\log t + 20)$ (T : °K, t : h) で大略整理できる。

(2) 残留オーステナイトの分解量はパラメーター $T(\log t + 20)$ で同様に整理できる。また分解の開始および終了はA鋼がSKD 11 よりも高パラメーター側にある。

(3) 高温焼戻しの2次硬化は残留オーステナイトのマルテンサイト化が主体で、硬さ増加は $H = 0.23 V_2 (H: \text{HRC}, V_2: \text{残留オーステナイト分解量}(\%))$ でSKD 11 とほぼ同様であるが、析出硬化量

はA鋼が大きい。

(4) 2次硬化の主因となる残留オーステナイトの分解は、保持中の炭化物析出による化学的不安定で焼戻し後の冷却中にMs点が上昇してマルテンサイト化する。A鋼の分解温度が、SKD11よりも高温である理由は、析出炭化物 M_6C の挙動が M_7C_3 と異なると推定される。

(5) 熱的な要因による残留オーステナイトの分解を防止するためには、化学的不安定による完全分解かまたは熱的安定化が生ずる焼戻しを適切に用いることが重要である。

(文 献)

- 1) 伊藤, 常陸, 松田: 電気製鋼, 53 (1982) 4, 265
- 2) 伊藤, 須藤, 常陸, 松田: 電気製鋼, 55 (1984) 4, 248
- 3) 須藤, 常陸, 松田: 鉄と鋼, 71 (1985), S1543
- 4) H.Brandis, P.Gümpel, E.Haberling, H.H. Weigand: TEW Technische Berichte, 7 (1981) 2, 221
- 5) 立平, 淀川, 鈴木: 熱処理, 24 (1984) 2, 79
- 6) 佐藤, 西沢, 村井: 鉄と鋼, 44 (1960) 5, 565
- 7) 西村, 新山, 並木: 電気製鋼, 48 (1977) 1, 55
- 8) V.Irmer, et al.: Phil Mag., 25 (1972), 1345
- 9) A.W.Bowen, et al.: Met. Trans., 1 (1970), 1967
- 10) P.S.Rudman: Trans. AIME, 239 (1967), 1949
- 11) C.J.Altstetter, M.Cohen, B.L., Averbach: Trans. ASM, 55 (1962), 287
- 12) K.Kuo: JISI, 173 (1953), 363
- 13) M.J.Godden, J.Beech: JISI, 1970, 208, 168
- 14) 西山善次: マルテンサイト変態 (基本編) (1971), 219, [丸善]
- 15) Cohen, M., "Retained Austenite," Trans. ASM, 41 (1949), 35