

## 論 文

UDC 669.14.018.25-158.81 : 621.78.011 : 539.4.016

## 急冷凝固した工具鋼の熱処理特性\*

新 井 透\*\*・小 松 登\*\*

## Heat Treatment Characteristics of Tool Steels Quenched from Liquid State

Tohru ARAI and Noboru KOMATSU

## Synopsis:

Carbides in tool steels rapidly quenched from liquid state are extremely fine compared with those in commercial forged tool steels. Therefore, it may be well expected that rapidly quenched tool steels have different heat treatment characteristics from those of forged steels.

In this paper, this was confirmed experimentally using splats, extruded bars made from atomized powders, and beads by electron beam or transfer plasma melting of high speed steel, cold work die steel, and hot work die steel.

The results are summarized as follows.

- 1) Splats and beads of SKD 1 and SKD 11 cold work die steels showed a hardness value of above  $H_{RC} 60$  by being quenched from an austenitizing temperature as low as  $850^{\circ}\text{C}$ .
- 2) Canning extruded SKH9 showed a hardness value higher than  $H_{RC} 63$ , by being quenched from an austenitizing temperature as low as  $950^{\circ}\text{C}$ , while splats did not show such high hardness values.
- 3) The high hardness values obtained at low austenitizing temperatures may be considered to be highly dependent on the carbides which were so fine as to easily dissolve into austenite.

(Received Sept. 3, 1971)

## 1. 緒 言

われわれはすでに高速度鋼 SKH 9 の噴霧粉、高速度鋼 SKH 9 SKH 54、冷間ダイス鋼 SKD 1, SKD 11 および熱間ダイス鋼 SKD 61 のスプラット・クーリング材 (以下スプラットと称す) および局部急冷凝固材 (鍛造材工具鋼の一部分を電子ビームや移行プラズマのようにエネルギー密度の高い熱源で溶融した後凝固させた鋼材を指す。また、このようにして凝固した層で、外観としては溶接のビードに相当するものを局部急冷凝固層と呼ぶことにする) を用いて、急冷凝固した工具鋼の凝固組織を明らかにした<sup>1)</sup>。その結果、以下のような興味ある事実が明らかになった。

(1) 高速度鋼や熱間ダイス鋼の溶湯が急冷されると、徐冷の場合とは異なつた過程で凝固する。

(2) これらの鋼に晶出する炭化物は一般には焼もどしの過程に現われると考えられている  $M_2C$  である。この炭化物は  $700^{\circ}\text{C}$  以上の焼もどしで  $M_6C$  となる。

(3) 高速度鋼および冷間ダイス鋼に晶出する炭化物は、これらの鋼の市販鍛造材中に存在する炭化物に比べ

て著しく微細である。

この中でとくに (3) は工具鋼の熱処理特性や耐摩耗性、靱性、切削性能などに影響すると考えられるので、今後順次検討を加える予定であるが、本報告ではまず熱処理特性を取りあげた。

急冷凝固工具鋼に関するこれまでの研究は高速度鋼噴霧粉をキャンニング押出<sup>2)3)</sup>、熱間圧縮<sup>4)5)</sup>、焼結<sup>6)7)</sup>などの手段によつて固化したものに限られている上に、熱処理特性が扱われる場合には、切削工具用に適した熱処理、つまり  $1200^{\circ}\text{C}$  近辺あるいはそれ以上の焼入温度での特性のみが論じられ<sup>8)9)</sup>、冷間鍛造型用に適したアンダーハードニングつまり  $1000\sim 1100^{\circ}\text{C}$  付近の焼入温度での特性はほとんど対象とされていない。したがつてダイス鋼や高速度鋼の局部急冷凝固層、スプラットはもとより、高速度鋼のキャンニング押出材についてもアンダーハードニングをも含めた検討を加えることは有意義であると考えられるのである。

\* 昭和 45 年 10 月本会講演大会にて発表  
昭和 46 年 9 月 3 日受付

\*\* (株)豊田中央研究所 工博

## 2. 実験方法

高速度鋼の JIS SKH 9 および 9% W-2% Mo-4% V-5% Co 鋼 (以下 9-2-4-5 型と称す), 冷間ダイス鋼の JIS SKD 1 および SKD 11, 熱間ダイス鋼の改良 SKD 61 (JIS SKD 61 に 1.5% の W を添加したもの) の局部急凝固材, SKH 9 および SKD 11 のスプラット, SKH 9 のキャンニング押出材, および比較用として, これらの鋼の鍛造材および砂型鑄造材について熱処理試験を実施した. また SKH 9 のスプラットおよびキャンニング押出材および鍛造材について残留オーステナイト量の測定, SKD 11, SKH 9 のスプラットおよび鍛造材について連続冷却変態線図あるいは  $M_s$  点の測定, SKH 9 キャンニング押出材について X 線マイクロアナライザー分析をし実施した. さらに SKD 1 の局部急凝固材について残留応力の測定を行なった.

### 2.1 供試材

#### 2.1.1 スプラットおよび砂型鑄造材

5 kg 高周波誘導溶解炉で溶解した SKH 9 および SKD 11 の組成の溶湯を少量ずつひしやくから滴下させ, その落下の途中を 13 mm 厚銅板の間にはさんで木

の葉状または円板状の薄板に凝固させた. 厚さは約 0.8 mm で, 大きさは 10~100 mm<sup>2</sup> である. 溶解原料には SKH 9 および SKD 11 の市販鍛造材を用いた.

またこのスプラットを作るのに用いた溶湯の一部を砂型に鑄込んで比較用の鑄造材を作った. 鑄造寸法は 20 mm  $\phi$  (SKD 11) あるいは 18 mm 角 (SKH 9) で, その組成は Table 1 に示したとおりである (この表にはスプラットとは無関係に溶解鑄造した SKD 1 も併記してある). スプラットについては分析を行なっていないが, その組成は砂型鑄造材とほぼ同じであると考えられる. また, これらの製造条件および組織の詳細は前報<sup>1)</sup> に示してある.

#### 2.1.2 局部急凝固層

熱源には電子ビーム溶接機および移行プラズマを使用した. 溶解のための主たる条件, 形成された局部急凝固層断面の大きさ (ビードの最大幅および最大深さ) および用いられた鋼種を Table 2 および 3 に示してある. 電子ビーム溶解の場合の真空度は A~F の条件では  $10^{-2}$  Torr, G 条件では  $10^{-4}$  Torr であつた. 移行プラズマの場合の Ar 流量はすべてシールド用 15 l/min, プラズマ作動用 2 l/min であつた. 鋼材の大きさは改良 SKD 61 で 40×30×175 mm, 9-2-4-5 型高速度鋼で 10×16×70

Table 1. Chemical composition of sand castings (%).

Steel \ Element	C	Si	Mn	W	Mo	Cr	V
SKH9	0.75	0.25	0.29	6.30	4.88	4.09	2.02
SKD1	2.00	0.29	0.43	—	—	12.12	—
SKD11	1.44	0.27	0.25	—	0.91	11.86	0.32

Table 2. Conditions of electron beam melting.

Bead No	Accelerating voltage	Beam current	Moving velocity	Width of bead	Depth of bead	Steel
A	150 kV	25 mA	3 250 mm/min	1.0 mm	5.7 mm	SKH9
B	90	4	1 000	2.3	1.5	SKD1
C	120	8	915	3.3*	2.2*	SKH9, SKD1, SKD11
D	70	4	50	6.0*	1.3*	SKH9, SKD1
E	70	8	50	5.2*	3.8*	SKH9, SKD1
F	31	60	600	4.0	1.7	9-2-4-5.
G	24	70	200	6.1	5.0	Modified SKD61

\* SKH9

Table 3. Conditions of transfer plasma melting.

Bead No	Plasma current	Moving velocity	Width of bead	Depth of bead	Steel
a	70A	150 mm/min	5.1 mm	0.7 mm	SKH9
b	70	120	6.0*, 5.5**	1.1*, 1.4**	SKH9, SKD1
c	80	80	10.5*, 7.3**	2.3*, 1.4**	SKH9, SKD1

\* SKH9

\*\* SKD1

Table 4. Change of chemical composition before and after electron beam or transfer plasma melting.

Steel	Specimen		Content %								
			C	Si	Mn	P	S	W	Mo	Cr	V
SKH9	Before melting		0.90	0.26	0.30	0.022	0.004	6.33	4.77	3.74	1.93
	After electron beam melting	E*	0.92	0.21	0.17	0.017	0.005	6.63	5.18	3.72	2.01
		A*	0.91	0.27	0.28	0.020	0.004	6.33	4.99	3.67	1.94
	After transfer plasma melting	b*	0.86	0.24	0.30	0.015	0.003	6.15	4.77	3.72	1.92
a*		0.87	0.24	0.31	0.020	0.003	6.38	5.08	3.96	1.88	
SKD1	Before melting		2.13	0.23	0.44	0.012	0.002	—	—	13.35	—
	After electron beam melting	E*	2.11	0.21	0.34	0.004	0.003	—	—	13.74	—
		D*	2.24	0.22	0.19	0.008	0.003	—	—	13.56	—
	After transfer plasma melting	c*	2.06	0.21	0.46	—	0.003	—	—	13.80	—
b*		1.81	0.20	0.46	—	0.003	—	—	12.90	—	

\* bead No.

Table 5. Chemical composition of steels used for electron beam melting (%).

Steel	Element	C	Si	Mn	P	S	W	Mo	Cr	V	Co
Modified SKD6		0.34	0.99	0.39	0.006	0.005	1.57	1.49	5.10	0.95	—
9-2-4-5		1.39	*	*	*	*	9.08	1.82	4.31	4.00	4.9

\* not determined

mm, SKH 9 で  $8.5 \times 100 \times 160$  mm (ただし電子ビームのC条件のものは  $36 \text{ mm } \phi \times 80$ ), SKD 1 で  $13 \times 80 \times 100$  mm (ただし電子ビームのC条件のものは  $36 \phi \times 80$ ), SKD 11 で  $36 \phi \times 80$  mm であつた。また電子ビームのC条件では  $20 \text{ mm } \phi$  のリング状の局部急凝固層を作つたが、他はすべて直線状である。

Table 4 に局部急凝固層を作るのに用いた鍛造材および局部急凝固層の分析結果を示す。電子ビームによるものでは SKH 9, SKD 1 とともに P と Mn が溶融前すなわち鍛造材に比べて減少し、その減少量は断面が大きいほど大きい傾向である。移行プラズマによるものでは C と P が減少している。改良 SKD 61 および 9-2-4-5 型高速度鋼鍛造材の組成は Table 5 に示してあるが、これらの局部急凝固層についての分析は行なわなかつた。

改良 SKD 61 と 9-2-4-5 型高速度鋼を除く鋼の局部急凝固層の組織については前報<sup>1)</sup> に詳しく示してある。SKD 1 および SKH 9 の場合にはほぼ A から E, a から c の順に組織が粗大になつている。

### 2.1.3 キャンニング押出材

SKH 9 鍛造材を高周波溶解炉で大気中再溶解して得た溶湯をノズルから流下させ、その流れに  $50 \text{ kg/cm}^2$  の

水を吹きつけて粉として凝固させた。この噴霧粉を篩別けて粒度をそろえた後、水素中で加熱還元した。還元した粉末を加圧して圧粉体とした後軟鋼製容器に充てんし、蓋の溶接、空気の排除を行なつた。このピレットを加熱し、熱間で押出した。No 1 と No 2 の2つのキャンニング押出材を製作したが、No 1 と No 2 の間では製作条件が Table 6 のように異なつている。No 1 では粉末の還元温度が  $700^\circ\text{C}$  であるのに対して、No 2 では  $1100^\circ\text{C}$  であるばかりでなく、No 2 の粉末には黒鉛粉を添加してから還元処理した。また、No 1 ではピレット内の空気をアルゴンで置換したが、押出前の加熱時の温度上昇による膨張分を逃すために、その密閉は不完全であつた。No 2 では真空ポンプで排気後完全に密閉した。このような条件の差によつて No 2 材は Table 7 に見られるように No 1 に比べて O 量は小さくなつている。しかし鍛造材に比べるとこの O 量ははるかに大きい。また N 量も同様である。

キャンニング押出材を作るのに用いた噴霧粉の組織については前報<sup>1)</sup> に詳しく示してある。

### 2.2 熱処理試験

キャンニング押出材、局部急凝固材、砂型鑄造材から厚さ  $5 \sim 10 \text{ mm}$  の試片を切り出した。局部急凝固

Table 6. Conditions of canning extrusion of SKH9 atomized powders.

Lot No	1	2
Size of atomized powders	20~100 mesh	20~150
Condition of reduction	700°C×30 min in H <sub>2</sub>	1 100°C×2 hr in H <sub>2</sub> (0.8wt% graphite powder added)
Load of pre-compacting	4.5 t/cm <sup>2</sup>	3.5
Inner dia. of can	100 mm	50
Outer dia. of can	172	60
Exclusion of air from can	Substituted by Ar	Evacuated by rotary pump
Heating temperature of billet (can)	1 130°C	1 160
Press for extrusion	2 300 t horizontal hydraulic press	500 t vertical hydraulic press
Dia. of extruded bars	38 (37.6)	15 (12.5)
Ratio of extrusion	22 (14)	16 (16)

Table 7. Chemical composition of extruded and forged SKH9 (%).

	C	W	Mo	Cr	V	Si	Mn	O	N
No 1 Extruded bar	0.70	6.38	4.85	4.53	1.78	0.13	0.14	0.74	0.279
No 2 Extruded bar	0.86	6.62	4.96	3.82	1.87	*	*	0.40	0.040
Forged bar	0.83	6.17	5.18	4.06	1.86	0.24	0.33	0.017	0.042

\* Not determined

材については局部急冷凝固層と母材からなる試片を切り出し、母材を一般鍛造材として扱った。スプラットについては約 30×0.8 mm とした。これらの試片について塩浴炉にて加熱後油冷の焼入、おなじく空冷の焼もどし、ドライアイス投入したアルコール中に浸漬後空冷のサブゼロ処理を行ない、ロックウェル硬さおよびマイクロヴィッカース硬さ（スプラットについてのみ）および光学顕微鏡組織の観察を行なった。

なお押出材についてはX線マイクロアナライザーによる分析を実施した。

### 2.3 連続冷却変態線図の測定

SKD 11 の鍛造材およびスプラットについて連続冷却変態線図 (CCT 図) の測定を実施した。この測定はわれわれが製作した特殊な示差熱分析装置で行なった。この装置は加熱冷却用電気炉と示差熱分析部からなり、後者はつぎのように構成されている。約 1.5×0.8×15 mm (スプラット) または 1.5×1.5×15 mm (キャンニング押出材および鍛造材) の工具鋼試片と 1.5×1.5×15 mm の中性体のおのにおに 0.5 mm φ、長さ約 1 m のアルメル線を溶接し、試片と中性体との間を長さ約 3 mm の 0.5 mm φ クロメル線で連結 (溶接) して、これで試片

と中性体の温度差を、また試片に溶接した 0.5 mm φ PR 熱電対で試片温度を測定できるようにしてある。この試片と中性体を電気炉でオーステナイト化後、種々の速度で冷却して、示差熱分析曲線に変態熱による変曲点が現われる温度および時間をプロットすると CCT 図が得られる。

試片は焼なまし後の SKD 11 および SKH 9 スプラット、SKH 9 のキャンニング押出材 (No 1 材) および SKD 11, SKH 9 の鍛造材から機械加工で切り出した。中性体は 10 Cr-Ni 合金である。

この測定方法および測定結果の信頼性についてはすでに発表済みである<sup>8)</sup>。

### 2.4 残留オーステナイト量の測定

SKH 9 キャンニング押出材、スプラットおよび鍛造材について行なった。試片は熱処理試験に用いたもので表面から約 40 μ の厚さを電解研磨で除去して測定に供した。測定はX線回折法で行ない、α (211) と γ (200) の積分強度比から次式を用いて算出した。

$$\gamma (\%) = \frac{100}{1 + \frac{R_{\gamma}}{R_{\alpha}} \cdot \frac{I_{\alpha}}{I_{\gamma}}}$$

Table 8. Heat treatment condition of specimens for residual stress measurement.

Specimen No	Steel	Melting conditions	Size of beads		Heat treatment conditions	
			W*	d	Quenching	Tempering
D 1	SKD 1	c	3.5 mm	0.7 mm	850°C × 5 min OQ	200°C × 1 hr AC
D 2		b	8	1.5	975°C × 25 min OQ	200°C × 1 hr AC
H 1	SKH 6	D	3	0.5	950°C × 5 min OQ	575°C × 1 hr AC
H 2		D	3.5	0.7	1 200°C × 5 min OQ	575°C × 1 hr AC
H 3		D	3.5	0.7	—	575°C × 1 hr AC

\* See Fig. 8

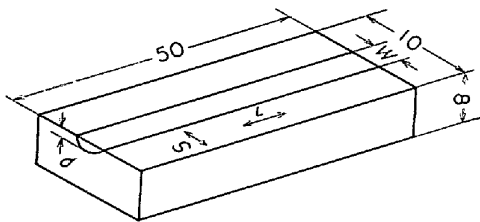


Fig. 1. Dimension of specimens used for the measurement of residual stress.

ただし  $\gamma$  (%) : 残留オーステナイト 体積%  
 $R$  : 回折強度の諸因子  
 $I$  : 実測積分強度

この方法では炭化物量を無視しているが、個々の残留オーステナイト量の正確な値よりも、材料相互間の大まかな比較を目的としているのでこれで十分であると考えた。

測定には、特性 X 線 CoK $\alpha$  を使い、管電圧 40kVP、管電流 90 mA の条件で測定した。

2.5 残留応力の測定

SKH 9 および SKD 1 の局部急冷凝固材から Fig. 1 の形状の試片を切り出し、熱処理した後、研削、ペーパー研磨および電解研磨した。この試片について入射角 0°, 15°, 30°, 45°, 特性 X 線 CrK $\alpha$  (V フィルター)、管電圧 30 kV、管電流 8 mA の条件で測定し  $\sin^2\psi$  法で応力値を求めた。

Table 8 に試片の熱処理条件を示す。焼入温度を高低二種類に選んだのは、局部急冷凝固層と鍛造材の間の  $M_s$  点の差の大小と残留応力の関係を見るためである。また SKH 9 については焼入なしに焼もどしたのもも加えた。

3. 実験結果

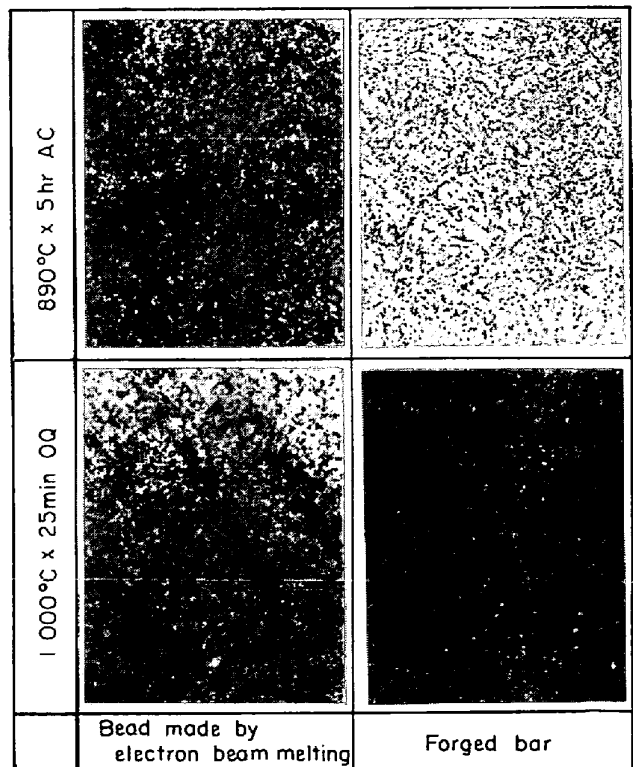
3.1 熱処理特性

3.1.1 熱間ダイス鋼

まず改良 SKD 61 の電子ビームによる局部急冷凝固

層と鍛造材についての焼入温度と焼入硬さの関係をしらべたが、局部急冷凝固層と鍛造材の間にほとんど硬さの差は見られなかつた。Photo. 1 は焼なましおよび焼入試片の光学顕微鏡組織であるが、焼なまし組織中の炭化物の形状、大きさについては局部急冷凝固層と鍛造材の間で差が小さく、焼入組織中に残留する炭化物の量にも目立つた差は認められない。焼もどし状態の炭化物の大きさ、形状がほぼ等しいために、オーステナイト中への炭化物の固容量に大きな差がなく、したがって焼入硬さにも差が現われなかつたのであろう。

3.1.2 冷間ダイス鋼



(Nital etch×400) (3/4)

Photo. 1. Microstructures of SKD 61 forged bar and bead made by electron beam melting.

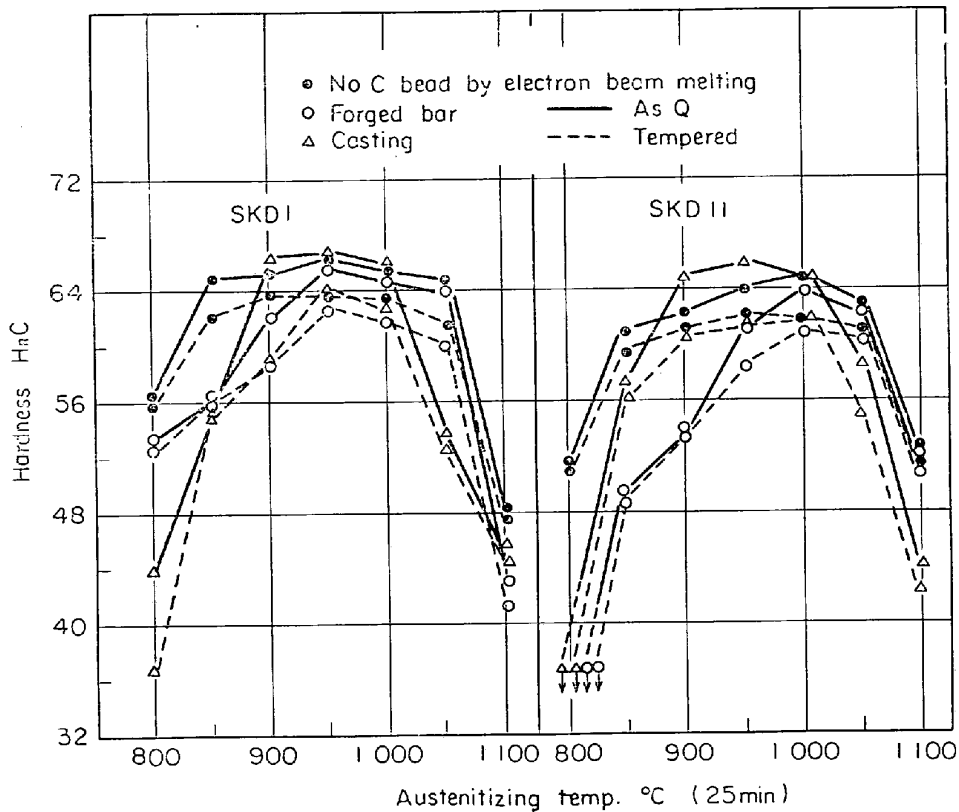


Fig. 2. Effect of austenitizing temperature on the as-quenched and tempered hardness of SKD 1 and SKD 11 forged bars, castings and beads made by electron beam melting. (Tempering at 200°C, 1 hr).

Fig. 2はSKD 1およびSKD 11の電子ビームによる局部急冷凝固層および比較のための鍛造材、砂型鑄造材について焼入温度と焼入硬さおよび200°C焼もどし硬さの関係を示したものである。

SKD 1, SKD 11とも鍛造材は、900°C以上の温度から焼入してはじめてH<sub>R</sub>C 60を越す高い焼入硬さが得られている(したがって市販鍛造材の焼入温度は一般に950°C~1000°Cに選ばれている<sup>9)</sup>)のに対して、局部急冷凝固層は850°C焼入においてすでに高い焼入硬さを示している。図は省略したがSKD 1の場合、この傾向は他の条件の電子ビームによる局部急冷凝固層でも、移行プラズマによる局部急冷凝固層でも同じであった。

Fig. 2によればSKD 1, SKD 11ともに得られた最高の焼入硬さは鍛造材よりも局部急冷凝固層のほうが高い。焼入温度が1000°C以上になると残留オーステナイトの生成のために焼入硬さは低下するが、その傾向には鍛造材と局部急冷凝固層の間の差は見られない。

またSKD 11の場合800°C焼入では鍛造材はH<sub>R</sub>C 25の硬さであるのに対して、局部急冷凝固層はH<sub>R</sub>C 51の硬さを示している。後のPhoto. 3に見られるように800°Cでは鍛造材中には多量の炭化物が残留しており、

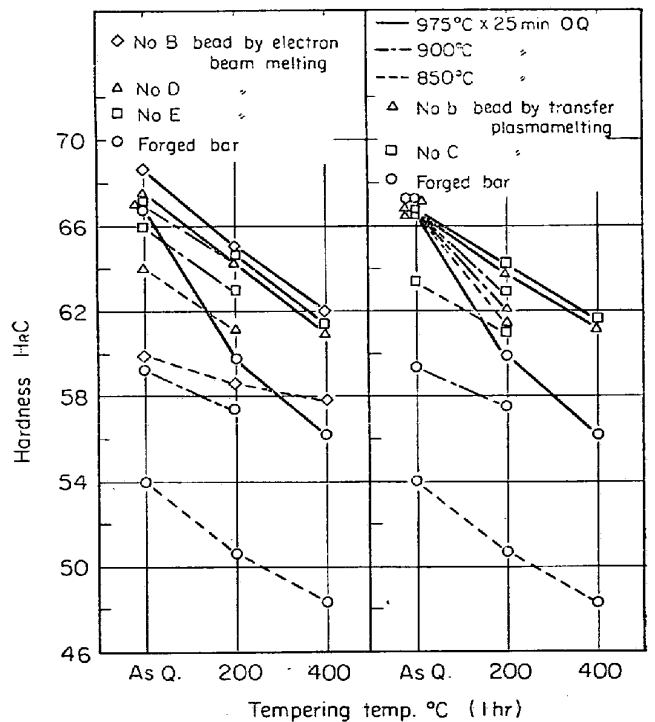


Fig. 3. Effect of tempering temperature on the tempered hardness of SKD 1 forged bar and beads made by electron beam and transfer plasma melting.

完全にオーステナイト化されていなかったのではないかと考えられる。炭化物の溶け込み速度の差にもとづくオーステナイト化速度の差がこのように著しく硬さの異なった原因であろう。

Fig. 3 は SKD 1 について焼もどし温度と焼もどし硬さの関係を示したものである。900°C 以下の焼入では明確でないが、975°C 焼入では局部急冷凝固層は鍛造材よりも焼もどしにともなう硬さの低下が著しく小さい。

Beads by electron beam melting	No B	x 1 000			
	No E	x 1 000			
Beads by transfer plasma melting	No b	x 1 000			
	No c	x 1 000			
Sand casting	x 400				
Forged bar	x 400				
			850°C x 25 min OQ	900°C x 25 min OQ	975°C x 25 min OQ

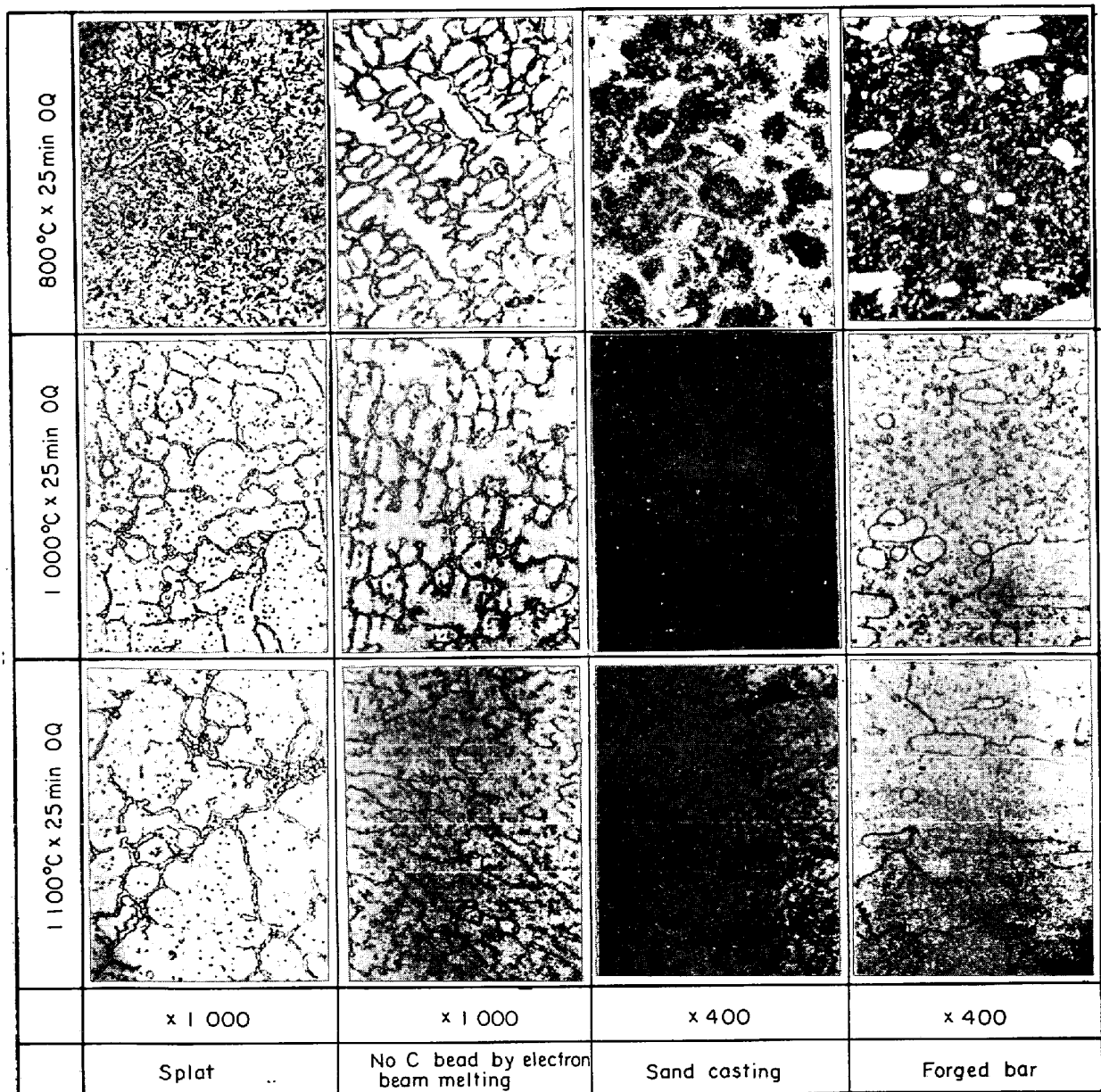
(Nital etch) (3/4)

Photo. 2. Microstructures of SKD 1 forged bar, sand casting and beads made by electron beam and transfer plasma melting.

Fig. 3 の 200°C 焼もどし硬さと焼入硬さの差を見ても焼入温度が高い場合には同じ傾向である。

Fig. 2 において鑄造材についてみると、鑄造材は SKD 1, SKD 11 とともに 850°C では鍛造材なみか、鍛造材と局部急凝固層の中間程度の低い硬さであるが、900°C では局部急凝固層なみかそれ以上の高い硬さを示している。この点では鑄造材は鍛造材と局部急凝固層の中間の挙動をもつといえるが、1050°C 以上の焼入による焼入硬さの低下が著しい、900°C 焼入において焼もどしによる硬さの低下が著しいなどのやや特異な傾向を示している。

Photo. 2 および 3 は SKD 1 あるいは SKD 11 の鍛造材、鑄造材および局部急凝固層の焼入組織の一部である。(後述の CCT 図の測定に用いたスプラットについても示してある。) 鑄造材および局部急凝固層はともに大きな共晶炭化物と微細な粒状炭化物をもっている。そして鍛造材の炭化物に比べてこれらの炭化物が著しく微細なことが目立っている。また SKD 1 の局部急凝固層の中では条件 B によるものが他に比べて共晶炭化物の形成する網目が小さく、炭化物の大きさも全般に微細なようである。さきの Fig. 3 において B 条件による局部急凝固層が他のものに比べて全般にやや高い硬



(Nital etch) (3/4)

Photo. 3. Microstructures of SKD 11 forged bar, sand casting and bead made by electron beam melting.



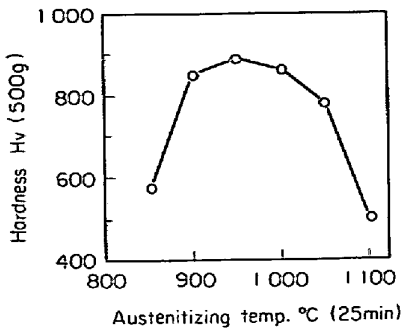


Fig. 4. Effect of austenitizing temperature on the as-quenched hardness of SKD 11 splat.

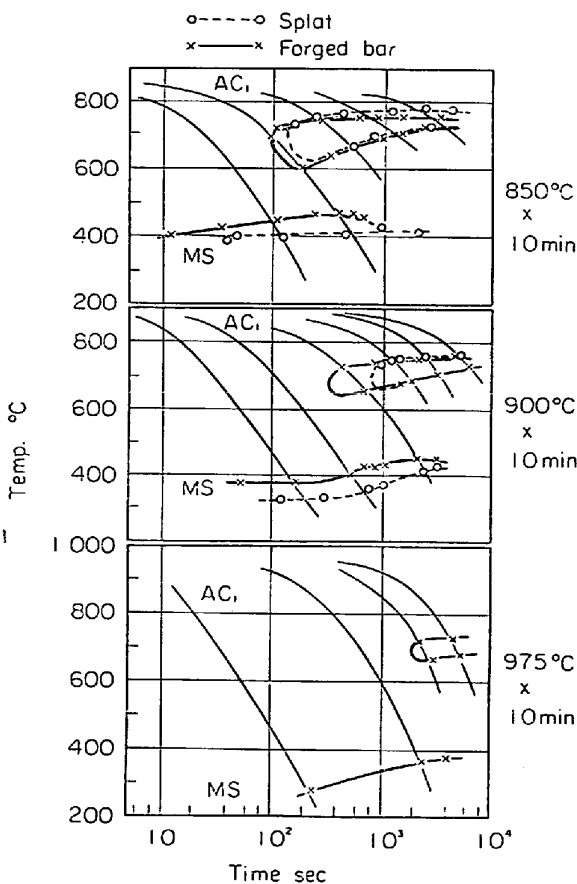


Fig. 5. CCT-diagrams of SKD 11 forged bar and splat austenitized at 850, 900 and 950°C

さを示しているのはこのためであると推定される。

このように局部急凝固層および鍛造材中の炭化物が著しく微細であることがオーステナイト化時の炭化物の基質への固溶を容易にし、低い焼入温度でも高い焼入硬さを示す原因となつていのでないかと考えて、これを確かめるために局部急凝固層と類似の組織を持ち、Fig. 4 のように、低い焼入温度でも高い焼入硬さを示す

点で局部急凝固層と熱処理挙動が似ている SKD 11 のスプラットと比較用の鍛造材について CCT 図を測定した。Fig. 5 はその結果であつて、850°C、900°C のいずれにおいてもスプラットのほうが鍛造材よりもパーライト変態の鼻が長時間側にあるとともに  $M_s$  点も低く、 $M_s$  点に関してはスプラットの 900°C が鍛造材の 975°C にほぼ等しい。同図では時間軸をオーステナイト化温度を基準としているが  $A_{c1}$  点を基準とするとパーライトの鼻の時間も  $M_s$  点と同じくスプラットの 900°C が鍛造材の 975°C にほぼ等しい。このようにスプラットのパーライト変態の鼻が長時間側にあり、 $M_s$  点も低いのはスプラット中のオーステナイトには炭化物が多量に固溶して、オーステナイト組成が高合金になつていことを意味している。オーステナイト粒度が大きくても CCT 図は長時間側に移動するがさきの Photo. 3 の 1100°C 焼入組織に見られるように、オーステナイト粒度はスプラットのほうが小さいので、オーステナイトの組成の差が原因となつていと考えて誤りでないと考えられる。

以上の結果から SKD 1, SKD 11 の局部急凝固層では炭化物が微細でオーステナイト中に容易に固溶するため、低い焼入温度で十分に硬化するのでであると判断される

### 3.1.3 高速度鋼

Fig. 6 は SKH 9 の電子ビームおよび移行プラズマによる局部急凝固層および比較のための鍛造材、砂型鑄造材について焼入温度と焼入硬さおよび 575°C 焼もどし硬さの関係を示したものである。電子ビームによる局部急凝固層はほぼ全焼入温度範囲、とくに 1050°C 以下の低い焼入温度において鍛造材よりも高い焼入硬さを示している。しかし移行プラズマによる局部急凝固層は鍛造材とほぼ同じである。したがつて SKH 9 では局部急凝固層が低温で高い焼入硬さを示す現象は冷間ダイス鋼の場合ほど顕著に認められない。

これに対して 9-2-4-5 型の電子ビームによる局部急凝固層は Fig. 7 のように鍛造材に比べて全体に高い焼入硬さを示すがとくに 1050°C 以下の焼入温度で著しい。この点では冷間ダイス鋼に近い。

Fig. 8 は電子ビームによる局部急凝固層について焼もどし温度と焼もどし硬さの関係を求めたものである。鍛造材と局部急凝固層はほぼ同じ硬さ変化を示し、焼もどし挙動には著しい差がないようである。この図には局部急凝固層処理したものを焼入せずそのまま焼もどしたときの硬さ変化も併記したが、500°C 以上の焼もどしによつて著しく硬化している。これは局部急凝固層処理によつて焼入状態になつていからである。

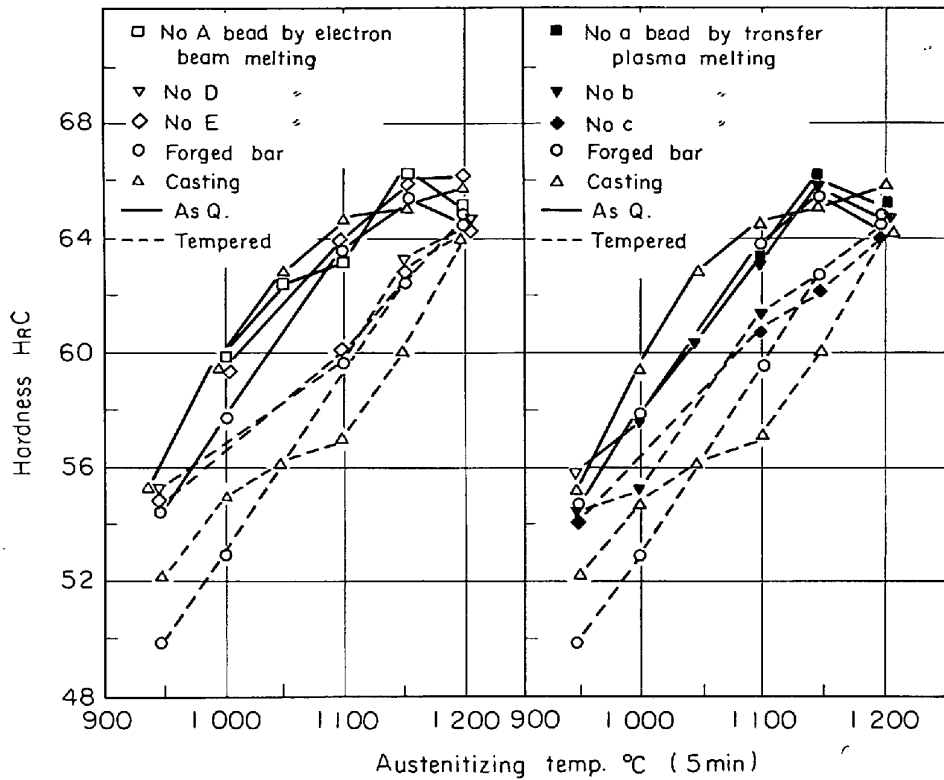


Fig. 6. Effect of austenitizing temperature on the as-quenched and tempered hardness of SKH 9 forged bar and bead made by electron beam and transfer plasma melting. (Tempering at 575°C, 1 h, 2 t imes).

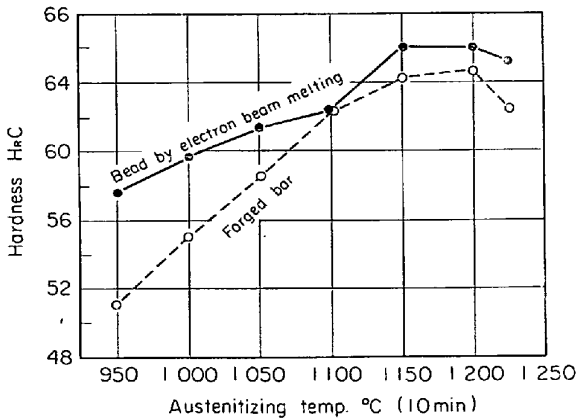


Fig. 7. Effect of austenitizing temperature on the as-quenched hardness of 9-2-4-5 type high speed steel forged bar and bead made by electron beam melting.

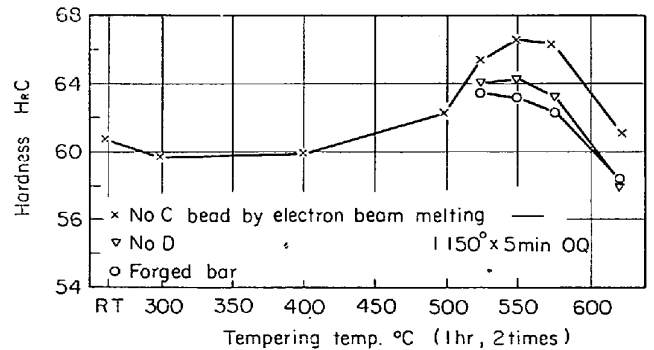


Fig. 8 Effect of austenitizing temperature on the tempered hardness of SKH 9 forged bar and beads made by electron beam melting.

Photo. 4 は SKH 9 の焼入組織である。移行プラズマによる局部急冷凝固層については省略したが、条件 E の電子ビームによる局部急冷凝固層とほぼ同じ大きさの組織である。条件 A の電子ビームによる局部急冷凝固層の焼入組織には多少網状ではあるが、ほぼ鍛造材なみに

粒状で均一な分布の炭化物が見られる。条件 E では細長い共晶炭化物が網状に配列しているが、全般としては SKD 1 や SKD 11 に比べると鍛造材に比較的近い炭化物の形状、分布である。

Photo. 5 は 9-2-4-5 型高速度鋼の焼入組織である。この鋼の鍛造材には写真にも白く見られるような大きな MC が多く見られるが、局部急冷凝固層ではこの MC もやはり微細になつている。写真で輪かくのはつきりし

No A bead by electron beam melting	x 1 000		
No E bead by electron beam melting	x 1 000		
Splat	x 1 000		
Sand casting	x 400		
Forged bar	x 400		
		1 050°C x 10 min OQ * 1 000°C x 10 min OQ	1 200°C x 3 min OQ

(Nital etch) (3/4)

Photo. 4. Microstructures of SKH 9 forged bar, sand casting, splat and beads made by electron beam and transfer plasma melting.

たやや不規則な粒状のものが MC である。この MC が微細になつたことが SKH 9 よりも多量の MC を含む<sup>10)</sup>この鋼の局部急冷凝固層が低い焼入温度で比較的高い硬さを示した現象に関係していると推定する。

Fig. 9 は SKH 9 のキャンニング押出材についての焼入温度と焼入硬さの関係である (サブゼロ処理後の硬さも一部示してある)。この図で明らかなのはキャンニ

ング押出材が局部急冷凝固層とは異なつて、950°C のような低い温度からの焼入でも H<sub>R</sub>C 63 以上の高い焼入硬さを示すことである。これは No 1 材, No 2 材に共通である。そして焼入温度が、これより高くなると焼入硬さもはじめは高くなるが、焼入温度がさらに上昇するとかえつて低くなる。焼入硬さが最高になる焼入温度は No 1 材で 1 050°C, No 2 材で 1 100°C 付近であり、

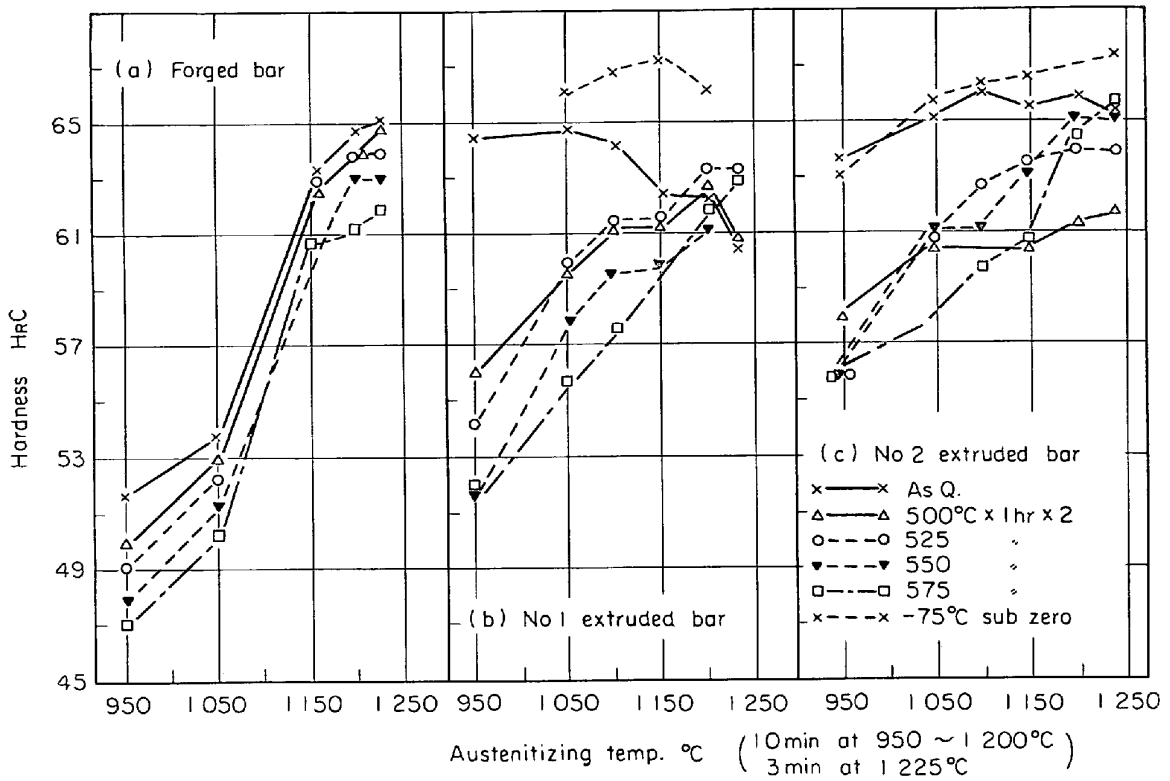
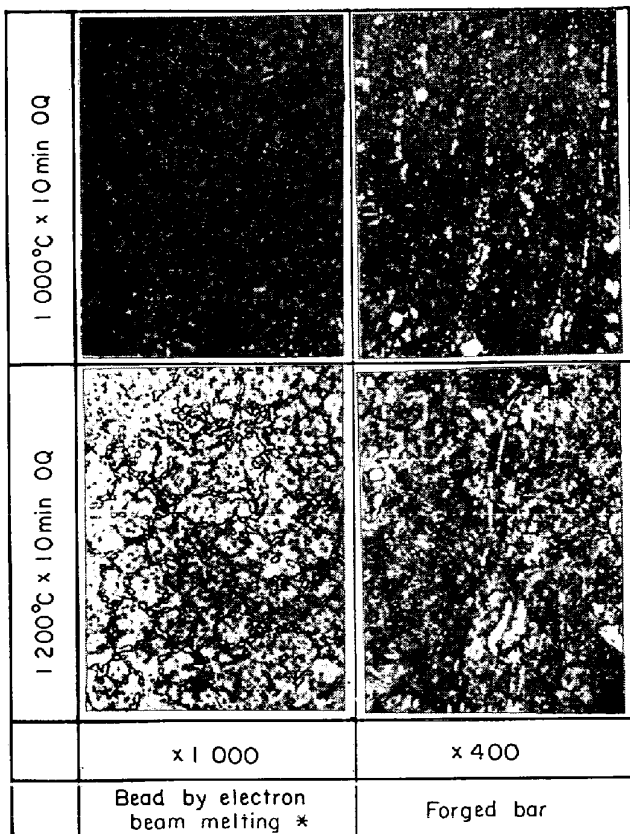


Fig. 9. Effect of austenitizing temperature on the as-quenched and tempered hardness of SKH 9 forged bar and extruded bar.



(Nital etch) (3/4)

\* 210mA, 28kV, 200mm/min.

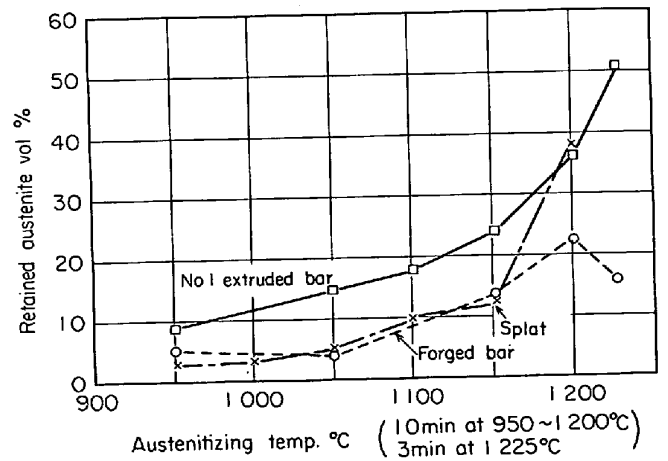


Fig. 10. Effect of austenitizing temperature on the amount of retained austenite on SKH 9 forged bar, extruded bar and splat.

Photo. 5. Microstructures of 9-2-4-5 type high speed steel forged bar and bead by electron beam melting.

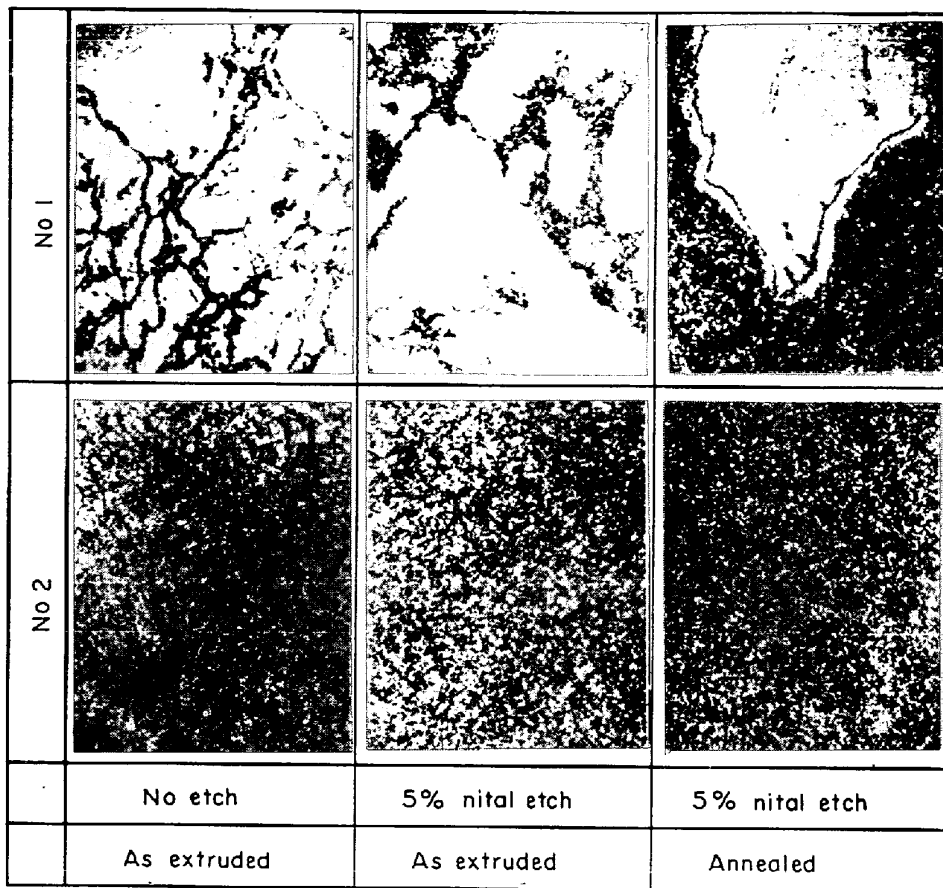
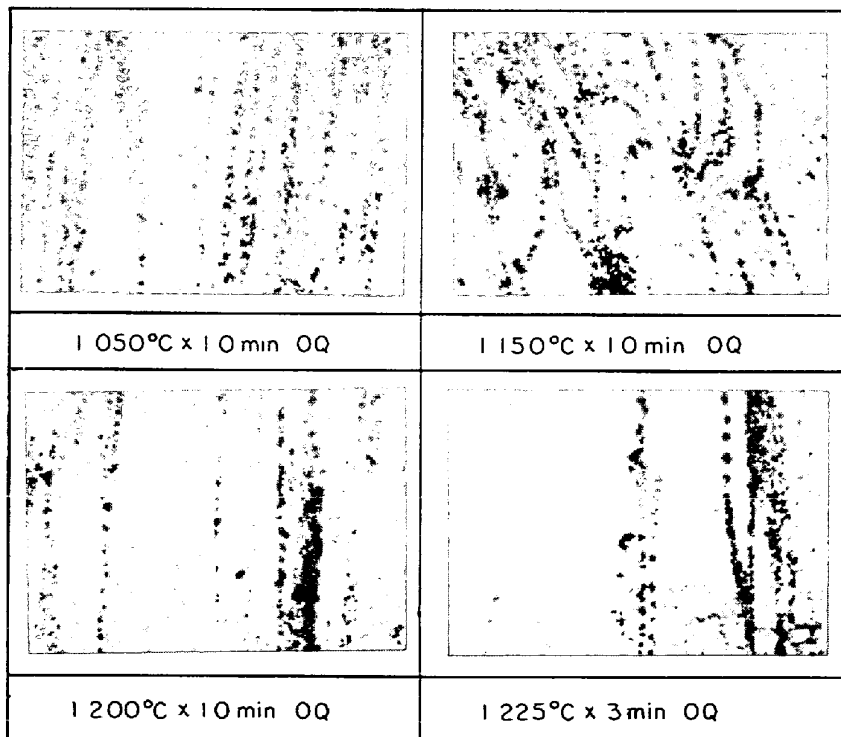


Photo. 6. Microstructures of SKH 9 extruded bars. (×400) (3/4)



(Nital etch×1000) (3/4)

Photo. 7. Microstructures of No 1 SKH 9 extruded bar.

また最高硬さをすぎてからの硬さの低下の程度も No 2 材に比べて No 1 材のほうが大きく, No 1 材と No 2 材の間には多少熱処理挙動に差がある. 焼入硬さが低くなるのは残留オーステナイトの増加によるものであると考えられる. サブゼロ処理による硬さの上昇は焼入温度が高いほど著しいからである.

Fig. 10 は No 1 材と鍛造材および Photo. 4 のように局部急冷凝固層と類似の組織を持つスプラットについて焼入温度と残留オーステナイト量の関係を求めた結果であるが, No 1 材において焼入温度が 1100°C を越え

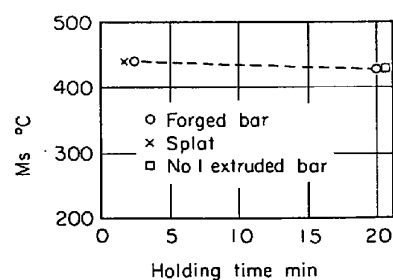
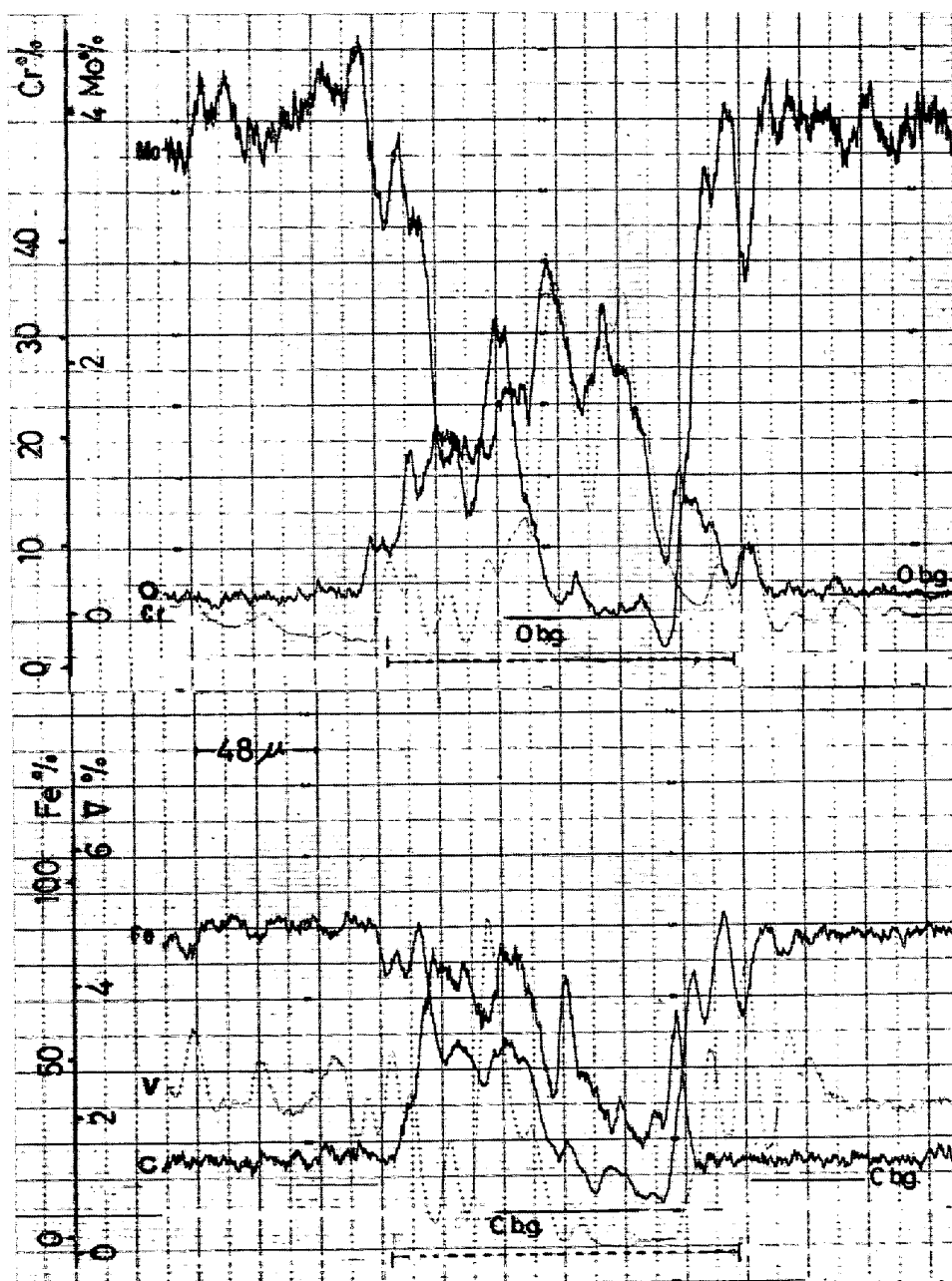


Fig. 11. Effect of holding time of the  $M_s$  point of SKH 9 forged bar, extruded bar and splat.



.....Band-like phase

b. y.=Back ground

Fig. 12. Charts of electron probe line analysis obtained from SKH 9 extruded bar.

ると残留オーステナイト量も急に多くなっている。さらに注目すべきは、鍛造材やスプラットに比べると No 1 は全焼入温度範囲においてにおいてきわめて多量の残留オーステナイトを持っていることである。残留オーステナイト量に関しては No 1 材の 1000°C が鍛造材の 1100°C に、No 1 材の 950°C が鍛造材の 1150°C にほぼ相当している。なおスプラットの焼入硬さについては省略したが、スプラットを低い温度で焼入してもキャンニング押出材のような高い硬さを示さなかつた。

また Fig. 11 は SKD 11 の場合と同じ目的で No 1 材、スプラットおよび鍛造材について 950°C オーステナイト化時の  $M_s$  点を比較した結果であるが、この場合にはとくに No 1 材の  $M_s$  点が低いことはなかつた。

Photo. 6 はキャンニング押出材の押出のままおよび焼なまし後の組織、Photo. 7 は同じく焼入後の組織である。これらからキャンニング押出材には局部急冷凝固層中の炭化物と同じように微細で、鍛造材中の炭化物と同じように球状なる炭化物が均一に分布していることが明らかである。炭化物の量は焼入温度が上昇するとともに減少しているが、高い焼入硬さを示した 1050°C ではまだ多量の炭化物が残留している。

また Photo. 7 とさきの Photo. 4 からオーステナイ

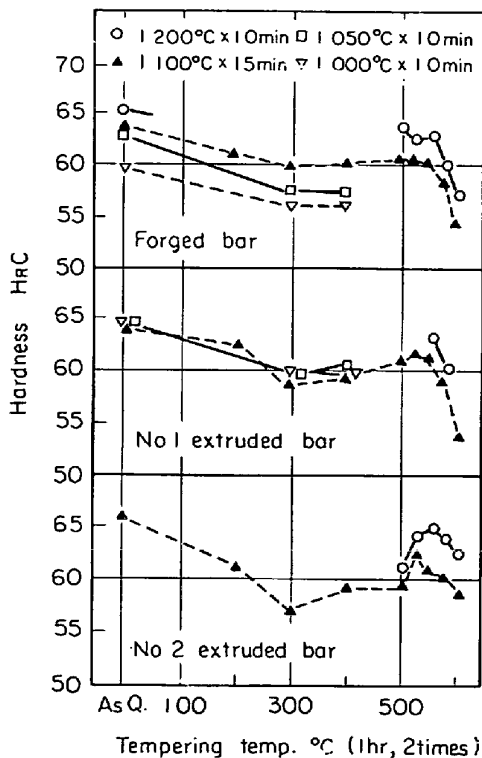


Fig. 13. Effect of tempering temperature on the tempered hardness of SKH 9 forged bar and extruded bars.

ト粒度を比較して見ると、鍛造材に比べてキャンニング押出材のオーステナイト粒度が著しく微細である。これは噴霧粉をキャンニング押出した高速度鋼や焼結した高速度鋼にしばしば認められている<sup>2)</sup>炭化物が微細に分布しているためと考えられる。

キャンニング押出材の組織には Photo. 6 の No 1 材に見られるように、網目を形成する相が存在する。この相は押出方向に平行な断面では Photo. 7 に見られるように縞状に分布し、腐食なしの状態でも明りように認められる。この相を横切るように X 線マイクロアナライザーで線分析したところ、Fig. 12 のように、これが縞状に分布した部分 (……で示した部分) に Cr と O が多い。したがってこの相は酸化物であると推定される。

なお Photo. 6 の No 1 材の焼なまし組織には白く見られる巨大な相が存在するが、X線マイクロアナライザーによつて調査してみると、これはおそらく噴霧粉間の組成差に基因する偏析のためであることがわかつた。

Fig. 13 および 14 はキャンニング押出材および鍛造材についての焼もどし温度と焼もどし硬さの関係である。Fig. 13 によれば 1050°C のような低い温度で焼入した場合でも 400°C 以下の温度ならば焼もどしに伴う硬さの低下は少ないのであるが、Fig. 14 のように 500°C 以上での焼もどしでは著しく軟化している。1050°C 焼入のキャンニング押出材は 1150°C 焼入の鍛造材に比べて焼入硬さはむしろ高く、残留オーステナイト量は同等であるが、焼もどし硬さは低い。このようにキャンニング押出材は鍛造材とは焼もどし挙動においても差がある。また No 1 材と No 2 材の間にも多少の差が見られる。

Fig. 15 は残留オーステナイト量の測定の際に得られた  $\alpha(211)$  の X 線回折線をキャンニング押出材、スプラットおよび鍛造材について示したものであるが、鍛造材およびスプラットにおいては焼入温度が 1150°C を越えると格子面間隔が大きくなる方向、つまりマルテンサイトが高合金になる方向に移動し、残留オーステナイト量の変化に対応しているのが、キャンニング押出材では  $\alpha(211)$  線は二つの回折線の重複した形で、高角度側のピーク位置は焼入温度によつてほとんど変化せず、低角度側のピークのみが焼入温度の上昇とともに格子面間隔が大きくなる方向に移動している。 $\delta$ フェライトを多く含んだ粗粒の噴霧のままの噴霧粉の  $\alpha(110)$  線が二つに分離していたことを前報<sup>1)</sup>に報告したが、これと合わせて考えると高角度側のピークは  $\delta$ フェライト、低角度側のピークは基質のマルテンサイトのものと推定される。 $\delta$ フェライトは低合金であるとともに

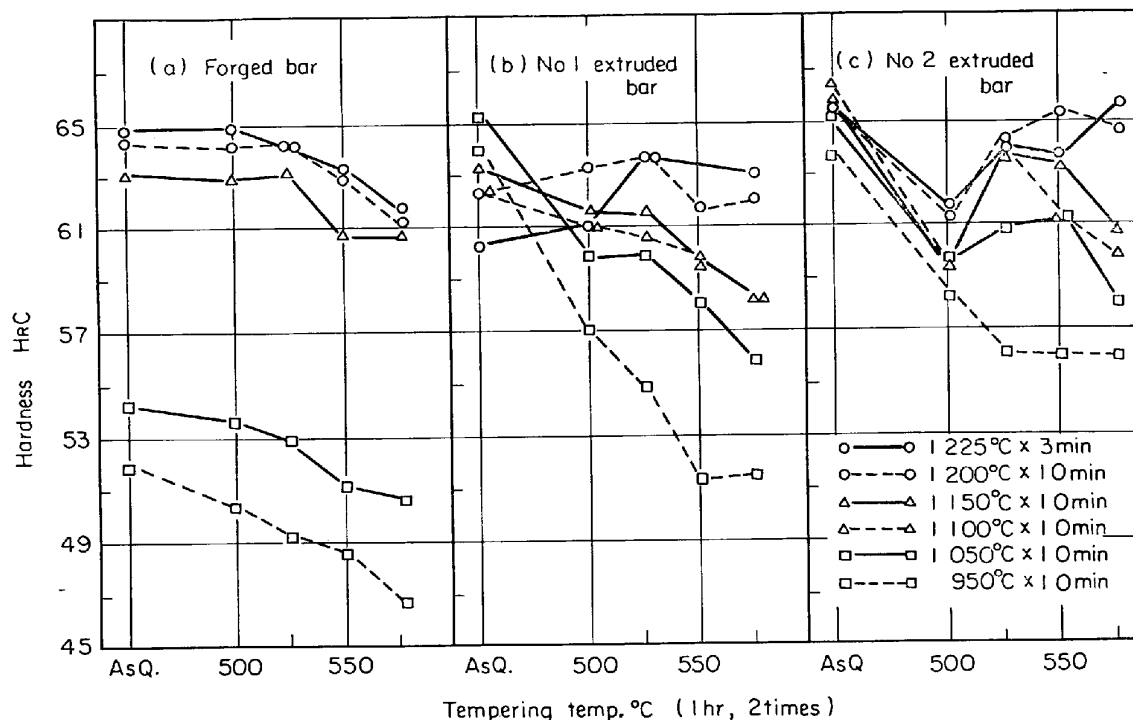


Fig. 14. Effect of tempering temperature on the tempered hardness of SKH 9 forged bar and extruded bars.

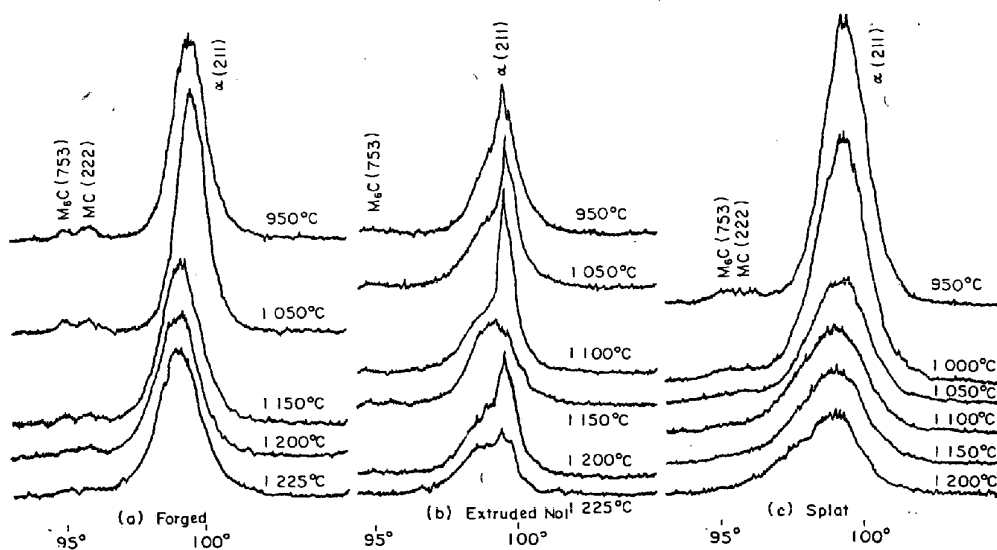


Fig. 15. Effect of austenitizing temperature on the X-ray diffraction line profile of SKH 9 forged bar, extruded bar and splat.

大部分が共晶に比べてはるかに大きいので、この $\delta$ フェライトの中に炭化物が固溶するのに長時間を要すると推定される。

### 3.2 局部急凝固処理材の残留応力

Table 9 に測定結果を示す。SKD 1 において焼入温度 975°C では局部急凝固層と母材にはともに数 kg/mm<sup>2</sup>の圧縮応力が存在するのであるが、焼入温度 850

°C では局部急凝固層のL方向に 30 kg/mm<sup>2</sup> を越す大きな圧縮応力がある。SKH 9 では 1200°C 焼入のL方向に 15 kg/mm<sup>2</sup> の圧縮応力が存在するが、S方向の残留応力は母材と同じ大きさである。950°C 焼入ではL方向に母材では4 kg/mm<sup>2</sup>の引張応力が存在しているのに対して、局部急凝固層には 6 kg/mm<sup>2</sup>の圧縮応力が見られる。焼入せずにそのまま焼もどした場合にはL



Table 9. Residual stress of the specimens by electron beam melting  
(Heat treated as Table 8).

Specimen No	Direction L		Direction S	
	Beads	Base	Beads	Base
D 1	$-30.7 \pm 5.2$	$-7.3 \pm 7.0$	$-3.7 \pm 2.0$	$-36.6 \pm 11$
D 2	$-6.0 \pm 5.5$	$-5.4 \pm 3.4$	$-10.2 \pm 3.6$	$-3.3 \pm 1.7$
H 1	$-6.2 \pm 1.9$	$4.0 \pm 1.3$	$-3.1 \pm 3.2$	$-2.8 \pm 1.2$
H 2	$-14.8 \pm 4.6$	$1.7 \pm 4.4$	$-1.7 \pm 3.8$	$-3.2 \pm 3.0$
H 3	$-38.0 \pm 4.5$	$5.5 \pm 3.8$	$-17.8 \pm 4.5$	$-28 \pm 1.0$

方向で  $38 \text{ kg/mm}^2$ , S 方向で  $18 \text{ kg/mm}^2$  の圧縮応力が存在している。

この実験結果において SKD 1 の場合に焼入温度が低いと残留圧縮応力が大きく、焼入温度が高いと圧縮応力が小さくなったのは、局部急冷凝固層と母材の間の  $M_s$  点の差が焼入温度が低いと大きく、焼入温度が高いと小さいためであると考えられる。また SKH 9 では低い温度で焼入しても SKD 1 の場合のような大きな残留応力が見られないのは、 $M_s$  点の差がないためであると考えられる。

#### 4. 実験結果に対する考察

以上の実験結果で明らかになった第 1 の点は、急冷凝固工具鋼が低い焼入温度で十分に硬化することである。キャンニング押出材を別にすれば、この現象は熱間ダイス鋼 (SKD 61), 高速度鋼 (9-2-4-5 型高速度鋼 SKH 9), 冷間ダイス鋼 (SKD 11, SKD 1) の順に顕著になる。この順序は一般鍛造材中の炭化物と急冷凝固層中の炭化物の間の大きさの差の順序と一致し、急冷凝固によつて炭化物の大きさが微細化する程度の大なるほど、低温焼入時の硬さの上昇も著しい。そして急冷凝固した場合に晶出する炭化物の大きさについては冷間ダイス鋼, 熱間ダイス鋼, 高速度鋼の間にあまり大きな差がないので急冷凝固時に晶出する炭化物の大きさはほぼ一定であると考えれば、鍛造材中の炭化物の大きさを観察することによつて、本研究に用いた以外の鋼種についても急冷凝固の効果を推察できる。ただし炭化物が凝固過程において晶出せず、固相反応によつて析出する鋼については別問題である。

SKH 9 キャンニング押出材は SKH 9 のスプラットや局部急冷凝固層と異なり、 $950^\circ\text{C}$  のような低い温度からの焼入で  $H_{RC} 63$  以上の高い硬さを示した。これはこれまでの高速度鋼には見られなかった現象であるが、この原因をすべてキャンニング押出材中の炭化物が微細

で、オーステナイト化時に著しく固溶しやすいためであると簡単に考えることには問題がある。

キャンニング押出材, 局部急冷凝固層, スプラットおよび鍛造材の炭化物の大きさを比較してみると、キャンニング押出材とスプラットや局部急冷凝固層の間の炭化物の大きさの差は、局部急冷凝固層やスプラットと鍛造材の間の炭化物の大きさの差に比べてはるかに小さく、とくにキャンニング押出材中の炭化物が固溶しやすいとは考え難いのである。しかしキャンニング押出材中の炭化物の固溶量が大きくなかつたと考えるなら、キャンニング押出材中の残留オーステナイト量ガスプラットに比べて大きい理由を炭化物の固溶による基質の高合金化以外に求めなければならない。また炭化物の固溶が少なくマルテンサイト中の C 量が低ければ、 $H_{RC} 63$  を越すような高い焼入硬さの得られることも説明できない。したがつてやはり炭化物の固溶量が大きいと考えるならば、単に炭化物の大きさだけでなく、キャンニング押出材中に多量の O の含まれていることが何らかの機構で関係しているかもしれない。これらについては炭化物量の測定などを含んだより詳細な検討が必要である。

キャンニング押出材の熱処理特性上のもう一つの特徴は低温焼入の場合焼入硬さが高く、しかも残留オーステナイト量が多いにかかわらず  $500^\circ\text{C}$  以上の焼もどしによる焼もどし硬さが低いことである。このように焼もどし特性が異なる機構についてもなお詳細な検討が必要である。

SKD 1 や SKD 11 の局部急冷凝固層が低い焼入温度で硬化することは、燃経済の点でも、脱炭の起こり難い点でもまことに望ましいことであるが、さらにこの特性を積極的に利用することもできる。たとえば切刃部が局部急冷凝固層で占められるように材料取りして切り出された金型を、 $850\sim 900^\circ\text{C}$  で焼入すれば耐摩耗性が要求される切刃部が硬く、これを支持する本体が比較的やわらかい。したがつて摩耗少なく破損しにくい金型となる

であろう。

これに対して SKH 9 キャンニング押出材が、低い焼入温度で硬化することが実用上の利点となりうるか否かは、低温焼入された SKH 9 キャンニング押出材がどのような切削性能や耐摩耗性を持っているかにかかっている。切削工具にはすぐれた耐焼もどし性が要求される<sup>11)</sup>ので、少なくとも高速切削に用いる切削工具用材としては悲観的である。いわゆるアンダーハードニングが推奨される冷間鍛造型用材としては有望と考えられるが、靱性が焼入温度でなく、硬さで支配されるならば鍛造材高速度鋼のアンダーハードニングの場合よりは焼もどし温度を高くして、硬さを下げることが必要である。これらに関しては今後の検討課題である。

また SKD 1, SKD 11 の局部急凝固材を低い温度から焼入すると、 $M_s$  点の差によつて局部急凝固層に大きな残留圧縮応力が発生するが、これの実用上の価値についても今後の検討課題である。圧縮応力は疲労強さを高める<sup>12)13)</sup>ので、冷間鍛造型や抜型など疲労現象が生起するものには有効である可能性がある。

## 5. 結 論

急凝固した熱間ダイス鋼、冷間ダイス鋼および高速度鋼の熱処理条件と硬さの関係および熱処理にともなう組織変化などをしらべ、以下のような結論を得た。

(1) 急凝固した冷間ダイス鋼 SKD 1, SKD 11 は市販鍛造材の適正焼入温度よりも 100~150°C 低い温度からの焼入で十分な焼入硬さを示す。

(2) これは急凝固した SKD 1, SKD 11 中の炭化物が微細でオーステナイト化時に容易に固溶するためである。

(3) 高速度鋼 SKH 9 の局部急凝固層ではこの現象は冷間ダイス鋼ほど顕著でない。9-2-4-5 型高速度鋼では SKH 9 より顕著である。

(4) 熱間ダイス鋼の局部急凝固層ではこの現象はほとんど認められない。

(5) SKH 9 のキャンニング押出材は 950°C のような著しく低い温度からの焼入で  $H_{RC} 63$  以上の焼入硬さを示すが、焼もどしによつて著しく軟化する。

(6) SKH 9 におけるキャンニング押出材と局部急凝固層の間の熱処理特性の差は炭化物の大きさ、したがって固溶のしやすさの差では簡単に説明できないと考えられる。

(7) SKD 1 の局部急凝固処理材を低い温度から焼入すると、 $M_s$  点の差によつて局部急凝固層に大きな残留圧縮応力が生じた。

## 文 献

- 1) 新井, 小松: 鉄と鋼, 58(1972)7, p. 899
- 2) A. R. JOHNSON and J. C. HAMAKER: ASM Technical Report C 7-201, 1967
- 3) C. L. KORBIN: Iron Age, 200 (1967), p. 71
- 4) N. B. SCHWARTZ: Iron Age, 205 (1970), p. 78
- 5) I. STRÖMBALD: Proceedings of International Conference on the Science and Technology of Iron and Steel part I (1971), p. 319
- 6) O. W. REEN: Progress in Powder Metallurgy, 20 (1964) 194
- 7) 山口, 新保, 村山, 飯島: 粉体および粉末冶金 18 (1971) 1
- 8) 新井, 小松: 日本金属学会第 64 回講演大会概要 (1969) p. 195
- 9) 日本鉄鋼協会編: 鋼の熱処理基礎と作業標準 丸善株式会社 (1960), p. 446
- 10) F. KAYSER and M. COHEN: Metal Prog, 61 (1952) 6, 79
- 11) 小柴: 工具材料 (下) 丸善株式会社 (1956), p. 358
- 12) D. P. KOISTINEN: Trans. ASM, 57 (1964) 581
- 13) 鈴木, 早乙女, 林, 丸田: 日本金属学会第 IV 総合分科, 残留応力と金属の性質に関する討論会予稿