



Title	急凝固工具鋼に関する研究
Author(s)	新井, 透
Citation	大阪大学, 1972, 博士論文
Version Type	VoR
URL	https://hdl.handle.net/11094/2824
rights	
Note	

The University of Osaka Institutional Knowledge Archive : OUKA

<https://ir.library.osaka-u.ac.jp/>

The University of Osaka

急凝固工具鋼に関する研究

昭和 4 6 年

新 井 透

論 文 目 録

大阪大学

報告番号・乙第1101号

新 井 透

主論文 急凝固工具鋼に関する研究

(主論文のうち印刷公表したもの)

1. 題 名 チタン高速度鋼におけるMC型炭化物について
日本金属学会誌 第30巻2号
昭和41年2月28日
2. 題 名 チタン高速度鋼の炭素含有量について
同 上
3. 題 名 高V-Mo高速度鋼におよぼす硫黄添加の影響
同 上
4. 題 名 硫黄を多量に添加した高速度鋼について
同 上
5. 題 名 硫黄添加高速度鋼における介在物について
日本金属学会誌 第30巻5号
昭和41年5月30日

(主論文のうち未公表のもの)

1. 題 名 急凝固した工具鋼に現われる相の観察
原稿 56枚
鉄と鋼(日本鉄鋼協会)
昭和47年掲載決定(7号予定)

緒 言	1
第 1 編 急冷凝固法による工具鋼の改善	10
第 1 章 急冷凝固工具鋼の基本的性質	10
第 1 節 緒 論	10
第 2 節 高速度鋼噴霧粉の組織	10
2-1 実験方法	10
2-2 実験結果	11
2-3 考 察	17
第 3 節 高速度鋼およびダイス鋼スプラットクーリング材の組織	18
3-1 実験方法	18
3-2 実験結果	20
1. 高速度鋼	20
2. ダイス鋼	25
3-3 考 察	26
3-3-1 急冷凝固工具鋼における炭化物反応	28
1. 高速度鋼	28
2. 熱間ダイス鋼	31
3. 冷間ダイス鋼	32
3-3-2 急冷凝固工具鋼の凝固機構	33
1. 高速度鋼	33
2. 熱間ダイス鋼	36
3. 冷間ダイス鋼	37
4. まとめ	38
第 4 節 高速度鋼およびダイス鋼スプラットクーリング材の熱処理特性	38
4-1 実験方法	38
4-2 実験結果および考察	39
第 5 節 本章で得られた結論	45
第 2 章 局部急冷凝固材	48
第 1 節 緒 論	48
第 2 節 局部急冷凝固材の組織	49
2-1 実験方法	49
2-2 実験結果および考察	52
第 3 節 局部急冷凝固材の熱処理特性	57

3-1	実験方法	57
3-2	実験結果	57
3-3	考 察	61
第4節	局部急冷凝固材における残留応力	63
4-1	実験方法	63
4-2	実験結果	63
4-3	考 察	65
第5節	局部急冷凝固材の耐摩耗性	66
5-1	実験方法	66
5-2	実験結果	67
5-3	考 察	70
第6節	局部急冷凝固材の靱性	72
6-1	実験方法	72
6-2	実験結果および考察	73
第7節	局部急冷凝固材の切削性能	75
7-1	実験方法	75
7-2	実験結果および考察	75
第8節	局部急冷凝固処理方法についての考察	76
第9節	本章で得られた結論	78
第3章	自動アーク肉盛材	81
第1節	緒 論	81
第2節	自動アーク肉盛材の組織および熱処理特性	82
2-1	実験方法	82
2-2	実験結果および考察	86
第3節	自動アーク肉盛材の耐摩耗性	90
3-1	実験方法	90
3-2	実験結果および考察	90
第4節	自動アーク肉盛材の靱性	91
4-1	実験方法	91
4-2	実験結果および考察	91
第5節	自動アーク肉盛材の切削性能	92
5-1	実験方法	92
5-2	実験結果および考察	93
第6節	自動アーク肉盛材製切削工具による切削試験	95
6-1	実験方法	95
6-2	実験結果および考察	98

第7節	自動ワーク肉盛材の被研削性	98
7-1	実験方法	98
7-2	実験結果および考察	98
第8節	本章で得られた結論	101
第4章	キャンニング押出材	103
第1節	緒 論	103
第2節	噴霧粉の還元条件の検討	103
2-1	実験方法	103
2-2	実験結果および考察	105
第3節	キャンニング押出材の組織	106
3-1	実験方法	106
3-2	実験結果および考察	108
第4節	キャンニング押出材の熱処理特性	111
4-1	実験方法	111
4-2	実験結果および考察	111
第5節	キャンニング押出材の耐摩耗性	119
5-1	実験方法	119
5-2	実験結果および考察	120
第6節	キャンニング押出材の靱性	123
6-1	実験方法	123
6-2	実験結果および考察	123
第7節	キャンニング押出材の切削性能	123
7-1	実験方法	123
7-2	実験結果および考察	124
第8節	本章で得られた結論	125
第2編	急冷凝固法による新高速度鋼の開発	127
第1章	炭化物添加高速度鋼	127
第1節	緒 論	127
第2節	炭化物添加高速度鋼の組織	130
2-1	実験方法	130
2-2	実験結果	132
2-3	考 察	146
第3節	炭化物添加高速度鋼の熱処理特性	148
3-1	実験方法	148
3-2	実験結果および考察	148

第4節	炭化物添加高速度鋼の耐摩耗性	154
4-1	実験方法	154
4-2	実験結果および考察	154
第5節	炭化物添加高速度鋼の靱性	159
5-1	実験方法	159
5-2	実験結果および考察	159
第6節	炭化物添加高速度鋼の切削性能	160
6-1	実験方法	160
6-2	実験結果および考察	161
第7節	T1炭化物添加高速度鋼製切削工具の切削性能	163
7-1	実験方法	163
7-2	実験結果および考察	163
第8節	T1炭化物添加高速度鋼における適正C量	165
8-1	実験方法	165
8-2	実験結果	166
8-3	考 察	171
第9節	本章で得られた結論	174
第2章	窒化物添加高速度鋼	178
第1節	緒 論	178
第2節	窒化物添加高速度鋼の組織	179
2-1	実験方法	179
2-2	実験結果および考察	179
第3節	窒化物添加高速度鋼の熱処理特性	183
3-1	実験方法	183
3-2	実験結果および考察	183
第4節	窒化物添加高速度鋼の耐摩耗性	186
4-1	実験方法	186
4-2	実験結果および考察	186
第5節	窒化物添加高速度鋼の靱性	189
5-1	実験方法	189
5-2	実験結果および考察	189
第6節	本章で得られた結論	190
第3章	硫化物添加高速度鋼	191
第1節	緒 論	191
第2節	硫化物添加高速度鋼の組織	192
2-1	実験方法	192

2-2	実験結果および考察	194
第3節	硫化物添加高速度鋼の熱処理特性	205
3-1	実験方法	205
3-2	実験結果および考察	205
第4節	硫化物添加高速度鋼の耐摩耗性	207
4-1	実験方法	207
4-2	実験結果および考察	208
第5節	硫化物添加高速度鋼の靱性	209
5-1	実験方法	209
5-2	実験結果および考察	209
第6節	硫化物添加高速度鋼の切削性能	210
6-1	実験方法	210
6-2	実験結果および考察	210
第7節	硫化物添加高速度鋼の被研削性	211
7-1	実験方法	211
7-2	実験結果および考察	213
第8節	本章で得られた結論	214

総	括
謝	辭

緒 言

工具鋼に要求される最大の特性は耐摩耗性であるが、鋼に耐摩耗性を付与するのに最も効果的な手段は鋼を硬くすることであるので、とくに冷間で使用される工具鋼は表1に示すようにCおよびW, Mo, Cr, Vなどの炭化物形成元素を合金元素として含み、その組織中に硬い炭化物粒を多量に持っている。そしてこの炭化物が硬ければ硬いほど、また量が多ければ多いほどその工具鋼の耐摩耗性は良好である⁽¹⁾と考えられている。一方炭化物の量および種類は鋼中のCおよび炭化物形成元素の量および種類によつておおよそ定まるので、耐摩耗性のよい工具鋼を作る一つの手段はこれらの合金元素の添加量を増すことであるが炭化物の増加は鍛造性、被削性、靱性などを低下させるので添加量には制限がある。

表1 JIS 高炭素冷間工具鋼の組成 (%)

区 分	JIS 記号	主 要 成 分 (%)							
		C	Si	Mn	Cr	W	V	Mo	他
炭素工具鋼	SK7	0.65	≤ 0.35	≤ 0.50	≤ 0.20	—	—	—	—
	SK6	0.75	〃	〃	〃	—	—	—	—
	SK5	0.85	〃	〃	〃	—	—	—	—
	SK4	0.95	〃	〃	〃	—	—	—	—
	SK3	1.05	〃	〃	〃	—	—	—	—
	SK2	1.20	〃	〃	〃	—	—	—	—
	SK1	1.40	〃	〃	〃	—	—	—	—
合金工具鋼	切削用	SKS1	1.35	≤ 0.35	≤ 0.50	0.75	—	—	—
		SKS11	1.25	〃	〃	0.35	0.20	—	—
		SKS2	1.05	〃	≤ 0.80	0.75	—	—	—
		SKS21	〃	〃	≤ 0.50	0.35	0.18	—	—
		SKS5	0.80	〃	〃	≤ 0.50	—	—	N ≤ 1.0
		SKS51	〃	〃	〃	〃	—	—	N ≤ 1.6
		SKS7	1.15	〃	〃	0.35	—	—	—
		SKS8	1.40	〃	〃	〃	—	—	—
	耐衝撃用	SKS4	0.50	≤ 0.35	≤ 0.50	0.75	—	—	—
		SKS41	0.40	〃	〃	1.25	—	—	—
		SKS42	0.80	≤ 0.30	〃	0.38	0.23	—	—
		SKS43	1.05	≤ 0.25	≤ 0.30	—	0.18	—	—
		SKS44	0.85	〃	〃	—	〃	—	—
	耐摩不变形用	SKS3	0.95	≤ 0.35	1.15	0.75	—	—	—
		SKS31	1.00	〃	〃	1.00	—	—	—
		SKD1	2.10	≤ 0.40	≤ 0.60	1.35	—	—	—
		SKD11	1.50	〃	≤ 0.50	1.20	0.35	1.0	—
		SKD12	1.00	〃	0.75	5.0	〃	〃	—
		SKD2	2.00	〃	≤ 0.60	1.35	—	—	—
	高速度鋼	SKH2	0.8	≤ 0.35	≤ 0.60	4.2	1.0	—	—
		SKH3	〃	〃	〃	〃	〃	—	Co 5.0
		SKH4A	〃	〃	〃	〃	1.3	—	Co 10.0
		SKH4B	〃	〃	〃	19.0	〃	—	Co 15.0
		SKH9	〃	〃	〃	6.1	2.0	5.5	—
		SKH52	1.05	〃	〃	〃	2.6	〃	—
		SKH54	1.32	〃	〃	〃	4.2	〃	—
		SKH55	0.85	〃	〃	〃	2.0	〃	5.0
		SKH56	〃	〃	〃	〃	〃	〃	8.0

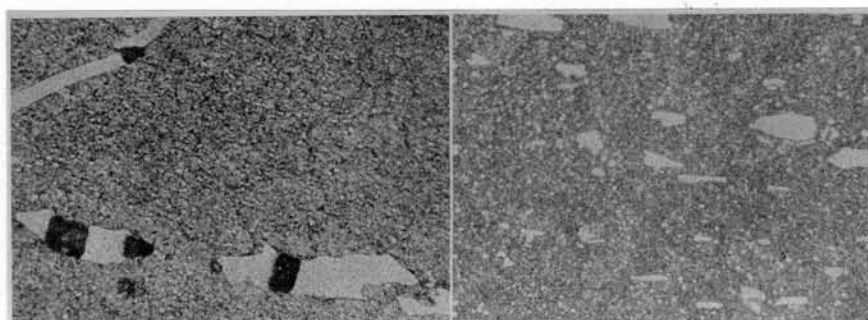
炭化物は最も軟いものでも $Hv1200$ の硬さを持ち、基質に比べて著しく硬い⁽²⁾ (マルテンサイトでも $Hv800$)。そのため炭化物の量のみならずその形、大きさ、分布も工具鋼の性質に著しく影響する。表2はその一例として炭化物の大きさが写真1に見られる程度に異なる冷間ダイス鋼SKD11について靱性および疲れ強さを比較した結果⁽³⁾であつて、粗大な炭化物を持つ鋼は微細な炭化物を持つ鋼の半分程度の抗折破断荷重および疲れ強さしか持っていない。また巨大な炭化物中には割れが生じている。このほか大きな炭化物を持つ工具鋼は小さな炭化物を持つ工具鋼に比べて切削性能、被削性、被研削性、熱処理ひずみ、焼入性などに関しても劣つていゝといわれている。⁽⁴⁾したがつてすぐれた工具鋼を得るためのもう一つの手段は炭化物の形、大きさ、分布を改善することであると考えられる。そしてこの手段は単に耐摩耗性のみならず靱性、切削性能、被削性、被研削性、熱処理ひずみなど工具鋼に要求される多くの特性をも同時に改善する⁽⁴⁾ので第1の手段よりもはるかに得策である。

表2 SKD11における炭化物形状の抗折破断荷重および疲れ強さに
対する影響 (新持 浦野)⁽³⁾

	素材の 大きさ	熱 処 理	試料方向	試料位置	硬 さ (HRC)	抗折破断荷重 (kg)	疲れ強さ(10 ⁷ 回) (kg/mm^2)
A (組織不良)	240 ϕ	1025°C×1h A. C. 540°C×1h	鍛伸方向	外周部	60.5	289	42
				芯 部	59.7	243	35
			直角方向	外周部	60.5	135	40
				芯 部	59.4	121	28
B (組織正常)	16 ϕ	1025°C×1h A. C. 510°C×1h	鍛伸方向	—	60.0	440	75

A材: C1.50, Si0.33, Mn0.39, Cr12.60, Mo0.90, V0.37 組織 写真1(a)

B材: C1.56, Si0.29, Mn0.49, Cr11.90, Mo0.88, V0.26 組織 写真1(b)



(a) 組織不良材 (A)

(b) 組織正常材 (B)

写真1 表2の試験に用いられた鋼材の組織 (×400)

一方炭化物の生成過程を基準とすると工具鋼は2種類に分類される。一つは炭素鋼、あるいは低合金工具鋼のように共析変態によつて炭化物が生成されるものであり、もう一つは高速度鋼や冷間ダイス鋼のように凝固過程で炭化物が晶出するものである。前者の場合にはオーステナイト(γ)の範囲に加熱することによつて全部の炭化物を γ に固溶させてしまうことができるので、熱処理によつて炭化物の形状を析出のままの板状から一般により望ましい形と考えられている微細な粒状に変えてしまうことができる。したがつてこの種の鋼では凝固組織はあまり大きな問題ではなく、炭化物のみに関しては鍛造条件を厳密におさえる必要はない。これに対して後者の場合には炭化物は凝固の過程に生成し、しかも液相の発生なくして炭化物を完全に γ に固溶させることができないので鍛造工程の重要性を無視できない。高合金工具鋼の中で代表的な冷間ダイス鋼や高速度鋼では状態図的には炭化物は包共晶反応や共晶反応で晶出するので凝固のままの組織中では板状の炭化物が綫状に集まり、その集りが網目を形づくるように違つて分布するのであるが、凝固時の冷却速度の小さい一般の鋼塊ではとくに共晶組織が粗大で炭化物の分布も微視的にはきわめて不均一であるとともに、炭化物個々の大きさも著しく大である。

この炭化物は鍛造およびそれにともなう加熱、冷却のくり返しの間に機械的な破壊と固溶と析出によつて微細な粒状に変化するが、通常の鍛造比では炭化物の完全な微細化および分布の均一化が不可能であるので、鍛造工具鋼中には写真2に一例を示すように大きな炭化物が綫状に分布したいわゆる鐵維組織が見られる。そしてこの炭化物の大きさおよび綫模様の粗さは凝固組織(炭化物の大きさ、分布)が粗いほど大きく、鍛造比が大きいほど小さい。したがつて微細な炭化物が均一に分布した工具鋼を製作する一つの手段は、鍛造比を大きくすることであるが、いろいろの制約から鋼塊の大きさにも限度があるので、大径材であるほど鍛造比が小さく、炭化物の大きさ、分布が悪く工具鋼としての性質に劣る⁽⁵⁾ことは今日止む得ぬことと考えられている。

このように鍛造比を大きくすることに制約がある場合微細な炭化物が均一に分布した工具鋼を得るもう一つの手段は凝固組織を微細にすることであり、その方法として下記のものが考えられる。

(1) 鋼塊を再加熱して鋼塊の凝固組織を改善する。

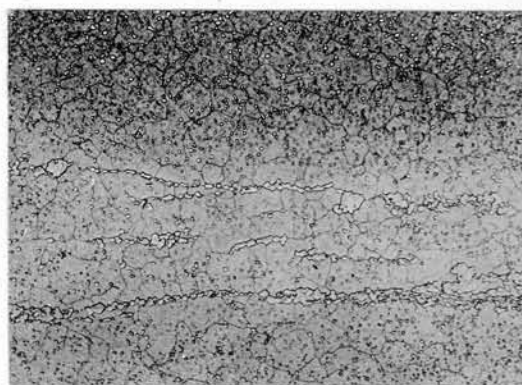


写真2 市販SKE9鍛造材の焼入組織
(1150°C×10mm O.Q. 硝酸アルコール腐食
×400)

(2) 核として鋳く接種剤を添加し、良好な凝固組織を持つ鋼塊を作る。

(3) 鋼塊を極端に小さくして急冷凝固させて微細な凝固組織を持たす。

(1)に属するものには G. Hoyle and E. Ineson⁽⁶⁾によつて高速度鋼に試みられた "Prespherodizing" がある。これは鋼塊を包晶温度範囲に再加熱して包晶反応を進行させ、共晶量を減少させると同時に共晶炭化物を球状化させる方法である。しかしこの方法は包晶温度範囲が狭いため大きな鋼塊に効果的に適用することに困難がある。

(2)は最近多くの研究者から関心を持たれているもので Mg, Ca-Si, Ti, B, N, Al, Zr などの金属あるいは化合物を炉、取鍋あるいは鋳型添加する方法である。

(7)~(11)これによつて鑄造組織は相当に改善されることが言われている。

(1)および(2)の方法はいずれも鋼塊を対象にしているのであるが、鋼塊の粗大な凝固組織を改善するにはその効果は十分でなく、一つの塊りとして凝固する溶融金属量を小さくすることによつて凝固時の冷却速度を大きくし、微細な凝固組織を得る方法がより得策と考えられる。この考えから生れたのが(3)であつて、これに属する一つの方法としてアメリカあるいはスウェーデンにおいて噴霧粉を焼結⁽¹²⁾ホットプレス⁽¹³⁾⁽¹⁴⁾あるいはキャノンング押出⁽¹⁵⁾⁽¹⁶⁾で一体化して工具鋼材を作ることが実用化試験され始めた。

本研究の主題の第一は(3)に属する方法すなわち急冷凝固によつて微細な炭化物を持つ工具鋼を作る方法を検討し、このようにして作つた工具鋼の諸特性を明らかにすることである。著者はⅡ不二越の技術研究所在勤中、ソ連における研究にヒントを得て切削性能のすぐれた高速度鋼切削工具を安価に製作する手段として自動アーク溶接機を用いた肉盛法(以下自動アーク肉盛法と称す)による切削工具の製作を研究し、この方法で作られた切削工具がすぐれた切削性能を持つ一つの原因を肉盛された工具鋼の微細な炭化物にあると考えた。肉盛材は一般に大きな体積を持つ台材の上に小さな体積の肉盛層が作られたものであるから、肉盛層は一般の鋼塊に比べて体積が小さい上に盛金層から台材への熱伝導による冷却は、鋼塊から鋳型への熱伝導による冷却よりはるかに効果的であるので、肉盛層は鋼塊にくらべて大きい冷却速度で凝固し、微細な炭化物が形成されるのである。

しかし肉盛法は凝固速度に関して最上のものでなく、また母材として低合金鋼を使用する限り、肉盛材の用途は特別な狭い範囲に限られるので肉盛法とは別個の方法による急冷凝固についても検討する必要を認めた。この観点からⅡ豊田中央研究所において、さらに噴霧粉をキャノンング押出する方法(以下キャノンング押出法と称す)、エネルギー密度の高い熱源で工具鋼材を局部的に溶融させた後急冷凝固させた急冷凝固材(局部急冷凝固法と称することにする)をも研究の対象として採り上げた。

キャンニング押出法に関する研究は1964年頃から報告が見られ始めたアメリカにおける研究に対抗して実施したもので、方法の大筋においてはアメリカで行われているものと同じである。局部急冷凝固法は著者の発案によるものである。このキャンニング押出法、局部急冷凝固法および自動アーク肉盛法によつて製作される各急冷凝固材の間には表3に示すような性格の著しい差がある。

表3 各急冷凝固材のおもな特徴

	構 成	急 冷 凝 固 材 の 組 織	使 用 上 の 制 約
キャンニング押出材	押出容器を除いては全体が急冷凝固工具鋼 (押出容器は押出後除く) 去される	鍛 造 組 織	一般の鍛造材工具鋼と同じように使用できる。材料取り上の制約なし
自動アーク肉盛材	ごく一部分が急冷凝固工具鋼。残りの部分は低合金構造用鋼	鍛造を施さぬ限り鑄造組織 (一般には) 鍛造なし で使用	急冷凝固工具鋼部が例えば工具刃先など摩耗する部分を占めるように材料取りする必要あり、急冷凝固工具鋼部が再研削によつてなくなるとそれ以上使用不可
局部急冷凝固材	ごく一部分のみが急冷凝固工具鋼。残りの部分は一般の鍛造材または鑄造材工具鋼	同 上	材料取り上の制約については同上。但し急冷凝固工具鋼部が再研削で消失しても使用可

また一言に急冷凝固といつても方法によつて炭化物の大きさ、形状、分布およびオーステナイト結晶粒の大きさなどの組織上の差が存在する。したがつて本研究ではこの各々の方法で製作した急冷凝固工具鋼材について組織、熱処理特性、靱性、切削性能などの諸特性をしらべるとともに各急冷凝固の方法および条件についても若干の検討を行つた。さらに噴霧粉あるいはスプラットクーリング材の組織を詳細にしらべて、急冷凝固時における凝固機構や炭化物反応を検討した。これはスプラットや噴霧粉が測定に便利であるとともにキャンニング押出材の原料として使用されるからである。

つぎに上述の急冷凝固の方法は単に炭化物の微細な工具鋼を得ることにとどまらず、表4に示すようにこれまで工具鋼を組成上から改善する道を狭ばめて

いたいくつかの制約を取り除く点で大きな利点を持っているので、これを利用して高性能の新しい工具鋼を開発しようとした。これが本研究におけるもう一つの主題である。

表 4 急冷凝固法の合金製造上の利点

	急冷凝固法の利点	該当する元素あ るいは化合物	該当する急冷凝固法		
			キヤノン ニング押出	局部急冷	自動アー ク肉盛
1	溶解時間が短いので大気中溶解では損失大きいあるいは酸化物系介在物を作り易い物質を多量に添加できる。	S, Se, Te, Pb Ti, Zr, Nb, Ta		○	○
2	冷却速度が大きいので偏析し易い元素や粗大な炭化物を形成し易い元素を多量に添加できる	Ti, Zr, Nb, Ta S, Se, Te, Pb	○*	○	○
3	鍛造工程を必要としないので鍛造性を害する元素でも多量に添加できる	W, Mo, Cr, V, Nb, Ta Ti, Zr, S, Co		○	○
4	局部的にしか作られないので被研削性や被削性を害する元素でも多量に添加できる	V, Ta, Nb, Ti, Zr		○	○
5	局部的にしか作られないので高価な元素でも工業的に使用できる	Ta, Nb, Zr, Co		○	○
6	溶解なしに添加できるので上記1および2の元素を多量に添加できる。また溶解では分解消失するような化合物を組織中に分布させることができる。	S, Se, Te, Pb 各種の炭化物、窒化物、 硫化物、酸化物、硼化	○**		-

* これらを含むした噴霧粉を作る場合

** 噴霧粉にこれらの粉末を機械的に混合する場合

表 4 から新しい組成の工具鋼を開発するのに効果的な添加物質を大別すると
① S, Se, Te, Pbなどの被削性および被研削性改善元素 ② Ti, Zr, Nb, Ta などの一般の工具鋼にはほとんど含有されていない炭化物形成元素 ③ W, Mo, Cr, V など一般の工具鋼に合金元素として使用されている炭化物形成元素およびCo。
④ 各種の炭化物、窒化物、酸化物、硼化物、硫化物などの化合物となる。

鋼中には①の S は硫化物として②や③の各元素は炭化物として分布すると一般的にも考えられているにかかわらず硫化物および炭化物も化合物に含めてあ

えて④を設けたのは、①や②③によつて鋼中に形成される硫化物や炭化物と④によつて鋼中に形成されるそれとは組成や形状、分布がまったく異なるものになる可能性があるからである。溶解時に①②あるいは③の金属(Pbを除く)や④の硫化物、炭化物などの化合物が添加されるとこれらは熔融金属中に溶解し、凝固時に添加されたものとはまったく別の相として晶出する可能性を持つてゐるのに対して、キャノンング押出において噴霧粉に化合物粉を配合する方法によつて添加されると一部は熱間押出や熱処理の過程で、噴霧粉中に固溶したり、噴霧粉中の特定の元素と結合したりして変化をするとしても、大部分が添加されたままの形で組織中に分布する可能性が大きいからである。

本研究では添加物質として①の中からS, ②の中からTi, ④の中からTiの炭化物、窒化物、Wの炭化物、Bの炭化物、Siの炭化物、Bの窒化物、Alの窒化物およびMoの硫化物を対象として選定した。②のTiの場合には炭化物の形成が目的であるからTiと結合して炭化物を形成するに必要なCをTiと同時に添加した。

③を採り上げなかつたのは次の理由からである。③の中のV以外の元素は現用の高合金工具鋼にすでに合計15%~40%も含有されているので添加量を工具用鋳造合金⁽¹⁷⁾(たとえばCr, Mo, Wの各々を10~30%含有する)程度まで大きくしない限り著しい効果は望めない。またVは少量の添加で大きな効果を発揮することが、高V高速度鋼と低V高速度鋼の比較から明らかであるが②においてVと同じ性質を持ち工具鋼の性質改善に関してはVより効果的なTiを採り上げているためである。

表5は本研究において行つた急冷凝固処理法と添加物の組合せである。自動アーク肉盛材におけるMoS₂は①のS添加原料としてたまたまMoS₂を使用したのであり、キャノンング押出材のMoS₂はMoS₂そのものの分布を目的としたのである。基本の鋼としては最も一般的なSKH9を用い急冷凝固の方法としては自動アーク肉盛法とキャノンング押出法を採用した。また局部急冷凝固処理をも一部に行つたが、この方法によつて製作した鋼材は組織の観察のみに用いた。

表 5 本研究の対象とした急冷凝固法と添加物の種類

急 冷 凝 固 法	添 加 物
自動アーク肉盛法	TiC, TiC-WC, Ti+黒鉛, Fe-Ti+黒鉛 MoS ₂
局 部 急 冷 凝 固 法	TiC
キャノンング押出法	TiC, WC, B ₄ C, SiC TiN, AlN, BN MoS ₂

また基本鋼として冷間ダイス鋼を選ばなかつたのは、目的である高性能工具

鋼の開発には冷間ダイス鋼より高速度鋼の方が有利であると考えたからである。

またこの組合せの中では自動アーク肉盛法およびキャノンング押出法によるTi炭化物添加高速度鋼と自動アーク肉盛法による硫化物添加高速度鋼をとくに重点的に研究した。またキャノンング押出法による窒化物添加高速度鋼も比較的くわしく調べた。

本論文においてはTiC, TiC-WC, Ti + 黒鉛, Fe-Ti + 黒鉛, WC, B₄CまたはSiCを添加した鋼を炭化物添加鋼この中TiC, TiC-WC, Ti + 黒鉛, Fe-Ti + 黒鉛を添加したものをTi炭化物添加鋼(TiまたはFe-Tiと黒鉛を添加したのも鋼中ではTi炭化物を形成するので炭化物に含めた)。TiN, BN また AlNを添加した鋼を窒化物添加鋼、MoS₂を添加した鋼を硫化物添加鋼と総称する。また必要に応じてTiC添加鋼、TiN添加鋼のように個々の添加物別に呼ぶことにする。

以上の研究内容にしたがつて本論文は急冷凝固工具鋼の組織および性質の検討を内容とする第1編と新しい工具鋼の開発を内容とする第2編から構成され。第1編第1章では高速度鋼の噴霧粉、高速度鋼およびダイス鋼のスプラットクーリング材、比較用砂型鑄造材および鍛造材の凝固組織および熱処理組織を調べた結果として、急冷凝固工具鋼が鍛造材工具鋼や鑄造材工具鋼に比べてきわめて微細な炭化物をもっていること、鋼の組成や凝固条件によつては炭化物の形状も鍛造材と同じような粒状であること、高速度鋼や熱間ダイス鋼の場合には凝固のままの炭化物の大半は、これまで焼もどし時の炭化物反応において一時的に出現すると考えられているM₂Cであつて、一般的に考えられているM₆Cでないことなどの興味ある現象を報告する。

第1編第2章～4章では、局部急冷凝固法、自動アーク肉盛法およびキャノンング押出法によつて作られた冷間ダイス鋼および高速度鋼材の組織、熱処理特性、耐摩耗性、靱性、切削性能などについての実験結果を述べ、これらが工具鋼としてすぐれた特性を持つていることを明らかにする。このほか局部急冷凝固法に関しては局部急冷凝固処理条件の影響、キャノンング押出法に関しては噴霧粉表面の酸化物の還元条件についての検討結果についても簡単にふれる。

第2編では急冷凝固のもつ利点を生かして開発した新しい高速度鋼すなわちキャノンング押出法および自動アーク肉盛法による炭化物高速度鋼および自動アーク肉盛法による硫化物高速度鋼、キャノンング押出法による硫化物添加高速度鋼および窒化物添加高速度鋼などについて組織、熱処理性、耐摩耗性、切削性能、靱性、被研削性などについての実験結果を述べ、これらの工具鋼がすぐれた特性を持つていることを明らかにする。

参 考 文 献

1. 荒川、鈴木：金属学会会報 5 (1966) 270
2. 佐藤、西沢：金属学会会報 2 (1963) 564
3. 新持、浦野：金属学会会報 8 (1969) 118
4. R. F. Harvey : The Tool and Manufacturing Engineer 58 (1967) 40
5. 新持、清永、渡辺：鉄と鋼 53 (1967) 935
6. G. Hoyle, E. Ineson : J. Iron Steel Inst. 193 (1959) 254
7. 沢、飛世、渋谷、木村：日特技報 1 (1965) 7
8. A. Randak, J. Kurzeja, H. G. Jentges : Arch Eisenhüttenw. 36 (1965) 725
9. E. Bernart, V. Dlouky : Hutrik (Prague) 18 (1968) 165
10. H. Fiedler, H. J. Eckstein : Neue Hütte 13 (1968) 268
11. M. Pety, W. Schlager, A. Eggenhofer : Berg-und Hüttenw Monatshefte
113 (1968) 135
12. O. W. Reen : Progress in Powder Metallurgy 20 (1964) 194
13. N. B. Schwartz : Iron Age 205 (1970) 78
14. I. Strömblad : International Conference on the Science and
Technology of Iron and Steel Tokyo, Japan
September 7-11, 1970 Conference Preprints P. 160
15. A. R. Johnson, J. C. Hamaker : ASM Technical Report C7-201, 1967
16. C. L. Korbin : Iron Age 200 (1967) 71
17. 小 柴 : 工具材料(下) 丸善 1956

第1編 急冷凝固法による工具鋼の改善

第1章 急冷凝固工具鋼の基本的性質

第1節 緒 論

急冷凝固材工具鋼を作る方法として本研究において扱われたのは局部急冷凝固法、自動アーク肉盛法およびキャニシング押出法である。これらの間では製作方法、条件が異つてゐるので、得られた工具鋼の組織特に炭化物の大きさや分布、熱処理特性、耐摩耗性、靱性等の諸性質も異つてゐる。しかしいずれも急冷凝固である以上、鍛造材工具鋼との間に共通した性質の相違点を持つてゐるので、まず最初にこれを明確にすることが以後の研究を進める上に有益であると考えた。

したがつて本章においては高速度鋼の噴霧粉および高速度鋼、冷間ダイス鋼、熱間ダイス鋼のスプラット、クーリング材、比較用の鍛造材および鋳造材について凝固のままあるいは熱処理後の組織の顕微鏡観察、X線回折、X線マイクロアナライザー分析などを行い、急冷凝固された高速度鋼およびダイス鋼の組織特に炭化物の形、大きさ、分布、凝固反応等を明らかにしようとした。

第2節 高速度鋼噴霧粉の組織⁽¹⁾

2-1 実験方法

最も代表的な高速度鋼であるJIS, SKH9を選んで噴霧粉を製作し、まず組織の観察を行つた。

この噴霧粉はSKH9鍛造材屑50gを大気中で高周波溶解（溶解温度約1500℃、溶剤としてフオセコステロット[®]を使用）して得た溶湯を噴霧装置のノズルから流し、その流れに高圧の水を吹きつけて溶湯を飛散させ、粉状に凝固させる方法によつて福田金属箔粉工業[®]で製作された。水分を除去するための乾燥は100℃に温度調節された鉄板上で30~60時間行つた。噴霧粉の大きさは数μmから325メッシュ以下にわたり、その形状は写真1.1.1に示すように不規則であり、色は黒褐色である。この噴霧処理は2回にわたり実施された。（以下1回目に処理された粉末を第1回粉、2回目に処理された粉末を第2回粉と称す。）

噴霧粉の化学分析値は表1.1.1に示すとおりである。原料鍛造材と噴霧粉の間には分析値に特に大きな差は見られない。噴霧粉の化学組成におよぼす噴霧粉の大きさの影響を見るとSi, Mn, W, Mo, Cr, Vについては明確な差がない。またCについても700℃で還元処理後5段階にふるい別けした粉末についての分析結果（後出の表1.4.2参照）から、粉末の大きさの影響

表 1. 1. 1 SKH9 噴霧粉の組成(%)

(第1回噴霧粉、噴霧処理のまま)

		C	Si	Mn	P	S	W	Mo	Cr	V	O	N
素 材		0.83	0.24	0.33	0.019	0.005	6.17	5.18	4.06	1.86	0.017	0.042
噴 霧 粉	20~100#	0.81	0.30	0.26	—	—	6.04	5.10	3.98	1.81	1.79	0.041
	100~150#	—	—	—	—	—	—	—	—	—	1.32	—
	325 #	—	—	—	—	—	6.04	5.08	4.10	1.82	0.62	—

注) — 分析せず

響はほとんどないと判断される。これに対して噴霧粉にはOが多くかつOについて粉末の大きさの影響は著しく、粉末の大きさが小さいほどOは少ない。

組織の観察にはオリンパス光学工業社製PMG型光学顕微鏡および日本電子株式会社製スーパースコープ型電子顕微鏡を用い、後者の場合にはレブリカ法により行つた。観察に供したのは噴霧処理のままの噴霧粉および下記のような熱処理を施した噴霧粉である。

(a) 575℃または600℃の温度で1h加熱後空冷の焼もどしを2回繰返し

(b) 減圧下(10^{-2} mm Hg)で890℃に5h加熱後炉冷(この処理によつてOが0.40%まで減少した)

(c) 水素中で1000℃に30min加熱後炉冷(この処理によつてOが0.30%まで減少した)

また必要に応じ微小硬さの測定を島津製作所製2型微小硬さ計を用いて行つた。

つぎに組織中に含まれている各相の同定のためにX線回折を行つた。粉末のままでは炭化物の回折線が認められなかつたので、一部の粉末についてはさらに室温のHCl水溶液(1:1)中に24h浸漬後、ろ過して得た溶解残渣を試料とした。X線回折には主として理学電機株式会社製G.F.P 2型X線発生装置を用い、Fe K α 線(フィルターとしてMn使用)で実験した。

また組織と合金元素の分布の関係を見るために一部の粉末について島津製作所製ARL-島津型X線マイクロアナライザーによる線分析を行つた。

2-2 実験結果

写真1.1.1は噴霧処理されたままの20~100メッシュおよび250~325メッシュの大きさの噴霧粉の光学および電子顕微鏡写真である。

粉末の大きさにかかわらず(a)に見られるような網目状組織が主体となつ

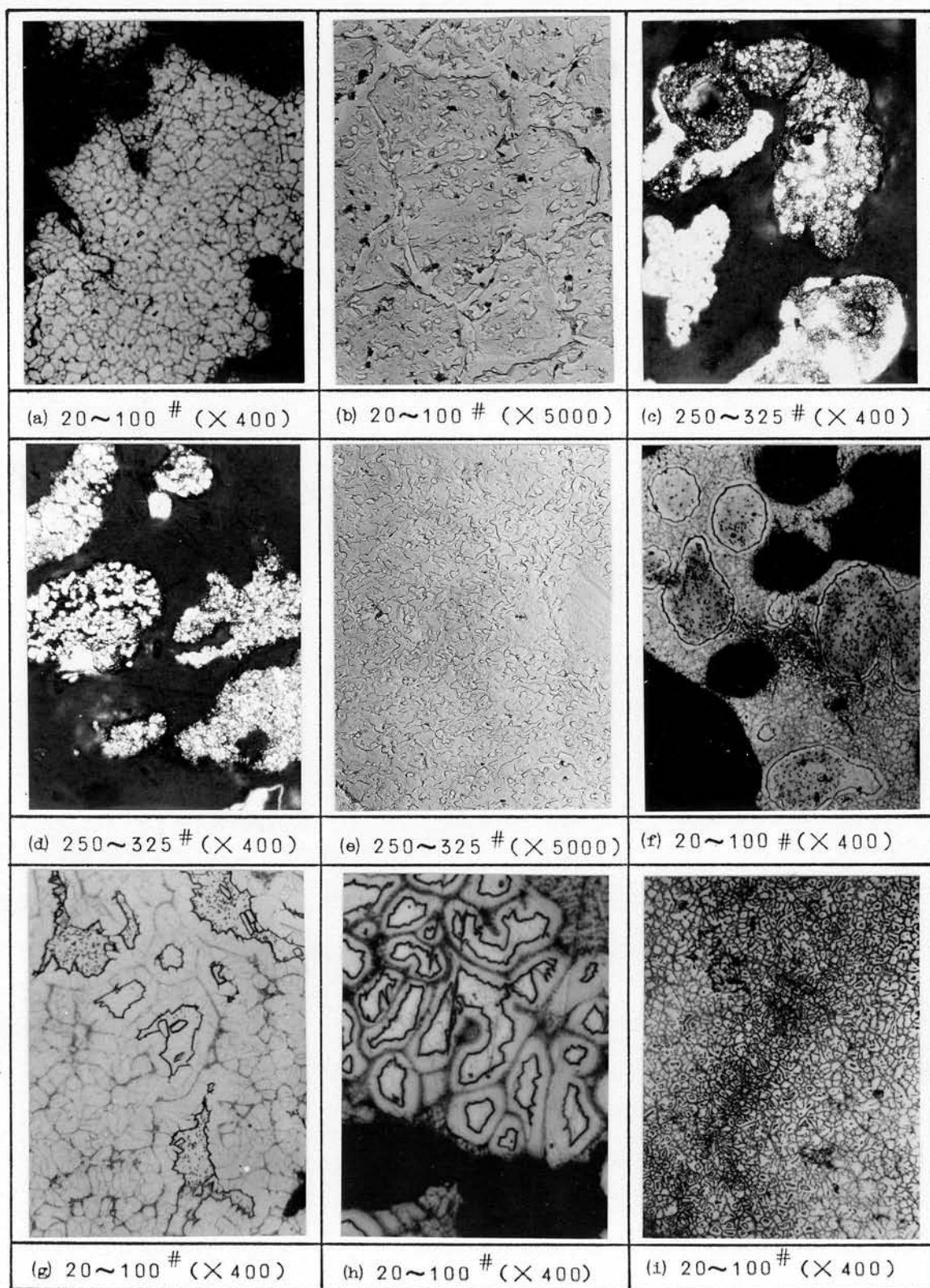


写真 1. 1. 1 噴霧処理のままのSKH9噴霧粉の顕微鏡組織
(h、iは村上試薬、他は硝酸アルコール腐食)

ている。後述のようにこの網目を形成しているのはオーステナイト(γ)と炭化物の共晶組織であるので以下この網目を共晶セルと呼ぶ。

写真 1. 1. 1 の (a) (b) と (c) ~ (e) を比較してみると 250 ~ 325 メッシュに比べて 20 ~ 100 メッシュ粉末では著しく共晶セルが大きい。細かくしらべてみると粉末の大きさが大きくなる程共晶セルは大きくなる傾向があり、特に 100 メッシュを越えるとこれが著しい。

この網目状組織のほかには写真 (c) および (d) に見られるように微細な粒状物を内部に持った相が存在する。(以下この相を非網状相と仮称することにする。) この相には (c) のように滑らかな丸味を帯びているものもあれば、(d) および (e) のように角ばった形のものもある。またこの相の輪かくは (c) のように滑らかなことが多いが、(d) や (e) のように入り組んだ不規則な形のものもある。大きさは (c) ~ (e) に見られるような数 10μ 以上のものが大部分であるが、(f) に見られるような 1μ 程度のものもある。大きい場合には粉末の大部分がこの相で占められていることもあるが、この相の存在する粉末は存在しない粉末よりはるかに少ない。

組織を理解する助けとするために噴霧粉を種々の条件で熱処理した結果は次のとおりである。写真 1. 1. 2 (a) および (b) は 575℃ あるいは 600℃ で 1 h 空冷の焼もどしを 2 回加えた後の粉末の組織であつて、共晶が網状に存在する部分の基質および非網状相に直接に接している部分は共に硝酸アルコール溶液で腐食されて、マルテンサイトになつていることがわかつた。共晶の存在する部分の基質の腐食のされ方が場所によつて異なつてることから、基質の組成は相当に不均一であると推定される。また非網状相の中には (a) に見られるように針状の析出物が方向性を持つて現われた。(c) および (d) は減圧下 (10^{-2} mm Hg) で 890℃ に 5 h 加熱 (この処理によつて α が 0.40 % にまで減じた) (e) および (f) は水素中で 1000℃ に 30 時間加熱された (α が 0.30 % に減じた) 粉末の組織であるが、この加熱によつても非網状相中には多くの粒状晶の析出が認められる。粒状晶が (e) のように方向性を持つて配列している場合と (c) (d) や (f) のように明確な方向性がない場合がある。

写真 1. 1. 1 (c) および (d) では一つの共晶セルの中央部に一つの非網状相が存在し、非網状相の大きさによつて共晶セルの大きさがきめられている。このことから溶湯の中からはまず非網状相が晶出し、ついでその周囲あるいは非網状晶と離れた各所に基質をなす部分が晶出、最後にその間隙に共晶が凝固したものと推定される。

X 線回折については表 1. 1. 2 に結果のまとめを、表 1. 1. 3 には得られた回折線の d 値 (格子面間隔) と目測強度ならびに ASTM index card その

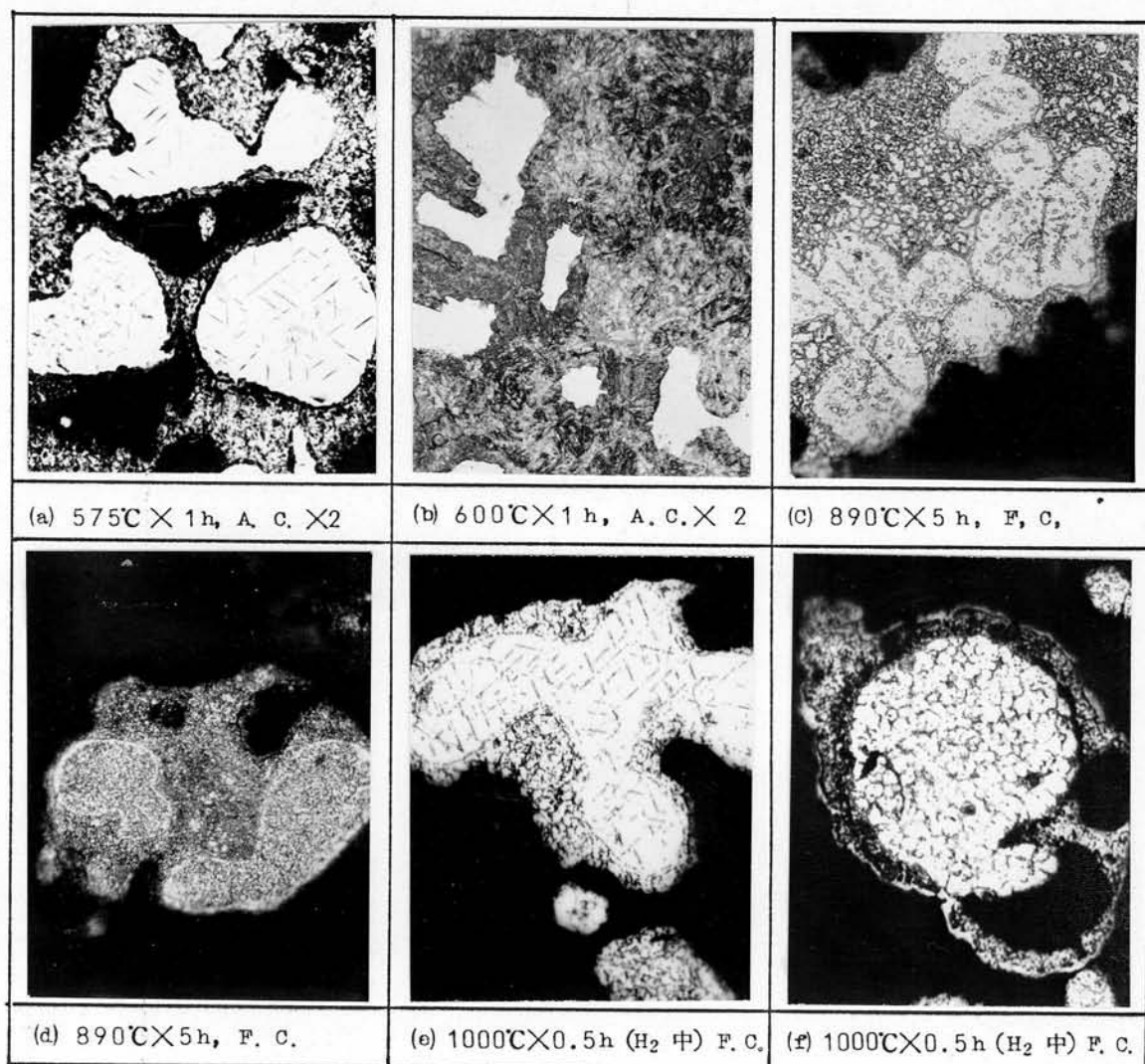


写真 1. 1. 2 熱処理後のSKH9噴霧粉の顕微鏡組織

(20~100μ粉、硝酸アルコール腐食、×400)

他による M_2C 、 MC 、 Fe_3O_4 についての d 値ならびに相対強度を示した。噴霧処理のままの粉末中に最も多く存在するのは α で、ついで τ が多い。 τ は粉末の大きさが増すと共に増加する傾向である。粉末にはまた明瞭に Fe_3O_4 の存在が認められ、粉末の高い O 含有量(表 1. 1. 1)を裏付けている。また $\alpha(110)$ の回折線は粉末が大きくなるほど拡がり、150メッシュ以上になると $d=2.04$ の回折線の他に $d=2.055$ の回折線に分離した。

また炭化物として確認されたのは間違いなく M_2C と MC であつた。 MC は粉末サイズが小さい程多量に認められ、20~100メッシュの粉末にはごくわずかしき認められなかつた。 M_2C は大きい粉末に多く認められる。この他に炭化物として微量の M_6C 、 M_7C_3 の存在の可能性も全くは否定できなかったが、確認は困難であつた。高速度鋼中に存在する炭化物についてはこれまで M_6C が主体であると考えられているので、噴霧粉中に存在する炭化物が MC と M_2C である事実は注目されるべきであるが、これについては

表 1. 1. 2 凝固のままのSKH9噴霧粉のX線回折

粉末サイズ	検出された相
20~100 μ	α , γ , Fe_3O_4 , $\text{M}_2\text{C} > \text{MC}$
200~250 μ	α , γ , Fe_3O_4 , $\text{MC} > \text{M}_2\text{C}$
-325 μ	α , γ , Fe_3O_4 , $\text{MC} > \text{M}_2\text{C}$

表 1. 1. 3 凝固のままのSKH9噴霧粉の溶解残渣について得られた回折線のd値および強度

(20~100 μ 1:1 Hcl 水溶液による分離残渣)

d 値($\text{\AA}$)および 目 測 強 度	d 値($\text{\AA}$) および 強 度 *		
残 渣	M_2C	MC	Fe_3O_4
3.70 VW			
2.98 W			2.97(70)
2.53 S	2.53(100)		2.53(100)
2.40 m		2.40(100)	
2.31 m	2.31(40)		
2.23 VS	2.22(100)		
2.08 m		2.07(100)	
1.85 VW			
1.71 m	1.71(40)		
1.62 W			1.64(85)
1.48 m	1.48(60)		1.48(85)
1.47 m		1.47(50)	
1.32 m	1.32(50)		
1.25 W		1.25(25)	
1.24 W	1.24(50)		
1.22 W	1.22(50)		
1.20 VW		1.20(10)	

()内は相対強度 *ASTM Card または Pearson ; Handbook of Lattice Spacing and Structure of Metals による。

項を改めて論じる。

20メッシュ以上の大きさに写真1.1.1(a)と同じような大きな非網状相の存在する粉末を選んで行つたX線マイクロアナライザーによる測定結果をつぎに示す。図1.1.1は非網状相の中央部を横切るように線分析した結果を示したものである。Mo, W, Cr はほとんど同一の増減傾向を示しており、Vは特に一個所多い部分が存在する以外はこれらと同じである。これに対してCはW, Mo, Cr, Vの多い場所にはやはり多いが、中央部のW, Mo, V, Crの変化の小さい部分においても著しい増減が認められる。つぎにMoとCを代表として顕微鏡組織と対比させると図1.1.2の通りでMoの

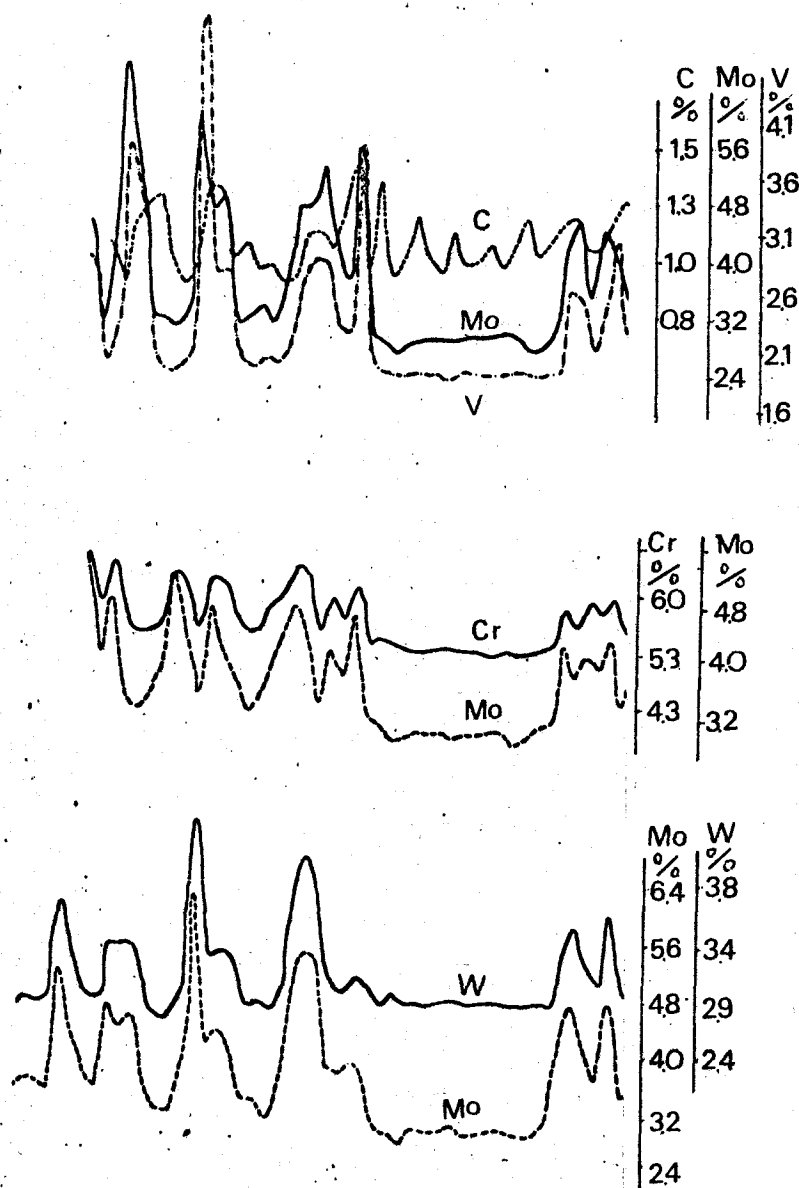


図 1. 1. 1 SKH9 噴霧粉の線分析
(凝固のまま +20μ)

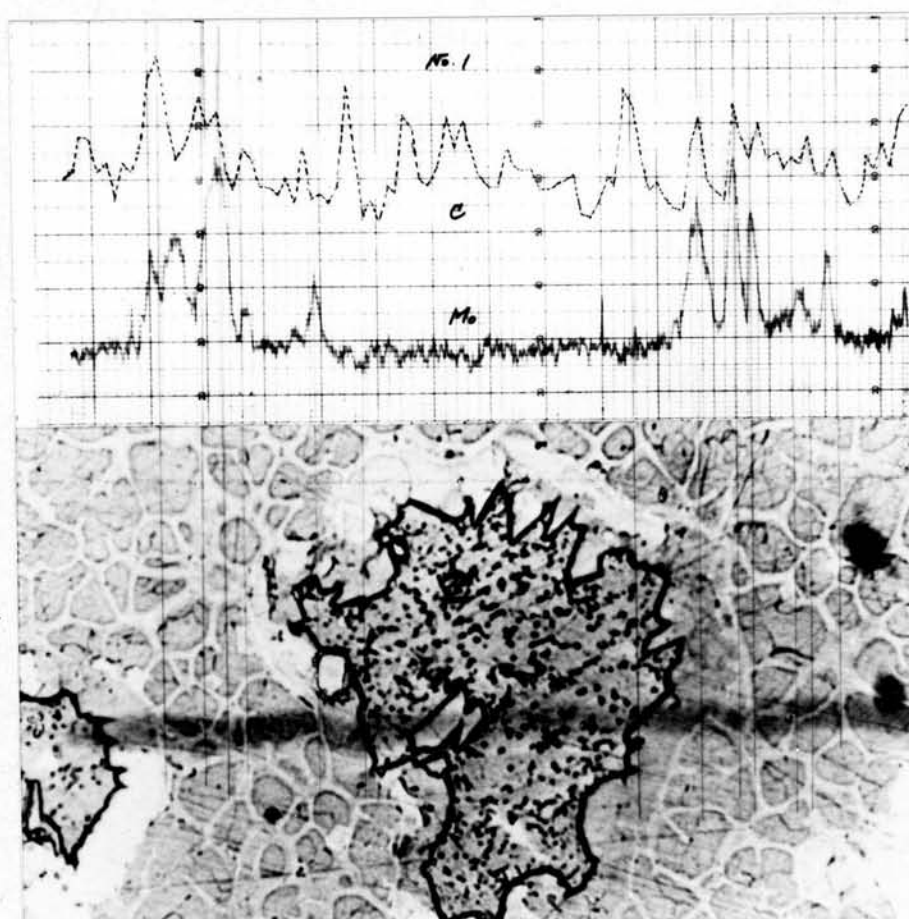


図 1. 1. 2 図 1. 1. 1 に同じ

多い部分が網目を形成している相に相当する。これらから網状を形成している相はW, Mo, Cr, V とCに富んでいることがわかる。また非網状相中に存在する微粒とCの増減の対比は十分でないが、微粒はW, Mo, Cr, Vが少なく、Cが多いものであると推定される。また非網状相は網状の存在する部分の基質にくらべてMo, Cr, Vに乏しい可能性があるが、網状相の大きさとビームの大きさの関係を考慮すると断言はできない。

なお非網状相と共晶セルの存在する部分に分けて微小硬さ(500g荷重)を測定してみると、非網状相は平均HV 508、共晶セルの存在する部分は平均HV 873であつた。この非網状相の部分の硬さは575℃焼もどし後でもHV 553でわずかしき変化しなかつた。

2-3 考 察

以上の顕微鏡観察、X線回折、X線マイクロアナライザー分析の結果を総合判断すると以下の通りである。

網状相：X線マイクロアナライザーによる判定結果から、W, Mo, V, Cr, Cに富んでおり、X線回折で M_2C およびMCが検出されていることから

M₂C および MC 型炭化物である。炭化物にしてはマイクロアナライザーによる値が低いのはビーム径に対して大きさが十分でないからであろう。

網状相の存在する部分の基質：焼モドシによつて腐食され Hv 800 以上の硬さを持つていることからマルテンサイトであるが γ も含まれている。

非網状相：焼もどし後でも腐食されず硬さも Hv 500 と低いこと、網目状相に先行して晶出したことから δ -フェライトと判断される。その中に存在する微粒は W, Mo, Cr, V の少ないおそらく Fe と C を主とするものと考えられる。

K, KuO は 18-4-1 型高速度鋼を固相線以上の温度に加熱した後油冷した組織に存在する δ 相の中に写真 1. 1. 2 と同じように見られる微粒を M₆C 炭化物と考えている⁽²⁾が噴霧粉の δ 相中の微粒は M₆C ではない可能性が高い。また後述のスプラット・クーリング材の δ 相中に同じように見られる微粒は電子線回折でも炭化物とは判断できなかった。

なお X 線回折で検出されている Fe₃O₄ は噴霧処理時に粉末表面が酸化したものであろう。

第 3 節 高速度鋼およびダイス鋼スプラットクーリング材の組織⁽¹⁾⁽⁵⁾

3-1 実験方法

急冷凝固した高速度鋼およびダイス鋼の組織をさらに明らかにするためにスプラット・クーリング材および砂型鑄造材をつくり組織を調べた。

まず高速度鋼としては JIS SKH9 のほかに SKH54 を用いた。SKH54 を用いたのは SKH54 は 4% の V を持ち SKH9 より多量の MO 炭化物を含んでいるからである。

スプラットクーリング材は SKH9 鋼屑のみあるいはこれに Fe-C と Fe-V を加えて 5 ㎏ 高周波炉（大気中）で溶解した溶湯を少量ずつ滴下させ、その落下の途中を写真 1. 1. 3 に示す装置の 1.3 ㎜ 厚銅板の間にはさんで木の葉状または円板状の薄板（以下スプラットと称す）に凝固させることによつて作つた。この方法はスプラット・クーリング法の中では Piston and Anvil Method⁽³⁾ と呼ばれるものに属する。この方法による冷却速度として Al について 6.9×10^5 、Pb について 1.2×10^6 °C/sec なる値が示されており⁽⁴⁾ $10^5 \sim 10^6$ °C/sec と考えて大きな誤りはないであろう。スプラットの厚さは個々に、また場所によつて差があり 0.5 ~ 1.5 ㎜、大きさは 10 ~ 100 cm² である。鑄造材は同じ溶湯を 20φ × 80 の砂型に鑄込んでつくつた。溶解温度は 1500 °C である。表 1. 1. 4 に後述の SKD11 および SKD61 も含めて鑄造材の化学分析値を示す。スプラットもこれと大きな差がないものとする。

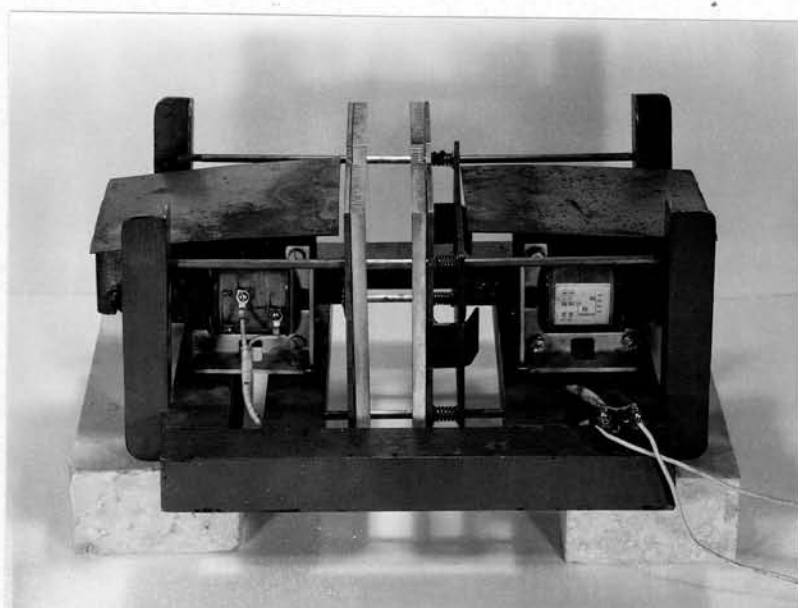


写真 1. 1. 3 本研究に使用したスプラット・
クーリング装置

表 1. 1. 4 比較用の高速度鋼およびダイス鋼
砂型鑄造材の組成(%)

	C	Si	Mn	W	Mo	Cr	V
SKH9	0.75	0.25	0.29	6.30	4.88	4.09	2.02
SKH54	1.27	0.29	0.29	5.44	4.22	4.00	3.94
SKD11	1.44	0.27	0.25	—	0.91	11.86	0.32
SKD61	0.37	0.89	0.35	—	1.29	5.17	0.96

冷間ダイス鋼SKD11および熱間ダイス鋼SKD61についても、高速度鋼の場合とまったく同一の条件でスプラットおよび砂型鑄造材をつくつた。冷間ダイス鋼および熱間ダイス鋼を選んだのはCrおよびCの含有量の影響を明らかにするためである。

組織観察、X線回折、X線マイクロアナライザー分析などの方法は第2節2-1で用いたとほぼ同じである。なおX線回折については凝固のままのスプラットおよび砂型鑄造材のほか950℃までの各温度に減圧下(10^{-2} mm Hg)で2h加熱後空冷したスプラット(SKH9およびSKD11)あるいは砂型鑄造材(SKD61)のそのままあるいは0.1NHClによる電

解分離残渣を試片として用いた。これは凝固時に形成された炭化物の焼もどしによる変化を知る必要があつたためである。

3-2 実験結果

1. 高速度鋼⁽¹⁾

写真 1. 1. 4 (a) ~ (d) は高速度鋼 SKH9 のスプラット、(e) は砂型鑄造材の凝固のままの組織写真である。SKH9 のスプラットの組織は (a) に見られるような網状相からなっているが、ごく一部に噴霧粉の写真 1. 1. 1 の (1) に見られるとまったく同じ微細な δ -フェライトが晶出しており、また溶融金属の供給が過剰になつて特に厚く (約 1 mm) 凝固した部分には (b) に示すように内部に微細な粒状相を持つた大きな δ -フェライト相が認められた。

このようにスプラットの組織は噴霧粉の組織と本質的には変わらないが、

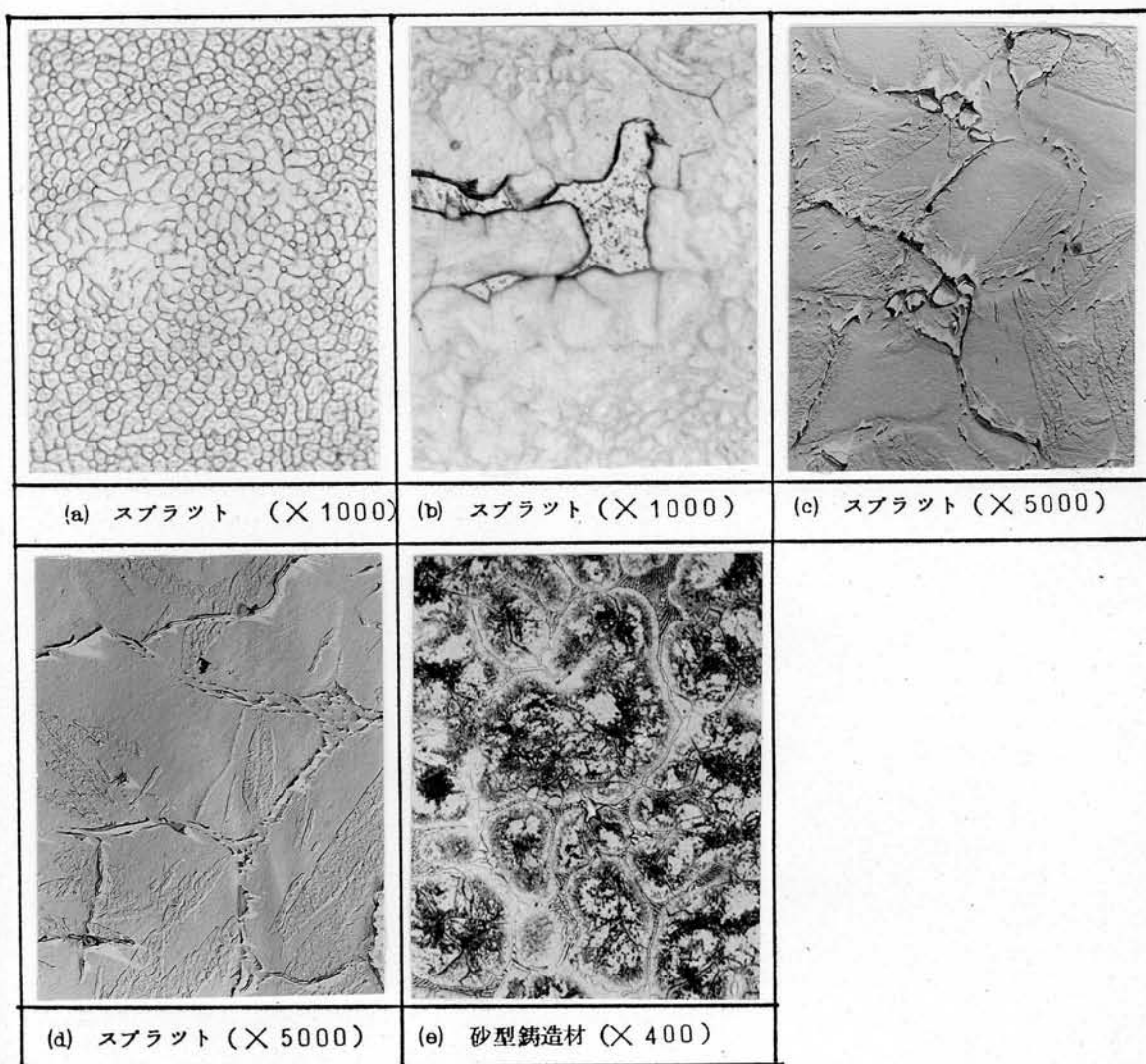


写真 1. 1. 4 凝固のままの SKH9 スプラットおよび砂型鑄造材の顕微鏡組織 (硝酸アルコール腐食)

共晶セルの大きさが比較的そろっており、 δ -フェライトもごく一部にしか認められない特徴を持っている。これはスプラットの厚みが噴霧粉の粒径のように広範囲に変動せず、凝固速度に大きな差がないと推定されるためであろう。SKH9 スプラットの共晶セルの大きさはほぼ100メッシュの噴霧粉の共晶セルの大きさに等しい。砂型鑄造材の共晶（包共晶も含まれているはずであるが共晶セルと呼んでおく）セルの大きさと比べると $\frac{1}{20}$ 程度である。

また砂型鑄造材では網状相すなわち炭化物とオーステナイトの共晶は典型的な共晶組織の縞状を呈しているが、スプラットの網状相は(c)および(d)のように粒状あるいは紐状の炭化物が連つて網目状に分布しただけで典型的な共晶状には見られない。また砂型鑄造材では共晶で囲まれた内部が一様に腐食されず複雑な組織を呈しているのに対して、スプラットの共晶セルの内部にはこのような腐食差は見られず、マルテンサイトと残留オーステナイトで形成されている。

写真 1.1.5はSKH54のスプラットおよび砂型鑄造材の凝固のままの組織を示すものである。SKH54 スプラットもSKH9 スプラットと本質的には同じ組織であるが、SKH9 に比べると網状を形成している炭化物が全体に粒状で網目もやや不完全である。これは写真 1.1.4 (e)と 1.1.5 (b)の比較から明らかなように砂型鑄造材においても共通なことであつて、SKH9 とSKH54 のこの差はMC炭化物がSKH9 よりもSKH54 に多量に含まれているためと考えられる。

このスプラットおよび砂型鑄造材から切出した板状試片について得たX線回折結果を表 1.1.5 に示す。また回折線形状を図 1.1.3 および 1.1.

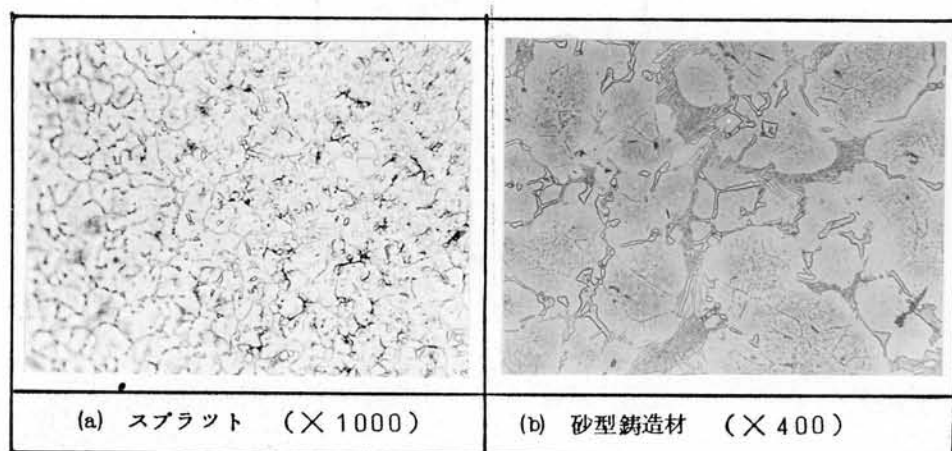


写真 1.1.5 凝固のままのSKH54 スプラットおよび砂型鑄造材の顕微鏡組織
(硝酸アルコール腐食)

表 1. 1. 5 凝固のままのSKH9,SKH54 スプラット
および砂型鑄造材のX線回折

鋼 種	材 料	検 出 さ れ た 相
SKH9	スプラット	α^* , γ , M_2C MC
	砂型鑄造材	α , γ , M_2C MC
SKH54	スプラット	α^* , γ , M_2C MC
	砂型鑄造材	α , γ , M_2C MC

注 * 回折線拡り大

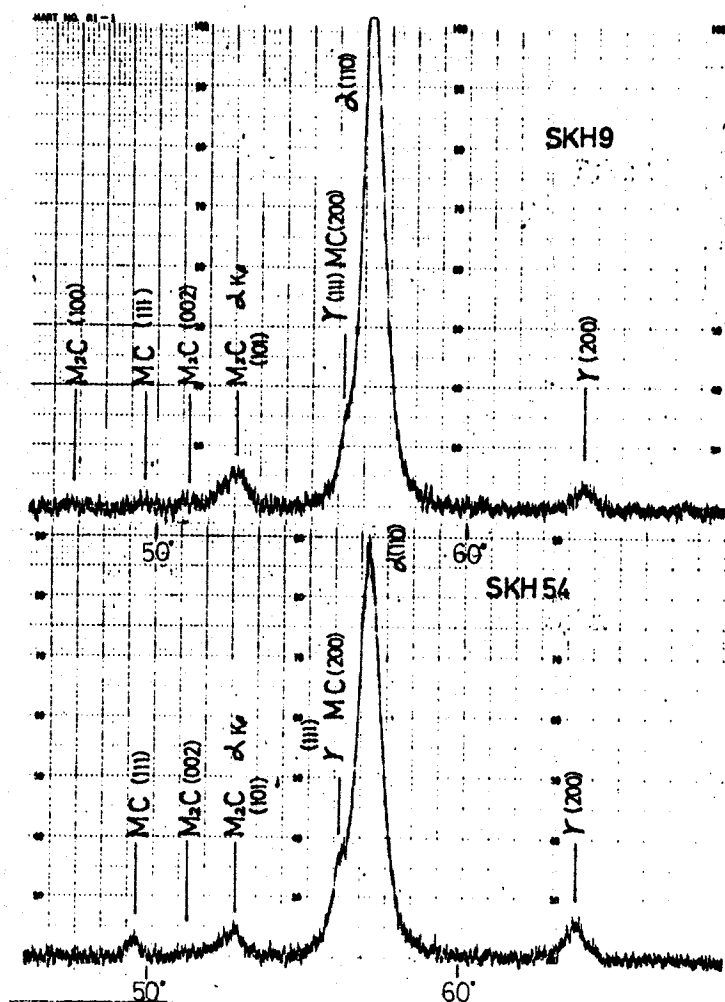


図 1. 1. 3 SKH9およびSKH54 スプラットのX線回折チャート
(凝固のまま)

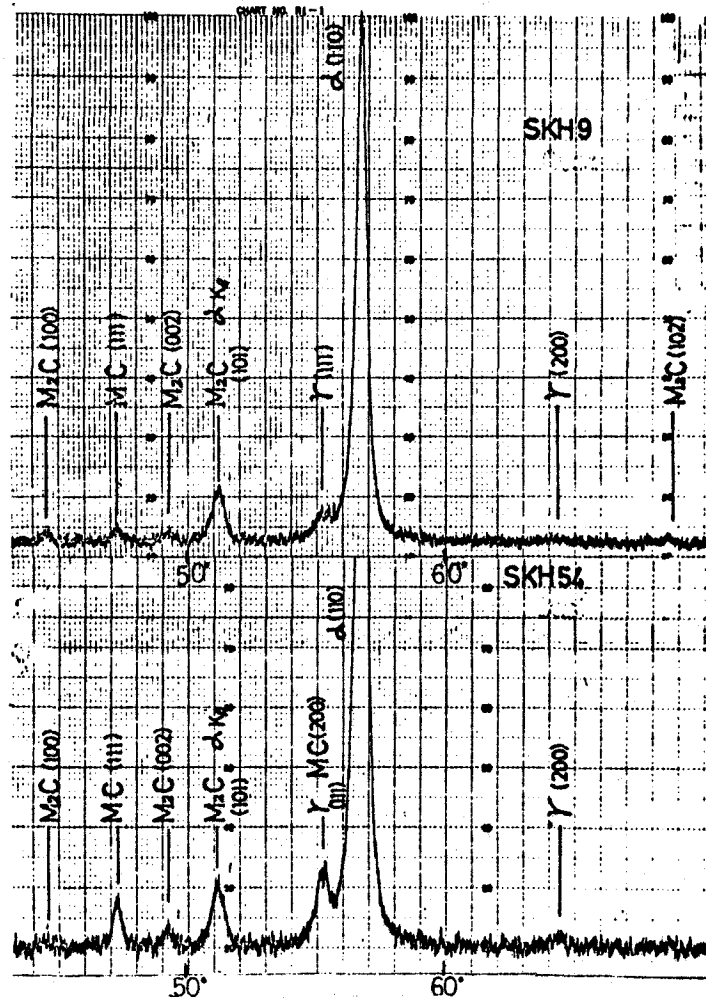


図 1. 1. 4 SKH9, SKH54 砂型鑄造材のX線回折チャート
(凝固のまま)

4に示す。SKH9 スプラットには炭化物として M_2C と MC が存在するがこれは噴霧粉の場合と同じである。この炭化物は網状相に相当し、 α および γ は基質を構成するマルテンサイトと残留オーステナイトと考えられる。砂型鑄造材にもスプラットと同じ相が存在している。なお回折線の強度から比較すると γ 以外の相は砂型鑄造材中よりもスプラットの方に少ない。またスプラットにおける α 相の回折線は砂型鑄造材のそれにくらべて著しく拡がっており、スプラット中には大きなひずみが存在すると考えられる。

なおスプラットの $\alpha(110)$ の回折線が粒度の大きい噴霧粉の場合のように二つに分離していることはなかつた。

SKH54 スプラット中の炭化物もやはり M_2C と MC であるが、回折線の強度から推定するとSKH9中におけるよりも MC の炭化物中に占める割

合は大きい。これは砂型鑄造材でも同じである。またSKH9の場合と同じように γ 以外はスプラットよりも砂型鑄造材のほうに多く存在している。スプラットの α 相の回折線が大きな広がりを持っている点もSKH9の場合と同じである。

写真1.1.4の(b)の δ フェライト相をとるようにX線マイクロアナライザー分析した結果は図1.1.6(Or, V についてのチャートは割愛したがW, Moと同じように増減した)のとおりであつて、噴霧粉の場合と同じく δ フェライト中ではCのみに増減が見られた。したがつて δ フェライト中の粒状相はFe-C炭化物の可能性はあるが結論はできない。

図1.1.6は100~900℃に2h焼もどしたSKH9スプラット中に存在する相をX線回折によつて同定した結果である。MCは900℃でも存在し、温度の上昇と共に増加する傾向が見られたが、 M_2C は750℃以上の温度では消失し、 M_6C が700℃、 $M_{23}C_6$ が800℃から出現し温度の上昇と共に増加している。また M_7C_3 も700℃のみに見られる。またSKH54スプラット材については900℃の焼もどし材のみをしらべたところ M_2C は存在せず、MC, M_6C , $M_{23}C_6$ が存在した。

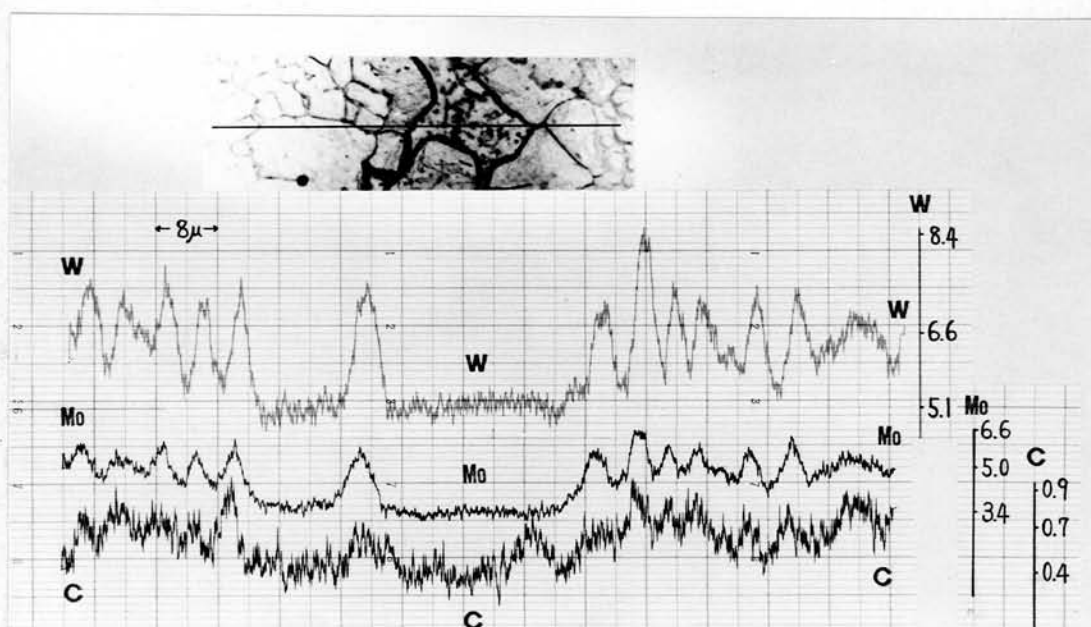


図 1. 1. 5 SKH9スプラットの線分析
(凝固のまま)

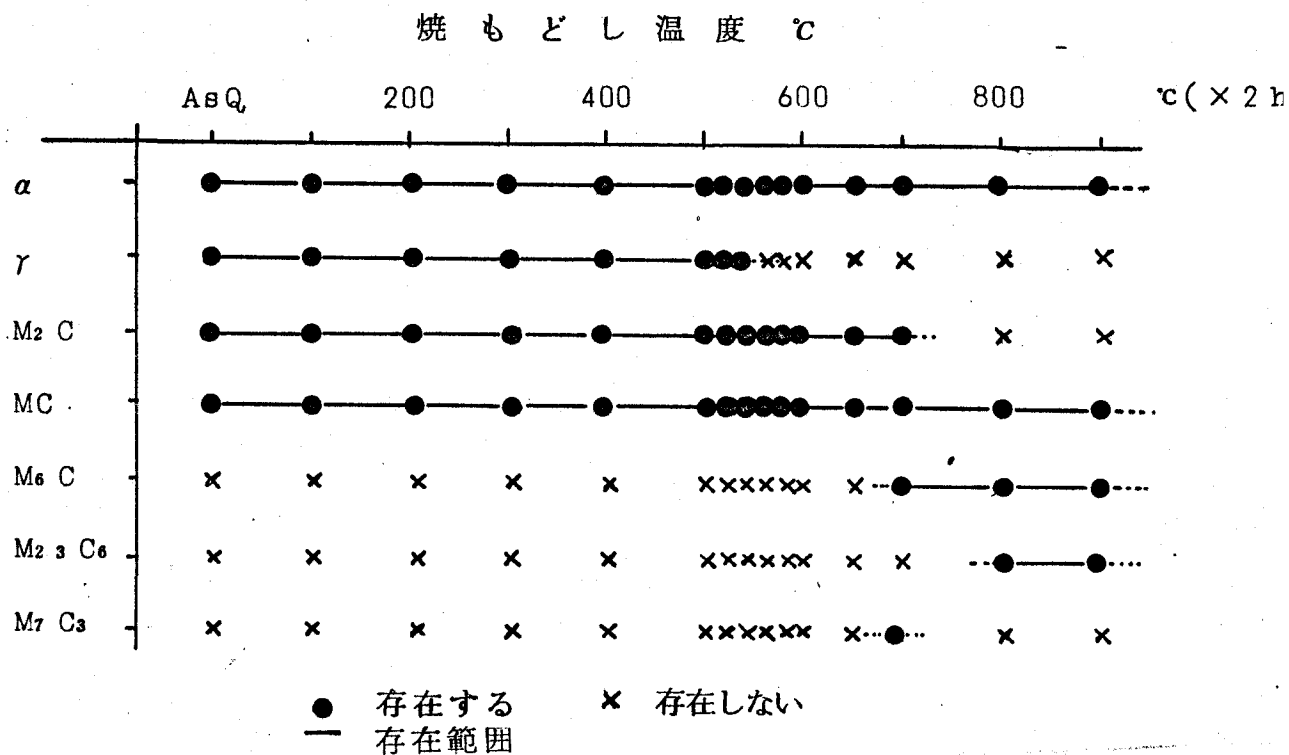


図 1. 1. 6 SKH9 スブラットにおける焼もどし温度と各相の存在範囲

2. マイス鋼 (5)

写真 1. 1. 6 (a) および (b) は SKD11 のスブラットおよび砂型鋳造材の光学顕微鏡写真である。写真 1. 1. 7 (a) および (b) は SKD61 のそれである。いずれも凝固のままのものである。SKD11 においては砂型鋳造材、スブラットともに共晶炭化物が網目状に分布した組織であるが、共晶セルの大きさは砂型鋳造材に比べてスブラットが著しく微細である。SKD61 の砂型鋳造材は微細な粒状炭化物が結晶粒界上に集っている傾向はあるが、比較的均一に分布していた組織である。ところがスブラットは砂型鋳造材とはまったく異なり共晶炭化物が網状に分布した組織を持っている。

これらのスブラットおよび砂型鋳造材について X 線回折を行つたところ、表 1. 1. 6 に示す結果が得られた。SKD11 においてはスブラット、砂型鋳造材ともに γ 、 α および M_7C_3 が検出されたが、スブラットの α 回折線は拡がっていた。炭化物はそのままの試片で検出できなかったのので電解分離残渣について測定したところいずれも M_7C_3 であつた。

SKD61 においては砂型鋳造材では α 、 γ 、 MC および M_2C が検出されたが、スブラットでは γ が認められなかつた。スブラットの α 回折線が拡がっていることは SKD11 の場合と同じであつた。 MC 、 M_2C はやはり電解分離残渣から検出された。

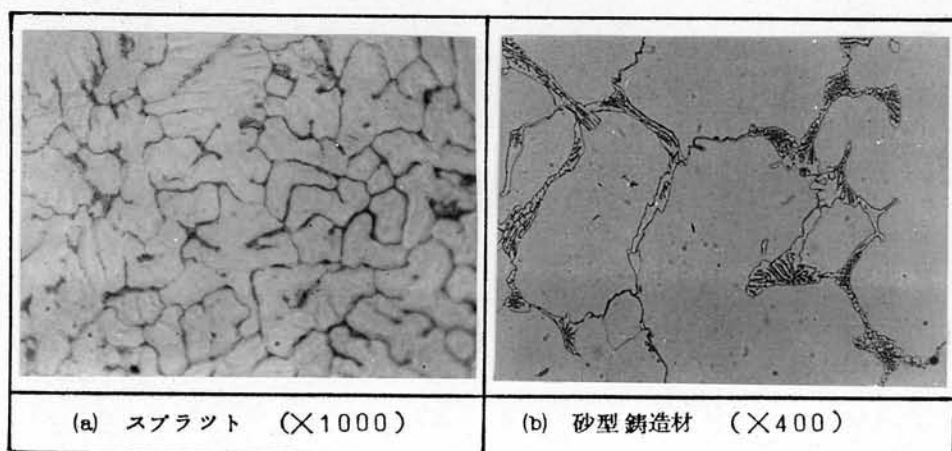


写真 1. 1. 6 凝固のままのSKD11スブラットおよび砂型鑄造材の顕微鏡組織(硝酸アルコール腐食)

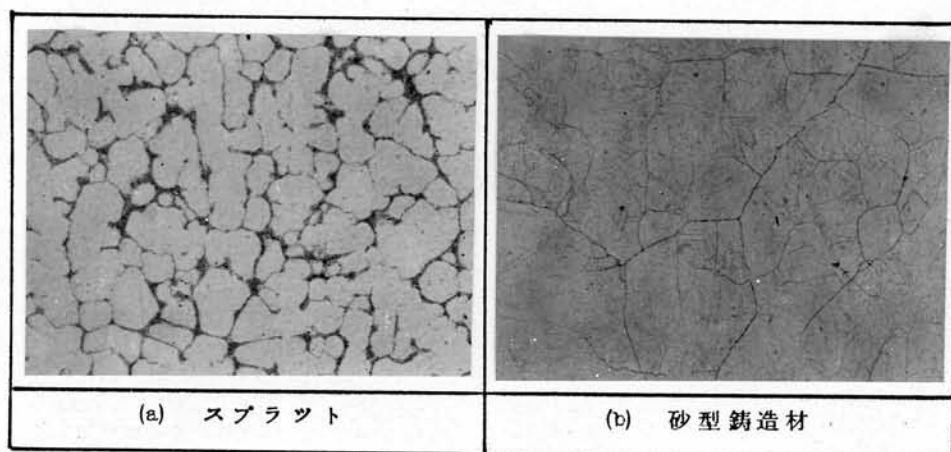


写真 1. 1. 7 凝固のままのSKD61スブラットおよび砂型鑄造材の顕微鏡組織(硝酸アルコール腐食 ×400)

図 1. 1. 7 および 1. 1. 8 は高速度鋼の場合と同じように各温度で焼もどしたSKD61およびSKD11中に存在する相を求めた結果である。SKD61では M_2C が750℃以上の温度では見られず M_6C が750℃、 $M_{23}C_6$ が900℃から存在した。また M_7C_3 も950℃で見られた。SKD11では $M_{23}C_6$ が750℃から出現した。

3-3 考 察

以上に述べたスブラットについての実験結果によつて、スブラットが著しく微細な組織を持っていることが明らかになつたが、これは凝固時の冷却速度の大きいことから当然予想されることであつて、むしろ注目すべき点は高速度鋼およびSKD61の場合凝固時に形成された炭化物が M_6C と MC でなく、 M_2C と MC であつたことである。したがつて本節ではこれについて考察を加える。また大きな冷却速度で凝固するので一般の工具鋼鋼塊や

表 1. 1. 6 凝固のままのSKD11, SKD61スプラットおよび
砂型鑄造材のX線回折

鋼 種	材 料	検 出 さ れ た 相			
SKD11	スプラット	γ	α^*	M_7C_3	
	砂型鑄造材	γ	α	M_7C_3	
SKD61	スプラット	α^*		MC	M_2C
	砂型鑄造材	α	γ	MC	M_2C

注 * ; 回折線拡り大

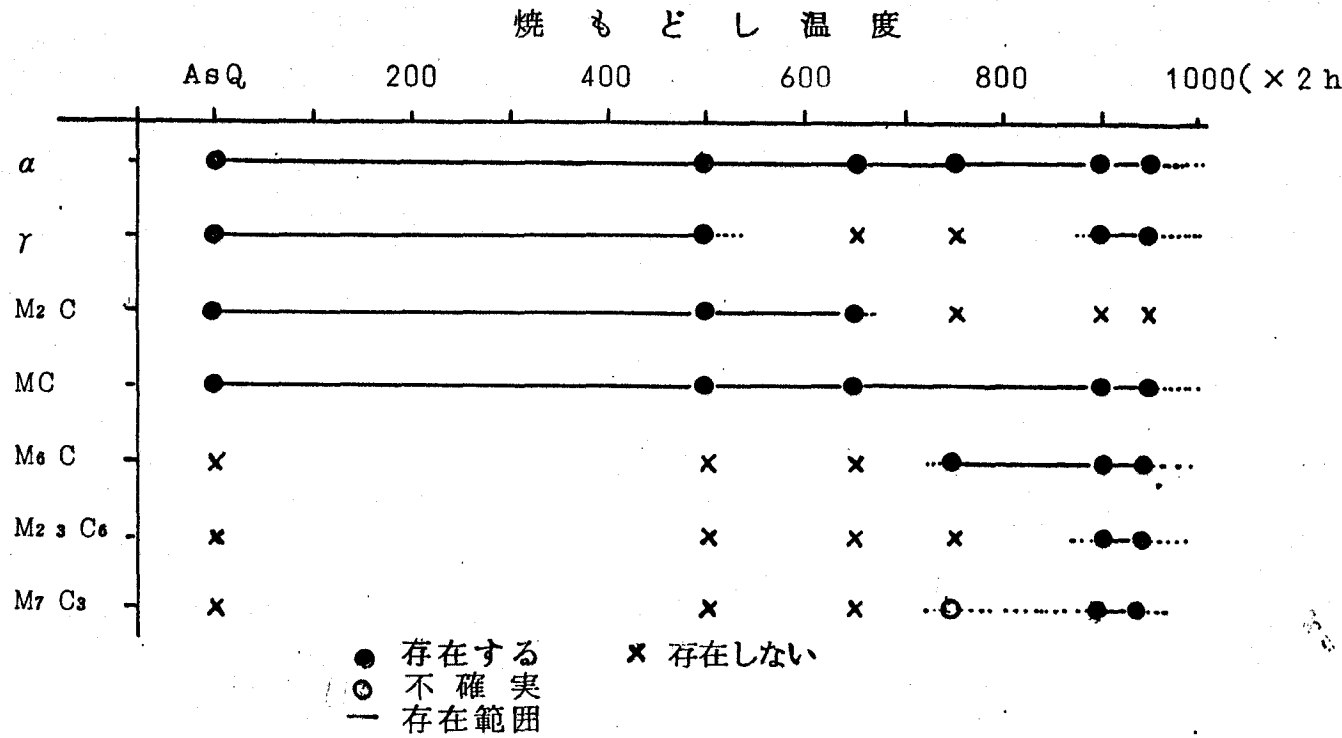


図 1. 1. 7 SKD61 砂型鑄造材における焼もどし温度と
各相の存在範囲

焼もどし温度

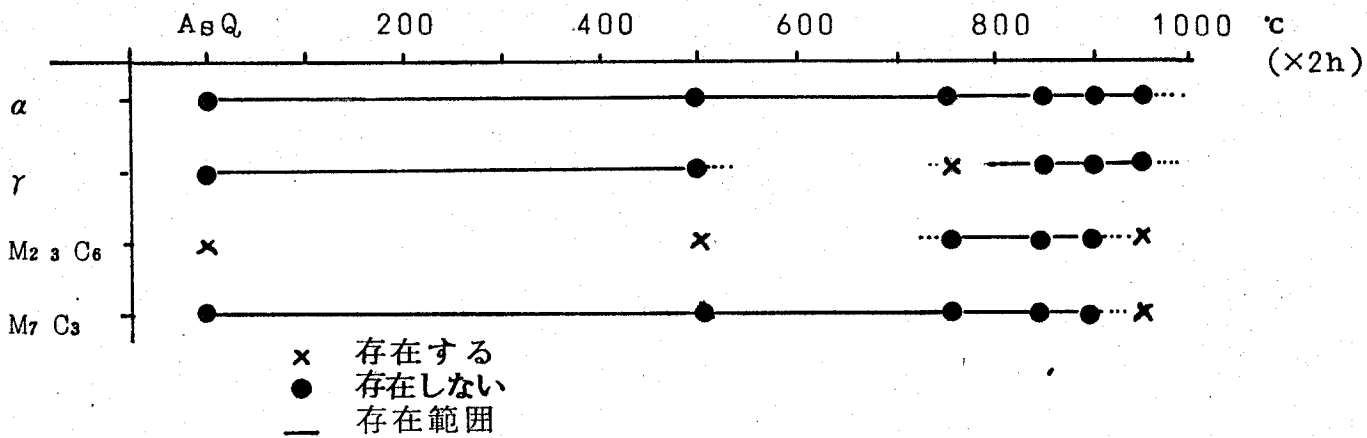


図 1. 1. 8 SKD11 スプラットにおける焼もどし温度と各相の存在範囲

鑄造材とは異つた過程を経て凝固する可能性が大きいので、組織観察の結果から凝固過程を推定した。そのさい高速度鋼については噴霧粉についての実験結果をも参考とした。

3-3-1 急冷凝固工具鋼における炭化物反応

噴霧粉およびスプラットの組織に関して注目すべき現象の一つはエ線回折で認められた炭化物の種類である。したがつてこれについて検討を加えた。

1. 高速度鋼

高速度鋼中の炭化物についてはこれまで多くの研究がありながらそのほとんどが焼なまし、焼入あるいは焼もどし状態についてのものであつて凝固のままの材料についてはあまり研究が見られないが、炭化物腐食および組成分析から M₆C と MC であるとした報告がある⁽⁶⁾⁽⁷⁾ほか焼入状態の炭化物が M₆C と MC^{(8)~(11)}であること、18W-4Or 切断状態図に示されている炭化物が M₆C である⁽¹²⁾ことから一般に M₆C と MC であると考えられている。これに対し本研究の結果ではスプラットはもとより砂型鑄造材においてすら検出された炭化物は M₂C と MC であつて M₆C を検出することができなかつた。

なお紙数の関係で省略するが著者の研究⁽¹³⁾によれば M₂C が晶出するためには一定量の V が含まれていることが必要で、6%W-5%Mn-4%Or で V が含まれていなければ M₆C、1%の V が含まれていると M₂C、18%W-4%Or で1%の V が含まれている (SKH2 相当) と M₂C と M₆C が晶出することが明らかになつている。これは Fe-W-V 系、

Fe-Mo-V系においても同じであつた。また1.21%のCと1.92%のVを含む鋼中に晶出する炭化物はMCであるので、Vが必要であつてもV自身が M_2C となるのではなく、WあるいはMoがVの存在によつて M_2C として晶出すると判断される。

M_2C 炭化物は一般的に後述のように高速度鋼においては焼もどし時の炭化物反応の一段階にのみ認められている⁽¹⁴⁾もので、あるが最近G. StevenらはC量が0.86~1.37%、N量が<0.01~0.120%の範囲の9%Mo-2%W-4%Cr-2%V型、8%W-5%Mo-4%Cr-2%V-1.2%Coおよび5%W-8%Mo-4%Cr-2%V-1.2%Co型高速度鋼の鍛造材(鍛造後870℃に焼なまし)の炭化物をX線回折およびマイクロアナライザーでしらべた結果Nが少なくCが高い鋼には図1.1.9(a)(b)に示すように M_2C が存在することを見出した。⁽¹⁵⁾(凝固のままの炭化物についてはしらべていないが、鍛造-焼なまし後に M_2C であれば凝固のままでも M_2C であろう)。この研究によればこれまで高速度鋼に M_2C が見られなかつたのはNの存在のためであるが、表1.1.1に示したC量およびN量では噴霧粉は図1.1.9の M_6C 存在範囲にありこれでは M_2C の存在は説明できない。

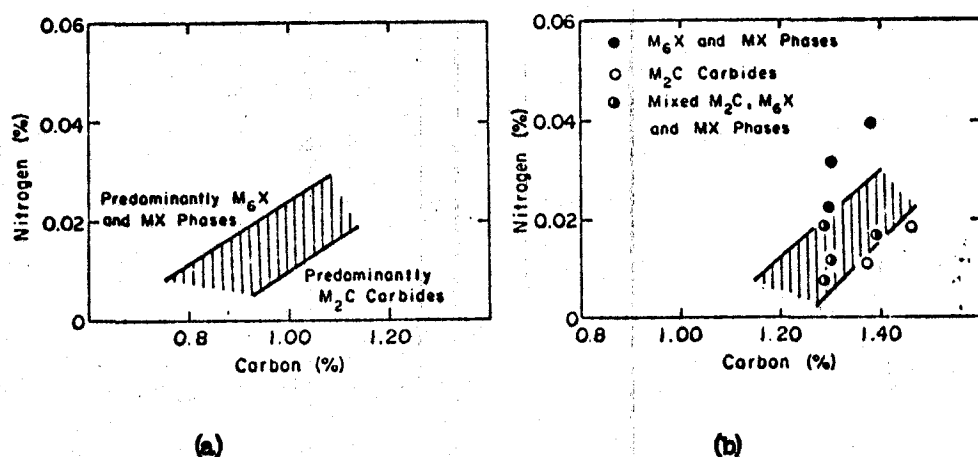


図 1. 1. 9 高速度鋼の一次炭化物の形態に対するC量およびN量の影響 (a) Mo高速度鋼 (b) W-Mo高速度鋼
(G. Steven, J. J. Hauser, T. A. Neumeyer and J. M. Capenos)⁽¹⁵⁾

急冷凝固における特異現象の一つとして平衡状態でも固相領域からの急冷によつても得られない新しい準安定相の出現が観察され、その一例としてFe-C(3.3~4.2Wt% C)系で"epsilon"なるh.c.pの新しい相が報告されている。⁽¹⁴⁾この"epsilon"はε炭化物とは異なるもので高压下でのみ存在するFeのh.c.pと同じものではないかと

考えられている。M₂C の存在がこれと類似の機構によるものであるか否かは明らかでなく今後検討が必要であろう。

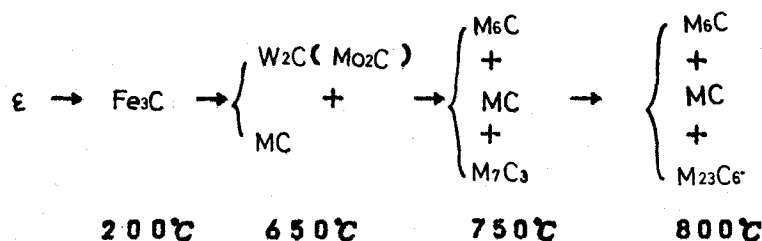
また MC に関しても SKH9 の焼なまし状態で 4 %, 焼入状態で 2 %, SKH54 の焼なまし状態で 8 %, 焼入状態で 6 %⁽¹⁷⁾ 程度であると考えられているに対して、噴霧粉やスプラットに存在する MC 量は図 1. 1. 4 の X 線回折強度から SKH9 でも数 %, SKH54 ではもつと多量にありそうであつて MC の一部は M₂C と同じように急冷凝固の故に生じた炭化物と考えるのが妥当のように思われる。

なお G. Steven の研究では 9 % Mo - 2 % W - 4 % Cr - 2 % V 鋼中の M₂C は (Fe 0.33 Mo 0.33 V 0.2 Cr 0.1 W 0.04)₂₀ なる式で示される組成を持つていて⁽¹⁹⁾ Mo, V, Cr それぞれを相当量含んでいるので、SKH9 の W 量が多いことを考慮すれば、O, Mo, Cr, V および W に富んだ網状相を M₂C としたこれまでの判断は誤りでないであろう。

このように噴霧粉やスプラットのように急冷凝固高速度鋼に晶出する炭化物は M₆C でなく M₂C であるという興味ある現象が見出されたのであるが、鋼塊のような徐冷凝固した高速度鋼に晶出する炭化物が M₆C であるとのこれまでの一般的な概念がもし正しければ(凝固のままの鋼塊中の炭化物を X 線回折でしらべたデータは見当らないので、

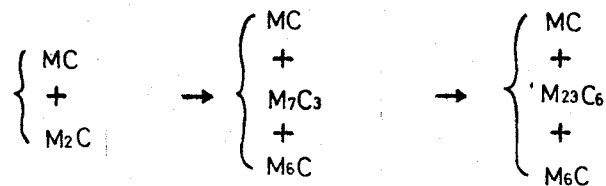
M₆C であることには多少疑問があると考え)ある冷却速度より大きい速度で凝固すれば M₂C が晶出し、それ以下の速度ならば M₆C が晶出する臨界の速度が存在するはずである。砂型鑄造材の炭化物も M₂C であることからこの臨界速度は砂型鑄造材の冷却速度よりは小さいことは確かであるが、これについても今後の検討が必要である。

つぎに、焼入された高速度鋼を焼もどしするとつぎのような炭化物反応が起きることが確められている。⁽¹⁰⁾⁽¹¹⁾



この反応において M₂C に相当する W₂C (W 高速度鋼) および Mo₂C (Mo 高速度鋼) は焼もどし時間によつても多少変るが 650℃ の焼もどしで出現し、750℃ 以上の焼もどしで消失している。このことから急冷凝固した高速度鋼を焼もどしすると、存在していた M₂C も消失することが推定されるのであるが、図 1. 1. 6 から予想どおり、凝固時に形成された M₂C も焼もどし時に形成される M₂C と同じく不安定な炭

化物であつて



なる炭化物反応が行われることが明らかになつた。炭化物が微細で正確な電解分離が困難なために定量は行わなかつたので反応の前後における MC 量の変化が明らかでなく (1) M_2C の一部は MC に変化したのか (2) M_2C のみが M_6C と M_{23}C_6 に変化し、MC には変化がなかつたのか、(3) あるいは MC の一部も M_6C 、 M_{23}C_6 の形成のために消費されたかに関しては断定の資料がない。ただし焼入時に残留した炭化物の関与していない (基質鋼を用いて測定しているので) 前述の鍛造材における炭化物反応において MC が 650℃ においてはじめて出現していることから急冷凝固材においても基質からの MC の析出は起つていたと考えるのが自然と考えられる。

また凝固のままの急冷凝固材が低い温度で焼もどしされた場合には、焼入された鍛造材におけると同じように ϵ や Fe_3C が析出するのである。急冷凝固材の基質の中の C 量が鍛造材のそれに比べて特に少ないとは考えられず、また Fe 原子の動き易さが急冷凝固材中で特に劣ると考えられる理由が見当らないからである。

なお残留オーステナイトが 500℃ 以上の高い温度の焼もどしによつて、マルテンサイト化する現象が認められたが、これは焼入された高速度鋼を焼もどしすると残留オーステナイトのマルテンサイト化が起ることから当然である。

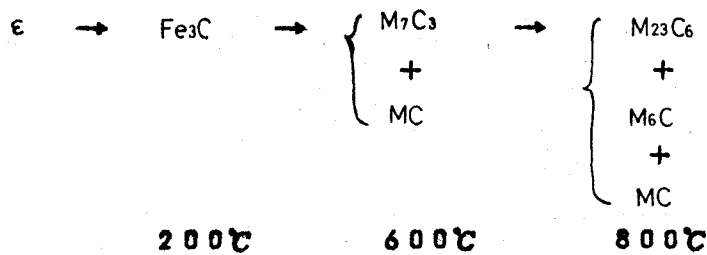
なお実用上どの程度の利点があるか不明であるが、急冷凝固した高速度鋼を 500～600℃ で焼もどしすると他の方法では得られない M_2C と MC のみを持つ高速度鋼を実用することが可能である。これは、炭化物の種類の耐摩耗性や靱性に対する影響という観点から興味ある問題である。

2. 熱間ダイス鋼

熱間ダイス鋼 BLD61 についても高速度鋼の場合と同じように凝固のままの炭化物の同定に関する報告は見られないが、焼なまし状態では M_{23}C_6 + M_6C + MC であることが認められている。⁽¹⁹⁾ したがつて一般には実用鋼塊の凝固のままの状態の炭化物はこの 3 種類からなると考えられているのであろう。(Fe-Cr-C 状態図⁽²⁰⁾では Cr_7C_3 である) 少なくとも M_2C の出現は予想されていなかつたと考えられる。し

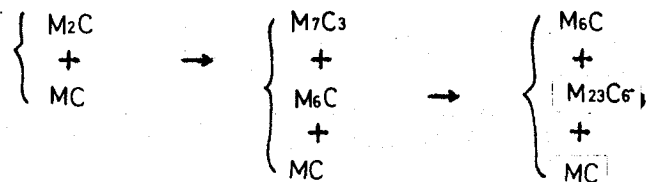
たがつて凝固時に晶出する炭化物が M_2C と MC であることは高速度鋼の場合と同じように興味ある現象である。SKD61 と高速度鋼では焼なまし状態でも、急冷凝固状態でも存在する炭化物の種類が等しいのである。つぎに示すように SKD11 の炭化物が焼なまし状態で $M_{23}C_6 + M_6C + MC$ でなく、急冷凝固状態で $M_7C_3 + MC$ でないことを考え合せると、急冷凝固状態における $M_2C + MC$ の出現と焼なまし状態における $M_6C + M_{23}C_6 + MC$ の出現との間に因果関係があると推定される。

熱間ダイス鋼 SKD61 の焼もどし時の炭化物反応については



なる反応が起ることが確かめられている。⁽²¹⁾ この式には M_2C は示されていないが、少量ながら MO の入っている以上 M_2C も出現すると考えるのが妥当であろう。⁽¹⁸⁾

したがって凝固のままの状態に存在した炭化物 M_2C および MC もやはり焼もどしによつて高速度鋼の場合と同じような炭化物反応を起すことが予測されるのであるが、図 1. 1. 7 からやはり高速度鋼の場合と同じ



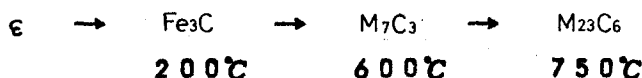
なる反応が行われることが確かめられた。ただし高速度鋼の場合と異つて M_7C_3 が $M_{23}C_6$ に変化する反応には長時間を要すると考えられる。

3. 冷間ダイス鋼

これについても凝固のままの状態の炭化物の同定に関する報告が見られないが、焼なましされた SKD11 鍛造材では $M_{23}C_6$ ⁽²¹⁾ あるいは $M_{23}C_6 + M_7C_3$ ⁽²²⁾ であり (Fe-C-Cr 状態図 ⁽²⁰⁾ では Cr_7C_3 である) また焼なましの進行と共に $M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6$ に変化的ことが確かめられている。⁽²¹⁾ したがって徐冷によつて凝固したままの組織中に存在する炭化物は $M_{23}C_6$ か M_7C_3 あるいはこれの混合であると推定される。これに対して砂型鑄造材およびスプラットは M_7C_3 であるので徐冷によ

つて $M_{23}C_6$ が生成されることが事実の場合にのみ急冷凝固の影響として $M_{23}C_6$ のかわりに M_7C_3 が生成されることになる。

冷間ダイス鋼 SKD11 の焼もどし時における炭化物反応はつぎの通りである⁽²¹⁾



したがって急冷凝固材を焼もどしすると存在した M_7C_3 が $M_{23}C_6$ に変化することが推定されるが図 1. 1. 8 から推定どおり



の反応は起ることが確かめられた。

3-3-2 急冷凝固工具鋼の凝固機構

1. 高速度鋼

図 1. 1. 10 は村上、八田⁽¹²⁾による 18W-4Cr の Fe-W-Cr-C 系切斷状態図を K. Xuo⁽¹⁴⁾が修正したものである。

本研究に用いた高速度鋼は 6W-5Mo-4Cr-4V (SKH54) であるが、組織に対しては 1% の Mo が 1% W に相当するので① M_6C のほかに V を主体とする MC および Cr を主体とする $M_{23}C_6$ が存在すること、② 固相線が約 50℃ 低温であること⁽²³⁾ ③ V の存在を多少考慮する必要があるかも知れないことを念頭に置くだけで、図 1. 1. 10 を SKH9 および SKH54 の凝固過程の考察のよりどころとして用いることができる。

この図で 0.8% の C 量について凝固の過程を考えると

- (1) 融体からの δ 相の晶出 $M \rightarrow \delta$
- (2) 包晶反応による γ 相の生成 $M + \delta \rightarrow \gamma$
- (3) 包共晶反応による γ と M_6C の生成および δ の消失 $M + \delta \rightarrow \gamma + M_6C$
- (4) 共晶反応による γ と M_6C の生成および融体の消失 $M \rightarrow \gamma + M_6C$
- (5) 共析反応による α と M_6C の生成 $\gamma \rightarrow \alpha + M_6C$
- (6) 包共析反応による α と Fe_3C の生成 $\gamma + M_6C \rightarrow \alpha + Fe_3C$

の反応が起り、室温では α , Fe_3C , M_6C からなるはずである。しかし鋼塊として鑄込まれた高速度鋼が凝固する場合には(3)の反応が十分に進行しないで



が起ることが K. Xuo⁽¹⁴⁾によつて明らかにされている。また(6)の反応も進行しないので室温では γ の変態したマルテンサイトと M_6C および前述の MC と $M_{23}C_6$ からなっている。写真 1. 1. 4 の砂型鑄造材の組織に

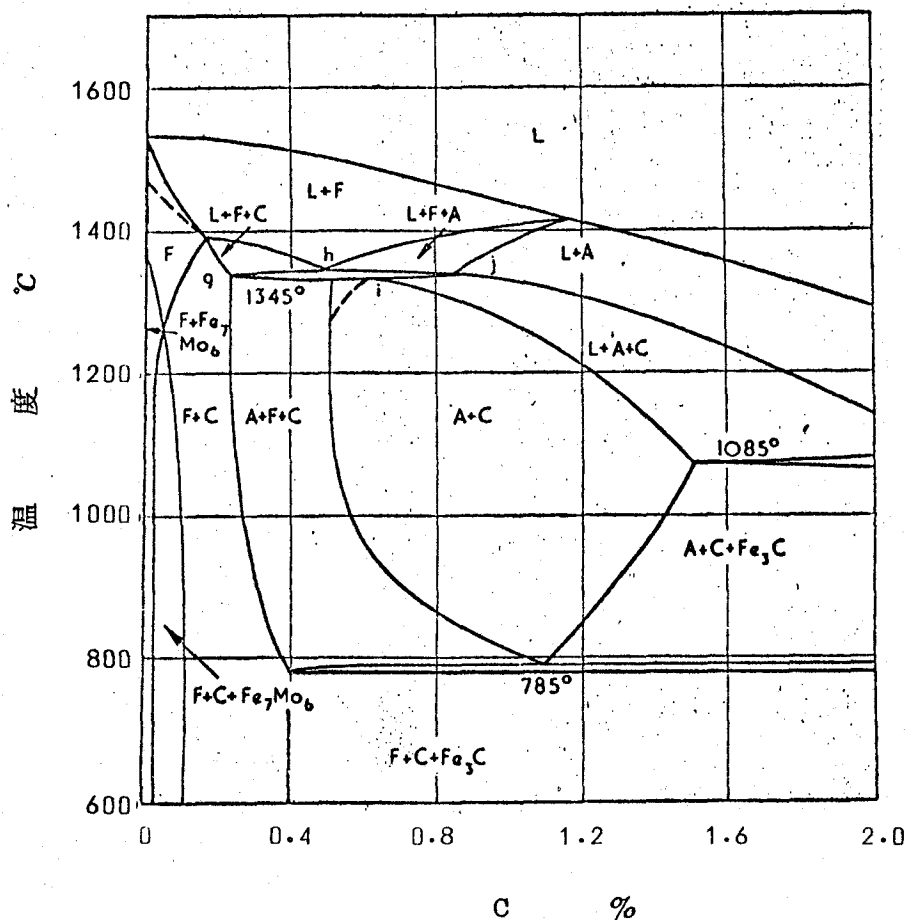


図 1.1.10 1.8%W-4%Cr における Fe-W-Cr-C
 切断状態図 (村上、八田、K. Kuo)
 (L: 融体 A: オーステナイト F: フェライト C: M_6C)

において共晶炭化物によつて形成された1つの共晶セルの中に存在する内部に点状の模様のある白い部分が(4)'の反応によるいわゆる δ 共析である。

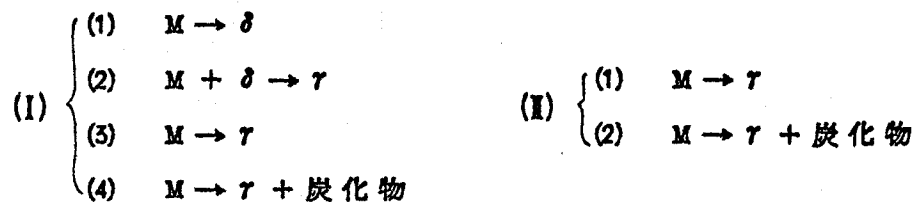
この高速度鋼の凝固過程に関する知識をもとにして顕微鏡組織の観察その他の調査結果から、急冷凝固高速度鋼 SKH9 の凝固機構について考察してみると

- (1) まず(1)の反応は高周波誘導加熱による局部急冷凝固層を除いてはごく部分的にしか行われていない。なぜなら(1)の反応が著しく進行すれば、 δ あるいは δ の(4)'の反応による生成相(δ 共析)が多数存在するはずであるのに対して、 δ フェライトが一部の噴霧粉に局部的に見られるのみで、 δ 共析は見られない。 δ フェライトの存在が粉末内でも片寄っていることから、噴霧法では個々の粉末の中に冷却条件の大きな差があると推定される。スプラットでは冷却条件が均一になりやすいためか、とくに部厚い部分に δ フェライトが存

在するのみであつた。

- (II) (2)の反応は一部の δ 相については進行していると推定される。とくに写真 1. 1. 1 (g)~(h)において δ フェライトの周辺が不規則に入りくんだ形になつてゐるからである。(2) (b)の δ フェライトは(g)や(h)のそれに比べて輪郭が滑らかであることから、(2)の反応の進行程度は粉末によつてまた粉末内でも相当に差がありそうである。
- (III) δ に接した $\gamma + M_6C$ の包共晶組織が認められないことから、(3)の反応はほとんど進行していない。
- (IV) δ の生成が局部的しか認められないので、凝固は δ 存在場所を除いては融体からの初晶 γ の晶出によつて行われたと推定される。 γ の晶出した後、残りの溶体は $M \rightarrow \gamma + \text{炭化物}$ の共晶反応によつて網目状に凝固している。
- (V) 初晶 δ と融体の間に(2)および(3)の反応が進行していないので、 δ の周囲には融体から γ が直接晶出したと考えられる。
- (VI) (4)'の反応はほとんど進行せず、 δ が室温まで残留している。ただし δ の中には温度の低下と共に析出が行われている。しかし析出物の種類については不明である。
- (VII) (5)と(6)の反応が抑制されて初晶 γ および共晶 γ の一部がマルテンサイト変態する。

したがつて全体として高速度鋼 SKH9 の組成を持つ熔融金属が熔融状態から急冷凝固されると



なる二つの反応によつて凝固し、室温まで温度低下する間に γ の一部はマルテンサイト変態する。そして炭化物は前述のように M_6C ではなく $M_2C + MC$ である。(II)の凝固過程は切断状態図において約 1.5 倍以上の δ 量の融体の凝固過程と一致してゐて、このずれは急冷凝固に起因する。(I)の凝固過程では切断状態図にしたがつて、融体中に δ フェライトが晶出する(さらに一部の δ は融体との反応によつて γ となる)のであるが、この反応がごくわずかしかな進行しない間に、この δ を核として δ のまわりにあるいは δ には無関係に、融体中に γ が晶出したと判断される。凝固組織において δ はつねに共晶で形成された一つのセルのほぼ中心部に位置していることから、 δ が核となり δ の表面に γ が晶出している可能性が大きい。 δ はスプラットにおいてはとくに

厚い部分に、局部急冷凝固層においては最終凝固部に見られることから、噴霧粉においても水との接触あるいは蒸気膜との接触の条件が、たまたま凝固温度付近の冷却速度を小さくした部分に δ が発生したのでないかと推定される。したがって噴霧の条件を変えれば δ の発生量も変化するであろう。

この凝固過程はSKH9, SKH54に共通である。顕微鏡組織はSKH9のそれと一見相当な差があるようであるが、スプラットであるために δ フェライトが見られないこと、および網目を形成している炭化物が粒状に近い形であること以外には差が見られない。炭化物が粒状であるのは一般の高速度鋼の凝固材においても M_6C より粒状に近い形で現れるMCの炭化物中に占める割合が大きいことによると考えられる。

このような高速度鋼の急冷凝固過程は切断状態図において δ が約15%以上の融体の凝固過程と一致する。

なお砂型鑄造材は組織から見てスプラットおよび噴霧粉とは異なり(1)、(2)、(4)、(4)'の凝固過程に従っていると推定される。

2. 熱間ダイス鋼

図1.1.11は熱間ダイス鋼SKD61(0.35% C、5% Cr、1.4% Mo、1% V)中に存在する量とはほぼ等しいCrである5% CrにおけるFe-C-Cr切断状態図である。⁽²⁾この状態図からSKD61中のC量に相当する0.35%のCを持つ溶融金属の凝固過程は

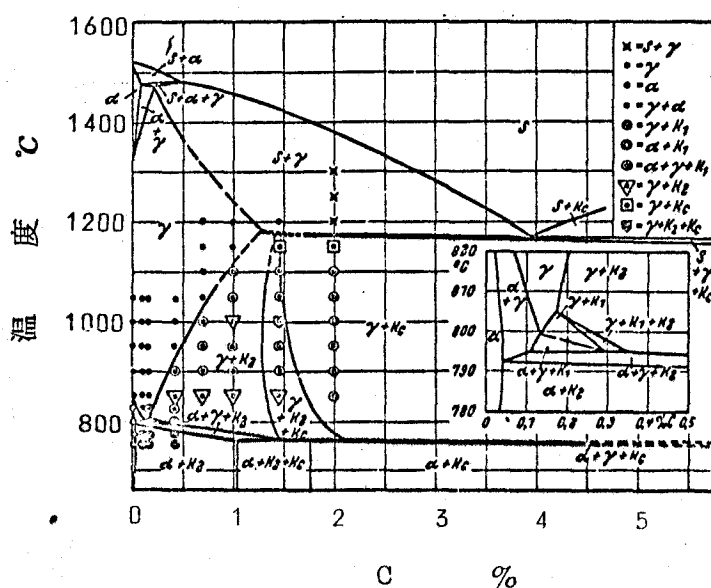


図 1.1.11 5% CrにおけるFe-C-Cr切断状態図
(K. Bungardt E. Kunze E. Horn) ⁽²⁾

(S : 融体 γ : オーステナイト α : フェライト)
(K₁ : Cr₂₃C₆ K₂ : Cr₇C₃ K_c : Fe₃C)

- (1) 融体から δ 相の晶出 $M \rightarrow \delta$
- (2) 包晶反応による γ の生成と δ の消失 $M + \delta \rightarrow \gamma$
- (3) γ の晶出による融体の消失 $M \rightarrow \gamma$
- (4) γ から M_7C_3 の析出 $\gamma \rightarrow \gamma + M_7C_3$
- (5) γ の共析変態による α と M_7C_3 の生成 $\gamma \rightarrow \alpha + M_7C_3$

であり炭化物の晶出は行われぬ。なお(1)および(2)の反応は(3)に比べて著しく少量である。この切断状態図において析出する炭化物は M_7C_3 であるが、前述のようにSKD61に存在する炭化物は $M_{23}C_6 + M_6C + MC$ であると考えられる。これはSKD61中にはCrのほかMoおよびVが存在するためである。したがってSKD61に関しては上述の(4)および(5)の炭化物は M_7C_3 ではなく $M_{23}C_6 + M_6C + MC$ と修正して考えるべきである。

顕微鏡組織の観察結果では砂型鑄造材は1相からなる基質の中に粒状の炭化物が析出した形であつて、炭化物の種類が前述のように $M_2C + MC$ である点を除いては上述の凝固過程を経たものと推定される。これに対してスプラットは初晶粒の間隙を共晶組織が網目状に埋めた形であつて、明らかに状態図とも砂型鑄造材とも異つた過程を経て凝固したと推定される。その過程は

- (1) 融体から γ の晶出 $M \rightarrow \gamma$
- (2) 共晶反応による融体の消失 $M \rightarrow \gamma + \text{炭化物}$

であつて、炭化物は砂型鑄造材と同じく $M_2C + MC$ である。

SKD61に含有されている1%のVおよび1.4%のMoの影響については、その含有量が比較的小さいことからSKD61スプラットにおいて、共晶が現われたのはVおよびMoの影響ではなく急冷によつて高速度鋼の場合と同じく、凝固過程が高C側(1.25%以上)にずれたためであると判断される。

3. 冷間ダイス鋼

図1.1.12は冷間ダイス鋼SKD11中に存在するのと同程度のCr量である1.3%CrにおけるFe-C-Cr系の切断状態図⁽¹⁸⁾である。この状態図からSKD11(1.5% C、1.2% Cr、0.35% V、1% Mo)中のC量に相当する1.5% Cの溶融金属の凝固過程は

- (1) 融体からの γ 相の晶出 $M \rightarrow \gamma$
- (2) 共晶反応による融体の消失 $M \rightarrow \gamma + M_7C_3$
- (3) 共析反応による α と M_7C_3 の生成 $\gamma \rightarrow \alpha + M_7C_3$

である。

顕微鏡組織の観察結果では、SKD11の砂型鑄造材およびスプラッ

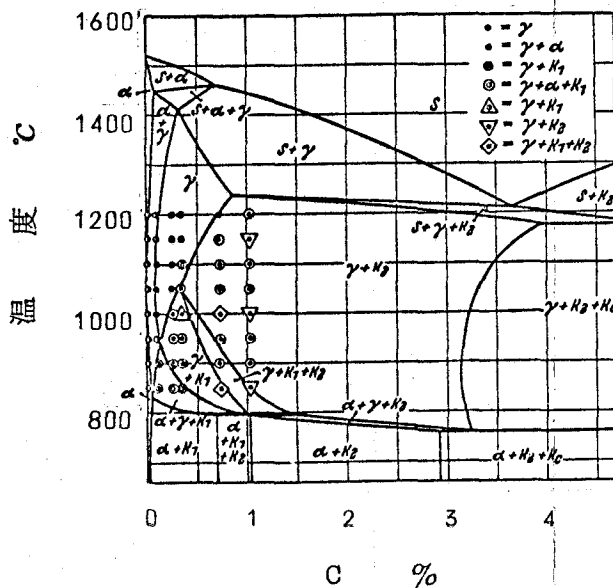


図 1.1.12 1.3% Cr における Fe-Cr-C 切断状態図

(K. Bungardt E. Kunze E. Horn) (24)

S : 融体 γ : オーステナイト α : フェライト
(K₁ : Cr₂₃C₆ K₂ : Cr₇C₃ K_c : Fe₃C)

トは初晶粒の間隙を共晶組織が網目状に埋めた形に凝固した組織であると考えられ、高速度鋼やSKD61の場合と異なつて炭化物の種類までもが切断状態図の場合と一致する。ただしSKD11が徐冷凝固した時に形成される炭化物がM₂₃C₆である可能性については前述の通りである。

4. まとめ

以上の結果から冷間ダイス鋼SKD11では急冷凝固（ここではスプラットまたは噴霧粉程度の冷却速度での凝固と考える）しても、徐冷凝固（ここでは砂型鑄造材よりも遅い冷却速度での凝固と考える）の場合と凝固過程には差が見られないのに対して、熱間ダイス鋼SKD61や高速度鋼では徐冷凝固とは異なつた凝固過程で凝固したと推定される。

第4節 高速度鋼およびダイス鋼スプラットクーリング材の熱処理特性 (24)

急冷凝固工具鋼は著しく微細な炭化物を持っている。したがつてこれに起因する特別な性質を持っているはずである。その1つとして熱処理特性をしらべた。

4-1 実験方法

高速度鋼SKH9、熱間ダイス鋼SKD61および冷間ダイス鋼SKD11の

3 鋼種のスプラット、砂型鑄造材および市販の鍛造材を用いた。

スプラットは薄くてロックエル硬さの測定が困難なためマイクロヴィツカーズ硬さを測定した。マイクロヴィツカーズ硬度計および組織観察用装置は第2節で説明したとおりである。砂型鑄造材と鍛造材の測定に用いたロックエル硬度計は明石製作所製ORK型である。

またこれまでと同じようにして光学顕微鏡組織を観察した。

熱処理条件はSKH9については950~1200℃3（スプラット材）または5（その他）min保持後油冷のままおよび575℃1h保持空冷2回くり返し、SKD61については900~1100℃25min保持後油冷のままおよび575℃1h保持空冷、SKD11については850~1100℃25min保持後油冷のままおよび200℃1h保持空冷である。200℃の焼もどしを油中加熱で行ったほかはすべて塩浴中加熱である。なお3鋼種共焼入前に木炭、メライ粉、混合物中に埋めて890℃5h加熱後炉冷の焼なましを施してあつた。

またスプラットと鍛造材では著しく異つた焼入硬さの変化が見られたので、これらの鋼の熱処理挙動をさらに明確にするために連続冷却変態線図の測定を行つた。測定は鉄鋼の恒温度変態線図および連続冷却変態線図のために自製した示差熱分析装置によつて行つたが、この測定方法および測定結果の信頼性については金属学会第64回大会に報告⁽²⁵⁾してある。測定に用いた試片は焼入硬さの測定に用いた同じ材料から切り出した。このさいオーステナイト化条件としては850℃、900℃または975℃の各温度で10min加熱を採用した。

4-2 実験結果および考察

図1.1.13において焼入硬さを見るとSKD61では砂型鑄造材、鍛造材、スプラット材いずれにおいても焼入温度の上昇と共に焼入硬さはしだいに上昇する傾向を示し、特に三者間に著しい挙動の差は見られないのに対して、SKD11およびSKH9では鍛造材と砂型鑄造材およびスプラット間に差が見られる。すなわちSKH9では焼入温度1150℃まで焼入温度の上昇と共に鍛造材の硬さはほぼ直線的に増加するが、砂型鑄造材およびスプラットの硬さは1100℃あるいは1050℃ですでに最高硬さに近い値に達している。この低い焼入温度で高い焼入硬さが得られる傾向はSKD11ではさらに顕著であつて、鍛造材がHRC55にも達しない900℃で砂型鑄造材はHRC65となり、スプラットにおいても900℃でHV950に近い硬さを示している。またSKD11において焼入温度が1000℃以上に上昇すると残留オーステナイトの増加のために硬さが低下するのであるが、この硬さの低下も鍛造材より砂型鑄造材およびスプラットにおいて著しい。

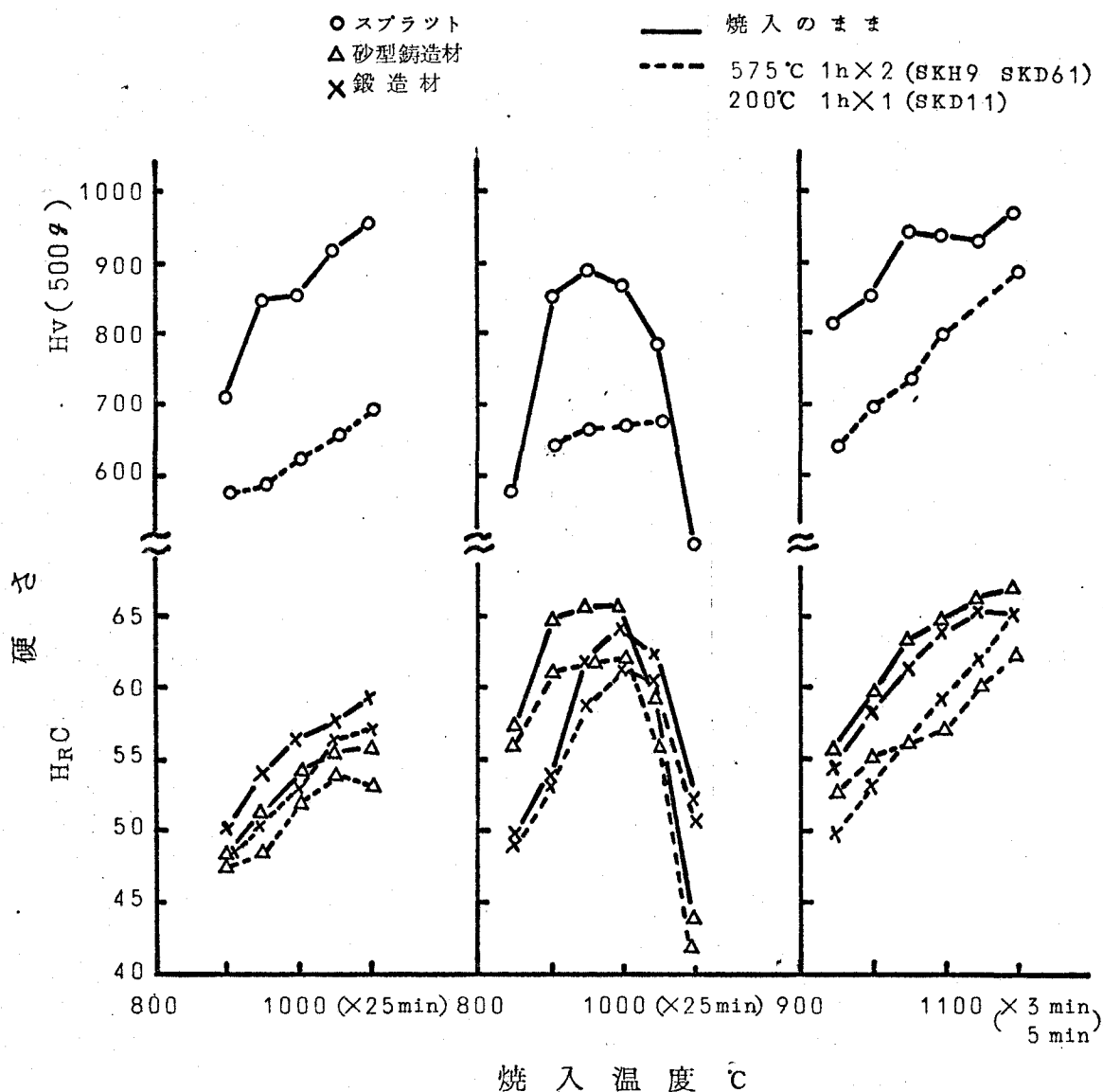


図 1.1.13 SKH9、SKD11およびSKD61のスプラット、砂型鑄造材および鍛造材における焼入温度と焼入および焼もどし硬さの関係

図 1.1.13 には焼もどし硬さも示してあるが、焼もどし硬さにも焼入硬さの場合と同じ傾向が見られる。

連続冷却変態線図の測定結果は図 1.1.14 に示すとおりであつて、オーステナイト化温度 850℃、900℃のいずれにおいてもスプラットのほうが鍛造材より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、パーライト変態の鼻の時間および M_s 点に関してはスプラットの 900℃か鍛造材の 975℃にほぼ等しい。

写真 1.1.8 ~ 1.1.10 は SKD61、SKD11 および SKH9 のスプラット、

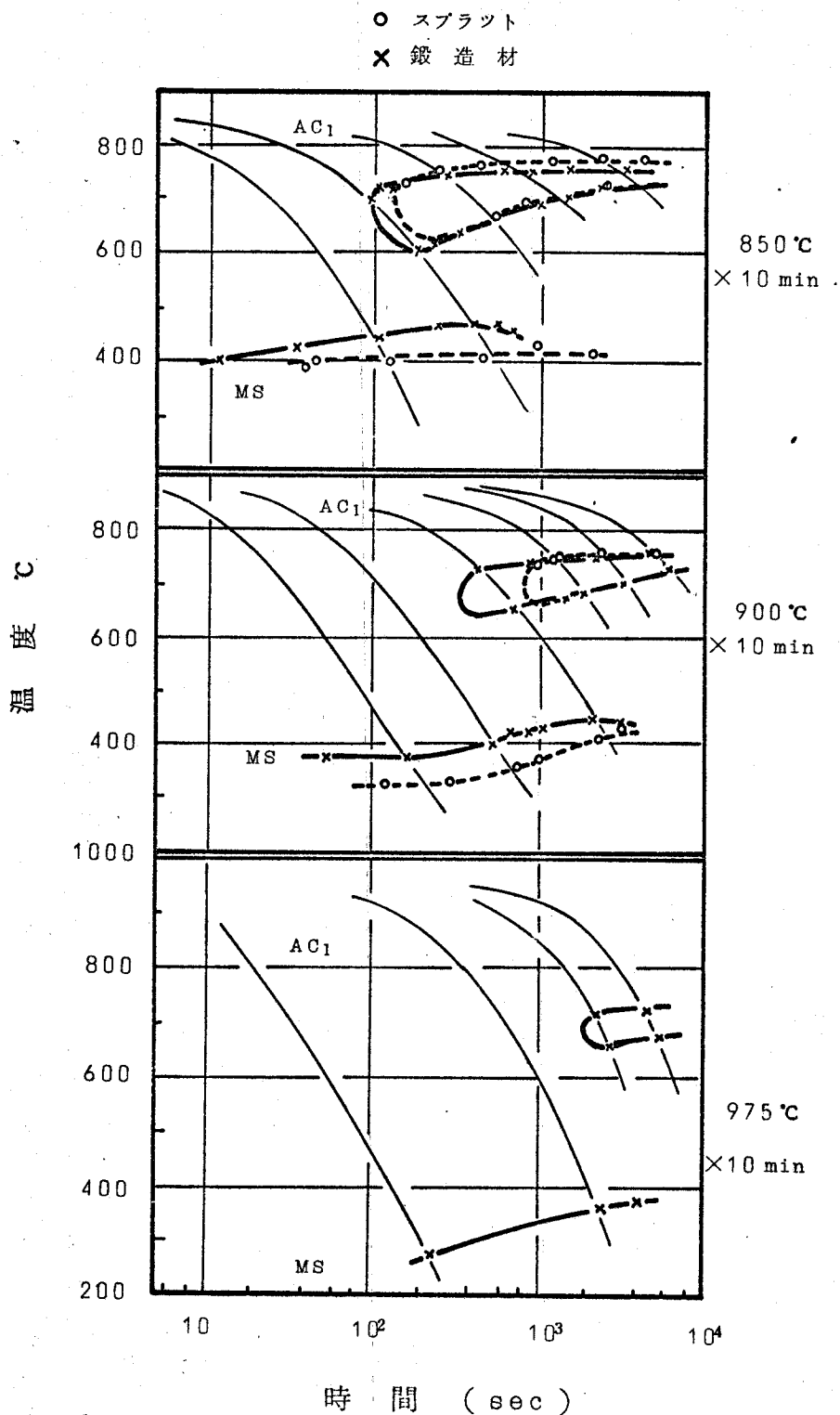


図 1. 1. 14 SKD11 スプラットおよび鍛造材のCCT図

砂型鑄造材、および鍛造材の焼入組織を示すものである。SKD61のスプラットは写真 1. 1. 7 から明らかなように凝固のままでは炭化物の共晶組織であるが、焼なましによつて球状の炭化物が全面に均一に分布した組織に変化するので、焼入組織ではスプラット、砂型鑄造材および鍛造材の間に大きな差が見られない。砂型鑄造材および鍛造材では炭化物が結晶粒界の上に連つて存在する傾向が強いこと、スプラットのオーステナイト結晶粒の

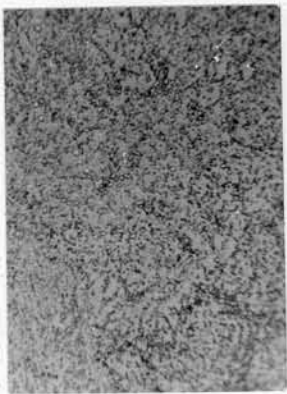
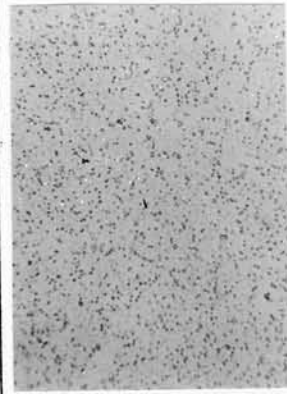
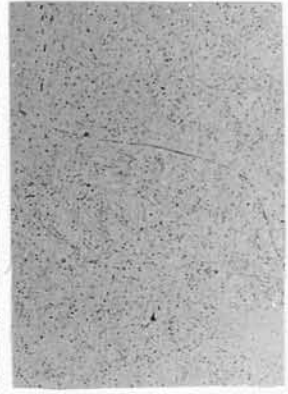
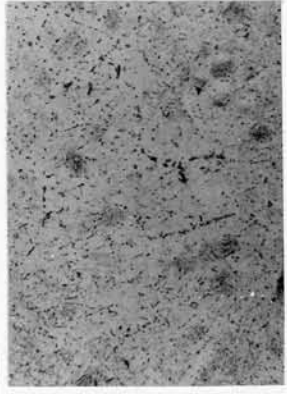
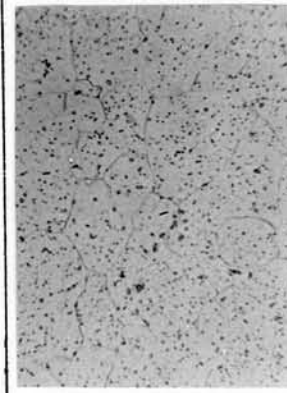
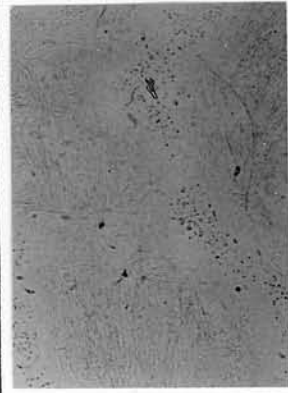
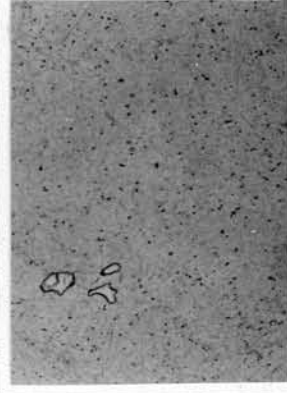
890°C × 5h · P. C.			
1000°C × 25min. O. Q.			
1100°C × 25min. O. Q.			
	スプラット (× 1000)	砂型鑄造材 (× 400)	鍛造材 (× 400)

写真 1. 1. 8 SKD61 スプラット、砂型鑄造材および鍛造材の焼なまし
および焼入組織 (硝酸アルコール腐食)

小さいことが異なっているだけである。また低い焼入温度の写真は省略したが焼入温度の上昇に伴い炭化物の固溶量にも大きな差はないようである。

SKD11 スプラットおよび SKH9 スプラットの場合には凝固のままの組織と焼入組織の間に SKD61 の場合のような大きな差はない。焼なましによつて微細な粒状の炭化物が粒内に析出し、その一部が焼入によつて再固溶するとともに焼入温度が高い場合には共晶炭化物が部分的な固溶によつて分断されて粒状に近い形になるので、全体として粒状炭化物が散在した組織になる。典型的なのが SKH9 スプラットの 1000°C × 5 min 油冷組織

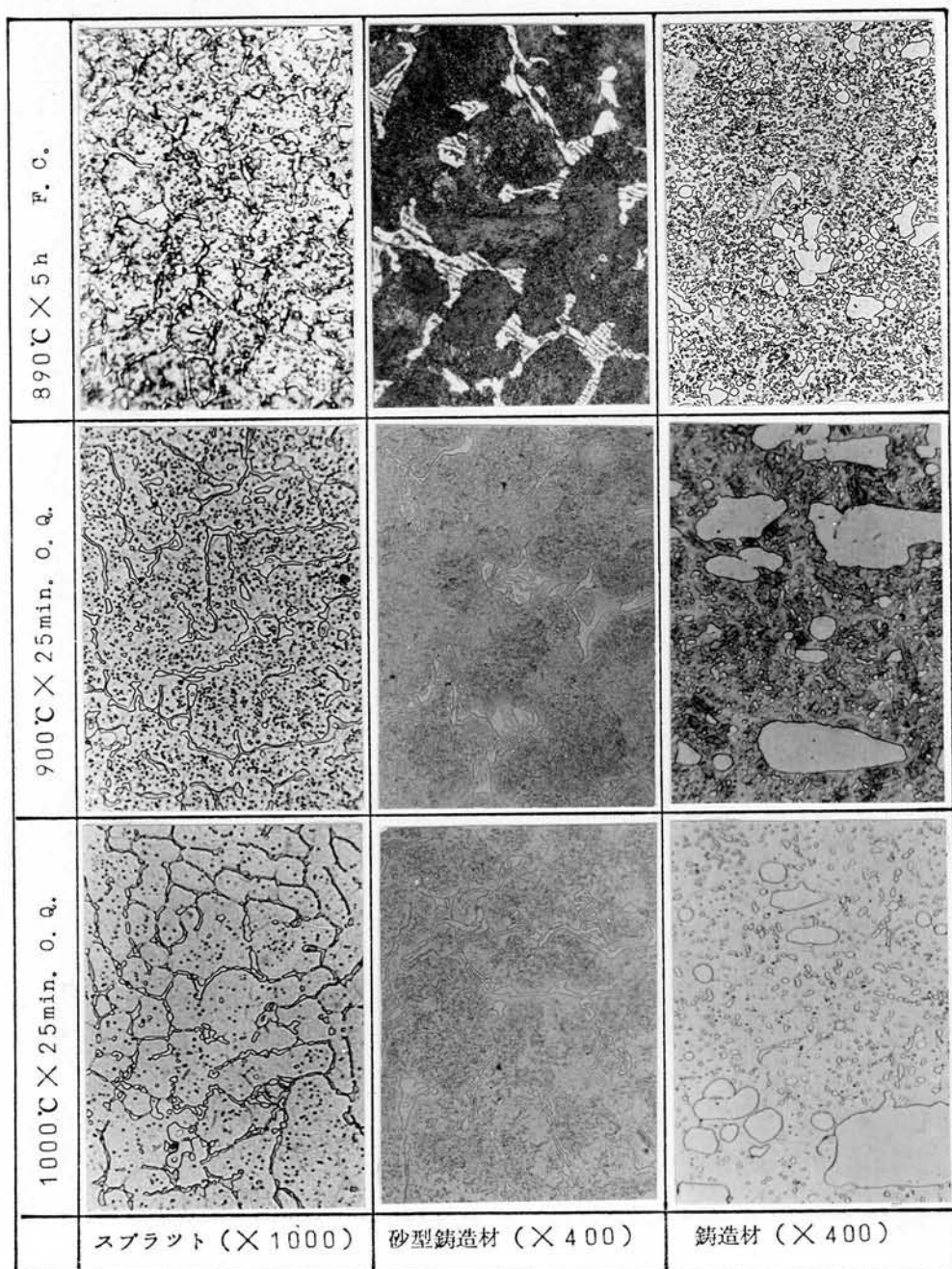


写真 1. 1. 9 SKD11 スプラット、砂型鑄造材および鍛造材の焼なまし
および焼入組織 (硝酸アルコール腐食)

(写真 1. 1. 10) である。この組織は炭化物の形状に関しては鍛造材 SKH9 の組織と全く同じであつてこれから急冷凝固工具鋼が鑄造材でありながら鑄造材特有のもろさを持つていないのではないかと期待されるのである。これに対して砂型鑄造材では共晶炭化物が焼入後でも板状のままの形で存在している。これは砂型鑄造材の共晶炭化物が巨大で、少々の固溶によつても粒状に分断されるに至らないためである。

また SKH9 スプラットおよび砂型鑄造材は未溶解炭化物量に関して 1050℃ と 1150℃ の間にあまり差がないのに対して、鍛造材では未溶解炭化物量は焼入温度の上昇とともに明らかに減少している。SKD11 について

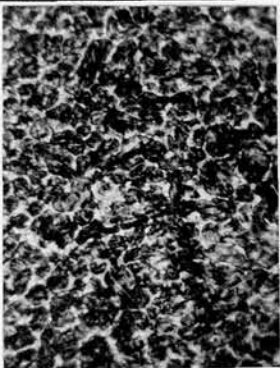
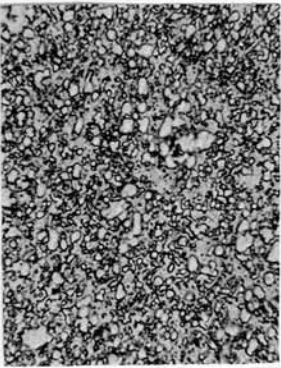
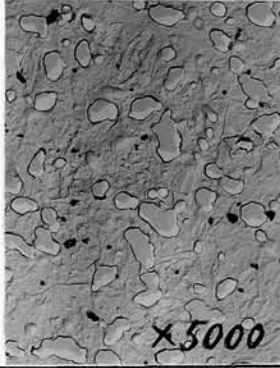
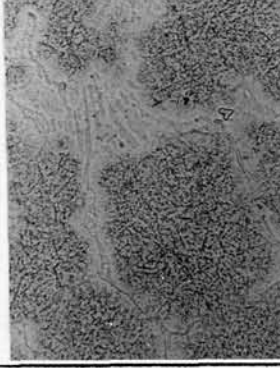
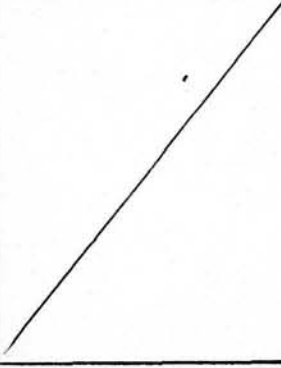
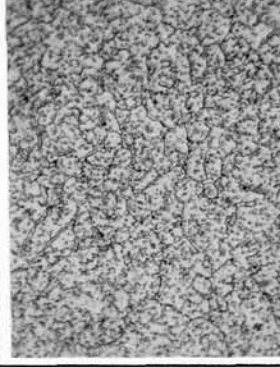
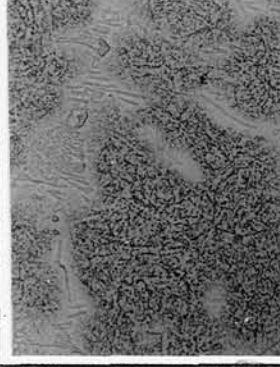
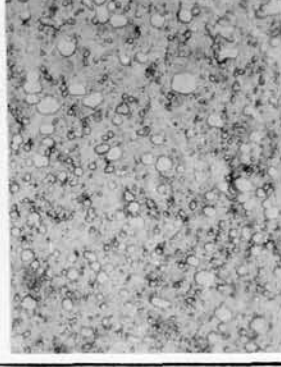
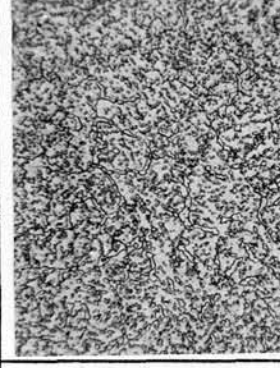
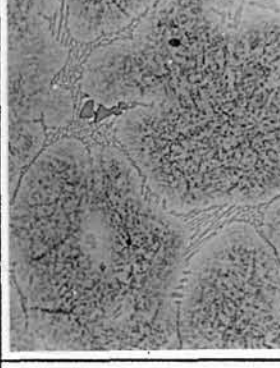
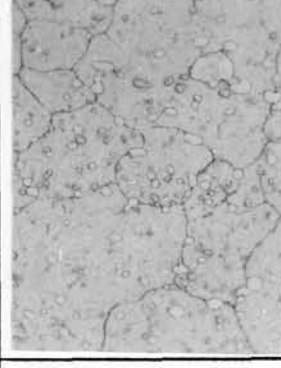
890℃×5h, P. C.			
1000℃×5min, O. Q.			
1050℃×5min, O. Q.			
1150℃×5min, O. Q.			
	スブラット (×1000)	砂型鑄造材 (×1000)	鍛造材 (×400)

写真 1. 1. 10 SKH9 スブラット、砂型鑄造材および鍛造材の焼なまし
および焼入組織 (硝酸アルコール腐食)

もスブラットおよび砂型鑄造材は 900℃と 1000℃であまり差のない
のに対して、鍛造材では 1000℃に比べて 900℃の未溶解炭化物量が
相当に多いように見られる。

このことから低い温度でオーステナイト化すると、スブラットおよび

砂型鑄造材のほうが鍛造材よりもオーステナイトが過冷しやすく、硬さも高い原因はスブラットおよび砂型鑄造材中に含まれている炭化物が微細である（砂型鑄造材では共晶炭化物は粗大であるが、焼なましによつて析出した炭化物が微細である）ため、オーステナイト化時に容易に固溶し、オーステナイトを高合金にするためと考えられる。焼入温度が高い場合に、スブラットのほうがより残留オーステナイト量が多く、硬さも低いのは同じ理由によるものである。

なおスブラットあるいは砂型鑄造材と鍛造材の間の差がSKD61、SKH9、SKD11の順に大きいのは、鍛造材中に存在する炭化物とスブラットあるいは砂型鑄造材中に存在する炭化物の大きさの差が、SKD61、SKH9、SKD11の順に大きいためであろう。

なお焼もどし組織についてはとくに検討を行わなかつた。焼もどしによつてマルテンサイトあるいは残留オーステナイトから析出する炭化物は、鍛造材においても μ 以下の微細さであるので、析出した炭化物の大きさを比較するのは容易でないからである。

第5節 本章で得られた結論

高速度鋼のスブラットおよび噴霧粉およびダイス鋼スブラットの顕微鏡組織、炭化物、熱処理特性などについてしらべ急冷凝固した工具鋼の組織上の特徴を明らかにするとともに、凝固機構についても考察した。得られた結論はつぎのとおりである。

- (1) 高速度鋼SKH9、SKH54の噴霧粉およびスブラットは初晶 γ の間隙に炭化物共晶が網状に凝固した組織をもっているが、部分的に δ の初晶が見られ、この δ は室温までそのまま残留している。この凝固過程は一般の高速度鋼の鑄造材や鋼塊のそれとは異なっている。
- (2) 高速度鋼スブラット中の炭化物は、鑄造材や鍛造材中のそれより著しく微細である。また焼入状態では炭化物は粒状である。
- (3) 冷間ダイス鋼SKD11では鑄造材、スブラットともに初晶 γ と炭化物共晶で凝固し、初晶 γ の間隙を炭化物共晶が網状に埋めた組織であるが、スブラットのほうが網目の大きさ、炭化物の大きさに著しく小さい。
- (4) 熱間ダイス鋼SKD61のスブラットは初晶 γ の間隙を炭化物初晶が網状に埋めた組織であつて γ の晶出のみで凝固する鑄造材の組織とは著しく異なっている。
- (5) 高速度鋼SKH9、SKH54および熱間ダイス鋼SKD61に晶出した炭化物は、焼もどし時の炭化物反応の過程にのみ一時的に形成される M_2C と MC であつて、徐冷凝固材に晶出すると考えられている炭化物 $M_6C + M_{23}C_6$

+MCとは明らかに異なっている。

- (6) 急冷凝固工具鋼中に M_2C が晶出するには一定量以上の V が含まれていることが必要であつて、V の存在のもとに急冷凝固されると W および Mo が M_2C として晶出し、V が存在しなければ M_6C として晶出する。
- (7) この M_2C 炭化物は焼もどし反応において生成される M_2C 炭化物と同じく、700℃以上で加熱されると消失する。
- (8) 急冷凝固鋼の炭化物は、鍛造材のそれよりも著しく微細なために、オーステナイト化にさいして容易にオーステナイト中に固溶する。したがつて、低い焼入温度で高い焼入硬さを示すがこの傾向は SKH9 よりも SKD11 において著しい。SKD11 のほうが炭化物微細化の程度が SKH9 より大きいからである。SKD11 では 900℃の焼入で、1000℃焼入の鍛造材と等しい焼入硬さを示す。

参 考 文 献

1. 新井、小松：鉄鋼協会第79回講演大会鉄と鋼 56(1970)S194
2. K. Kuo : J. Iron Steel Inst 181(1955)128
3. P. Duwez : Trans A S M 60(1967)607
4. D. R. Harbur, J. W. Anderson, W. J. Maraman : Los. Alamos Scientific Laboratory of the University of California Report No LA-3584 July 1966
5. 新井、小松：鉄鋼協会第80回講演大会鉄と鋼 56(1970)S594
6. 沢、飛世、渋谷、木村：日特技報 1(1965)7
7. T. K. Jones, T. Mukherjee : J. Iron Steel Inst 196(1970)90
8. T. Malkiewicz, Z. Bojarski, J. Foryst : J. Iron Steel Inst 185(1959)25
9. J. P. Gill : Trans A. S. M 24(1936)735
10. 佐藤、西沢、村井：鉄と鋼 45(1959)409
11. 小柴、木村、原田：鉄と鋼 44(1958)1185
12. 村上、八田：鉄と鋼 21(1935)993
13. 新井、小松：鉄と鋼 投稿中
14. K. Kuo : J. Iron Steel Inst 179(1953)223
15. G. Steven J. J. Hauser, T. A. Neumeyer and J. M. Capenos : Trans A. S. M. Quarterly 62(1969)180
16. R. C. Ruhl, M. Cohen : Acta Met 15(1967)159
17. F. Kayser, M. Cohen : Metal Progr 61(1952)79

18. 佐藤、西沢：金属学会会報 2(1963)564
19. 佐藤、西沢、玉置：鉄と鋼 46(1960)1549
20. K. Bungardt, E. Kunze, E. Horn : Arch Eisenhüttenw. 20(1958)193
21. 佐藤、本田、西沢：鉄と鋼 42(1956)1118
22. T. K. Bütinghaus : Arch Eisenhüttenw. 9(1935/36)607
23. E. Kunze, E. Horn : DEW Technische Berichte 1(1961)6
24. 新井、小松：鉄鋼協会第80回講演大会鉄と鋼 56(1970)8593
25. 新井、小松：日本金属学会第64回大会講演概要 195頁(1969)

第1節 緒 論

切削工具、打抜型、剪断刃など実用されているほとんどの工具、金型類においては、被加工材に接触して摩擦されるごく限られた部分のみが摩耗し、他の大部分はこの摩耗する部分を単に支持している役割を果しているに過ぎない。したがって工具鋼材の一部に急冷凝固組織を作り、これが摩耗部を形成するように材料取りして金型や工具を製作すれば、その工具や金型はすぐれた耐久性を発揮するのでないかと推定される。このような観点にもとづいて考案したのが局部急冷凝固材である。

局部急冷凝固材は局部急冷凝固層が摩耗する部分を構成するように材料取りされなければ特性が発揮できないものである。したがって局部急冷凝固層を作る位置や大きさは、製作しようとする個々の工具や金型の大きさ、形状に応じて決めなければならない制約があるが、噴霧粉やスプラットをたとえば第4章に述べるキャノンング押出のような一般的でない方法で一体化する工程が不要で、市販されている工具鋼の鍛造材や、一般的方法で製造された工具鋼鍛造材をそのまま母材として使用することができ、かつ比較的容易に作り得る利点を持つているので一部の切削工具や金型用には、十分実用性があり検討に値するものであると考えられる。

したがって本章では 高速度鋼SKH9、冷間ダイス鋼SKD1およびSKD11を用いてまず局部急冷凝固処理の方法(電子ビーム、移行型プラズマ、高周波誘導、放電およびTIGアーク)および条件と組織の大きさとの関係をしらべ、局部急冷凝固材が微細な組織を有していることを確認し、その後電子ビームおよび移行型プラズマによつて製作した局部急冷凝固材の諸性質を明らかにした。そして局部急冷凝固材の実用性について総合的な評価を下した。

局部急冷凝固処理のための加熱方法として数ある方法の中から、電子ビーム、移行型プラズマ、高周波誘導、放電およびTIGアークを選んだのは以下の理由からである。

本研究の目的から局部急冷凝固処理の方法は当然のこととして熔融金属を大きな冷却速度で凝固さすことのできるものでなければならない。冷却速度を大きくする一般的な手段は冷却液を使用することであるが、冷却液は鋼の凝固温度付近のような高い温度範囲での冷却速度が比較的小さいので、熔融のための熱源が除かれると同時に、熔融金属が冷却液と接触するような方法を選んだとしても、組織の微細化にはそれ程有効でないと考えられる。その上に冷却剤の冷却能力は低温で大きいのでマルテンサイト変態の生起する温度まで冷却される以前に、冷却剤との接触を断つ工夫をしなければ割れが発

生する危険が大きい。したがって本研究では、冷却剤を使用せず冷却は熔融金属が接触している母材への伝導のみによつて行わせることにした。伝導を主とする冷却において、冷却速度を大きくするためには、熔融金属と接触している母材部の温度が低いこと、および熔融金属と母材との接触面積が大きいことが必要である。そのためには母材がある程度の大きさを持ち、熔融のための加熱がエネルギー密度の大きい熱源で行われなければならない。現在実用されている加熱源の中で最もエネルギー密度の高いのは電子ビームとレーザーであるが、レーザーは発持続時間が十分でないと判断したので対象外とし、溶接や熱処理に使用されている加熱方法の中からエネルギー密度の比較的大きいもの、あるいは使用しやすいものを選んだのである。

局部急冷凝固材の工具鋼としての評価のためには顕微鏡組織、熱処理特性、耐摩耗性、靱性および切削性能のほかに残留応力をしらべたが、残留応力の測定を特に実施したのはつぎの理由からである。

第1章第3節においてとくに低い温度から焼入した場合、冷間ダイス鋼のスプラット中のオーステナイトは鍛造材中のオーステナイトより低いMs点を持つていること、またその原因はスプラット中の炭化物が微細でオーステナイト化にさいして容易に固溶するためであることを明らかにした。したがって局部急冷凝固層がスプラットと同じように微細な炭化物を有しているならば、局部急冷凝固材を低いオーステナイト化温度から冷却して行くとまず母材がマルテンサイト変態し、その後で局部急冷凝固層がマルテンサイト変態するので、結果として局部急冷凝固層に大きな圧縮残留応力が発生することが推定される。そしてこの圧縮応力の存在は疲労強度や耐摩耗性の向上に有効に働くことが考えられるからである。

本章において局部急冷凝固層と称するのは、局部的に熔融された後急冷凝固された層、局部急冷凝固処理と称するのは局部急冷凝固層を作る処理、局部急冷凝固材と称するのはこの処理を施された鋼材をさしている。

第2節 局部急冷凝固材の組織⁽¹⁾

2-1 実験方法

組織の観察は方法ならびに条件を広く変化させて作った多数の局部急冷凝固材について行つた。

電子ビームによる局部急冷凝固処理は(A)、(B)2つのシリーズに分けて行い(A)実験では日本電気製EBIV(b)52,36,36型電子ビーム溶接機(容量30KVA、加速電圧150KV、ビーム電流40mA)を使用し、 $1\sim4\times10^{-3}$ の真空度下で、加速電圧を70~150KV、ビーム電流を4~25mA、ビーム移動速度を50~3250mm/minの範囲で変化させて、長さ100mm

たは165mmの直線状の局部急冷凝固層を作った。母材として使用した工具鋼は表1.2.1に示すSKH9(8.5mm厚さ)およびSKD1(13mm厚)の板材である。(b)実験では日本電気製電子ビーム溶接機PVW75型(容量25KVA、加速電圧150KV、ビーム電流50mA)を使用し、30~36φ×90のSKH9、SKD1およびSKD11の1端面に直径20mmのリング状の局部急冷凝固層を作った。溶融条件としてSKH9については、加速電圧120KV、ビーム電流8mA、ビーム移動速度915mm/min、SKD1およびSKD11については150KV、8mA、915mm/minを選んだ。また溶融開始部と終了部が重ね合さった部分に割れの発生を防止するため、一部は400℃に予熱した。真空度は 10^{-2} 台である。

表 1. 2. 1 電子ビームおよび移行型プラズマによる局部急冷凝固処理に用いた鋼材の組成(%)

	C	Si	Mn	P	S	Cr	W	Mo	V	Ni	Cu
SKH9	0.90	0.26	0.30	0.022	0.004	3.74	6.33	4.77	1.93	0.12	0.07
SKD1	2.13	0.23	0.44	0.012	0.002	13.35	—	—	—	—	—

移行型プラズマによる局部急冷凝固処理は特殊電極試作のトーチを使用し、プラズマ作動用アルゴンガス2l/min、シールド用アルゴン15l/min、ノズルと試験片表面の間隔4mmの条件下でプラズマ電流を70Aまたは80A、移動速度を80~500mm/minに変化させて長さ100mmまたは160mmの直線状の局部急冷凝固層を作った。母材は電子ビームによる局部急冷凝固処理に用いられたもの(表1.2.1)と同じである。

TIG溶接機による局部急冷凝固処理では、Secheron社製Plasma fix 40型(出力40A)マイクロプラズマ装置にAS24トーチを使用し、アーク電流を16~50A(正極性)アルゴンガス流量を10l~20l/min、台材と電極間の距離を4~10mmに変化させて長さ約50mmの直線状の局部急冷凝固層を作った。速度は50mm/minである。鋼材はSKH9である。

高周波誘導加熱による局部急冷凝固処理では36φのSKH9鍛造材を40φ3巻きのコイル中に置き、400KCの周波数で一部が溶融し、溶け落ちる寸前まで(20~30sec間)加熱後空冷した。局部急冷凝固層は約5mmの深さ、約7mmのリング状である。

放電加熱による局部急冷凝固処理では10φ×10mmのSKH9鍛造材の端面の一部に先端を円錐状に加工したSKH9鍛造材を6.5Vの交流を負荷した状態で、瞬間的に接触させて0.5mmφ程度の表面積を持つ局部急冷凝固層を作った。

このようにいくつかの方法によつて作った局部急冷凝固材を数mm~10mm

角の大きさに切断し、主として断面について光学顕微鏡組織を観察した。

局部急冷凝固層は凝固に先立つてまず溶融状態におかれるが、電子ビームやプラズマによる場合には溶融温度も一般の溶解に比べて高温であるので、処理の間に多少の組成の変化が生ずる可能性がある。これを確かめるために電子ビームおよび移行型プラズマによる凝固のままの局部急冷凝固層についてX線マイクロアナライザー分析を行った。化学分析を行わなかったのは、局部急冷凝固層が小さくて分析試料の採取が困難なためである。X線強度から重量%を決定するには化学分析値のわかっている母材を標準試料として比例計算した。偏析の影響をさけるためにビーム径を100～150μとし、Siについては12回（12個所）、その他の元素については6回（6個所）の平均値を取った。このようにして得られた分析値は表1.2.2のとおりである。

表 1. 2. 2 局部急冷凝固処理による組成の変化

鋼 種	方法	局 部 溶 融 処 理 条 件*	成 分 量 (%)								
			C	Si	Mn	P	S	W	Mo	Cr	V
SKH9	母 材		0.90	0.26	0.30	0.022	0.004	6.33	4.77	3.74	1.93
	電子 ビーム	条件H	0.92	0.21	0.17	0.017	0.005	6.63	5.18	3.72	2.01
		条件A	0.91	0.27	0.28	0.020	0.004	6.33	4.99	3.67	1.94
	移行 型 プラズ マ	条件e	0.86	0.24	0.30	0.015	0.003	6.15	4.77	3.72	1.92
		条件d	0.87	0.24	0.31	0.020	0.003	6.38	5.08	3.96	1.88
		条件b	0.94	0.25	0.30	0.022	0.004	6.49	5.28	3.85	1.96
SKD1	母 材		2.13	0.23	0.44	0.012	0.002	—	—	13.35	—
	電子 ビーム	条件H	2.11	0.21	0.34	0.004	0.003	—	—	13.74	—
		条件G	2.24	0.22	0.19	0.008	0.003	—	—	13.56	—
		条件B	2.09	0.22	0.39	0.009	0.005	—	—	13.33	—
	移行 型 プラズ マ	条件f	2.06	0.21	0.46	—	0.003	—	—	13.80	—
		条件e	1.81	0.20	0.46	—	0.003	—	—	12.99	—

*本欄に示した局部溶融処理条件A, B … Hおよびa, b … fはそれぞれ電子ビームおよび移行型プラズマによる局部溶融の場合で、アルファベット順に組織が細から粗になる。処理条件の詳細は表1.2.3参照のこと

電子ビームによる局部急冷凝固層ではSKH9、SKD1ともにPとMnが減少し、その減少量は局部急冷凝固層の体積の大きいほど大きい傾向が見られる。移行型プラズマによる場合にはCとPが減少する傾向が見られる。PおよびMnの減少は工具鋼としてはむしろ望ましい⁽²⁾ことである。Cの

減少は熱処理硬さを低下させる⁽³⁾ので望ましい事ではないがこの程度ならば問題はないであろう。

なお本節以下においては実験の対象を電子ビームおよび移行型プラズマにより表 1. 2. 3 に示す条件下でつくられた局部急冷凝固層にしぼった。表 1. 2. 3 で A , B … H、あるいは a , b … f の記号は組織が微細から粗大になる順に付してある。

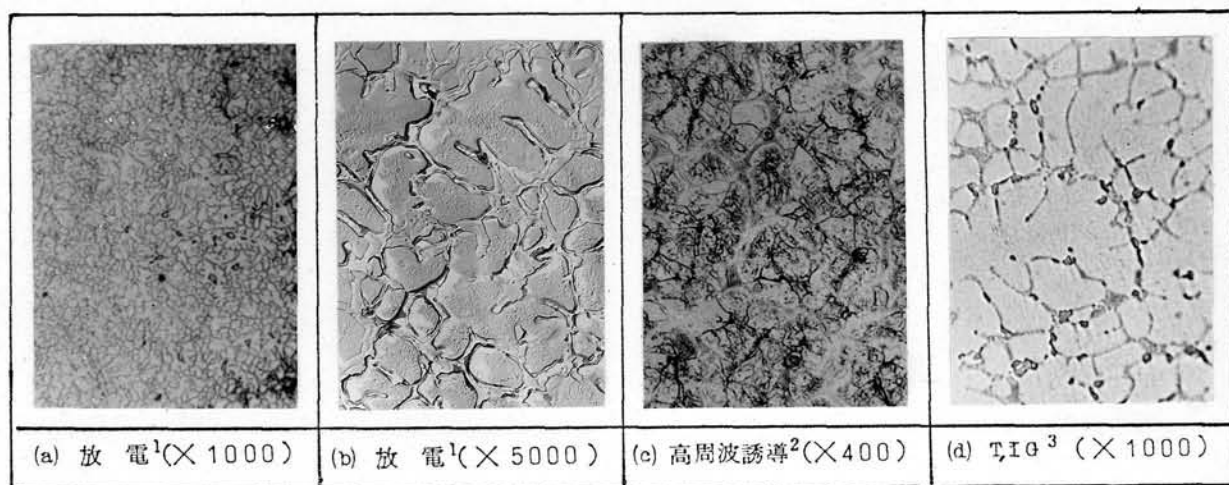
表 1. 2. 3 電子ビームおよび移行型プラズマによる局部急冷凝固処理の条件

条件No	鋼 種 *	加速電圧 KV	ビーム電流 mA	プラズマ電流 A	移動速度 mm/min
A	H9, D1	150	25	—	3250
B	D1	90	4	—	1000
C	H9	120	17	—	1000
D	H9, D1, D11	150	8	—	915
E	H9	90	4	—	500
F	H9, D1	70	5	—	250
G	H9, D1	70	4	—	50
H	H9, D1	70	8	—	50
a	H9, D1	—	—	70	350
b	H9, D1	—	—	70	250
c	H9, D1	—	—	70	200
d	H9, D1	—	—	70	150
e	H9, D1	—	—	70	120
f	H9, D1	—	—	80	80

* H9 = SKH9 , D1 = SKD1 , D11 = SKD11

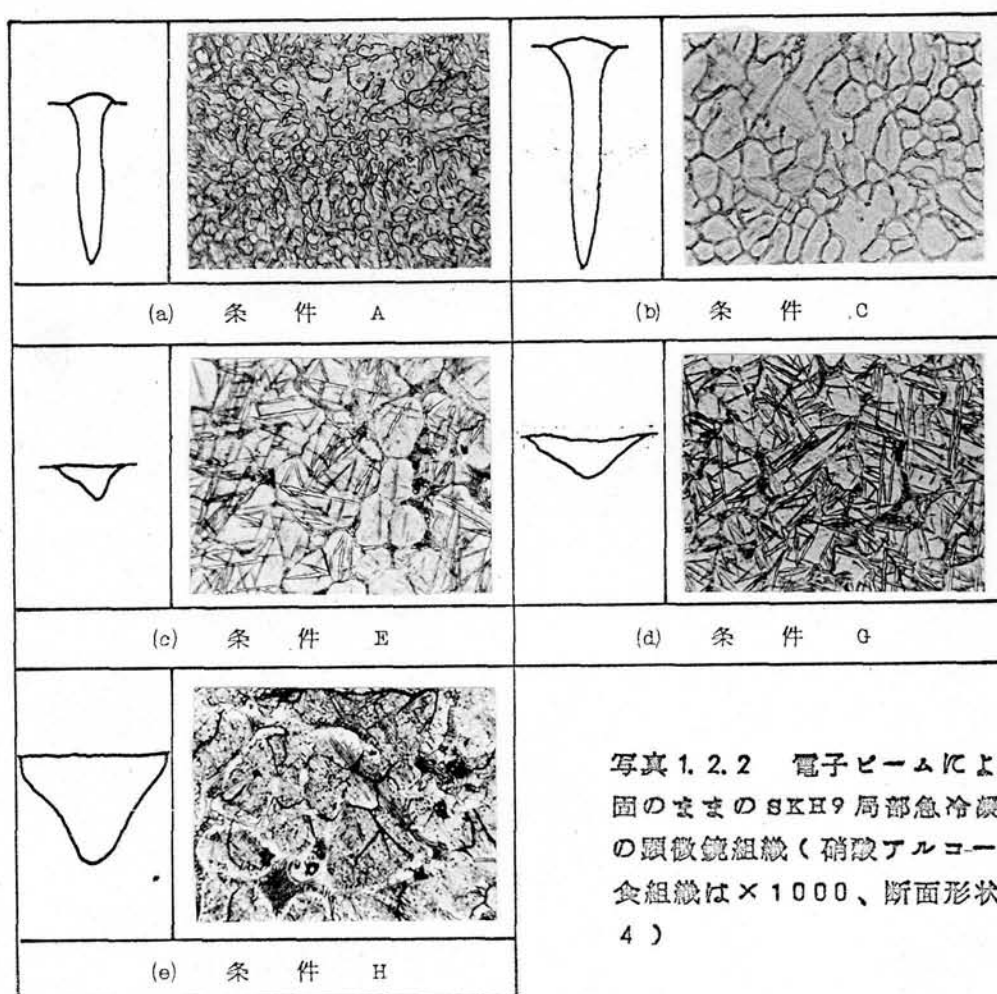
2-2 実験結果および考察

写真 1. 2. 1 は SKH9 の放電、高周波誘導加熱および TIG アークによる局部急冷凝固層、写真 1. 2. 2 は SKH9 の電子ビームによる局部急冷凝固層、写真 1. 2. 3 は SKH9 の移行型プラズマによる局部急冷凝固層、写真 1. 2. 4 は SKD1 の電子ビームによる局部急冷凝固層、写真 1. 2. 5 は SKD1 の移行型プラズマによる局部急冷凝固層、写真 1. 2. 6 は SKD11 の電子ビームによる局部急冷凝固層の凝固のままの顕微鏡組織を示す写真の一例である。写真 1. 2. 2、1. 2. 3、1. 2. 4 および 1. 2. 5 には局部急冷凝固層の断面形状も併記してある。また写真 1. 2. 7 および 1. 2. 8 にはそれぞれ電子ビーム、



1. 6.5 V 2. 400KC 28sec 3. 30A 10ℓ/min 50mm/min

写真 1. 2. 1 放電、高周波誘導、TIGアークによる凝固のままの
SKH9 局部急冷凝固層の顕微鏡組織
(硝酸アルコール腐食)



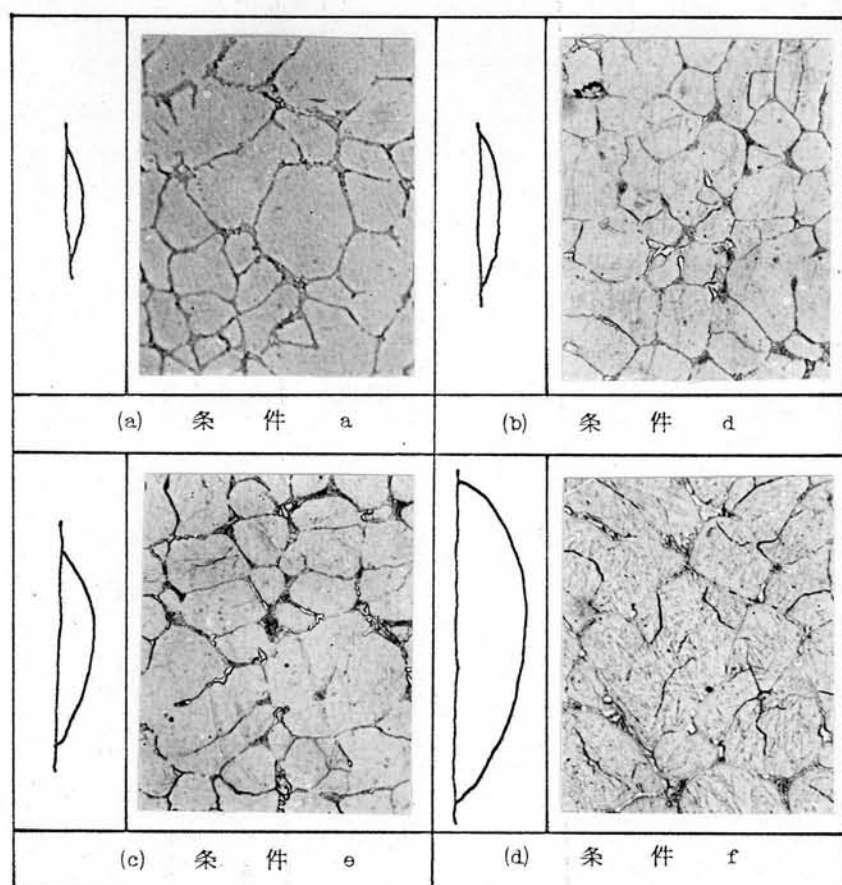


写真 1. 2. 3 移行型プラズマによる凝固のままのSKH9局部急冷凝固層の顕微鏡組織（硝酸アルコール腐食組織は×1000、断面形状は×4）

移行型プラズマによるSKD1局部急冷凝固層の外観を示す。SKH9およびSKD1の電子ビームによる局部急冷凝固処理、SKH9の移行型プラズマおよびTIGアークによる局部急冷凝固処理では、溶融条件を前述のように変化させることによつて種々の大きさ、形状の局部急冷凝固層が得られたが、上記の写真にはその代表的なものを示してある。

第1章の結果をもとにしてSKH9について観察すると高周波誘導加熱以外の方法による局部急冷凝固層はすべて初晶 γ および炭化物共晶によつて凝固が行われており、 δ は写真1.2.1(a)にわずかに見られるのみである。このように局部急冷凝固処理された高速度鋼の組織はスプラットや噴霧粉の組織と同じである。これに対して高周波誘導加熱による局部急冷凝固層には写真1.1.4の砂型鑄造材と同じように δ 共析および厚い共晶炭化物の網目が認められ、砂型鑄造材と同じ過程で凝固したと考えられる。

共晶セルの大きさは高周波誘導加熱による局部急冷凝固層において最大であり、放電による局部急冷凝固層において最小である。TIGアークおよび一部の溶融条件の移行型プラズマによる局部急冷凝固層の大きさは高

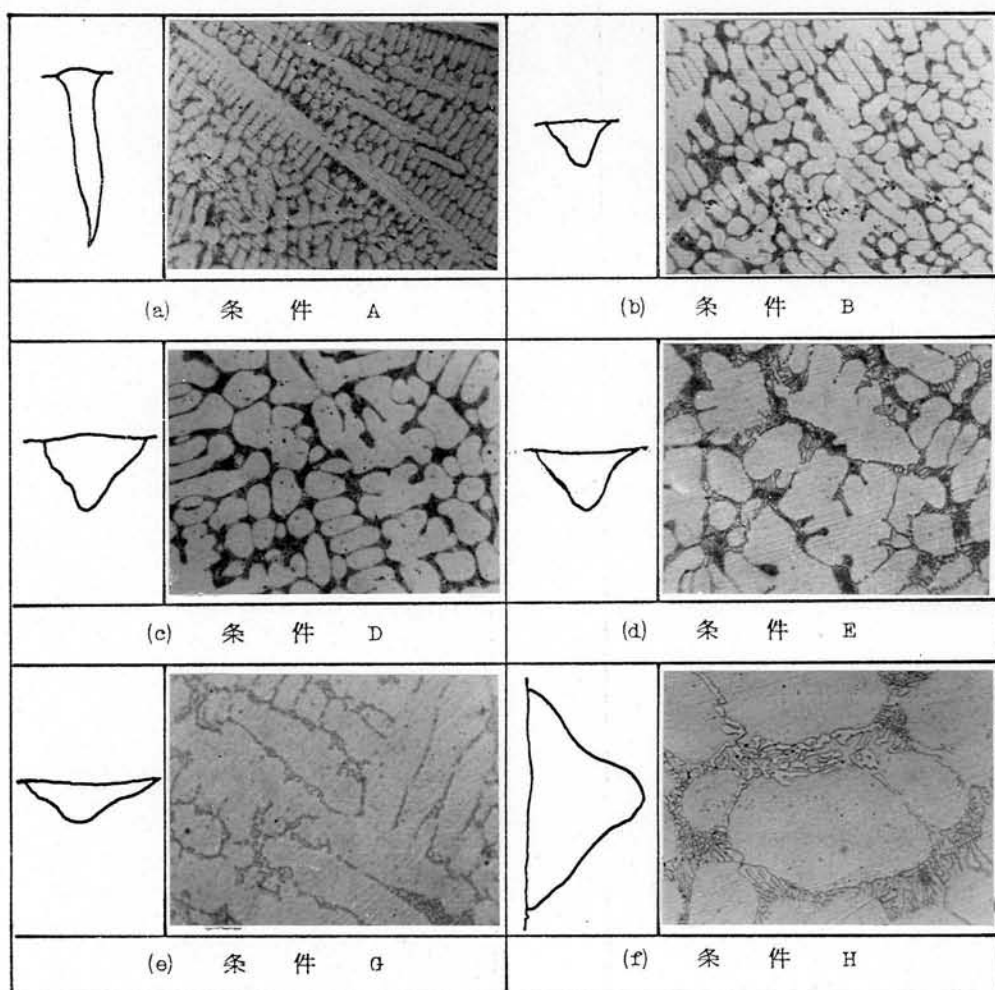


写真 1. 2. 4 電子ビームによる凝固のままのSKD11局部急冷凝固層の顕微鏡組織（硝酸アルコール側組織は $\times 1000$ 、断面形状は $\times 4$ ）

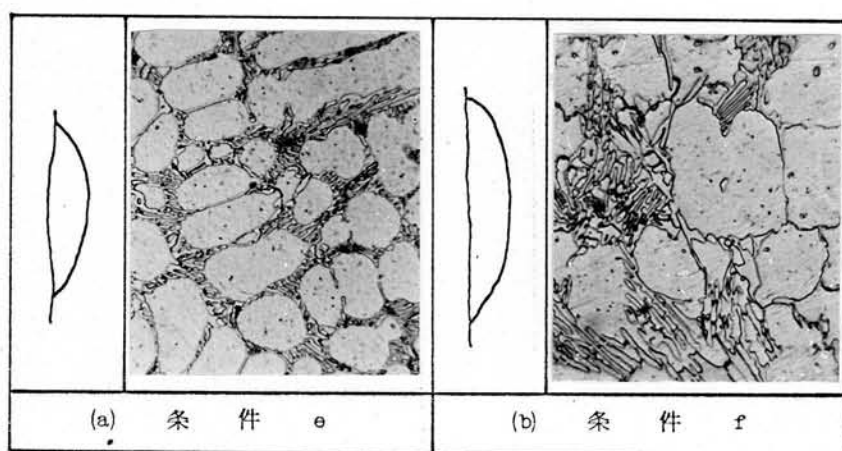


写真 1. 2. 5 移行型プラズマによる凝固のままのSKD11局部急冷凝固層の顕微鏡組織（硝酸アルコール腐食組織 $\times 1000$ 、断面形状は $\times 4$ ）

周波誘導加熱による局部急冷凝固層につぐ大きさである。

TIGアークによる局部急冷凝固処理においては溶融条件を本実験の範囲内で種々に変化させても共晶セルの大きさの変化は小さいが、電子ビームによる局部急冷凝固処理では溶融条件を変化させることによって局部急冷凝固層形状が大幅に変化すると同時に共晶セルの大きさも、放電による局部急冷凝固層に近い微細さから、TIGアークによるそれ並みの大きさまで広い範囲に変化している。移行型プラズマによる局部急冷凝固処理では凝固層の形状も共晶セルの大きさも変化した、その変化の幅は電子ビームの場合に比べてずつと小さい。また最小の大きさの共晶セルでも電子ビームによるその中位の大きさに相当する。

電子ビームによる局部急冷凝固層において共晶セルの大きさと局部急冷凝固層の断面形状の関係を見ると、断面積の等しい場合、幅に対して深さの大きいほど、すなわち断面形状が針状に近いほど共晶セルは小さく、同一形状（幅と深さの比が等しい）ならば断面積の小さいほど共晶セルは小さくなる傾向が見られた。移行

型プラズマでは局部急冷凝固層の断面形状は大きく変化しないが、断面積と共晶セルの大きさの関係は電子ビームの場合と同じである。

SKH9 において見られた電子ビームによる溶融条件と局部急冷凝固層の形状および炭化物の大きさとの関係はSKD1 においても同じであつた。第1章ではSKD1 の凝固組織については検討しなかつたがSKD1 の局部急冷

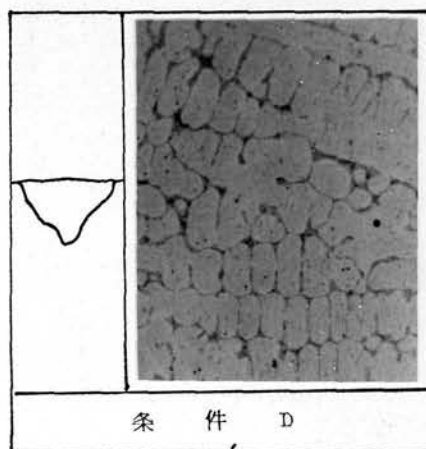


写真1.2.6 電子ビームによる凝固のままのSKD11局部急冷凝固層の顕微鏡組織（硝酸アルコール腐食組織は×1000、断面形状は×4）

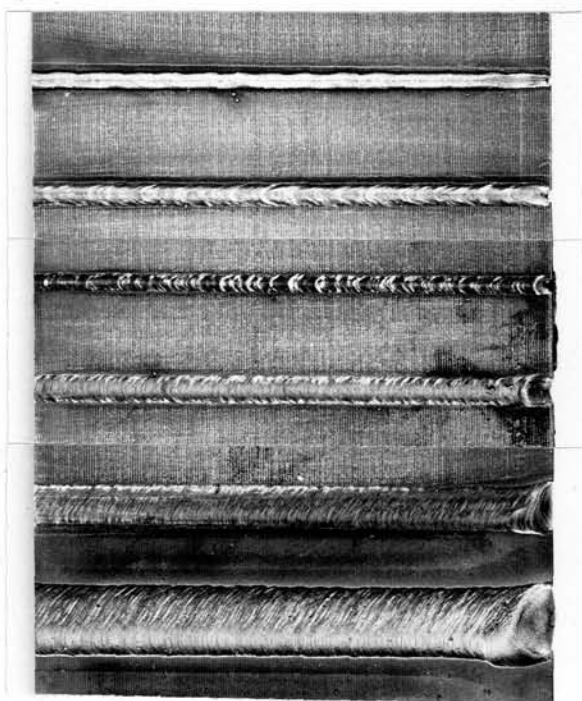
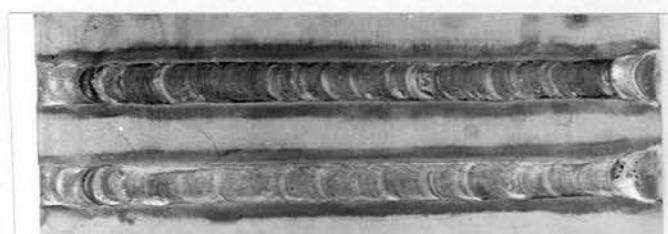


写真1.2.7 電子ビームによるSKD1局部急冷凝固層の外観（×1.5）

凝固層とSKD11のスプラット（写真1.1.6）および局部急冷凝固層の顕微鏡組織を比較してみると、SKD11の急冷凝固組織はSKD11と同じく初晶 γ と炭化物共晶から形成されていると判断される。C含有量が



条件 F

写真1.2.8 移行型プラズマによるSKD11局部急冷凝固層の外観（×1）

SKD11より多いために共晶組織の量はSKD11の場合よりも多い。

第3節 局部急冷凝固材の熱処理特性⁽⁴⁾

3-1 実験方法

電子ビームによるSKH9、SKD1およびSKD11の局部急冷凝固材および移行型プラズマによるSKH9およびSKD11の局部急冷凝固材から局部急冷凝固層と母材の両方からなる約10mm角あるいは10×10×60mm（后者は摩耗試験兼用）の試片を切り出して熱処理試験に供した。またSKH9とSKD1については第1章第3節の場合と同じようにして鍛造材を高周波誘導炉で再溶解し、砂型に鋳込んで作った18×18×140mmの鋳造材から切り出した7×7×5mm試片をも用いた。この砂型鋳造材の化学分析値は表1.2.4のとおりである。

焼入の前にすべての試片に焼なましを行つたが局部急冷凝固材の焼なましの条件は、変態点以上の温度に加熱する完全なまし（890℃、5h保持後550℃まで20℃/hの冷却）と変態点以下の温度に加熱する簡易なまし（SKH9では800℃、30min保持、SKD1とSKD11では725℃、3.5h保持後炉冷）の2種類とした。砂型鋳造材には簡易なましを施した。この焼なましはいずれもグライ粉に埋めた状態で行つた。

表1.2.4 比較に用いたSKH9およびSKD1砂型鋳造材の組成（％）

	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	—

3-2 実験結果

図1.2.1～1.2.3はSKH9、SKD1、SKD11における焼入温度と焼入硬さあるいは焼もどし硬さの関係である。低い焼入温度における焼入硬さおよび焼もどし硬さを局部急冷凝固層と母材について比較すると、局部急冷凝固層の硬さが母材よりもSKD11では著しく、SKH9ではやや高いのであるが、これは第1章第3節で述べたスプラットと鍛造材の間に見られ

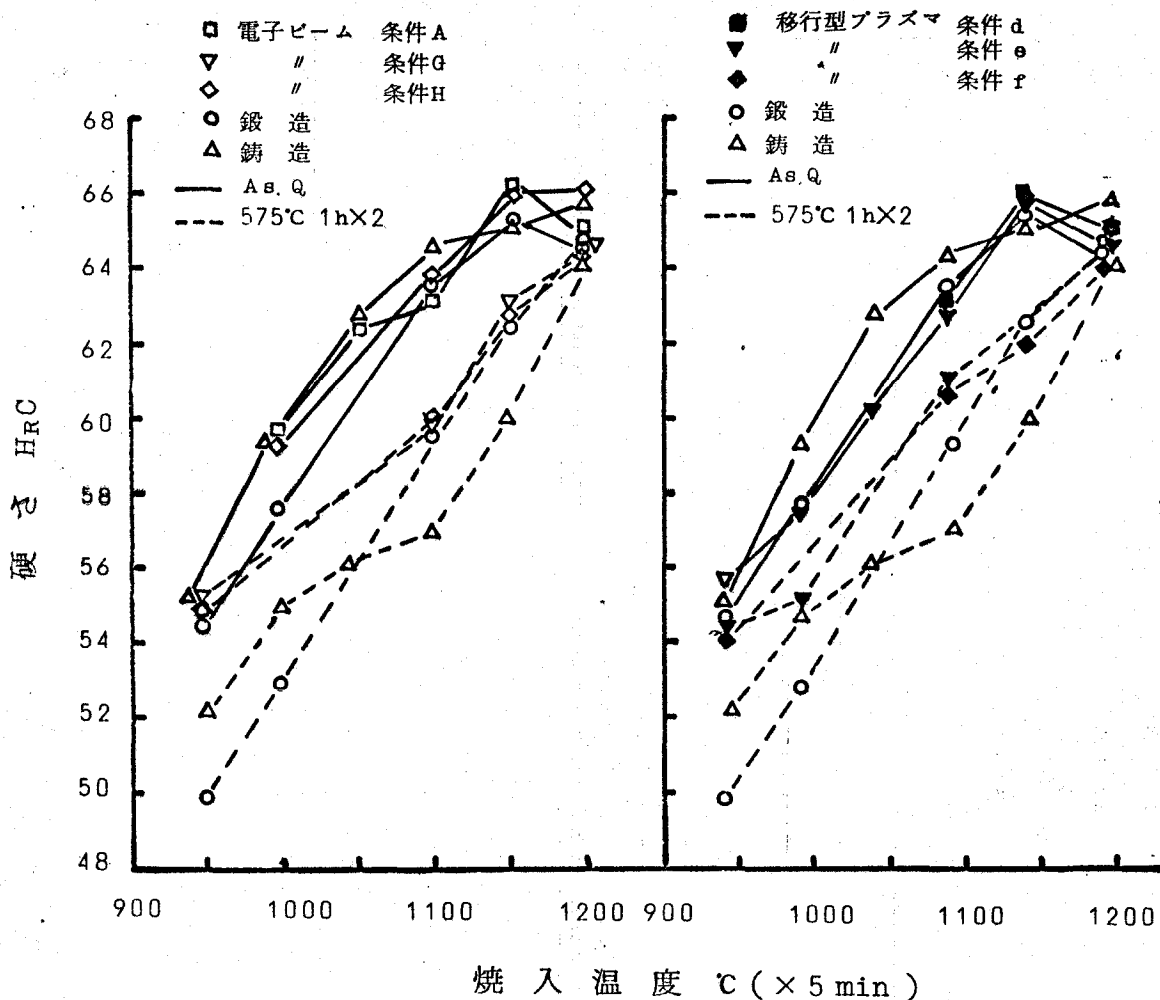


図 1. 2. 1 SKH9 局部急冷凝固材、砂型鑄造材および鍛造材における
焼入温度と焼入および焼もどし硬さの関係

た現象と一致している。第 1 章では SKD1 を実験対象としなかつたがやはり母材に比べると局部急冷凝固材は低い焼入温度で高い硬さを示している。この低い焼入温度でも高い硬さを示す傾向および硬さ値は局部急冷凝固処理の条件によつてあまり変化しなかつたので、図 1. 2. 1 ~ 1. 2. 3 には代表的な値のみ記してある。写真 1. 2. 4 の (a) と (c) に見られるように共晶セルの大きさでは数倍、共晶炭化物の大きさでも著しい差があるにもかかわらず、局部急冷凝固層の中では硬さに差がでないのは第 1 章において砂型鑄造材とスプラットが似た焼入硬さと焼入温度の関係を示したことからもあり得べき現象と考えられる。

また熱処理挙動には割れ発生防止のため一部に実施した局部急冷凝固処理時の 400℃予熱および焼なまし条件の影響は見られなかつた。これらが炭化物の形状、大きさに及ぼす影響の大きさは局部急冷凝固処理条件の

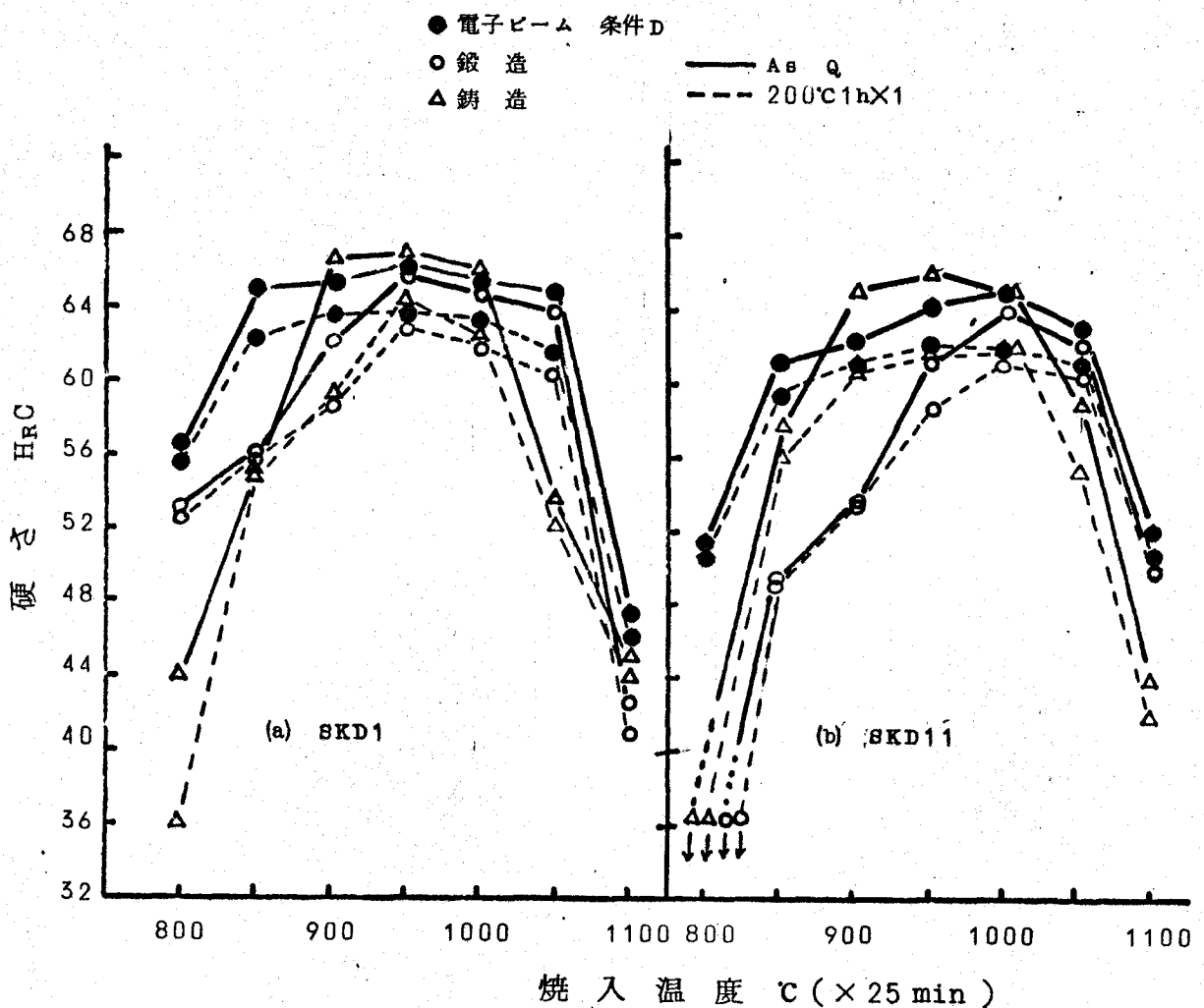


図 1. 2. 2 SKD1およびSKD11局部急冷硬化材、砂型鋳造材および鍛造材における焼入温度と焼入および焼もどし硬さの関係

それに比べてはるかに小さいためである。

なお図 1. 2. 4 には硬化のままの局部急冷硬化層を焼入なしに焼もどした時の硬さ変化が示されているが、著しい硬さの上昇が起っている。これは硬化のままでは高い温度で焼入されたと同じ状態になつているからである。

写真 1. 2. 9 は、SKH9 の放電および電子ビームによる局部急冷硬化層、砂型鋳造材および市販鍛造材の 1100℃焼入組織である。放電による局部急冷硬化層ではスプラットの場合と同じく粒状の炭化物の一部が不完全な網状を形成しているが、鍛造材なみに均一に分布していると言つても過言ではない。電子ビームによる局部急冷硬化層でも組織の小さい(a)では放電による局部急冷硬化層とほとんど変らない炭化物分布を示しているが、(e)

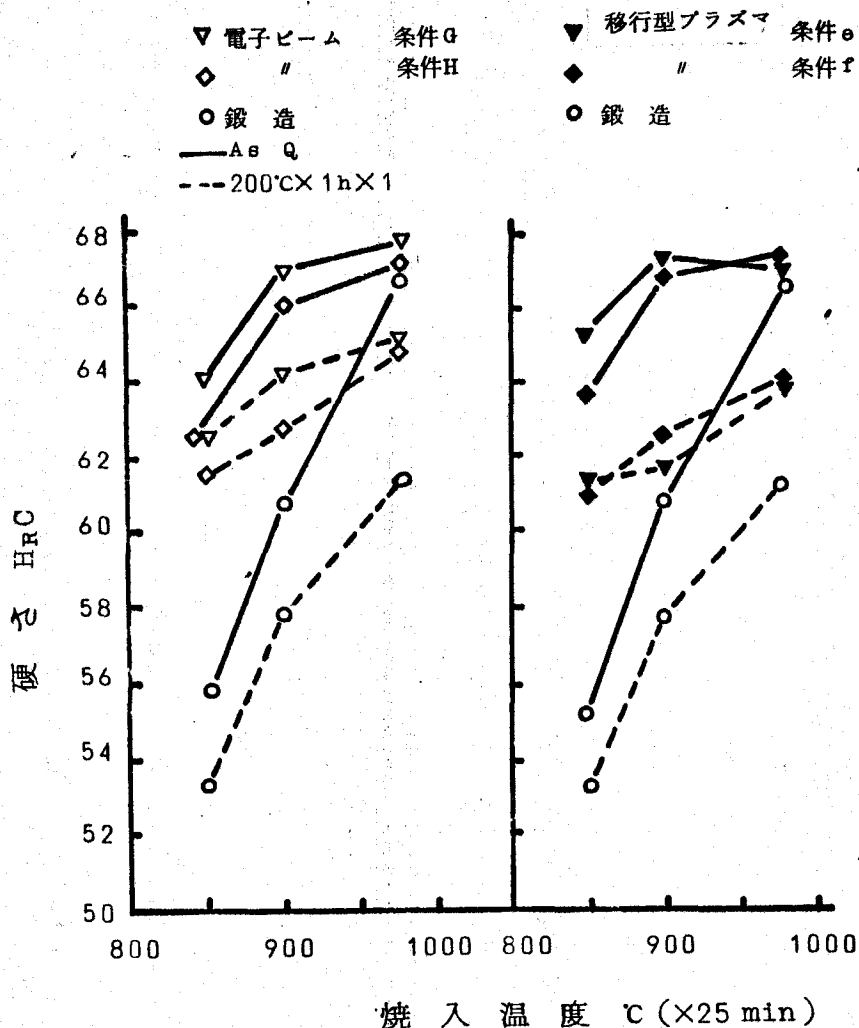


図 1. 2. 3 SKD11 局部急冷凝固材および鍛造材における焼入温度と焼入および焼もどし硬さの関係

のように比較的組織の大きいものでは、細長い共晶炭化物が網状に配列し、その内部に未溶解の粒状炭化物が分布した組織であつて、大きさは異なるが、形状、分布に関しては砂型鑄造材と似ている。局部急冷凝固層中の粒状炭化物は鍛造材中の炭化物の $\frac{1}{2}$ 程度の大きさである。また炭化物量に関しては局部急冷凝固層と鍛造材の間に大きな差があるようには見られない。これは焼入温度の低い場合でも同じであつた。なお移行型プラズマによるSKH9 局部急冷凝固層の焼入組織は割愛してあるが(e)に類似している。

写真 1.2.10 はSKD11の電子ビームおよび移行型プラズマによる局部急冷凝固層、砂型鑄造材および鍛造材の975℃焼入組織である。局部急冷凝固層では溶融条件にかかわらず共晶炭化物がほぼ完全な網状を形成しているが、網目内に分布する未溶解の粒状炭化物はもとより、網目を形成して

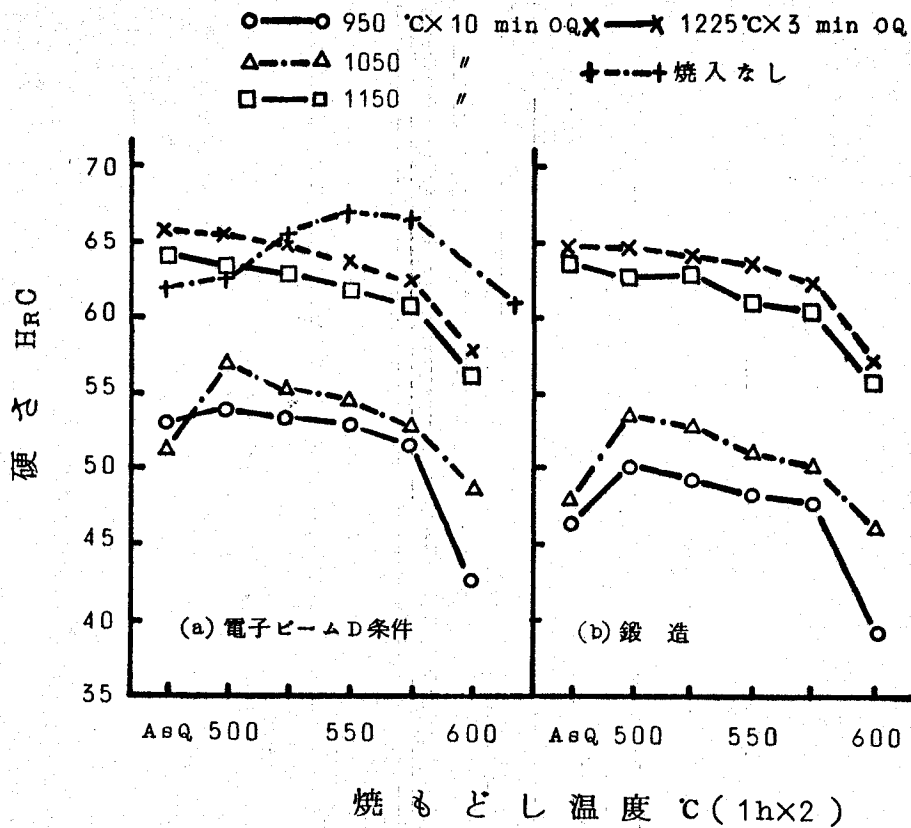


図 1. 2. 4 SKH9 局部急冷凝固材および鍛造材における焼入温度
および焼もどし温度と焼もどし硬さの関係

いる炭化物も鍛造材中の炭化物より著しく小さい。このことは写真 1.2.11 の SKD11 の電子ビームによる局部急冷凝固層と鍛造材の間においても同様である。

3-3 考 察

以上の実験結果から局部急冷凝固層は鍛造材に比べて低い焼入温度で高い焼入および焼もどし硬さを出し得ることが明らかになった。スプラットの組織と局部急冷凝固層の組織が等しいことから、これは当然予想されることであつたがこのように局部急冷凝固層と母材である鍛造材の熱処理挙動に大きな差があるので、局部急冷凝固材は組成の上では同材であるが、熱処理特性の上では異材とも言うべき局部急冷凝固層が母材たる鍛造材と一体となつている一種の複合材である。そして冷間メイス鋼の場合には比較的低い温度で焼入すると、焼もどした後でも局部急冷凝固層の部分は母材に比べて高い硬さを持つことができる。この特性を利用すればたとえば高度の耐摩耗性を要する切刃部のみ硬く、これを支持する本体は比較的軟かく、したがって摩耗も少なく折れにくい打抜パンチが容易に製作でき

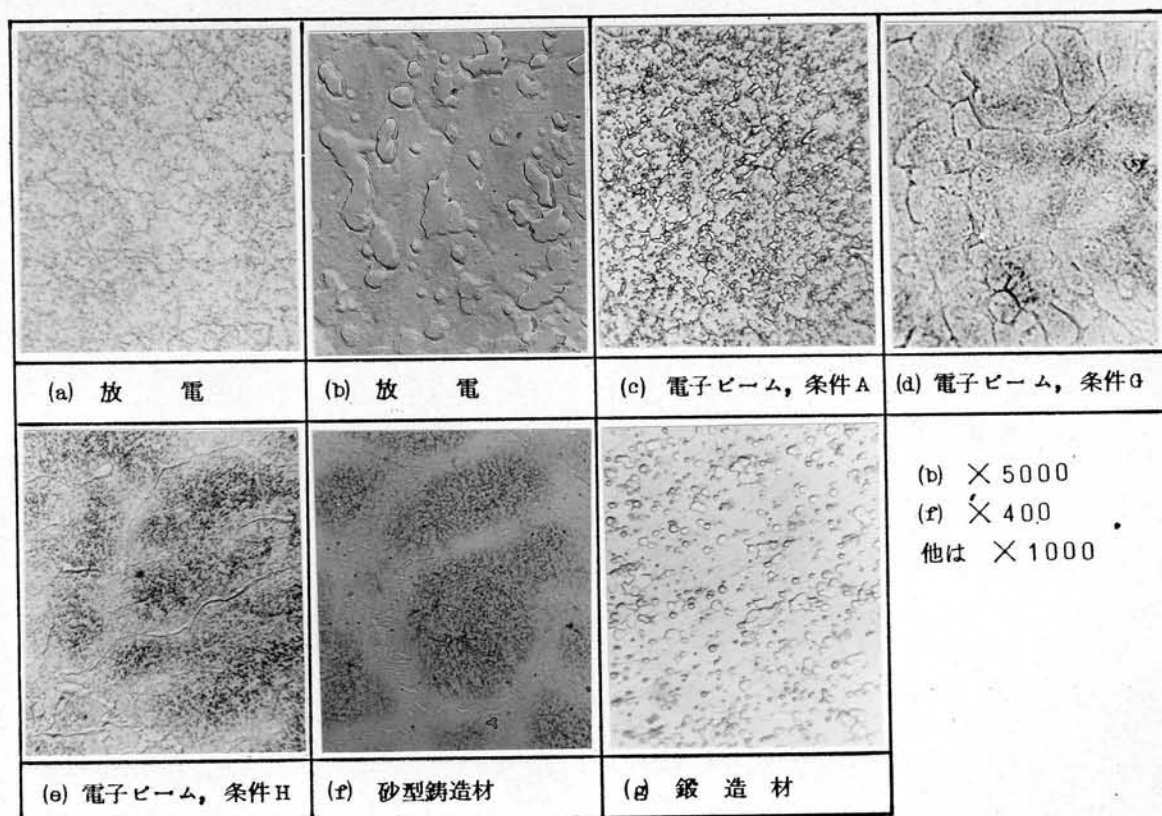
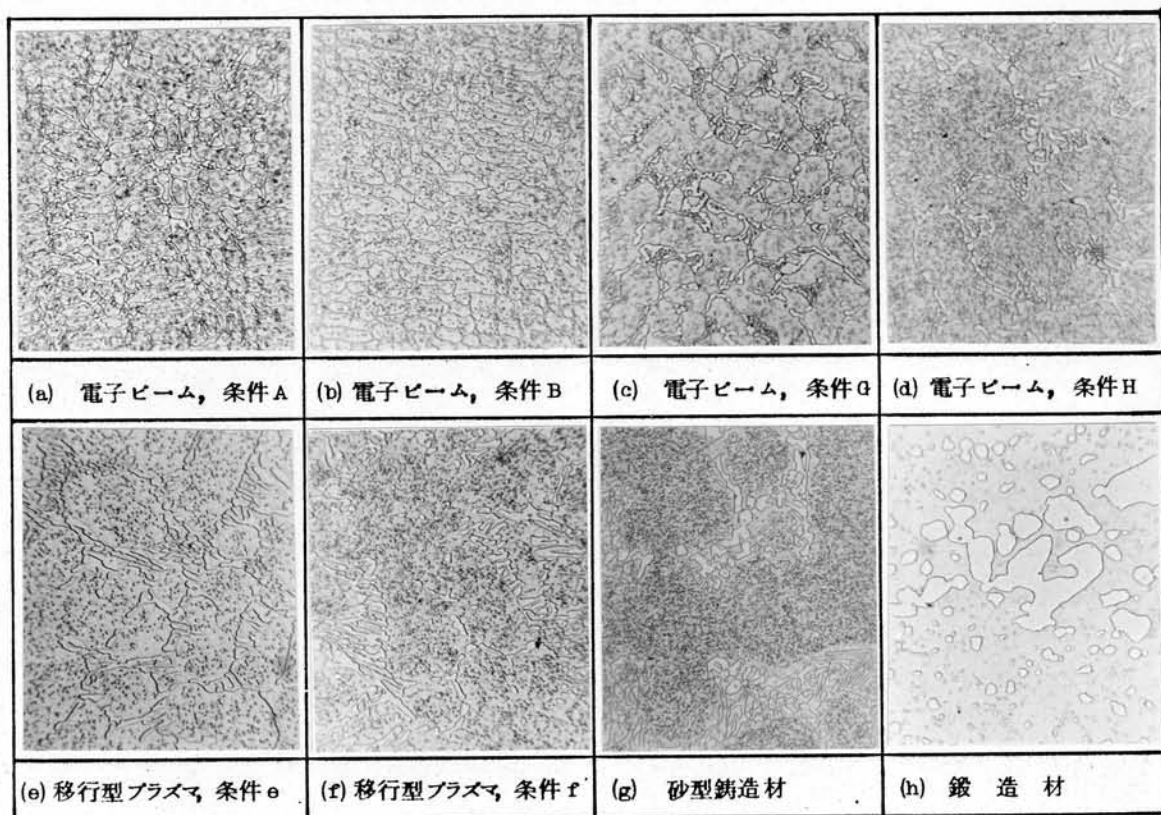
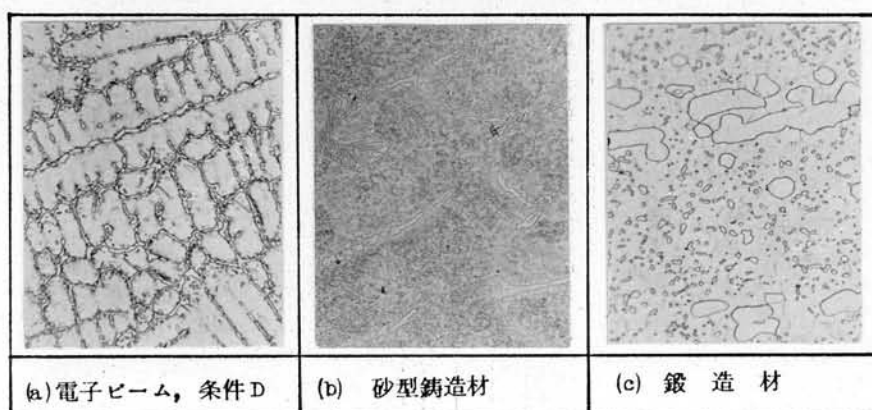


写真 1. 2. 9 SKH9 局部急冷凝固材、砂型鑄造材および鍛造材の焼入組織
(1100℃ $\times$ 5min O.Q. 硝酸アルコール腐食)



(g) $\times 400$ 他は $\times 1000$
 写真 1. 2. 10 SKD1 局部急冷凝固材、砂型鑄造材および鍛造材の焼入組織
(975℃ $\times$ 25min O.Q. 硝酸アルコール腐食)



(a)(b) $\times 1000$ (c) $\times 400$

写真 1.2.11 SKD11 局部急冷凝固材、砂型鑄造材および鍛造材の
焼入組織 (975℃ $\times$ 25min OQ, 硝酸アルコール腐食)

る。これは実用上の一つの利点である。

局部急冷凝固層が低い焼入温度で高い硬さを示す特長はSKH9よりもSKD1やSKD11において著しいのであるが、SKD1やSKD11では焼入後でも共晶炭化物が鑄造組織特有の網状組織を持っている。後の抗折試験結果からも明らかなようにこの網状組織は機械的性質には有害であるので、局部急冷凝固材を鍛造して鑄造組織を破壊してやれば微細な粒状炭化物のみが分布した機械的性質のすぐれたダイス鋼が得られるはずである。鍛造された局部急冷凝固材の性質の検討もいずれ必要になるであろう。

第4節 局部急冷凝固材における残留応力

4-1 実験方法

試片として後述の摩耗試験片の一部を用いた。試片形状を図1.2.5に、試片の製作条件を表1.2.5に示してある。鋼種としてSKD1とSKH9、焼入温度として高低2種類 (SKH9では焼入なしの条件をも加えた) を選んだのは局部急冷凝固層と母材の間の硬さの著しい差異の有無と残留応力の関係を見るためである。表1.2.6はX線による残留応力の測定条件である。測定方法は $\sin^2\psi$ 法である。測定に先立つて試片表面を約60 μ 電解研磨して、摩耗試験のために施したエメリーペーパー研磨の影響を除去した。

4-2 実験結果

表1.2.7に測定結果を示す。SKD1において焼入温度975℃では局部急冷凝固層と母材にはともに数 kg/mm^2 の圧縮応力が存在するのであるが、焼入温度850℃では局部急冷凝固層のL方向に30 kg/mm^2 を越える大きな圧縮応力が存在している。SKH9では1200℃焼入のL方向に15 kg/mm^2 の圧縮応力が存在するが、B方向では母材と同じ3 kg/mm^2 の圧縮応力しか見ら

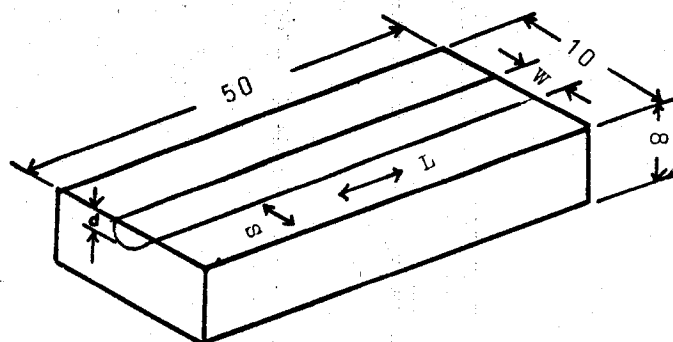


図 1. 2. 5 応力測定に用いた試片の形状

表 1. 2. 5 SKH9およびSKD1 応力測定用試片の製作条件

試片 No	鋼 種	局部急冷炭 固処理条件	局部急冷炭固層		熱 処 理 条 件	
			W*	d*	焼 入	焼 も ど し
D 1	SKD1	f	3.5mm	0.7mm	850℃×5minOQ.	200℃,1h×1 A.Q.
D 2		e	8	1.5	975℃×25minOQ.	
H 1	SKH9	G	3	0.5	950℃×5minOQ.	575℃,1h×2 A.Q.
H 2			3.5	0.7	1200℃×5minOQ.	
H 3			3.5	0.7	—	

* 図 1. 2. 5 参照

表 1. 2. 6 X線応力測定条件

測 定 装 置	Strainflex I	カウントレンヂ	2000~60000.C.P.S.
入 射 角 度	0° 15° 30° 45°	タイムコンスタント	16sec
特 性 X 線	Or Kα	検出器走査速度	1°/min
フ イ ル タ ー	V	検 出 器	S. C.
管 電 圧	30KV	P. H. A 条件	C Gain 2 F Gain 中央 Base 100 S. C. 高圧 850V
管 電 流	8mA		

表 1. 2. 7 焼入焼もどししたSKH9およびSKD1局部急冷
凝固処理材に存在する残留応力値 (kg/mm^2)

点	L 方 向 *		S 方 向 *	
	局部急冷凝固層	母 材	局部急冷凝固層	母 材
D 1	-30.7 ± 5.2	-7.3 ± 7.0	-3.7 ± 2.0	-36.6 ± 1.1
D 2	-6.0 ± 5.5	-5.4 ± 3.4	-10.2 ± 3.6	-3.3 ± 1.7
H 1	-6.2 ± 1.9	4.0 ± 1.3	-3.1 ± 3.2	-2.8 ± 1.2
H 2	-14.8 ± 4.6	1.7 ± 4.4	-1.7 ± 3.8	-3.2 ± 3.0
H 3	-38.0 ± 4.5	5.5 ± 3.8	-17.8 ± 4.5	-2.8 ± 1.0

* 図 1. 2. 5 参照

れない。950℃焼入の場合L方向では母材に 4 kg/mm^2 の引張応力、局部急冷凝固層に 6 kg/mm^2 の圧縮応力が存在し、母材に比べると 10 kg/mm^2 の圧縮応力が働いていることになる。焼入せずにそのまま焼もどした場合にはL方向で 38 kg/mm^2 、S方向で 18 kg/mm^2 の大きな圧縮応力が存在することが注目される。

4-3 考 察

SKD1で焼入温度が低い場合には圧縮残留応力が大きく焼入温度が高くなるとそれが小さくなるのは、焼入温度と硬さの関係から推定して、焼入温度が低い場合には局部急冷凝固層と母材の間のM点の差が大きく、焼入温度が高い場合にはこれが小さいためであろう。SKH9では焼入温度が低くても、SKD1のような大きな圧縮応力が見られないのは、SKD1のように大きなM点の差がないためであろう。SKH9において焼入なしに焼もどしを加えた場合に大きな圧縮応力が生じたのは、焼もどしによつて局部急冷凝固層には残留オーステナイトの分解による体積膨張が起るのに対して、母材にはほとんど組織変化による体積変化がないためと考えられる。

なおSKD1の850℃焼入の場合にS方向に大きな圧縮応力が存在しているが、この理由については明らかでない。

以上の結果はほぼ予想どおり、局部急冷凝固層に圧縮残留応力が発生することを示しているが、このように圧縮応力が存在することは実用上の一つの利点である。異なるM点を持った2つの材料を一体として、発生する残留応力を疲労強度の向上に利用しようとする試み⁽⁵⁾はすでにころがり軸受では実用されている⁽⁶⁾し、圧縮残留応力が耐摩耗性の向上に好影響を与える⁽⁷⁾ことが知られているからである。

第5節 局部急冷凝固材の耐摩耗性

5-1 実験方法

SKH9 および SKD1 局部急冷凝固材および比較用砂型鋳造材から切り出し、熱処理後研削仕上げおよびペーパー仕上げした約 $80 \times 8 \times 50$ mm の試片を用いて大越式迅速摩耗試験機による摩耗試験を実施した。局部急冷凝固材について局部急冷凝固層と母材の両方について試験を行い、母材を一般の鍛造材と同等に考えた。

局部急冷凝固処理の条件は G, H, ● および ♪ である。ただしはん雑さをさけるため条件 ♪ に関する結果は図に記入しなかつた。この局部急冷凝固材は写真 1.2.2 ~ 1.2.5 に示すように局部急冷凝固材としては比較的粗い組織を持つていて、試験の目的には望ましいものではないが摩耗試験に必要な摩擦面積最低 3×3 mm を確保するためにはある程度大きな局部急冷凝固層を必要としたので止むを得なかつた。局部急冷凝固材の耐摩耗性は組織の微細なほど良好であることが実験結果から明らかであるので、A や a のような条件で製作した局部急冷凝固層についての摩耗試験を実施しなければ、局部急冷凝固材の耐摩耗性を完全に評価したことにはならない。これについてはいずれ実施する予定である。

試片の熱処理条件としては図 1.2.6 に示した簡易なまし後 $850 \sim 975$ °C、25 分保持油冷焼入、 200 °C 1 分保持空冷の焼もどしの他に、焼なまし条件、焼入保持時間および焼もどし温度の影響を見るため、完全なまし、5 分保持油冷、 400 °C 焼なましをも試験の対象としたが大きな影響は認められなかつたので結果は割愛した。また SKH9 についても図 1.2.7 に示した簡易なまし後 $950 \sim 1200$ °C 5 分保持油冷の焼入、 575 °C 1 分空冷、2 回繰返しの焼もどしの他に、完全なまし、15 分保持油冷をも対象としたが、これについても同じ理由で結果を割愛した。また SKH9 については焼なましおよび焼入を行わずに焼もどしのみを行つた試験片（硬さ HRC 66.0）をも加えたがこれについては図 1.2.7 中に示してある。

摩耗試験条件は表 1.2.8 に示すとおりである。この条件は鍛造材 SKH9 を用いて熱処理条件および組織と摩耗の関係をしらべた実験結果に⁽⁸⁾⁽⁹⁾基づいて選んだもので、摩擦速度 3.0 m/sec では凝着摩耗が、 0.32 m/sec では機械的破壊摩耗が摩耗の大部分を占めている。⁽⁹⁾この摩耗試験が工具鋼を金型として使用する際の耐摩耗性の評価方法として最上のものとは考えられないが、金型が摩耗すると同じ条件を摩耗試験機でもつて再現することは困難であるので、この研究では取りあえずこの方法を採用した。摩耗量は摩擦距離 1 mm、荷重 1 kg あたりの摩耗体積（比摩耗量 mm²/kg）で現わした。

5-2 実験結果

表1.2.8 摩耗試験条件

相手材	SOM21球状化なまし材
摩擦速度	3.0および0.32 m/sec
最終荷重	3.3 kg
摩擦距離	600 m
潤滑剤	なし

図1.2.6はSKD1、図1.2.7はSKH9について局部急冷凝固材、鍛造材および砂型鑄造材の摩耗量を焼入温度との関係で示したものである。

SKD1においては低速における摩耗量は鍛造材が最も大きく、局部急冷凝固材が最も小さい。高速における摩耗量は鍛造材が最も小さく、局部急冷凝固材がこれにつき、砂型鑄造材は著しく大きい。局部急冷凝固材の中では組織の微細な方が低速でも高速でも摩耗量が小さい傾向が見られる。

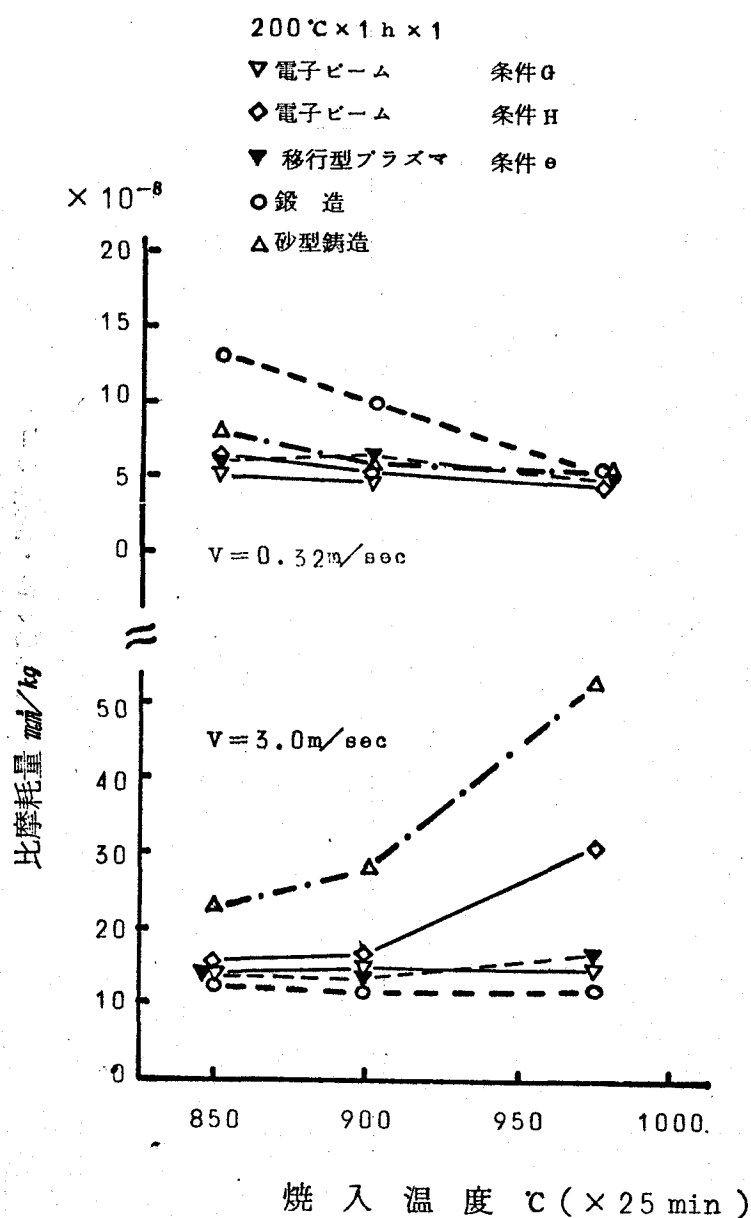


図1.2.6 SKD1局部急冷凝固材、砂型鑄造材および鍛造材における焼入温度と摩耗量の関係

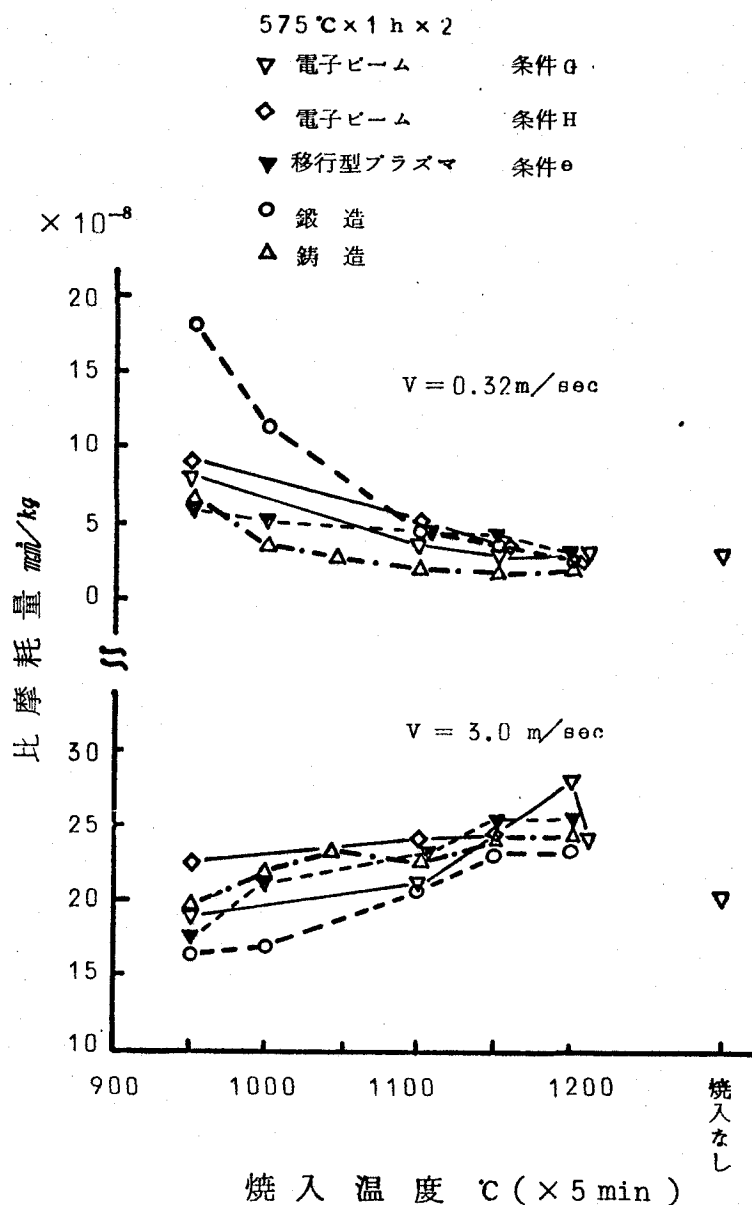


図 1. 2. 7 SKH9 局部急冷凝固材、砂型鋳造材および鍛造材
における焼入温度と摩耗量の関係

SKH9 においては低速における摩耗量は鍛造材が最も大きく砂型鋳造材が最も小さい。高速における摩耗量は鍛造材が最も小さい。局部急冷凝固処理材では組織の微細なほうが低速でも高速でも摩耗量が小さい傾向である。

以上の 2 つの図は焼入温度を基準として比較したのであるが、我々が金型を製作する場合には硬さの目標値を定めて熱処理するのが常である。これは硬さが低すぎれば金型が変形して使用に耐えず、高すぎれば靱性の不足による破損が起つて実用に耐えないと考えているからである。したがつ

て実用面を考えるならば、硬さを基準とした比較を行うことも必要である。図 1. 2. 8 および図 1. 2. 9 は、図 1. 2. 6 および図 1. 2. 7 を硬さに関して整理しなおしたものである。これによれば低速の摩耗量において SKD1 では鍛造材と局部急冷凝固材の間にはほとんど差が見られないが SKH9 では HRC 60 以下の範囲で、局部急冷凝固材のほうが鍛造材より摩耗量が小さく、それ以上の範囲では大きな差がない。また SKH9 では砂型鑄造材の摩耗量が鍛造材のそれよりも小さいが、SKD1 では明らかな傾向が見られない。一方高速の摩耗量においては SKD1 でも SKH9 でも鍛造材に比べると局部急冷凝固材のほうが摩耗量は大きい。鑄造材も同じであつて、とくに SKD1 の摩耗量は大きい。

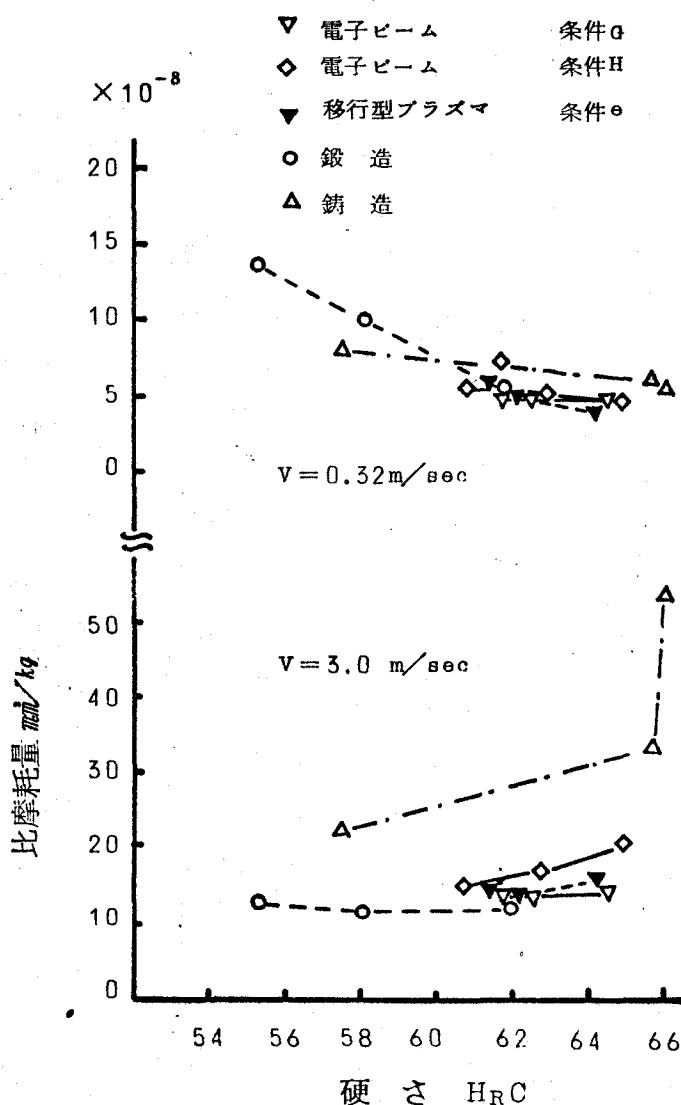


図 1. 2. 8 SKD1 局部急冷凝固材、砂型鑄造材および鍛造材における硬さと摩耗量の関係

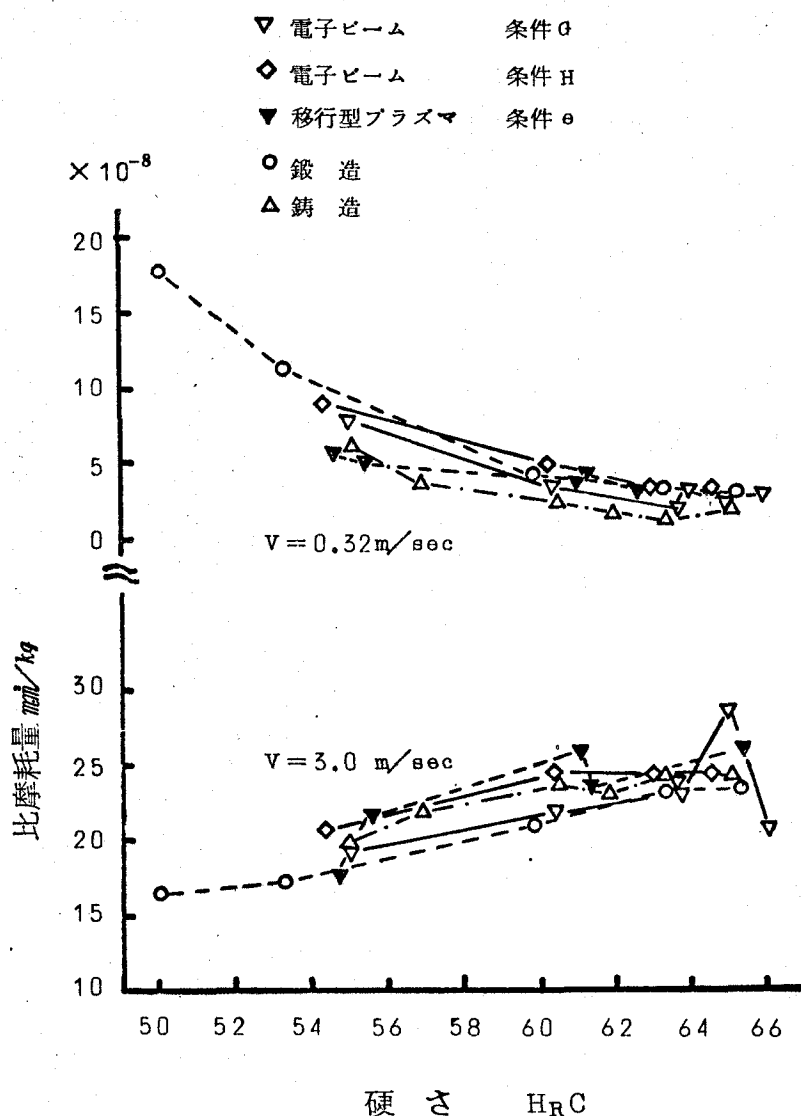


図 1. 2. 9 SKH9 局部急冷凝固材、砂型鋳造材および鍛造材
における硬さと摩耗量の関係

5-3 考 察

以上の結果から低速における耐摩耗性に関しては局部急冷凝固材は、一般的に言つて鍛造材と同等かそれ以上の耐摩耗性を持つていることが明らかであるとともに、局部急冷凝固材でもこの摩耗試験に用いたよりも微細な組織を有するものは、さらにすぐれた耐摩耗性を発揮することが期待される。これに対して高速における耐摩耗性に関しては、局部急冷凝固材は鍛造材よりも劣つていると考えなければならない。低速の場合と同じように組織の微細なほど摩耗量が小さいことから本実験に用いたよりもさらに微細な組織を持つ局部急冷凝固処理材ならばあるいは鍛造材よりもすぐれた耐摩耗性を示すかも知れないが、これについてはなお検討が必要である。

ここに得られた結果を理解するためには摩耗量と組織、硬さや熱処理条件等との間の関係から考察することが必要であるが、鋼特に工具鋼の組織とこのようなすべり摩擦における摩耗量との関係はこれまでほとんど明らかにされていない。

著者はこの研究と平行してSKH9 およびその基質鋼の鍛造材を用いて熱処理条件および組織と摩耗量の関係を検討しつぎのような結果を得ている。(8)(9)(1)低速における摩耗は主として機械的破壊摩耗であつて摩耗量には硬さが著しく関係し、硬さが高いほど摩耗量は小さい。焼もどし温度が一定の場合硬さは焼入温度の上昇と共に高くなるので、焼入温度の高いほど摩耗量は小さい。(2)高速における摩耗量は主として緩着摩耗であつて摩耗量は炭化物量に強く影響され、一次炭化物および焼もどし炭化物の量が多いほど摩耗量は小さいのであるが、焼もどし温度が一定の場合、焼入温度が高いほど、一次炭化物量が減少するとともに硬さも上昇するので、一見硬さとともに摩耗量は増加する傾向を示す。

図 1. 2. 8 および 1. 2. 9 を検討すると、砂型鑄造材および局部急冷凝固材にも、またSKH9のみならずSKD1にも上記の(1)、(2)が成立つようである。またこの(1)および(2)の概念を持つて図 1. 2. 6、1. 2. 7 と 1. 2. 8、1. 2. 9 を眺めると、鍛造材、鑄造材、局部急冷凝固材の間の差を相当に理解できる。たとえば低速の摩耗量を同一焼入温度で比較すると、局部急冷凝固材は鍛造材より摩耗量が小さいが、同一硬さで比較すると差があまり見られないのは局部急冷凝固材は低温焼入でも硬さができるためである。また高速では局部急冷凝固材のほうが鍛造材より摩耗量が多いのは、局部急冷凝固材のほうが炭化物が固溶しやすく、残留する炭化物量が小さいことおよび摩擦熱による温度上昇にさいして炭化物が容易に固溶するためである。しかしこれだけでは説明できないことも多く見られる。たとえば砂型鑄造材と局部急冷凝固材がともに鑄造組織であることから、鑄造材を局部急冷凝固材の組織の大きいものと考えると、SKD1については鑄造組織の大きくなるにつれて、つまり炭化物が粗大になり、分布も粗になるにつれて摩耗量は増大すると考えることができるが、SKH9についてはこれはあてはまらない。また低速の摩耗量を同一硬さについて比較すると、SKH9ではHRC60程度以下ならば局部急冷凝固材は鍛造材より摩耗量が小さいにもかかわらず、それ以上の硬さでは差が見られない。これは摩耗量には炭化物の形状、大きさ、分布量のほかに基質の組織、硬さなど数多くの因子が複雑に関係しているためであつて、これについては今後の検討が必要である。

第6節 局部急冷凝固材の靱性

6-1 実験方法

金属の靱性測定方法として衝撃曲げ試験、抗折試験および振り試験が行われているが、衝撃曲げ試験は工具鋼の靱性を測定するには感度が不十分であるし、振り試験は試片の製作が困難なため本研究では抗折試験を実施した。そして破断応力、たわみおよび破断仕事量を測定した。たわみは破壊に至るまでに変形し得る能力、破断仕事量は破壊に至るまで吸収し得るエネルギー量、破断応力は破断に耐える強さを意味するものと解釈している。

抗折試験の詳細は以下のとおりである。

摩耗試験片の製作に用いた条件G、H、○およびfの他に条件Fの局部急冷凝固材から図1.2.10のように試片の中央部の一面に急冷凝固層が位置するように切り出し熱処理、研削およびペーパー仕上げした $5 \times 5 \times 80$ mmの試片を準備した。局部急冷凝固層の大きさは

条件Gで $W = 1.5 \sim 2.5$ 、 $d = 0.7 \sim 1$ mm

“ Hで $W = 1 \sim 1.5$ 、 $d = 1 \sim 1.2$ mm

“ Fで $W = 0.5 \sim 1$ 、 $d = 0.5 \sim 0.7$ mm

“ fで $W = 4 \sim 8$ 、 $d = 0.5 \sim 1$ mm

“ ○で $W = 1 \sim 3$ 、 $d = 0.5 \sim 1$ mm

(Wは局部急冷凝固層の幅、dは深さ、図1.2.10参照)

で大きな幅で変化しているが、このばらつきは結果に影響しなかつた。これは深さのバラツキが比較的小さい上に焼入焼もどしされたこの種の鋼はクラックの伝播に要するエネルギーが小さく、クラックの発生が抗折強さを支配する因子となつていからと考えられる。

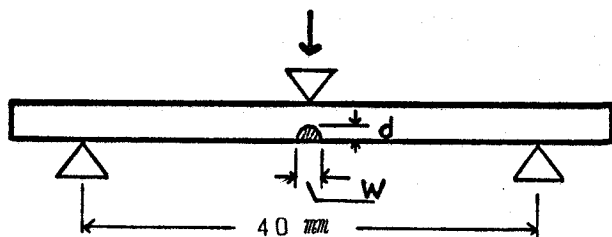


図1.2.10 抗折試験方法

試片の熱処理条件は摩耗試験片の場合と同じである。また比較用として熱処理試験に用いたと同じ鍛造材および砂型鑄造材から同一形状、同一熱処理の試片を製作した。このようにして製作した試片について局部急冷凝固層に最大引張応力が負荷されるよう、局部急冷凝固層を下側にして2点で支持し、局部急冷凝固層の存在する反対面に押し棒をセットして3点負荷の抗折試験を行つた。支点間距離は50 mm、負荷速度はほぼ100 kg/minである。たわみを差動トランスで検出し、応力-ひずみ線図を記録した。破

断はごく一部を除いて局部急冷凝固層の中央部で起つたがこの破断箇所と局部急冷凝固処理条件および熱処理条件あるいは破断応力との関係は見られなかつた。用いた試験材は島津製作所製万能試験機 R E H 1 0 - T V 型である。

6-2 実験結果および考察

図 1.2.11 および 1.2.12 は焼入温度あるいは硬さと破断応力との関係である。(局部急冷凝固材では急冷凝固層の硬さを採用してある。条件 F による局部急冷凝固材は急冷凝固層が小さくてロックエルの硬さの測定が困難であつたので硬さとの関係で示すことは省略した。) S K D 1 においては鍛造材が $300 \sim 350 \text{ kg/mm}^2$ の値を示しているが、砂型鑄造材はほぼ半分の $120 \sim 180 \text{ kg/mm}^2$ の値しか持つていない。これに対して局部急冷凝固材は移行型プラズマによるものでも約 260 kg/mm^2 、これより組織の微細な電子ビ-

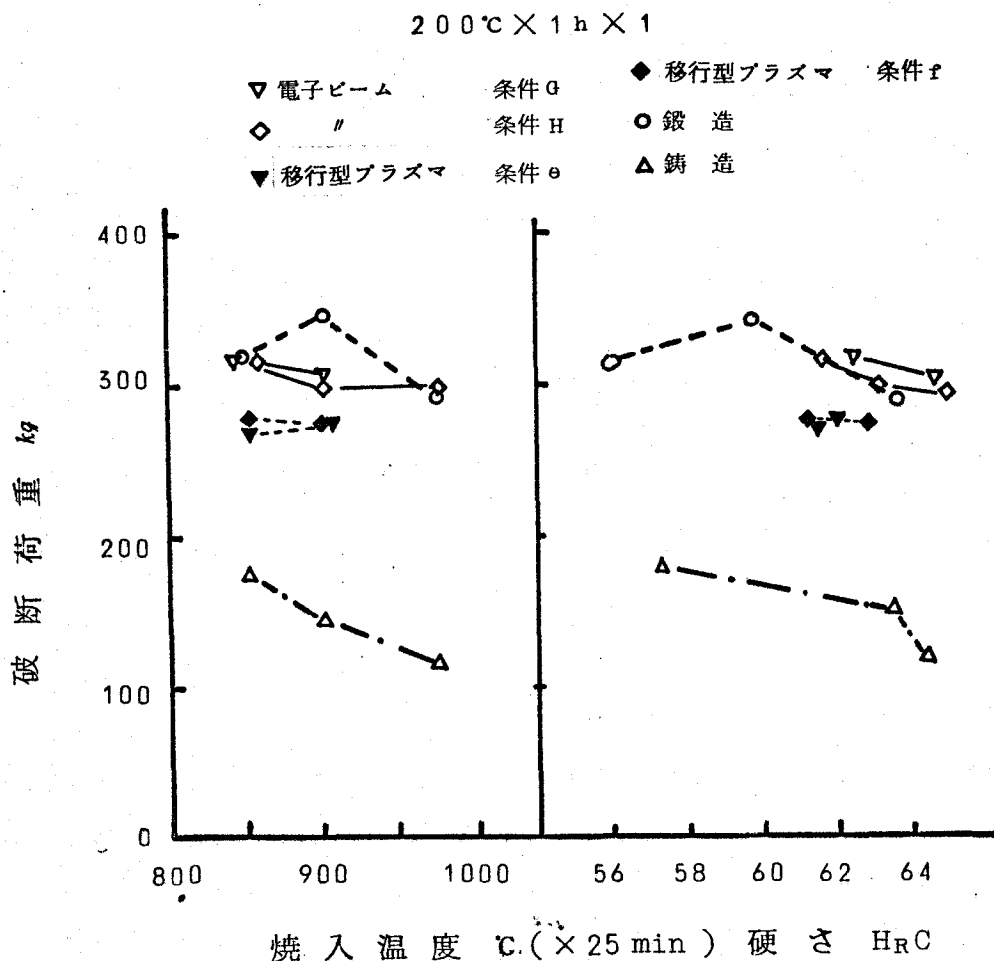


図 1.2.11 SKD1 局部急冷凝固材、砂型鑄造材および鍛造材における焼入温度、あるいは硬さと破断荷重の関係

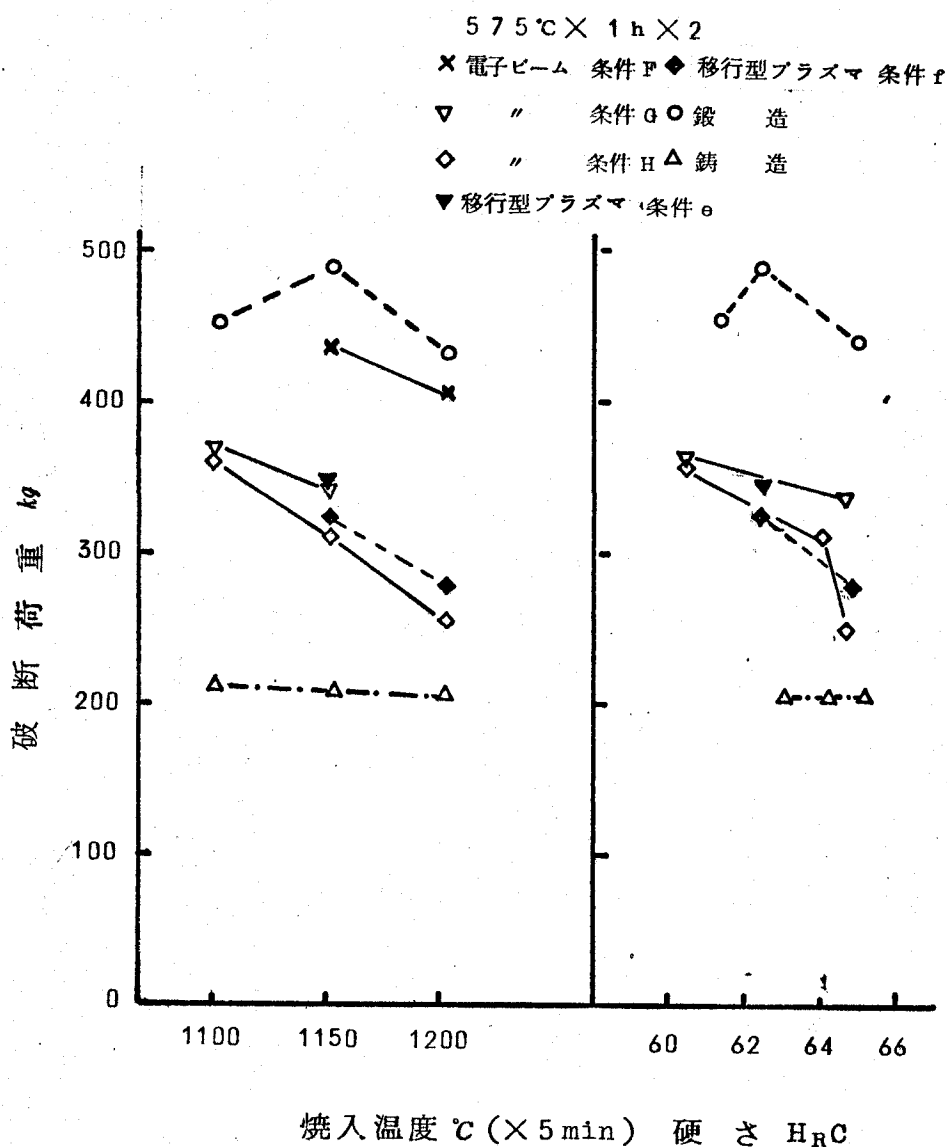


図 1.2.12. SKH9 局部急冷凝固材、砂型鑄造材および鍛造材における焼入温度あるいは硬さと破断荷重の関係

によるものでは 300 kg/mm^2 以上のほとんど鍛造材に近い値を持っている。同一硬さで比較するとほとんど鍛造材と差がない。SKH9 においても砂型鑄造材は鍛造材の半分以下の値であるが、局部急冷凝固材は両者のほぼ中間の値を示し、砂型鑄造材よりは著しく大きい。そして特に組織の微細な電子ビームの F 条件による局部急冷凝固材は鍛造材よりわずかに低い程度である。

たわみ量および全仕事量においても、鍛造材、砂型鑄造材および局部急冷凝固材の間関係は破断応力の場合と同じであるので記述は省略した。また摩耗試験の場合と同じように焼なまし条件、焼もどし温度、焼入保持時間の影響をしらべたが、大きな影響は認められなかった。

以上の結果から SKH9 においても SKD1 においても局部急冷凝固材は鑄造組織を持つていながら鑄造材よりは著しく大きい靱性を持つこと、局部急冷凝固材の中でも組織の微細なほど靱性は大きく、靱性には組織の粗さの影響の大きいことがわかる。鍛造材においても炭化物が大きく、分布が悪いほど強さが小さいということは通説であるが⁽¹⁰⁾鑄造組織を持ち、しかも一般の鑄造材に比べて細かい組織の場合にもやはりこの関係は成立つのである。

第 7 節 局部急冷凝固材の切削性能

7-1 実験方法

高速度鋼の局部急冷凝固材について旋削によるバイト切削試験を実施した。高速度鋼としては JIS SKH3、SKH4A および SKH56 を選んだ。これらがこれまで使用した SKH9 と異なる点は 5~10% の Co を含有することである。Co は高速度鋼の切削性能を上げる効果があるために、高級な切削工具には SKH3、SKH4A、SKH56 などの Co を含有する高速度鋼がしばしば用いられるのであるが、Co はほとんどが基質に固溶し、Co を主体とする特別な相を形成しないので組織の上ではこれらの鋼と SKH9 の間には差異は認められず、したがって SKH9 急冷凝固材のもつ熱処理特性、靱性などの特徴はやはりこれらの鋼の急冷凝固材にも共通であると考えられる。

これらの鋼の $100 \times 10 \times 10$ mm の一端より 25 mm 付近の部分に T に近い条件で幅約 7 mm 深さ 5 mm の局部急冷凝固層を作り、この部分が刃先になるように切出してバイトとした。熱処理はこれらの鋼に一般的に用いられる条件で行ない、ほぼ HRC 65 の硬さとした。また比較には局部急冷凝固材の局部急冷凝固層のない側を同じように刃形研削して用いた。刃先形状は (0-12-5-5-30-30-0) である。

切削試験は S55C の調質材 (HB 230~240) を被削材として用い、切込み 1 mm、送り 0.10 mm/rev、(切削速度 35、40、45 および 50 mm/min に対応してそれぞれ 14.8、16.9、19.0、21.1 mm/min) 切削油なしの条件で長手切削し、完全鈍摩を判定基準とした。

7-2 実験結果および考察

表 1.2.9 に実験結果を示す。この結果より 35 mm/min (SKH56) あるいは 40 mm/min 以下 (SKH4A) の切削速度では鍛造材よりも局部急冷凝固材のほうが長寿命であるが、切削速度がこれより大きくなると逆になることがわかった。これは切削速度が小さい場合には刃先温度が低く、機械的な摩耗に対する抵抗力が寿命を決める因子であつて、局部急冷凝固材の微細

表 1. 2. 9 SKH56、SKH3およびSKH4A局部急冷
凝固材（電子ビーム条件F）および鍛造材の切削
性能（旋削）

切削速度	SKH56		SKH3	SKH4A	
	鍛造材	局部急冷 凝固層	局部急冷 凝固層	鍛造材	局部急冷 凝固層
35 $\frac{mm}{min}$	33 $\frac{min}{50sec}$	87 $\frac{min}{30sec}$	—	—	—
40	13 40	3 14	54 $\frac{min}{16sec}$	29 $\frac{min}{35sec}$	52 $\frac{min}{23sec}$
45	2 25	1 12	15 18	12 59	3 16
50	—	—	6 50	2 22	2 40

な炭化物が有効に働くのに対して、切削速度が高くなると早期に刃先温度が上昇するので、耐摩耗性よりも耐熱性が寿命を決める因子となり、炭化物の微細なことが逆に不利に働くためであろう。熱処理試験の結果によれば局部急冷凝固材中の炭化物は低い温度で基質に固溶するが、炭化物の固溶は硬さの低下を招くとともに積層摩耗の進行を促進すると考えられるからである。

以上の結果から局部急冷凝固材は、高速切削に適さないことが明らかになったが、もともと切削加工作業においては数分で工具寿命に至るような切削条件を選ぶことはなく、一般に20 $\frac{mm}{min}$ 以下の切削速度で使用されるので、実用上では局部急冷凝固材は切削工具材料としてもやはりすぐれた特性を持つたものであると評価すべきであろう。

第8節 局部急冷凝固処理方法についての考察

本研究では、局部急冷凝固処理の熱源として特色あるいくつかの方法および条件を採用した。そして第7節までの実験の結果は方法によつて局部急冷凝固層の組成、組織、耐摩耗性、靱性等に多少の差のあることを示している。したがつて局部急冷凝固処理の方法を実用の観点から比較評価しておくことが必要であると考えられる。そのさい評価の基準となるのは、①組織の粗さ、耐摩耗性、靱性などの諸特性 ②局部急冷凝固層の製作可能な大きさ、形状 ③方法あるいは装置の普及度、価格、作業費、作業性などである。

表 1.2.10 は第1節の組織観察の結果から各方法による局部急冷凝固材における共晶セルの大きさ（1 $\frac{mm}{mm}$ 当りの共晶セルの数であつて炭化物の大きさの尺度と考えている）を整理したものである。参考のため噴霧粉およびスプラット、第3章の自動アーク盛金材および砂型鑄造材についても併記した。最も共晶セルの小さいのは325メッシュ以下の噴霧粉で、最も大きいのが砂

型鑄造材であるが、局部急冷凝固材では放電によるものが最も小さく、これはスプラットと同程度である。電子ビームによるものは放電に近い微細なところから、移行型プラズマやTIGアークに近いところまで条件によつて大幅に変化している。移行型プラズマでも条件によつては微細になるが電子ビームには及ばない。

表 1.2.11 はさらに製作可能な局部急冷凝固層の大きさ、形状および作業性に関して本研究における観察や一般的な概念から整理した結果である。やは

表 1.2.10 急冷凝固処理の方法とSKH9 急冷凝固材中の共晶セルの大きさの関係

材 料		共晶セル数 個/1mm
噴霧粉 20~100μ		200~400
噴霧粉 -325μ		1400~1800
ス プ ラ ッ ト		600~800
局 部 急 冷 凝 固	放 電	650~700
	電 子 ビ ー ム	100~540
	移行型プラズマ	120~360
	TIG アーク	130~170
	高周波誘導	50~60
自動アーク肉盛材		80~110
砂 型 鑄 造 材		40~45

表 1.2.11 各局部急冷凝固処理の比較

	放 電	電子ビーム	移行型プラズマ	TIGアーク	高周波誘導
組織の大きさ 熱処理特性工 具鋼としての 性質	組織は最も微細である。耐摩耗性、靱性などにも組織の大きさから期待がもてる。	放電や噴霧粉なみの微細なものからプラズマなみの大きいものまで得ることができる。それによつて性質も変化する。	電子ビームに比べて組織は大きくなる。したがつて性質も多少劣る。	左に同じ	組織が大きい。性質もすぐれているとは考えられない。
局部急冷凝固層の大きさ、 形状	数10μ以下の深さしか得られないので実用には不足	針状からプラズマのように扁平なものまで断面形状を広く変化させ得る。大きさも実用に十分	断面形状は深さに対して幅が大きい扁平型である。大きさは広く変化させ得る	左に同じ	母材形状、コイル形状によつて広く変化する。
処理の容易さ	ハンゲイな装置が普及しているが、作業に長時間を要す。表面粗さも悪い	溶接装置をそのまま流用できる。大気中でも不可能ではないが、一般に真空中であるので多少の制約あり	溶接トーチを流用できる。容易に処理できる。	左に同じ	高周波焼入装置を使用できる。加熱の原理上限られた形状寸法しか適用困難
実 用 性	小	最も大	あ り	あ り	小

り実用性に関しては電子ビームが最も有利である。移行型プラズマやTIGアークも電子ビームほど組織は微細でないが、比較的容易に使用できる点ですぐれている。組織の大きさに関しては放電もすぐれているが、WCを被覆するために実用されているいわゆる放電硬化装置を流用してもμオーダーの深さの溶融層しか作り得ないと考えられるので(超硬合金を被覆する場合でも最大数μの深さしかできない⁽¹¹⁾)実用性は乏しい。

以上のまとめから、組織の大きさ、局部急冷凝固層の大きさ、形、処理の容易さから判断して最も実用的なのが電子ビーム、ついで移行型プラズマおよびTIGアークであると判断される。

第9節 本章で得られた結論

急冷凝固工具鋼の持つすぐれた特性を金型や切削工具類に有効に活用する一手段として高速度鋼や冷間ダイス鋼の鍛造材の一部分に急冷凝固組織を作る方法を検討し、局部的に急冷凝固組織を持つ鋼材すなわち局部急冷凝固材について熱処理特性、耐摩耗性、靱性、切削性能などをしらべ、以下のような結論を得た。

- (1) 電子ビーム、移行型プラズマ、TIGアークおよび放電による局部急冷凝固層は噴霧粉やスプラットと同じく γ 初晶および炭化物共晶によつて凝固し、 δ フェライトはごく部分的にしか認められなかつた。しかし高周波誘導加熱による局部急冷凝固層は砂型鑄造材と同じく δ 共析が認められ、初晶 δ の晶出によつて凝固が始つたと考えられる。
- (2) 移行型プラズマ、TIGアークなどでは局部急冷凝固層の断面形状を大幅に変化させることは困難であるが、電子ビームではこれが容易である。
- (3) 局部急冷凝固層の断面形状、大きさ、組織の微細さおよび使いやすさなどから考えて、局部急冷凝固層を作るには電子ビーム、ついで移行型プラズマ、TIGアークが実用性に富んでいる。高周波誘導加熱はこれらに比べて組織が粗大で望ましくない。
- (4) 組織が微細になる条件での電子ビームによる高速度鋼局部急冷凝固層中の炭化物は焼なまし後の焼入によつて鍛造材中の炭化物と同じような粒状となる。しかし同じ条件で作つた冷間ダイス鋼の局部急冷凝固層中の炭化物は焼入後も網状に分布している。
- (5) 局部急冷凝固層は鍛造材に比べて低い焼入温度で高い硬さを示す。これは高速度鋼よりも冷間ダイス鋼で著しい。SKD1やSKD11を850℃のような低い焼入温度で焼入すると、局部急冷凝固層はH_R060以上、母材部はH_R050程度の硬さとなるので折れやすいポンチなどの製作に好都合である。

- (6) このように一般の鍛造材ダイス鋼では考えられないような低い焼入温度で十分な硬さが得られるのは炭化物が微細であるために、低いオーステナイト化温度でも炭化物が多量に固溶し、基質の合金元素量が高くなるためである。
- (7) 局部急冷凝固材を比較的低い温度から焼入すると局部急冷凝固層に圧縮残留応力が発生する。これは炭化物が微細で固溶しやすいために母材よりも局部急冷凝固層のほうが M_s 点が低いためであると推定される。
- (8) 組織が微細になるほど局部急冷凝固材の摩耗量は減少する。同一熱処理硬さで比較すると局部急冷凝固材は高速では鍛造材より摩耗量大きく、摩擦速度が大きい使用条件には適しない。低速では比較的粗大な組織を持つた局部急冷凝固材は鍛造材と同等の摩耗量であるが、組織が微細なものでは鍛造材より小さい摩耗量を示す。
- (9) 抗折試験においては組織の微細な局部急冷凝固材は鍛造材と同等の破断応力、ならびに破断仕事量を有しているが、組織が大きくなると低下する。しかしそれでも砂型鑄造材に比べると大きい。
- (10) バイト切削試験によれば、局部急冷凝固材から製作した高速度鋼バイトは鍛造材から製作したバイトよりも 40 m/min 以下の切削速度では長寿命であるが、切削速度が上昇すると逆になる。
- (11) 局部急冷凝固材が高い摩擦速度での耐摩耗性あるいは高い切削速度での切削性能に劣るのは摩擦熱あるいは切削熱による温度上昇によつて炭化物が基質中に固溶しやすいためと推定され、使用条件によつては炭化物の微細なことがかえつて望ましくない。
- (12) 局部急冷凝固材は冷間で使用されるたとえば曲げ型、抜型、しぼり型のような金型や剪断刃や切削工具用素材として実用できると判断される。

参 考 文 献

- (1) 新井、小松：鉄鋼協会第80回講演大会 鉄と鋼 56(1970)8594
- (2) 小 柴 ： 工具材料(下) P.373 丸善 1956
- (3) A. H. Grobe, G. A. Roberts : Trans A S M 45(1953)415
- (4) 新井、小松：鉄鋼協会第80回講演大会 鉄と鋼 56(1970)8593
- (5) 鈴木、早乙女、林、丸田：日本金属学会第Ⅶ総合分科、残留応力と金属
の性質に関する討論会予稿
- (6) D. P. Koistinen : Trans A S M 57(1964)581
- (7) 小川 ： 金属学会会報 5(1966)320
- (8) 新井、小松：鉄鋼協会第75回講演大会 鉄と鋼 54(1968)8236
- (9) 新井、小松：鉄鋼協会第78回講演大会 鉄と鋼 55(1969)8157
- (10) 新持、浦野：金属学会会報 8(1969)118
- (11) 鈴 木 ： 鉄と鋼 48(1962)50

第1節 緒 論

ソ連においては低合金鋼材の上に高速度鋼を肉盛して刃部のみが高速度鋼、本体が低合金鋼からなる切削工具を製作することが工業的に行われている。この場合肉盛層は低合金鋼上に長く線状に盛上げるか、低合金鋼表面に切つたみぞを埋めるように設けられるので、前章に扱った局部急冷凝固材とは形としては同じものであるが、局部急冷凝固材では母材が工具鋼であるのに対し、肉盛材では低合金鋼であることおよび局部急冷凝固層に比べて肉盛層が一般に相当に大きい体積を持っていることで異っている。局部急冷凝固材の主たる用途と考えられる板金加工型や冷間鍛造型では、一般に再研削の回数が少ない上に、再研削によって局部急冷凝固層が削り去られたとしても母材も工具鋼であるから、少なくとも一般の工具鋼製の金型と同じ程度の使用には耐えられる。したがって局部急冷凝固層は必要最小限の大きさを持つていればよい。これに対して切削工具では再研削が何度もくり返されるのが普通であるし、経済的理由から本体は切削工具として使用できない低合金鋼が選ばれるので、再研削の後でも切刃部に肉盛層が存在することが必要である。

このように肉盛層は局部急冷凝固層よりも大きい体積を持たざるを得ないので、肉盛層は局部急冷凝固層よりも粗大な凝固組織となるのであるが、溶融金属の冷却が局部急冷凝固層の場合と同じく母材への伝導によって行われるので、砂型鑄造材や鍛造材よりは微細な組織になるはずである。したがって盛金材も経済性のほか、それなりに微細組織の効果を持つことが期待される。これが肉盛材を本研究の対象として採り上げた理由である。

切削工具の肉盛は我国では溶着金属が高速度鋼組成を持つように合金化された心線および被覆剤からなる被覆溶接棒あるいは裸溶接棒を使用した手溶接で行われていたが、この方法では非能率的である上に組成のパラツキが著しく、安定した性質が得られない欠点があった。一方ソ連においては自動溶接機（サブマージアーク）を使用して低合金鋼母材上に、高速度鋼を組成のパラツキ少なく能率的に肉盛して、経済的な切削工具の生産を工業的に実用しているようである。(1)(2)(3) この手溶接による肉盛と、自動溶接機による肉盛を比較した場合、組成のパラツキ、作業能率に関して大きな差のあることは当然であるが、忘れてならないのは組織の大きさの差異である。サブマージアーク溶接では手溶接の数倍という大きい電流密度を使用するので溶接速度が大きく、与えた熱量の大部分が溶融金属を作るのに消費されて、母材を加熱する割合が小さい(4)からである。その上に手溶接では一度にできる溶

融金属量が少なくても何層も盛上げなければ必要な大きさの肉盛層を形成できないので母材に与える熱量がますます大きくなる不利がある。

このことから本研究では肉盛法としてサブマージアーク溶接式の自動肉盛法を採用した。これに先立ち肉盛条件と肉盛層形状、組織、熱処理特性、切削性能などとの関係の調査、これにもとづく適正肉盛条件の決定、肉盛層の形状、組成および組織の均一性の調査、肉盛方法の改良⁽⁵⁾などの種々の基礎研究を行った。

このような基礎研究の結果をもとにして作成した高速度鋼肉盛材について鍛造材および鑄造材高速度鋼と比較しながら、組織、熱処理特性、切削性能、耐摩耗性、靱性、被研削性をしらべ、工具鋼材としての評価を総合的に評価したが、自動アーク肉盛材の主たる用途が切削工具であることから、切削工具をこの方法によって製作し、それについて、切削試験まで実施した。被研削性試験をとくに実施したのは難削材の切削に用いられる切削工具には一般に高V高速度鋼が推奨されているが、高V高速度鋼は被研削性が著しく悪く、⁽⁶⁾これが高V高速度鋼の普及を妨げる原因になっていることを考慮したからである。

第2節 自動アーク肉盛層の組織および熱処理特性⁽⁷⁾

2-1 実験方法

図 1. 3. 1 (a) に示す形状の S 45 C 材のみぞの中に

Fe - W 粉 (75% W, -100 メツシユ)	21.20g
Fe - Mo 粉 (80% Mo, -100 メツシユ)	1.08g
Fe - Cr 粉 (64% Cr, -100 メツシユ)	9.02g
Fe - V 粉 (85% V, -100 メツシユ)	6.78g
Co 粉 (99.9% Co, -100 メツシユ)	7.12g
黒鉛粉 (99% C, -325 メツシユ)	1.28g
Fe - Al 粉 (56% Al, -100 メツシユ)	2.32g

の混合粉末 (合金用粉末) をほぼ均一な厚みに置き、図 1. 3. 1 (b) のように軟鋼線電極を用いたサブマージアーク溶接機で溶融して、図 1. 3. 1 (c) のように合金用粉末と電極および母材の一部が溶けあってできた JIS SKH10 高速度鋼の組成 (11%W, 0.6%Mo, 4%Cr, 4%V, 5%Co, 1.4%C) を持った肉盛層を作った。

合金用粉末の配合は (1) 式を変形した (2) 式によって行った

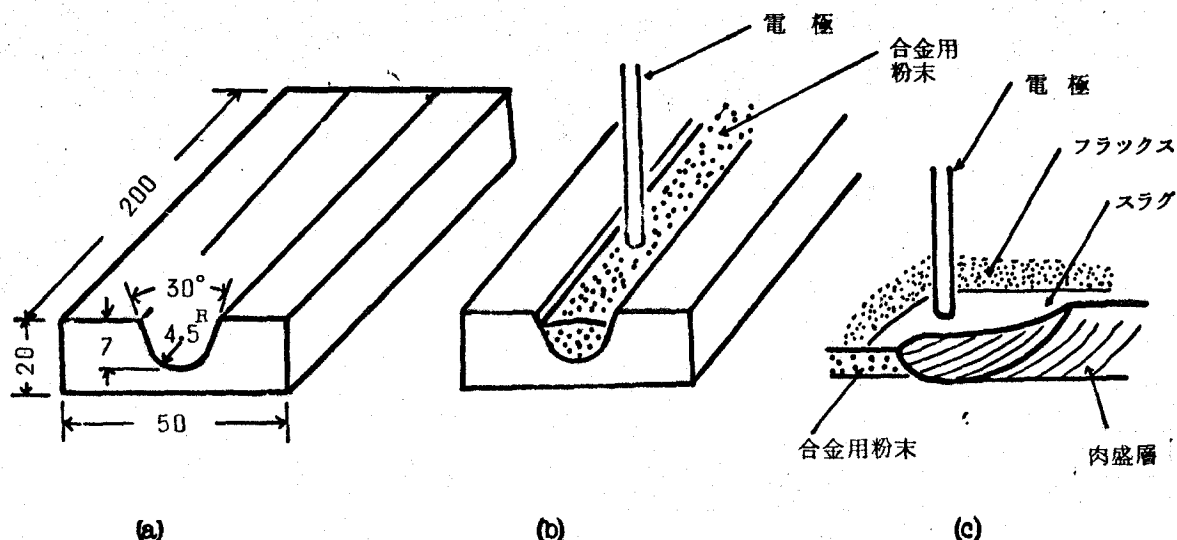


図 1.3.1 自動アーク内盛方法

$$Cd \cdot Gd \cdot N \cdot K \cdot L = Cb \cdot Gb \cdot B \cdot L + Cp \cdot Gp \cdot P \cdot L + Ce \cdot Ge \cdot E \cdot L \quad (1)$$

$$Q = NL \left\{ \frac{(Cd \cdot Gd - Ce \cdot Ge)K - (Cb \cdot Gb - Ce \cdot Ge)(K' - 1) + \frac{K}{3} Ce \cdot Ge}{Ac} \right\} \left(1 + \frac{Lc}{100} \right) \quad (2)$$

Q : 合金粉末重量

B ; 母材溶入分断面積

N : みぞ断面積

E ; 電極溶入分断面積

L : みぞ長さ

P ; 合金粉溶入分断面積

Cd : 内盛層中の目標合金元素量 (%)

Cb : 母材中の含有元素量 (%)

Cp : 合金用粉末中の含有元素量 (%)

Ce : 電極材中の含有元素量 (%)

Gd : 内盛層の密度

Gb : 母材の密度

Gp : 合金用粉末の密度

Ge : 電極材の密度

Ac : 合金用粉末中の合金元素量 (%)

Lc : 歩留り (%)

K : 内盛層断面積 / みぞ断面積

K' : 内盛層の母材表面線より下の部分の断面積 / みぞ断面積

K の値は 1.4 とし、Lc は C については 90 %、他は 100 % として計算した。
また Fe-W, Fe-Mo, Fe-Cr, Fe-V, Co, 黒鉛の合計の 5 % の Fe-Al を脱酸

剤として添加した。

溶融の条件はつぎのとおりである

溶接機 ; 大阪変圧器 SW-23 型

電 極 ; Oxweld 20 注 1) $\frac{1}{8}$ in. ϕ

電 流 ; 510 A

アーク電圧 ; 28 V

電極移動速度 ; 350 mm/min

母材予熱温度 ; 300°C

フラックス ; Unionmelt 20 注 2)

注 1 組成分析値の 1 例 ⁴⁾ ; 0.13%C, 1.95%Mn, 0.03%Si, 0.03%S, 0.03%P

注 2 " ⁴⁾ ; 54%SiO₂, 32%CaO, 9%MgO, 4%Al₂O₃

少量の MnO, TiO₂, Na₂O, K₂O, F, P, S,

このようにして作った肉盛層の断面形状および外観を写真 1. 3. 1 に示す。肉盛層を 15 本製作した。この肉盛層の断面積は約 0.85 cm² である。外観写真に見られるように溶融の開始端および終了端は形状が異っているので試験には使用しなかった。

表 1. 3. 1 は 9 本の肉盛層の溶融開始端より約 50 mm の所から採取した試料について求めた化学分析値である。9 本の肉盛層の分析値の最大値と最小値の差は C で 0.12%, W で 1.09%, Mo で 0.19%, Cr で 0.33%, V で 0.51%, Co で 1.30% である。なお別に行った基礎実験の結果によれば 1 本の肉盛層内の場所における組成の変動は中間値のほぼ $\pm 3\%$ 以内 (例えば W は中間値 11% に対して $\pm 0.33\%$) で肉盛層間のバラツキよりは小さい。

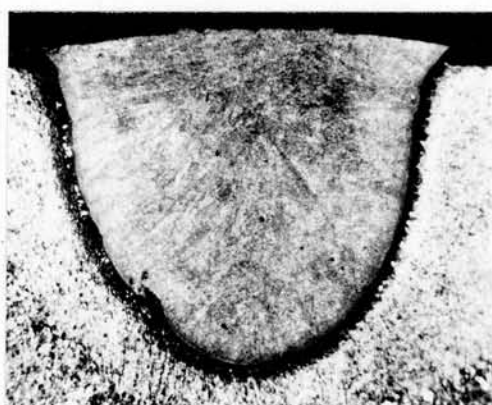
なお表 1. 3. 1 には以後の実験に比較材として用いた砂型鑄造材および鍛造材の化学分析値をも併記してあるが、砂型鑄造材は 100 Kg 高周波溶解炉で溶解した溶湯をシェル型に鑄込んだもので 14×14×150 であり、また鍛造材は 4 Kg 高周波溶解炉で溶解した鋼塊を 14 角に鍛造したものである。

各材を比較すると合金成分では鍛造材の C がやや低目であるほかは大きな差は見られず、不純物では Si が肉盛層、砂型鑄造材、鍛造材の順に、Mn が肉盛層、鍛造材、砂型鑄造材の順に少ない。肉盛層の Mn, Si が比較的高いのは、使用した電極とフラックスに起因する。なおこの肉盛層について分析していないが、他の肉盛層の分析結果から 0.18% 程度の Cu, 0.10% 程度の Ni, 0.2~0.4% 程度の Al の含有されていることが推定される。これは実験結果の評価のさいに念頭におく必要がある。

このようにして製作した肉盛層から図 1. 3. 2 に示したような形に 10×6×6 mm の角形試片を切出して組織および熱処理試片とした。また砂型鑄造材お



(a) 表面外観 (× 1/2)



(b) 断面形状 (× 5)

写真 1. 3. 1. SKH10 自動アーク肉盛層の外観および断面形状

表 1. 3. 1. SKH10 自動アーク肉盛層、砂型鑄造材および鍛造材の組成 (%)

	C	Si	Mn	P	S	W	Mo	Cr	V	Co	備考
自動アーク	1.41	0.90	0.69	0.007	0.024	11.75	0.85	4.33	4.08	4.64	(1)
	1.35	※	※	※	※	11.29	0.80	4.06	4.13	4.70	
	1.43	※	※	※	※	12.18	0.81	3.97	3.83	4.69	
	1.34	※	※	※	※	11.16	0.93	4.13	3.98	5.23	
肉盛層	1.46	※	※	※	※	11.13	0.92	4.22	3.95	5.12	(2)
	1.37	※	※	※	※	11.10	0.75	4.00	3.78	4.58	
	1.46	※	※	※	※	11.57	0.83	4.22	3.95	5.88	
	1.43	※	※	※	※	11.57	0.94	4.30	4.29	4.98	
	1.37	※	※	※	※	11.12	0.87	4.06	3.90	4.99	(3)
砂型鑄造材	1.42	0.65	0.15	0.009	0.012	11.26	0.81	3.80	4.23	4.86	(4)
鍛造材	1.33	0.38	0.50	0.005	0.018	12.36	0.78	4.33	4.13	4.89	(4)

(1) 熱処理試験 使用

(2) 抗折試験・研削試験 //

(3) 切削試験・摩耗試験 //

(4) 各試験 //

よび鍛造材についても同じ形状の試片を作った。この試片について塩浴炉を用いて1180~1300℃ 3 分油冷の焼入、200 ~ 600℃ 1 h 空冷 2 回の焼もどしを実施後ロッキエール硬さおよび光学顕微鏡組織の観察を行った。



熱処理試片
10×6×6

抗折試片
2.8×2.8×50

切削試片
10×10×50

図 1. 3. 2 自動アーク肉盛材試片の切出位置

なお焼入温度の範囲が他の急冷凝固材の場合に比べて小さいのは自動アーク肉盛材の主たる用途が切削工具であるため、切削工具に使用する場合に適した熱処理条件に重点をおいたからである。

またSKH10 とまったく同じようにして製作した SKH9 の組織をもつ肉盛層についても簡単に熱処理試験を行った。

2-2 実験結果および考察

写真 1. 3. 2 は SKH10 肉盛層の凝固のままの組織である。やはり炭化物の共晶組織が網目状に存在する組織であるが、網目の中に濃く腐食される δ 共析の部分が存在し、凝固は初晶 δ の晶出によって始められたと推定される。この点に関してはこれまでの急冷凝固材と異っている。(ただし高周波誘導加熱による局部急冷凝固層とは同じである)したがって共晶セルもこれまでの急冷凝固材のそれに比べて大きい。後の熱処理組織に見られるように砂型鑄造材にくらべると著しく小さく、この点ではやはり急冷凝固材と称してよい。凝固のままの組織に存在する炭化物の同定は行っていないが、前章までの検討の結果からおそらく M_2C と MC が主体であろう。写真で網目を形成している炭化物の中で輪かくのはつきりしているやや細長いものが MC 、灰色に見える塊状のものが M_2C と推定される。

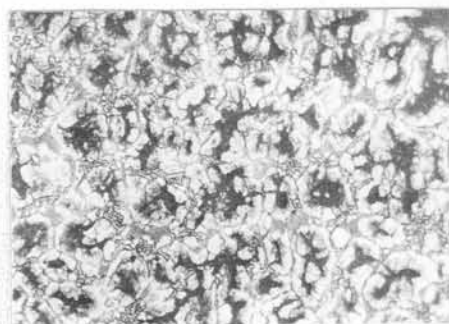


写真 1. 3. 2 凝固のままのSKH10 自動アーク肉盛層の顕微鏡組織
(硝酸アルコール腐食×400)

図 1. 3. 3 (a) は焼入温度と焼入硬さ、

(b)は 540℃ 1 h 2 回焼もどし後の硬さと焼入温度の関係である。自動アーク肉盛層および砂型鑄造材は低い焼入温度でも高い焼もどし硬さを示し、自動アーク肉盛層がこれまでの急冷凝固材の特徴を持っていることが明らかである。

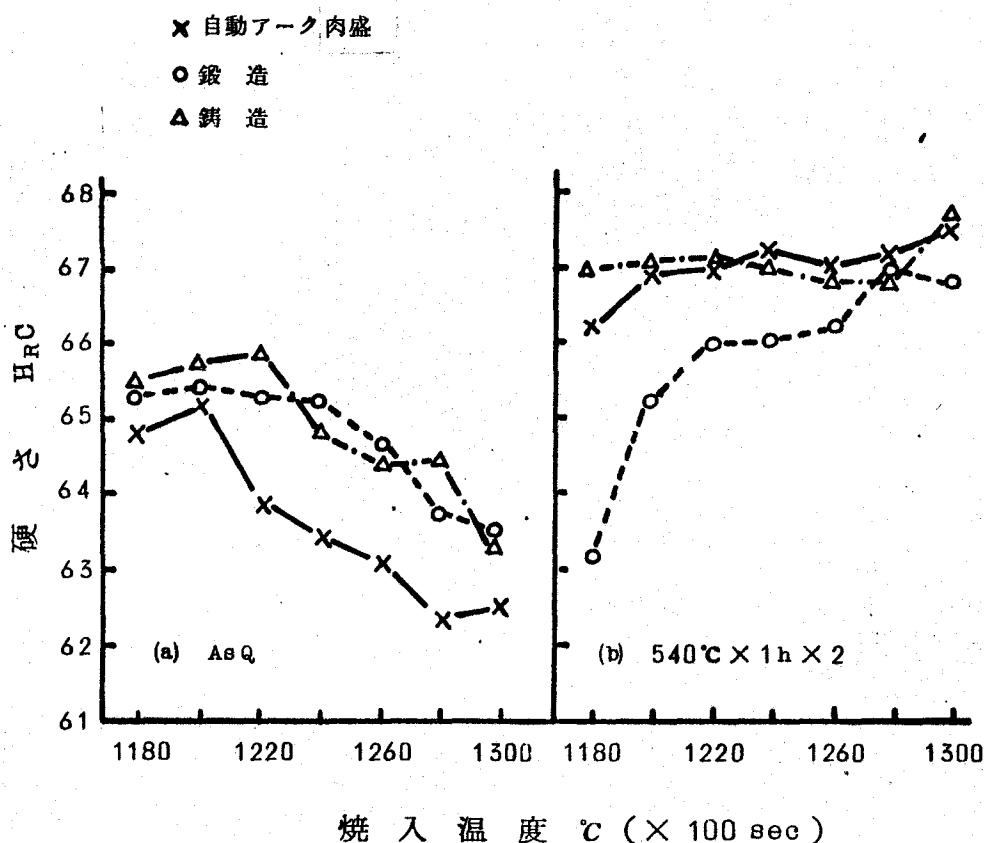


図 1. 3. 3 SKH10 自動アーク肉盛層、砂型鑄造材および鑄造材における焼入温度と焼入および焼もどし硬さの関係

図 1. 3. 4 は 1240℃ および 1260℃ 焼入材を 100 ~ 620℃ の温度で焼もどし (1 h, 2 回空冷) した時の焼もどし温度と焼もどし硬さの関係である。焼もどし温度が 560℃ 以上になると自動アーク肉盛層は鍛造材や砂型鑄造材に比べて硬さがやや低くなる傾向が見られる。

写真 1. 3. 3 は一例として 1240℃ および 1260℃ 焼入組織を示したものである。自動アーク肉盛材中の炭化物が鍛造材・砂型鑄造材のそれより平均して微細なことが明らかである。焼入の状態では炭化物は M_6C と MC で鍛造材で灰色の大きい粒が MC 、白い小さい粒が M_6C であることが炭化物分別腐食 (b) によつて推定される。自動アーク肉盛材においても、砂型鑄造材においても共晶の一部が MC (やはり大きい粒または長くのびた粒状) からなり共

晶の一部および小さく分布した粒状の炭化物が M_6C であると考えられる。

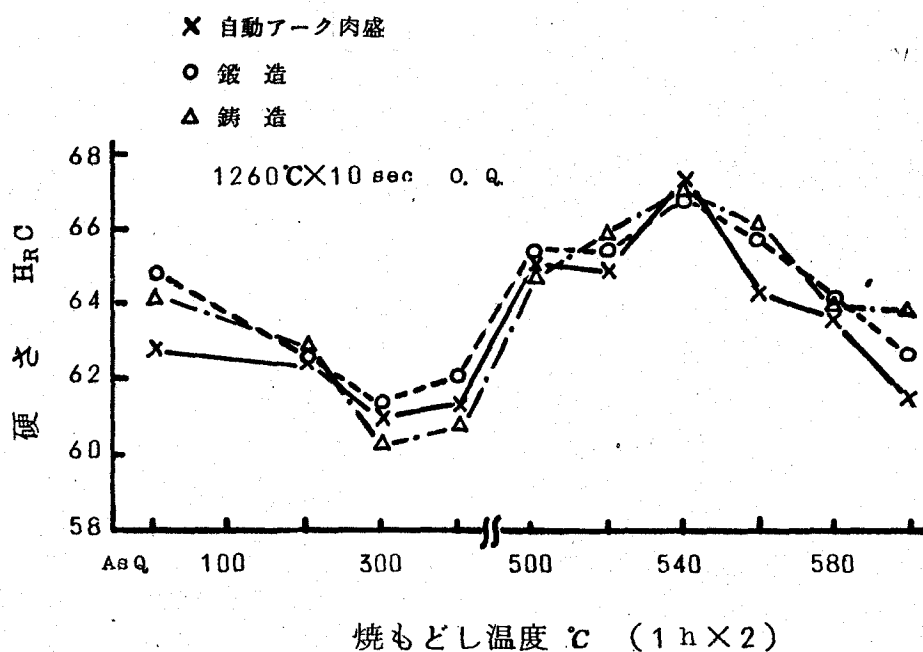
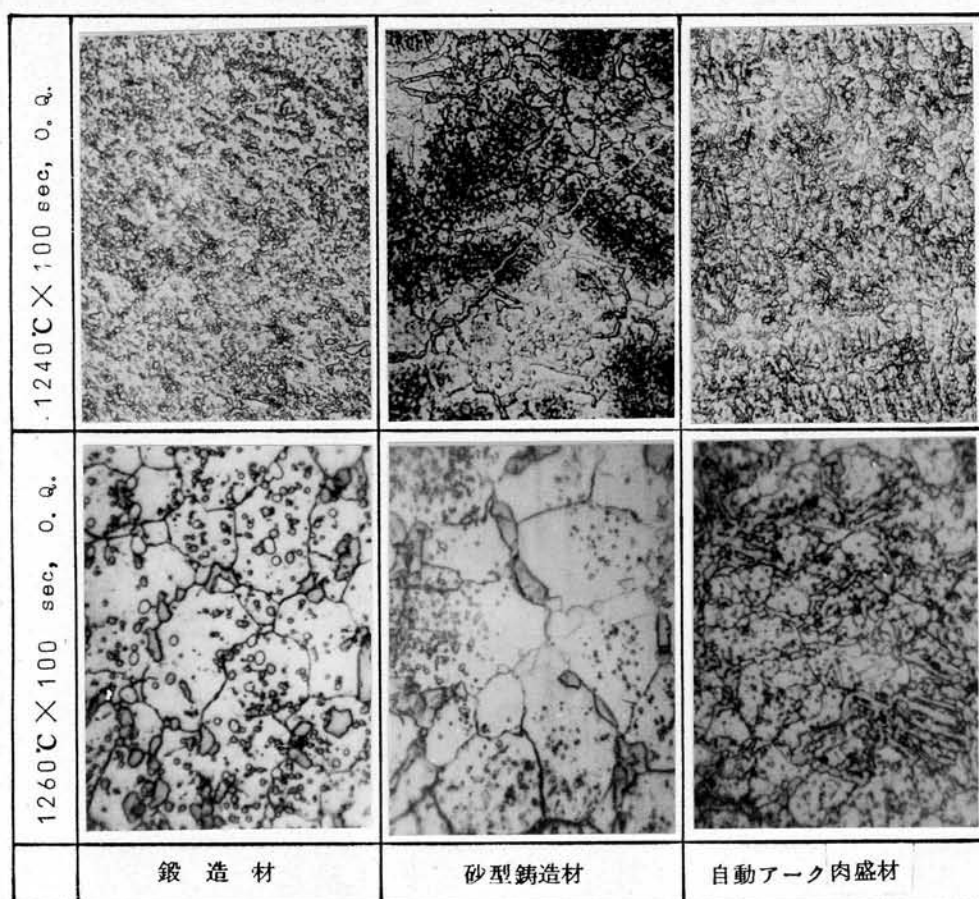


図 1. 3. 4 SKH10 自動アーク肉盛層、砂型鑄造材および鍛造材における焼もどし温度と焼もどし硬さの関係

写真 1. 3. 4 は SKH9 の自動アーク肉盛材の焼入組織である。SKH10 のそれと比べて、 M_6C 炭化物が少ないだけで本質的な差は認められない。また前章に示した局部急冷凝固材と比較してみると局部急冷凝固材よりも共晶セルが大きく、炭化物の共晶状の配列がよりはっきりしているだけの差である。



上段 × 400, 下段 × 1000

写真 1. 3. 3 SKH10 自動アーク肉盛層、砂型鑄造材および鍛造材の焼入組織（硝酸アルコール腐食）

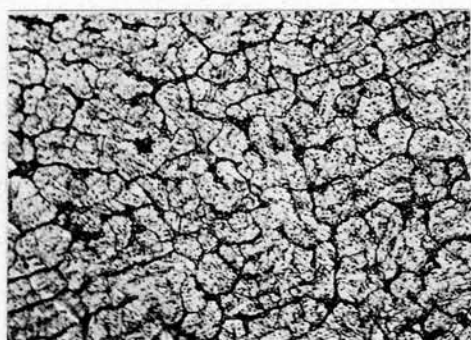


写真 1. 3. 4 SKH9 自動アーク肉盛材の焼入組織
（1230°C × 3 min O. Q. 硝酸アルコール腐食 × 400）

第3節 自動アーク肉盛材の耐摩耗性⁽⁷⁾

3-1 実験方法

耐摩耗性を評価するために、スコダサーウアン式摩耗試験機による摩耗試験を実施した。この試験機は大越式迅速試験機と同じように円板試片の円周部を試片の平面に押しつけた状態で回転さすものであるが、円板として $20\phi \times 2$ mmの超硬合金(G1)を使用し、冷却液として10%NaNO₃水溶液を注ぎかけた。摩擦速度は1.03m/sec、荷重21Kg、摩擦距離706m、摩擦時間5minである。前節に示したと同じ方法で製作(化学分析値は表1.3.1に示してある)した自動アーク肉盛材から図1.3.2のように切り出したSKH10切削試験用バイト(10×10×50)を試片として兼用した。表面は研削仕上げした。

3-2 実験結果および考察

図1.3.5は1240あるいは1260℃～1280℃,3min,油冷の焼入後、540℃で1h,空冷3回の焼もどしを施した試験片の摩耗量(体積)および試片の硬さを焼入温度との関係で示したものである。自動アーク肉盛材が最も摩耗量小さく、砂型鑄造材がこれについでいる。硬さの差は僅少であって無視できるのでこの摩耗量の差はやはり自動アーク肉盛材の炭化物が微細なことによるのであろう。

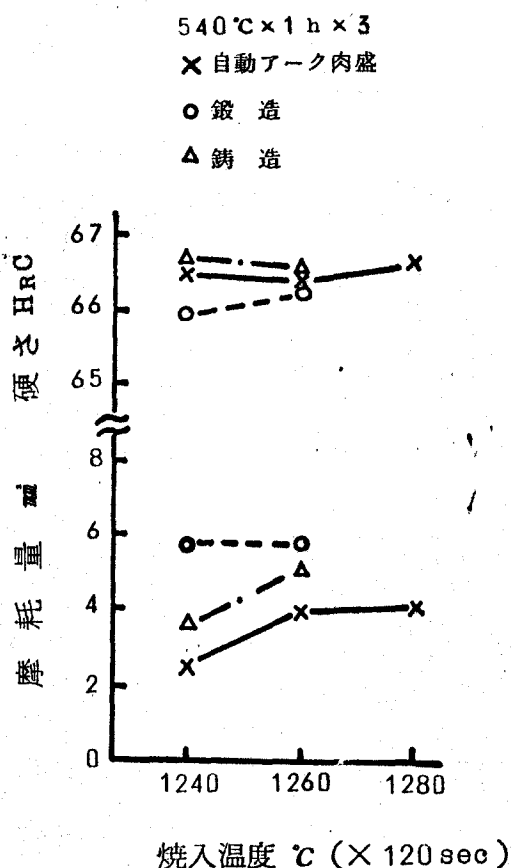


図 1. 3. 5 SKH10 自動アーク肉盛材
砂型鑄造材および鍛造材における
焼入温度と摩耗量の関係

第4節・自動アーク肉盛材の靱性(7)

4-1 実験方法

前節に用いたと同じように製作した自動アーク肉盛材(化学分析値は表1.3.1に示してある)から図1.3.2に示すように切り出して摩耗試片と同じ熱処理を施した後 $2.8 \times 2.8 \times 60$ mmに研削およびペーパー仕上げしたSKH10試片を用いて抗折試験を実施した。試験方法は3点負荷法であって支点間距離は40mmである。アムスラー試験機を用いた。靱性の尺度として破断荷重のみを測定した。試片は1条件について3本とした。

4-2 実験結果および考察

図1.3.6は焼入温度(540℃1h×3回の焼もどし)と破断荷重および試片硬さの関係である。鍛造材と比べ砂型鑄造材は $\frac{1}{2}$ 以下の破断荷重である。自動アーク肉盛材は1240℃焼入では鍛造材と同じ程度の大きな破断荷重を持っているが1260℃および1280℃焼入では著しく低下している。しかし砂型鑄造材よりは大きな値を示している。局部急冷凝固材の抗折試験の結果(図1.2.12)において組織の大きいほど破断荷重が小さい値を示したことおよび自動アーク肉盛材が局部急冷凝固材より大きな組織をもっていることから、自動アーク肉盛材が鍛造材と砂型鑄造材の間のしかも砂型鑄造材に近い破断荷重を示したのは妥当な結果といえよう。

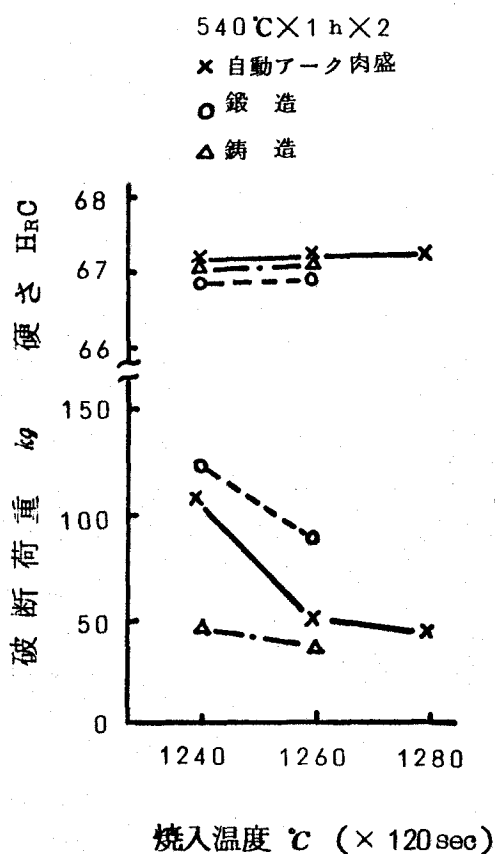


図1.3.6 SKH10自動アーク肉盛材
砂型鑄造材および鍛造材における焼入
温度と破断荷重の関係

第 5 節 自動アーク肉盛材の切削性能

5 - 1 実験方法

摩耗試験に用いたSKH10 試片の一端部に研削によって切刃部を作り（図 1. 3. 2 参照）これをバイトとして切削試験を行った。また第 2 節に述べたと同じ方法および条件によって製作した SKH9 , SKH56 , SKH4A および A1S1 , M6 , T8 組成の自動アーク肉盛材から SKH10 の場合と同じようにして製作したバイトおよび比較用としてSKH9 , SKH56 ,SKH4A 市販鍛造材から製作したバイトをも切削試験に供した。これらのバイトにはその組成に適した条件で熱処理を施して HRC 65~66 の硬さを与えた。

切削試験は旋盤による旋削試験と横型フライス盤によるフライス切削試験を実施したが前者が主体である。旋削試験の条件は表 1. 3. 2 のとおりである。切削はいずれも丸棒端面の中心から外周部に向っての旋削であって、SCM5 低速連続切削では刃先逃げ面の最大摩耗量、SCM5 連続高速切削と S55C 断続切削では完全寿命時の切削速度（最大切削速度）を性能の尺度としている。そして SCM5 の低速連続切削では主として耐摩耗性、同高速連続切削では耐熱性、S55C 断続切削では耐熱性と耐チップング性が性能を支配する因子となっていると考えられる。また耐熱性の影響を除くためS55C 断続切削値とSCM5 高速連続切削値の比をとって耐チップング指数と名付け、チップングに対する抵抗の大きさを判断する尺度とした。

フライス切削試験は表 1. 3. 3 の条件で行った。この試験は10×10×50 mm の 1 本のバイトを15 mm の突出し量でチャックに取りつけ 1 枚刃のフライスの形で切削するものである。

表 1. 3. 2 旋削試験条件

		S55C 断続切削	SCM5 高速切削	SCM5 中速切削	SCM5 低速切削
切削速度		9.6 m/min	6.9	3.6	9.5
切込み		1.0 mm	1.0	1.0	0.5
送り		52.7 mm/min	29.1	16.7	16.5
被削材	内径	40 mm	52	52	52
	外径	225	110	110	110
	材質	S55C	SCM5	SCM5	SCM5
	硬さ	HB 152	HB 320	HB 320	HB 320
切削油		なし	なし	なし	なし
バイト刃先形状		(0-0-8-6-0-60-0)	(0-0-6-6-0-60-0)	(0-0-6-6-0-60-0)	(0-0-6-6-0-60-0)
バイト取付角		30°	30	30	30

- 注 (1) 切削速度は外周における速度
(2) S55C には端面に 5 mm のみぞを一本中心を通るように切つてある
(3) 使用機械 Warner & Swasey ターレット旋盤

5-2 実験結果および考察

図 1. 3. 7 (7) は SKH10 についての旋削試験の結果であって、注目すべき点は砂型鑄造材の耐チップング指数が劣っているのかかわらず、自動アーク肉盛材の耐チップング指数は鍛造材と同程度であることである。チップングは工具がもろい材料で作られているほど著しいと一般的に考えられている現象であって、同じ鑄造組織を持ちながらこのように差があるのはやはり炭化物の大きさに起因すると考えてよいであろう。S550 連続切削、SCM5 高速連続切削における最大切削速度に関しては自動アーク肉盛材は鍛造材より僅かに劣っているが、SCM5 低速連続切削においては自動アーク肉盛材の方が鍛造材よりも摩耗幅が小さくバイト硬さの差（図 1. 3. 5 に示してある）を考慮しても、全体として自動アーク肉盛材と鍛造材の間には大きな切削性能の差はないと考えてよいであろう。砂型鑄造材は SCM5 の高速連続切削においてすぐれた切削性能を示している。砂型鑄造材、鍛造材の切削性能の比較に関しては鑄造工具開発の立場から検討されており、しばしば鑄造材が鍛造材よりもすぐれた値を示すことが知られているが(9)、組織との関連においての定見はまだ確立されていない現状である。

また表 1. 3. 1 において自動アーク肉盛材には鍛造材よりも多量の Si, Mn, P および S が含まれているが、これらの不純物が切削性能にとって有害なことは知られている(10)ことであって、不純物の少ない肉盛材を作ればさらにすぐれた切削性能を発揮することも期待される。

表 1. 3. 3 フライス切削試験条件

	A 条件	B 条件
工作機械	大阪機工製 3 番横型フライス盤	
切削速度 $\frac{m}{min}$	377	464
切込み mm	1.0	1.0
送り $\frac{mm}{min}$	300	400
切削方向	上向き切削	
切削油	S500	なし
被削材	Cu	

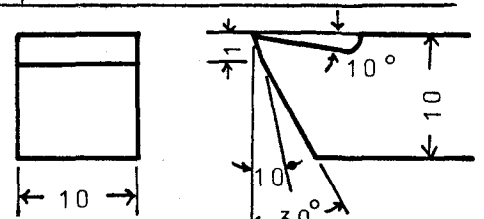


図 1. 3. 8 は SKH9, SKH56, SKH4A, SKH10 および M6 および T8 相当の組成を持つ自動アーク肉盛材と、SKH9, SKH56, および SKH4A 鍛造材についての旋削試験結果を示すものである。（図中矢印は外周部まで切削しても寿命に至らなかったことを示している）SKH9, SKH56, および SKH4A について同一鋼種同志で自動アーク肉盛材と鍛造材を比較して見ると、自動アーク肉盛材は鍛造材と同等か、それよりすぐれた切削性能を持っていることが明らかである。また前述の SKH10 はもとより M6, T8 もすぐれた切削性能を示している。

図 1. 3. 9 は SKH9 および SKH10 自動アーク肉盛材および SKH9 鍛造材に

ついでにフライス切削試験の結果である。SKH9 自動アーク肉盛材バイトはSKH9 鍛造材バイトよりもやはり摩耗が少なく、SKH10 自動アーク肉盛材はさらにすぐれている。

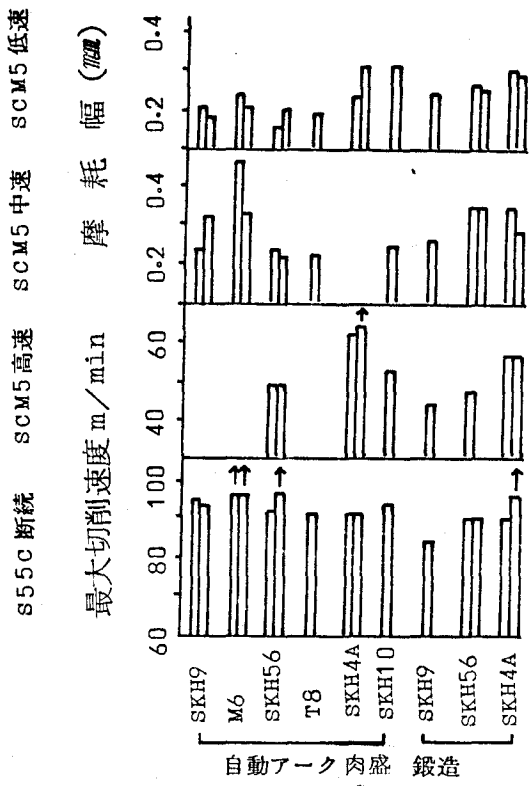


図 1. 3. 8 種々の組成の自動アーク肉盛材および鍛造材の切削性能（旋削）

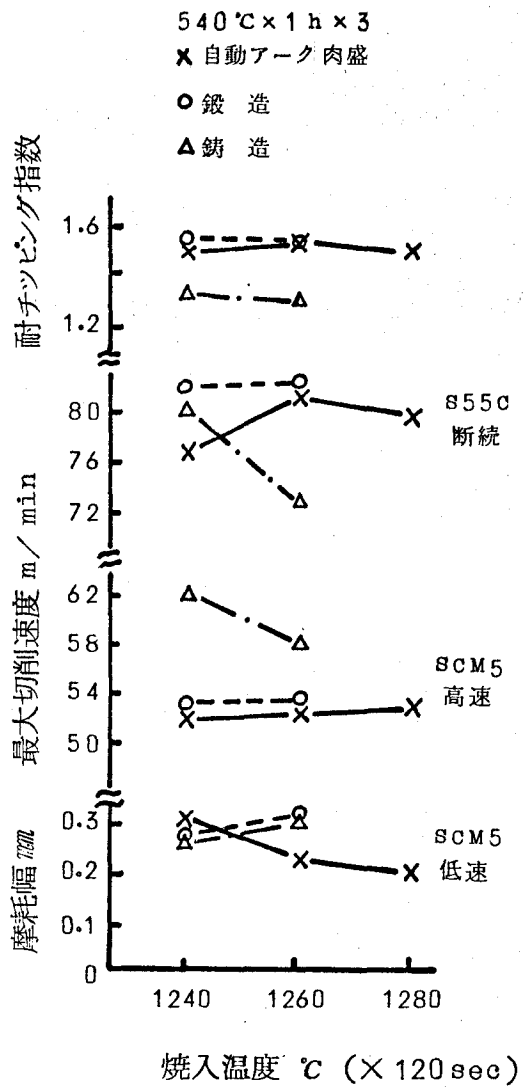


図 1. 3. 7 SKH10 自動アーク肉盛材、砂型鋳造材および鍛造材における焼入温度と切削性能（旋削）の関係

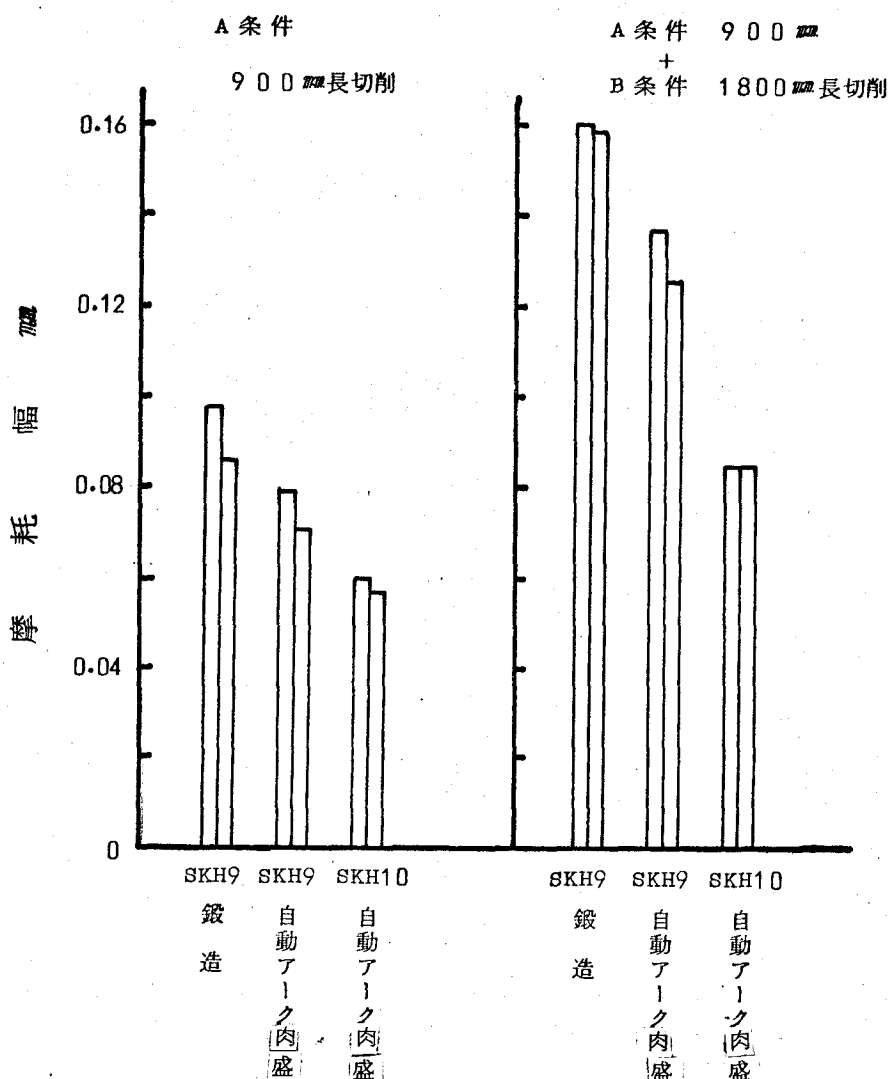


図 1. 3. 9 SKH9 および SKH10 自動アーク肉盛材
および SKH9 鍛造材の切削性能 (フライス切削)

第 6 節 自動アーク肉盛材製切削工具による切削試験

6-1 実験方法

圧延ロールみぞ切り用総型バイト (図 1. 3. 10) を製作した。S45C 板材から切り出した図 1. 3. 11 の形状を持つ母材を 2 個製作し各々の山型のみぞ中に肉盛層がそれぞれ SKH55 および SKH10 に相当する組成を持つように配合した合金用粉末を置き、これを光電管式の自動ならいガス切断機の切断トーチの代りにサブマージアーク溶接機ヘッドを置いた特殊な溶接装置でもって溶融 (ならい装置によって溶接機電極をみその中心線上を通るように移動せしめて一回の操作で溶融した) して、山形状の肉盛層を作った。溶

融条件は電流 460A , アーク電圧 27V, 電極移動速度 350mm/min, 母材予熱温度約 350℃で、電極には Oxweld 20 フラックスには Unionmelt 20 を使用した。この肉盛材を完全焼鈍しバイト形状に粗加工した後、焼入焼もどしを行い、さらに研削仕上げしてバイトに完成した。硬さは SKH55バイトが $HRC63.8$, SKH10バイトが $HRC62.3$ であった。また比較のためSKH4A高速度鋼を刃部にろう付けした同一形状寸法の付刃バイトを使用した。その硬さは $HRC64.3$ で、自動アーク肉盛バイトよりやや高目であつた。

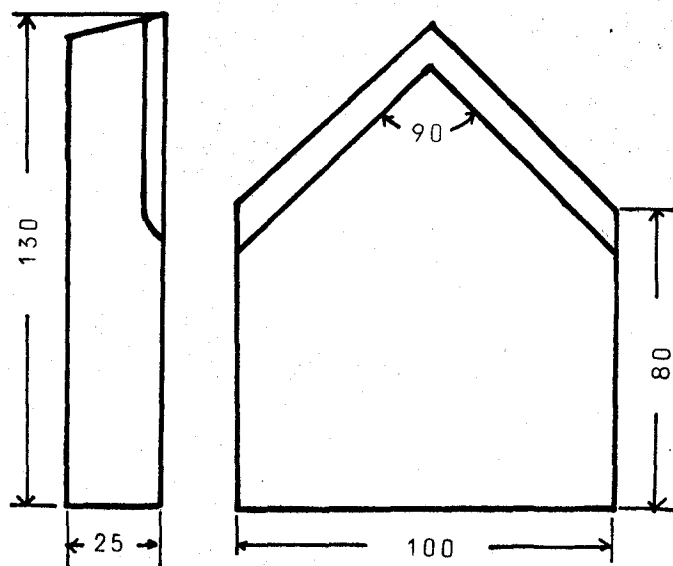


図 1. 3. 10 繰型バイトの形状

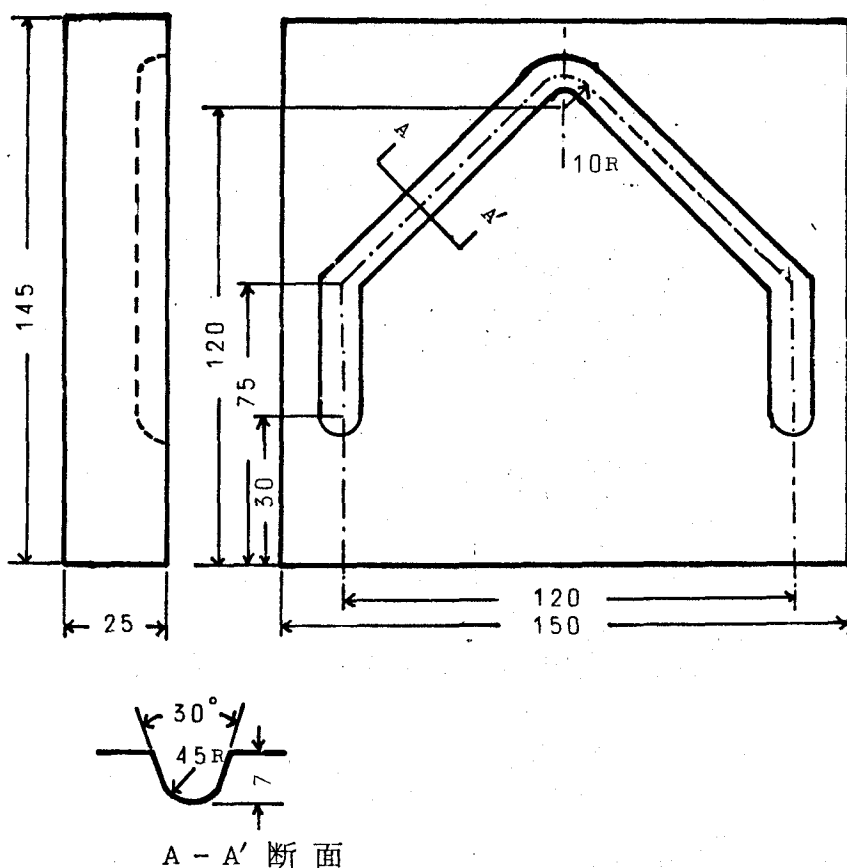


図 1. 3. 11 繰型バイト用母材の形状

つぎに図 1. 3.12に示す75φ× 50 の平フライスを製作した。

図 1. 3.13に示す形状のS45C母材 2 個を準備し、そのみぞの中にグリセリンを混和してペースト状とした合金用粉末を充填した後 300℃で約15 時間加熱してグリセリンを揮散せしめて合金用粉末をみぞに固着させた。合金用粉末は1 個の母材については

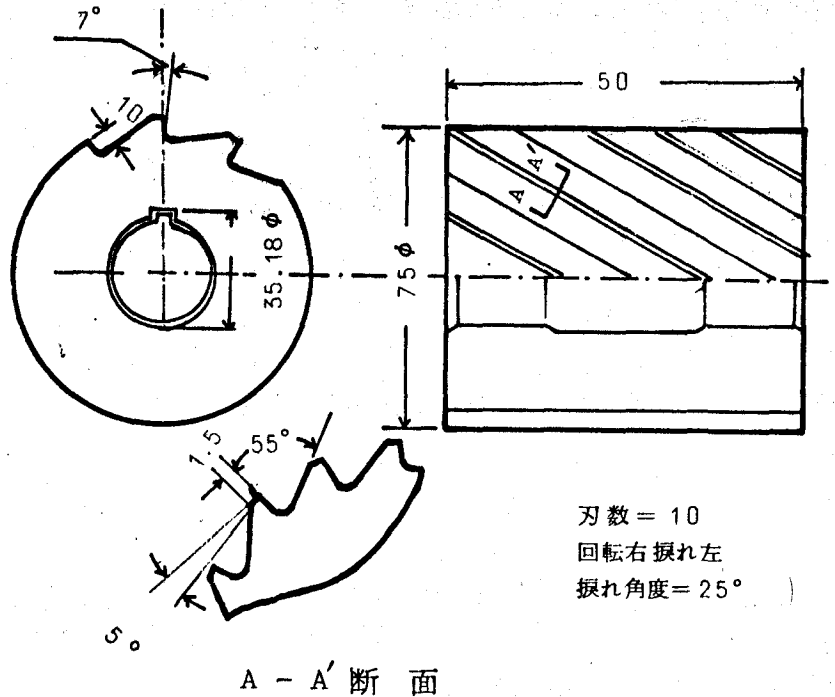


図 1. 3.12 平フライス形状

SKH55，残りの1 個についてはSKH10 の肉盛層を作るように配合してあった。

この母材では肉盛層でもって満されるべきみぞが母材表面をラセン状に走っているので、みぞの中に肉盛層を作るためには母材の上部に存在するみぞの中で溶融が行われるように母材を回転させながら軸方向に移動することが必要である。そのための母材回転装置を備えた移動ベッドとベッド上の空間の任意の点に任意の角度で電極先端を位置せしめ得るように自由度を持って固定された溶接ヘッドからなる特殊な装置を使用した。

このようなラセンみぞの中に肉盛層を作る場合、溶融条件が不適当であると母材の回転に伴って未凝固の溶融金属がみぞ外に流れ出したり、みぞ内の一個所に集ってコブ状に凝固したりするので、あらかじめ溶融条件の選定に対する基礎実験を十分に行った後、電流 560 A (SKH55) 540 A (SKH10)、アーク電圧 31~32 V，電極移動速度 350 mm/min，電極傾斜 5°，母材予熱温度 350~400 °C の条件を採用し、良好な形状を持つ肉盛層を作ることができた。この肉盛材を完全焼鈍後、粗切り加工を行い、焼入焼もどし後さらに研削仕上げしてフライスとした。また比較のため SKH9 の鍛造材からも同一寸法形状のフライスを作った。フライスの硬さは SKH55 肉盛フライスが HRC 63.9，SKH10，肉盛フライスが HRC 64.5，SKH9 鍛造フライスが HRC 63.0 で鍛造フライスがやや低目であった。

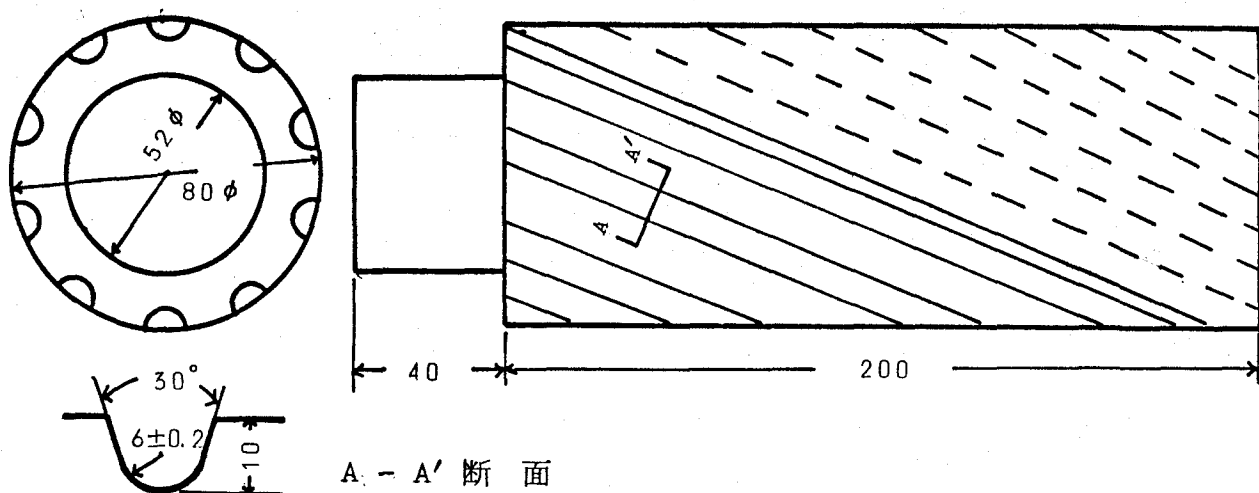


図 1.3.13 平フライス用母材の形状

なおこの試験において自動アーク肉盛材の鋼種を鍛造材のそれよりも高級に選んだのは、同一鋼種でも自動アーク肉盛材が鍛造材に劣らない切削性能を持っていることがすでに実証されていることおよび製造コストの観点からは自動アーク肉盛材のSKH54やSKH10は鍛造材のSKH9より必ずしも高級でないからである。これは必要とする肉盛層の大きさが小さいので、肉盛層の組成が製造コストに及ぼす影響が小さいためである。

切削試験の方法は以下のとおりである。バイトについては普通旋盤を用いて表 1.3.4 の条件で実施、切削にあたってはバイトを被削材の半径方向にのみ送り（突切り切削）一定切削時間後の横断面の平均摩耗量を測定した。突切りの深さはびびり現象が現れない範囲内の39mmとした。切削速度ははじめ8m/minとしたが摩耗量が小さいので途中から15m/minに上げた。この切削方法はロール切削の代用として行ったものである。平フライスについてはフライス盤を用いて表 1.3.5 の条件で行った。

6-2 実験結果および考察

実験結果は図 1.3.14 および図 1.3.15 に示すとおりである。肉盛バイトは付刃バイトに比べて硬さが低いかかわらず摩耗量が小さい。また肉盛材フライスはいずれも鍛造材フライスに比べても摩耗量小さく、肉盛材フライスが切削性能に関しては十分な実用性を持っていることが明らかである。

第7節 自動アーク肉盛材の被研削性

7-1 実験方法

研削試験の方法は平面研削であって、被研削性の尺度として研削比すなはち研削体積と砥石の損耗体積の比を用いた。試片としては試験後の抗折

表 1. 3. 4 総型バイト切削試験条件

工 作 機 械	昌運カスヌープ HB500 型旋盤
切 削 速 度	8 および 15 m/min
送 り	0.54 および 1.08 mm/min
切 削 油	な し
被 削 材	FC 35 HB 149

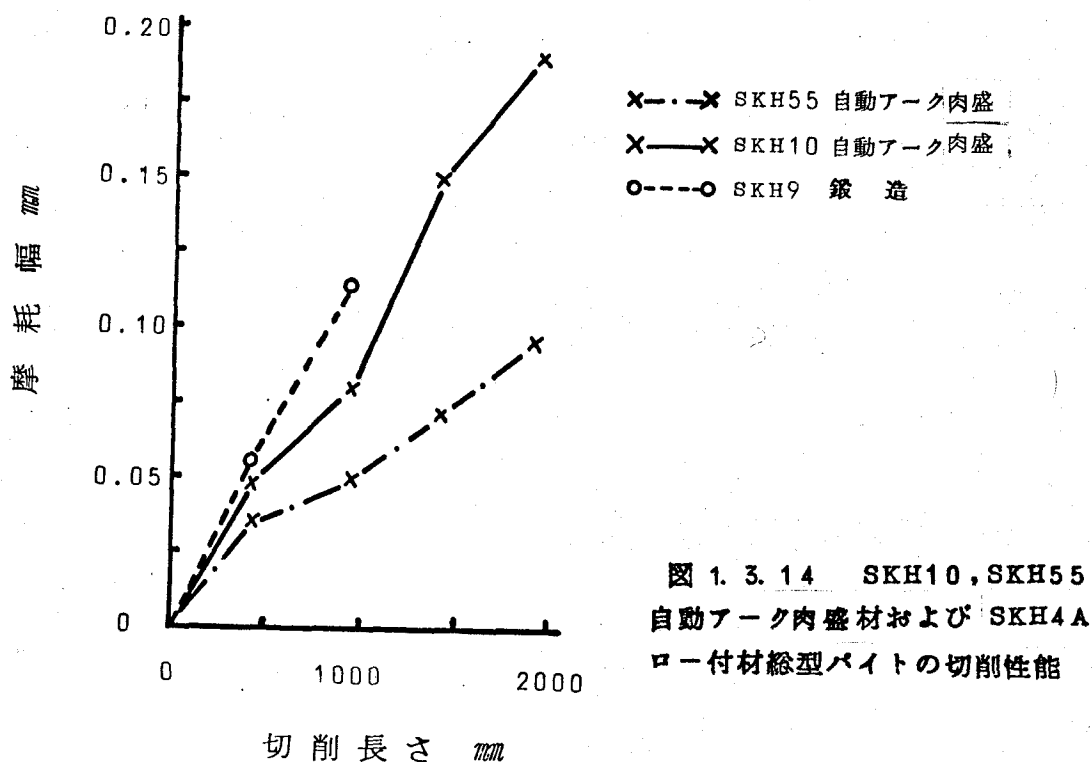


表 1. 3. 5 平フライスの切削試験条件

切 削 機 械	大阪機工製 3 番横型フライス盤
切 削 速 度	24 m/min
送 り	35.7 mm/min
切 込 み	3 mm
切 削 方 向	上向き切削
切 削 油	UB 100
被 削 材	SNC3 HB 351

試片を用いた。使用機械は岡本製作所製レシプロ型平面研削盤であって試験条件は表 1. 3. 6 に示すとおりである。

7-2 実験結果および考察

試験結果は表 1. 3. 7 に示すとおりで、自動アーク肉盛材は鍛造材に比べて大きな研削比を示している。工具鋼の被研削性はMC炭化物量によって支配されるが、⁽⁶⁾ この場合には同一組成であるためMC炭化物の量には大きな

差がないはずで、やはり自動アーク肉盛材と鍛造材の間の炭化物（主としてMC炭化物）の形状、大きさ、分布等の差がこのような大きな差をもたらしたものとする。噴霧粉のホットプレス材についても同じ現象が報告されている。⁽¹¹⁾

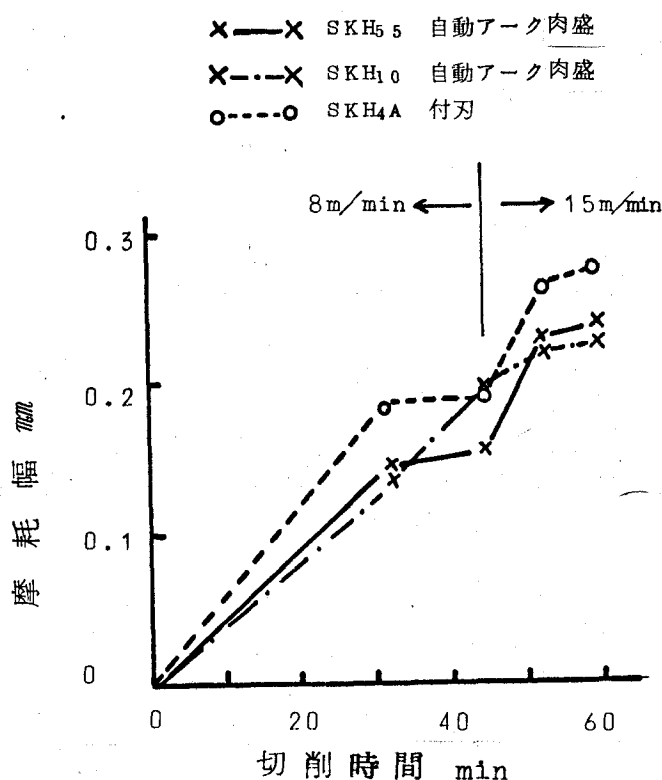


図 1. 3. 15 SKH10, SKH55 自動アーク肉盛材および SKH9 鍛造材平フライスの切削性能

表 1. 3. 6 被研削性の試験条件

研 削 機 械	レシプロ型平面研削盤
砥 石	WA60 μ m V No.1 A 150 ϕ ×13×20 ϕ
砥石回転数	3 0 0 0 r. p. m.
送り速度	6 7 5 0 mm/min
横 送 り	0.1 mm/ストローク
切 込 み	0.04 mm

表 1. 3. 7 SKH10 自動アーク肉盛材 および鍛造材の被研削性

	被 削 量	砥石損耗量	研 削 比
鍛 造 材	98.14 mm ³	23.53 mm ³	4.17
自動アーク肉盛材	138.95	10.52	13.20

第8節 本章で得られた結論

急冷凝固高速度鋼の持つすぐれた特性を有効に活用すると共に主として切削工具の製造費を低減する一石二鳥の効果を期待して、低合金鋼母材の一部に自動アーク溶接機を用いて高速度鋼を肉盛した鋼材すなわち自動アーク肉盛材について熱処理特性、切削性能、耐摩耗性、靱性などの諸性質をしらべるとともに切削工具を試作して切削試験に供した。得られた結果を要約すると次のとおりである。

(1) 自動アーク肉盛した高速度鋼の顕微鏡組織には δ 共析が全面に存在し、初晶 δ の晶出によつて凝固が開始されたと推定される。したがつて噴霧粉やスプラットに比べて冷却速度も小さく、炭化物も大きいが共晶セルや炭化物は鑄造材に比べて著しく小さい。また炭化物は鍛造材に比べて小さい。

(2) 自動アーク肉盛層はこれまでの急冷凝固高速度鋼と同じく低い温度で高い硬さを示す。

(3) 自動アーク肉盛層は砂型鑄造材や鍛造材に比べて耐摩耗性がすぐれている。

(4) 自動アーク肉盛層は鍛造材と鑄造材の中間の破断荷重を示した。

(5) バイトによる切削試験では自動アーク肉盛バイトは鍛造材バイトにまさるとも劣らない切削性能を示した。耐チツピング性においても鍛造材と同等であった。

(6) 鋸型バイトと平フライスを製作し切削試験に供したところ、自動アーク肉盛材より製作したバイトおよびフライスは、鍛造材より製作したそれよりもすぐれた切削性能を示した。

(7) 自動アーク肉盛材は鍛造材よりも被研削性が良好である。

(8) これらの結果より自動アーク肉盛材は切削工具用素材としてすぐれた特性を有しており、十分な実用性を持つものであると判断される。

参 考 文 献

- (1) A. Missikewitsch : Schweisstechnik 10(1960)387
- (2) R. Walther : Schweisstechnik 11(1961)118
- (3) J. G. Kossmatschew, B. W. Maximow : Automatische Auftrags-schweissung auf mehrschneidige Werkzeuge, Automatische Auftrags-schweissung auf Werkzeug unter legirenden Pasten. VEB Carl Marhold Verlag. Halle 1955
- (4) 吉田、大庭、長谷川：自動アーク溶接、溶接ニュース出版局、1958
- (5) 特許公報 : 昭和37-2164
- (6) L. P. Tarasov : Automotive Inds. 103(1950)126
- (7) 近藤、新井：精機学会北陸地方大会 前刷(1963)119
- (8) P. Leckie-Ewing : Trans. A S M , 44(1952)348
- (9) K. A. Krekeler : Stahlu. Eisen 78(1958)1575
- (10) 小柴 : 工具材料(例) 丸善 1956
- (11) I. Strömbald : International, Conference on the Science and Technology of Iron and Steel Tokyo, Japan. September 7-11, 1970

第1節 緒 論

局部急冷硬化材および自動アーク肉盛材は急冷硬化組織を局部的にしか持たないので最も耐摩耗性を要求される部分を急冷硬化組織が占めるように材料取りしてはじめて生きるものであって、その点では一般の工具鋼材と異った性格を持っている。これに対してスブラットあるいは噴霧粉を適当な方法でかためてブロックとすれば、材料取りの制約のない点で一般の鋼材と同じであると共に、かためる工程で塑性変形を与えれば鑄造組織の破壊が起り、鍛造材と同じように粒状で、しかもより微細な炭化物がより均一に分布した組織を持ち、したがって工具鋼としてよりすぐれた特性を発揮する鋼材となることが考えられる。

この考えから本研究では高速度鋼噴霧粉をキャッピング押出しによってかため、組織、耐摩耗性、靱性などを明らかにすることを試みた。またこれに先立って噴霧粉の表面酸化物の還元条件についての検討をも実施した。噴霧粉においては特に本研究のように水を噴霧媒として使用する場合には、表面に多量の酸化物の存在が免れないので、還元処理を行わなければならない。またキャッピング押出工程（押出し中およびその前の加熱中）において粉末容器中に酸素が存在すると噴霧粉表面が酸化するので、粉末容器中を不活性ガスで充填するか、減圧しておく必要がある。これに対してスブラットでは冷却板にはさんでいる時間を長くすれば酸化はわずかしき起らないし、噴霧粉に比べて表面積が小さい（噴霧粉を200メッシュすなはち0.149mmφの球、スブラットを0.5mm厚さの板と仮定すると、スブラットの表面積は噴霧粉の1/140にすぎない）ので押出工程中の酸化の影響が小さい利点がある。したがって今後はスブラットの利用にも力を入れるべきである。

第2節 噴霧粉の還元条件の検討

2-1 実験方法

第1章に示したSKH9噴霧粉を使用した。この粉末10gを磁製ボートに入れ、これを露点約-30℃の水素フン囲気炉中で1000℃または1100℃に1h加熱後炉冷（ただし水冷ジャケット部に移動して、冷却を早めたので室温までの冷却所要時間は約1hである）した。粉末の一部にはあらかじめ0.2~1wt%の黒鉛粉を混合した。また1000℃または1100℃の還元処理の前に露点約-30℃の水素中700℃、30min加熱の還元処理がこの噴霧粉の製造者である福田金属精粉工業Ⅱによつて実施された。

噴霧処理のままおよびこの還元処理後の噴霧粉についてC, O, N, の分析を

実施したが0の分析法はアルゴン送気溶融電量滴定法である。

2-2 実験結果および考察

表 1. 4. 1 は還元条件と噴霧粉中のCおよび0の含有量の関係を示すデータの一部分であるが、これからいくつかの興味ある事実が見出される。第一は粉末粒度と0量の関係であって噴霧処理されたままの状態でも、還元処理後でも、粉末が大きいほど0含有量は大きく、20～100メッシュ粉では、325メッシュ以下の粉の2倍にも及んでいる。(50メッシュごとにより別けて調査した結果によれば、100メッシュ以下では粒度による0量の変化は比較的小さい)。第二は還元処理後の0量が粉末の大きいほど小さいことでとくに高温の還元で著しい。これは0の減少を補うための黒鉛添加量を粉末の大きさによって変化させる必要のあることを示している。

また還元処理後の0量は還元温度が高いほど、黒鉛添加量の大きいほど小さいので、さらに0量を小さくするためには還元処理温度を高速度鋼に許される最高の温度(SKH9で固相線直下の1220℃)まで上げるとともに、黒鉛添加量を増加することが必要である。還元処理温度を高くすると粉末がかたまり、再粉碎の工程が必要になるが、これについてはなお検討を要する。

写真 1. 4. 1 は700℃で還元後、黒鉛粉を1wt%添加し1100℃で還元処理した噴霧粉(第2固押出に用いた粉末)の顕微鏡組織である。ほとんどが(a)のようなスプラットや局部急冷凝固層の焼入組織と同じ微細な粒状炭化物が分布した組織であるが、粉末によっては一部に(b)のように炭化物の少ない部分がある。この部分は δ フェライトとして凝固した部分に相当するであろうと推察される。

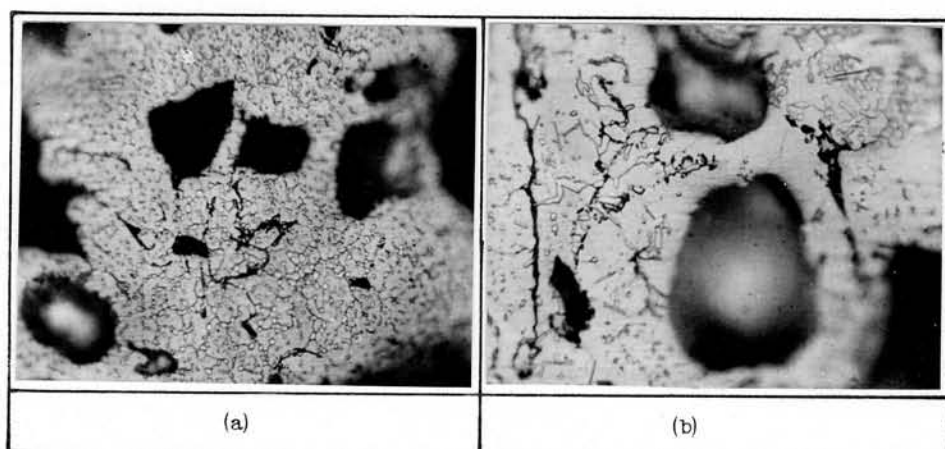


写真 1. 4. 1 黒鉛添加水素還元後の SKH9 噴霧粉の顕微鏡組織
(20～100 μ m¹wt% 黒鉛添加, 1100℃, 還元, 硝酸アルコール腐食, $\times 1000$)

表 1. 4. 1. 還元条件と C, O, N 量 (%)

	粉末粒度 [※]	還元条件	C(%)	O(%)	N(%)	X線回折
※ 第1 回 粉	20~100	噴霧処理のまま	0.81	1.79	—	Fe ₃ O ₄ (α Fe ₂ O ₃) ^{※※}
	100~150		—	1.32	—	—
	—325		—	0.63	—	—
	20~100	700℃ × 30min	0.75	1.16	—	Fe ₃ O ₄ (α Fe ₂ O ₃)
	100~150		0.78	—	—	—
	150~200		0.79	—	—	—
	200~250		0.79	0.62	—	—
	250~325		0.78	—	—	—
	—325		0.79	0.53	—	—
※ 第2 回 粉	20~100	噴霧処理のまま	—	1.92	0.041	Fe ₃ O ₄ (α Fe ₂ O ₃)
	—325		—	0.62	—	—
	20~100	700℃ × 30min	0.74	1.04	0.070	Fe ₃ O ₄ (α Fe ₂ O ₃)
	100~150		0.74	—	—	—
	150~200		0.77	—	—	—
	200~250		0.76	0.64	—	—
	250~325		0.76	—	—	—
	—325		0.77	0.54	0.043	—
	20~100	700℃ × 30min +	0.57	0.82	—	Fe ₃ O ₄ (α Fe ₂ O ₃)
	—325	1000℃ × 1h (0.2% 黒鉛添加)	0.77	0.58	—	—
	20~100	700℃ × 30min +	0.79	0.73	—	—
	—325	1000℃ × 1h (0.5% 黒鉛添加)	0.99	0.49	—	—
	20~100	700℃ × 30min +	1.06	0.72	—	C, Fe ₃ O ₄ , α Fe ₂ O ₃
	—325	1000℃ × 1h (1% 黒鉛添加)	1.47	0.36	—	—
	20~100	700℃ × 30min +	0.57	0.26	—	—
	—325	1100℃ × 1h (0.5% 黒鉛添加)	0.59	0.10	—	—
	20~100	700℃ × 30min +	0.78	0.20	—	—
	100~150	1100℃ × 1h (20~100 [※] 1.0% 黒鉛添加 100~150 0.8 —325 0.7)	0.81	0.36	—	—
	—325		0.86	0.11	—	—

※※ () 内は微量成分

※ 第1回押出に使用したものを第1回粉, 第2回押出に使用したものを第2回粉と称す

第3節 キヤンニング押出材の組織

3-1 実験方法

SKH9 噴霧粉を水素中で加熱して噴霧粉製造の過程に生じた酸化物を還元した後、金型中で加圧して圧粉体とした。この圧粉体を軟鋼製の容器の中に入れ蓋を溶接し、容器中の空気を回転ポンプを用いて除去した後、この押出ビレットを加熱し、熱間押出して棒材とした。図 1.4.1 にその工程を示す。押出材は合計 4 ロット製作した。

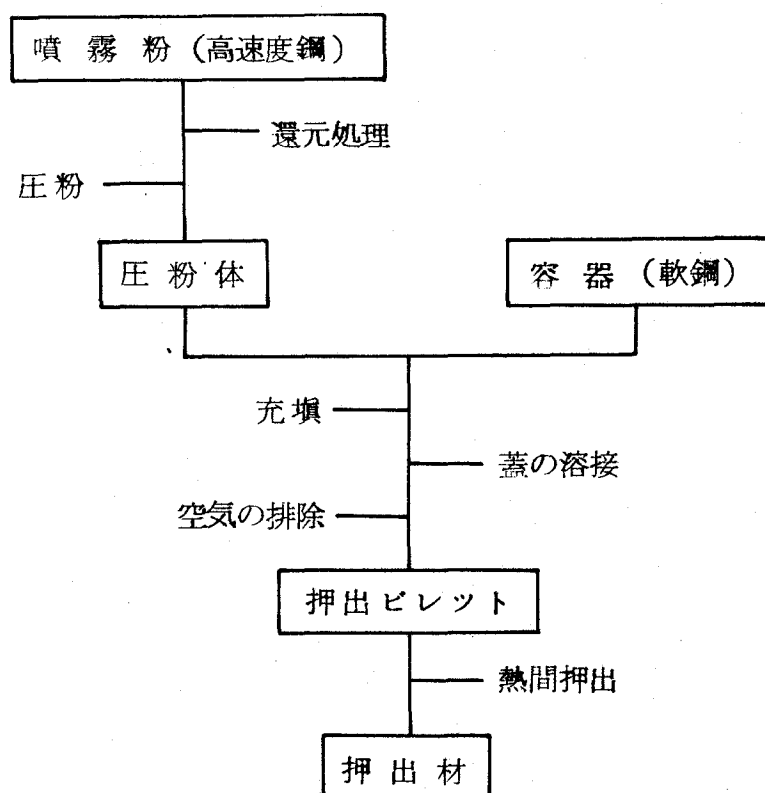


図 1.4.1 キヤンニング押出材の製作工程

各工程の詳細を表 1.4.2 に示す。第 1 回と第 2 回押出では使用した押出プレスが大きさがしたがって押出材の大きさに差があるが、押出材の性質に関係する重要な相違点は噴霧粉の還元条件およびビレットの製造方法である。第 1 回押出に用いた噴霧粉（第 1 回粉と呼ぶ）は水素中で 700℃ 加熱であるのに対して、第 2 回粉（第 2 回押出に使用した噴霧粉）は黒鉛粉を添加後 1100℃ 加熱であるため、第 2 回粉の方が還元が十分に行われて酸素含有量が小さい。表 1.4.3 に分析値を示すが、第 2 回粉は第 1 回粉の $\frac{1}{2} \sim \frac{1}{4}$ の量である。

また第 1 回押出のさいにはビレット内の空気をアルゴンで置換したが、押出のさいの加熱による膨張分を逃がすため完全な密閉を行わなかったの

表 1. 4. 2 キャンニング押出の条件

	第 1 回 押 出	第 2 回 押 出
噴霧粉大きさ	20~100 μ または-100 μ	20 ~ 150 μ
噴霧粉還元条件	700℃ × 30min	1100℃ × 2h (黒鉛粉 0.8~1%添加)
圧粉荷重	4.5 ~ 5 ton/cm ²	3.5
圧粉体径	100mm	50
容器外径	172mm	60
ピレット内空気除去	Ar 置 換	回転ポンプ排気
ピレット加熱温度	No. A - 1230℃ B - 1130℃ C - 1130℃	No. D 1150~1170
押 出 装 置	2300ton 横型油圧プレス	500ton タテ型油圧プレス
押 出 材 直 径	No. A - 30 38mm B - 37.6 C - 37.6	15 (12.5)
押 出 比	2.2 No. A - 14 B - 9 C - 9	1.6 (1.6)

※ () 内は噴霧粉部のみを対象とした値

表 1. 4. 3 SKH9 キャンニング押出材の製作に用いた噴霧粉の組成(%)

粉末No.	押出材No.	還元条件	粒度	成 分 量 (%)										
				C	W	Mo	Cr	V	O	N	Si	Mn	P	S [*]
第 1 回 粉	A	700℃ × 30min	-100 μ	0.79	(1) 6.04	(1) 5.08	(1) 4.10	(1) 1.82	(2) 0.6 ~1.1	※	※	※	※	※
	B	H ₂	20 μ ~100 μ	0.75	"	"	"	"	1.16	※	※	※	※	※
	C	"	"	"	"	"	"	"	"	※	※	※	※	※
第 2 回 粉	D	同+上 1100℃ × 1h (5) (0.9%黒鉛)	20 μ -150 μ	(4) 0.80	(4) 6.56	(4) 4.80	(4) 4.21	(4) 1.94	(5) 0.28	(6) 0.070	(4) 0.15	(4) 0.17	(4) 0.016	(4) 0.008

注 (1) 噴霧処理のままの20~100 μ 粉の分析値を代用(2) 200~250 μ で0.62%, -325 μ で0.53%, 20~100 μ で1.16%より推定(3) 黒鉛粉添加量は20~100 μ 粉に対して1%, 100~150 μ 粉に対して0.9%とした。(4) 700℃ 30min還元処理-325 μ 粉の値を代用(5) 20~100 μ 粉の0.2%, 100~150 μ 粉の0.36%の平均値とした。(6) 20~100 μ 粉の値を代用

(7) ※分析せず

で、置換から押出までの間に空気の混入があったと推定されるのに対して、第2回押出のさいには蓋にパイプを溶接しておき、ピレット内を真空ポンプ

表 1. 4. 4. SKH9 キャンニング押出材の組成 (%)

No.	C	W	Mo	Cr	V	Si	Mn	O	N
A	0.75	6.38	5.21	4.44	1.80	0.30	0.10	—	—
B	0.70	6.38	4.85	4.53	1.78	0.13	0.14	0.74	0.279
D	0.86	6.62	4.96	3.82	1.87	—	—	0.40	0.040

で排気後このパイプを熱間でつぶして、真空封入した。

表 1. 4. 4 はキャンニング押出材の分析値 (C 材については省略) であつて第1回粉を使用した A 材および B 材に比べて D 材は O 量が小さい。

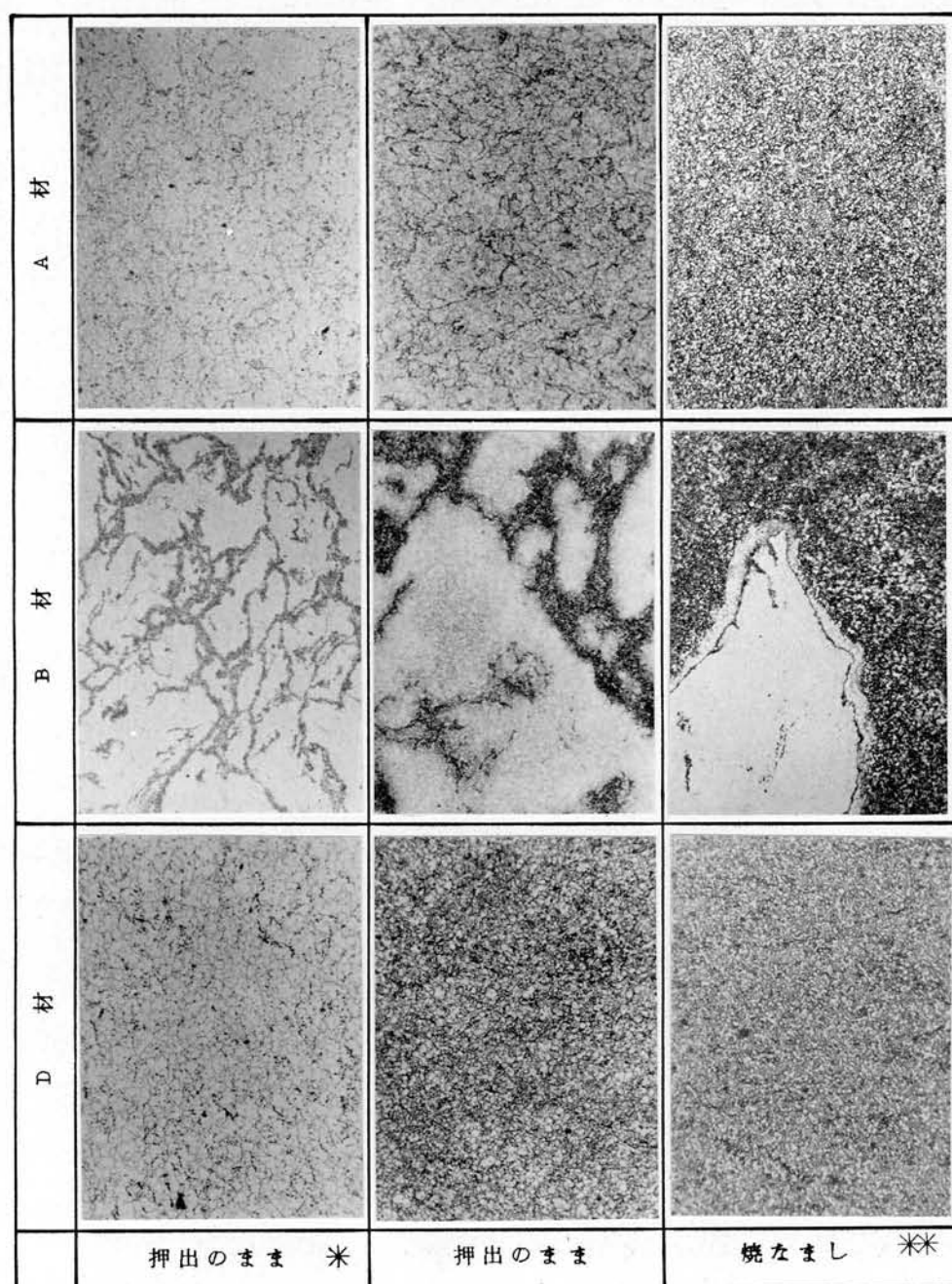
このようにして製作した押出のままおよび焼なましを行った押出材の横断面を研磨して光学顕微鏡組織を観察した。またこの観察の結果、顕微鏡観察のみでは組織を明らかにすることができなかつたので、焼なましおよび次節に述べる焼入試片について X 線マイクロアナライザーによる測定を行った。さらに後に述べる試験後の抗折試験片を 10% HCL 水溶液を用いて電解分離した残渣を X 線回折した。X 線マイクロアナライザーによる測定および X 線回折の方法は第 1 章に述べたと同じである。焼なましは第 1 回押出材については、890℃、5 h 保持後炉冷の完全なまし、第 2 回押出材は 750℃ 2 h 保持空冷の簡易なましである。

3 - 2 実験結果および考察

写真 1. 4. 2 は押出のままおよび焼なまし後の光学顕微鏡組織であつて、前者については硝酸アルコール腐食のほかに腐食なしの組織をも示してある。この組織写真について注目すべき点は (1) 全面に均一に分布した炭化物のほかに網目状に分布した相が存在することおよび (2) 硝酸アルコール腐食で著しい腐食むらが見られることである。

網目状の分布は押出のままあるいは焼なまし後にかかわらず、腐食なしの状態で明瞭に認められる (焼なまし材の腐食なしの組織は省略) が網目の大きさは - 100 メツシユの噴霧粉を用いた A 材および D 材よりも 20 × 100 メツシユの噴霧粉を用いた B 材のほうが大きい。また第 2 回粉を用いた D 材よりも第 1 回粉を用いた A 材および B 材のほうが網目がよりはっきり見える。

この網目は縦断面で見ると次節の写真 1. 4. 4 からも明らかなように押出方向に細長くのびて縞状に見える。炭化物の少ない 1225℃ 焼入試片の縦断面で、とくに幅広い部分を選んで X 線マイクロアナライザーによる線分析を行った結果、図 1. 4. 2 のようにこの網目 (縦断面では縞状) を形成している相には O と Cr が多いことがわかった。また後述の抗折試験片 (抗折試験後のもの) の電解分離残渣を X 線回折したところ、炭化物のほかに $\alpha\text{Fe}_2\text{O}_3$ が検出された。この X 線回折および X 線分析の結果から網目を形成する相は Cr に富んだ鉄の



米 腐食なし，他は硝酸アルコール腐食

** A, B材 890℃×5h, F. C. D材 750℃×2h, A. C.

写真 1. 4. 2 押出のままおよび焼なまし後の SKH9 キヤンニング押出材の
顕微鏡組織

酸化物である可能性が大きい。また組成はともかく酸化物であることは、先の顕微鏡観察において(1)腐食なしで明瞭に認められること、(2)押出比から計算すると網目の大きさと噴霧粉の大きさが対応していること、(3)還元が十分行われて0含有量の小さい第2回粉を使用したNa D材では網目が不鮮明であることから裏付けられる。この酸化物は噴霧粉表面を覆っていた酸化物であると考えられるが、その酸化物が噴霧処理時に形成され還元処理によつ

でも還元されずに残留したものだけであるか、押出のための加熱中に形成されたものも含まれているかについては明らかでない。

写真 1. 4. 2 の焼なまし後の B 材に白く見られる腐食されにくい相は A 材、C 材および D 材にも存在する。写真 1. 4. 3 は焼なまし後の B 材について X 線マイクロアナライザーによる X 線像であるが、中央の腐食され難い部分には C と Cr 特に Cr が多く存在し、W, Mo, V が少ない。そして周りに O が多い。また右上隅に Mo が多

く W, Cr, V が少ない部分と、Cr と O が多い部分が見られる。このことから使用した噴霧粉の中に平均的な高速度鋼の組成とは異った組成をもつ粉末が存在していると考えられるがこのような現象の起る機構については明らかでない。

また写真 1. 4. 2 の押出のままの B 材の硝酸アルコール腐食組織には炭化物の網目の附近が濃く腐食されているのが認められる。この理由についても明らかでない。

写真 1. 4. 2 の焼なまし組織および後に示す焼入組織によれば押出材中に存在する炭化物の大きさは噴霧粉中に存在した炭化物の大きさと大差なく、したがってキャンニング押出の工程中に炭化物の著しい粗大化は起っていない。もちろんキャンニング押出材中の炭化物は鍛造材中の炭化物に比べて著しく微細である(写真 1. 1. 10 参照)。また炭化物の分布も均一であって、鍛造材に存在するような炭化物の偏析は認められない。

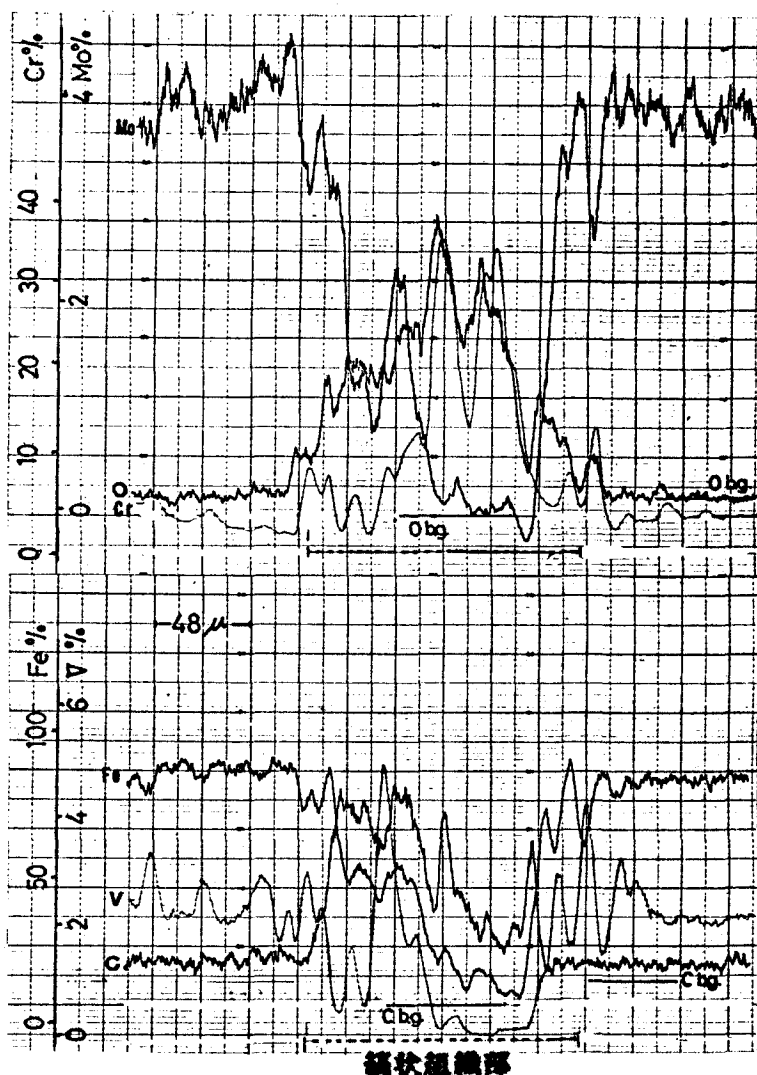


図 1. 4. 2 SKH9 キャンニング押出材中の線状組織部の線分析 (C 材, 1225℃×3min, 0. Q.)

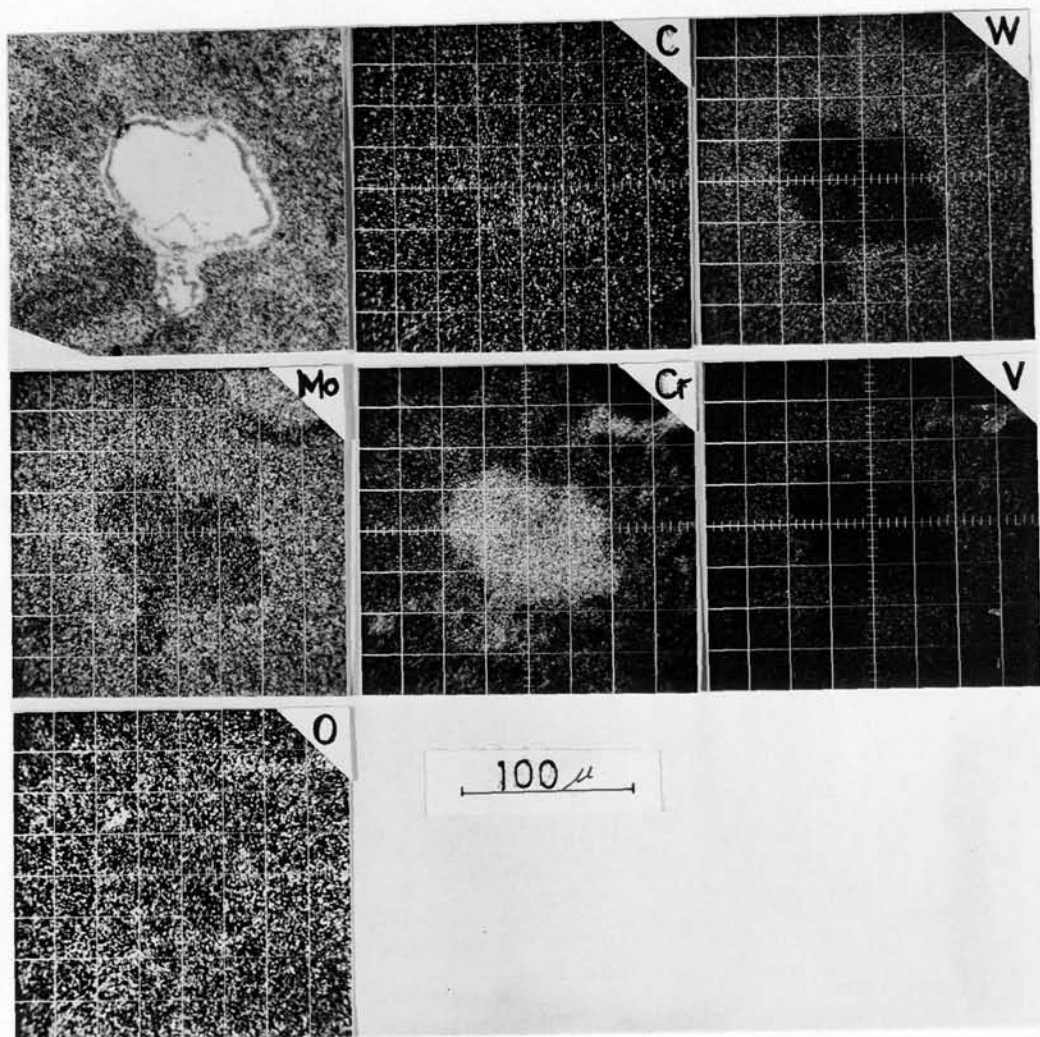


写真 1. 4. 3 SKH9 キャンニング押出材 (B 材) の X 線像
(890℃, 5h, F. C.)

表 1. 4. 2 に示したように B 材および C 材は押出比が 9 であって一般に用いられる押出比としては小さい方であるが、この程度の押出比でもこれまでの写真に見られるように穴の存在は認められなかった。密度の測定は実施していないが鍛造材に近い値であろうと推定する。

以上の結果から高速度鋼噴霧粉のキャンニング押出によって、鍛造材なみの密度を持ち、炭化物の大きさおよび分布に関して鍛造材高速度鋼よりもすぐれた高速度鋼材が得られることが明らかになった。ただし噴霧粉の表面に酸化物が存在すると、これが網目状あるいは竊状に組織中に分布することに注意しなければならない。

第 4 節 キャンニング押出材の熱処理特性

4 - 1 実験方法

前節に用いたキャンニング押出材から厚さ約 5 mm の $\frac{1}{4}$ 円形 (A, B, C 材は

半径約17mm、D材は半径約6mm) 試片を切り出して、950～1225℃の温度からの油焼入(塩浴炉使用、オーステナイト化時間は1225℃焼入の場合3min、他は10min)および100～600℃の焼もどし(200℃以下油中、300℃以上塩浴中、加熱1h、空冷、2回繰返し)を施した。この試片についてロックウェル硬さの測定、光学顕微鏡組織の観察、レプリカによる電子顕微鏡観察および残留オーステナイト量の測定を実施した。残留オーステナイト量の測定はX線回折によったがその方法、条件は第1章第2節の場合と同じである。またすべての実験に比較用としてSKH9鍛造材を使用した。この鍛造材は噴霧粉の原料として使用したと同一ロットのもので第1章表1.1.1に分析値を示してある。

4-2 実験結果および考察

図1.4.3はA材・B材およびC材と比較用鍛造材について焼入温度と焼入硬さの関係、図1.4.4はC材・D材および比較用鍛造材について焼入温度と焼入硬さおよび焼もどし硬さとの関係を求めた結果である。

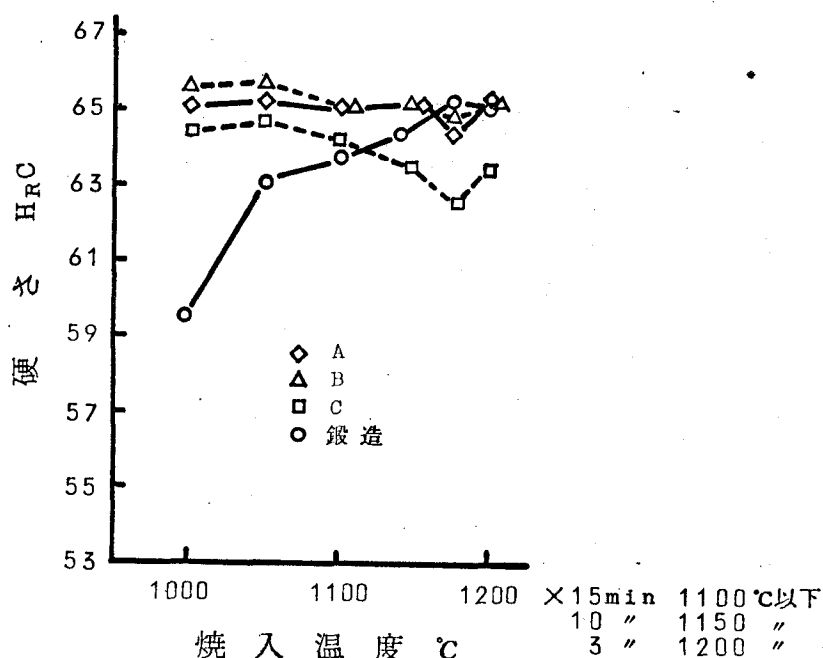


図 1. 4. 3 SKH9 キャンニング押出材 (No. A, B, C) および鍛造材における焼入温度と焼入硬さの関係

まず焼入温度と焼入硬さの関係を検討してみると、図1.4.4より鍛造材の焼入硬さは焼入温度950℃ではHRC52の低い値であるが、焼入温度の上昇とともにしだいに上昇し、1225℃ではHRC65に達するのに対して、C材では950℃でもHRC64の高い値を示し、鍛造材とは逆に温度の上昇

No. D

No. C

鍛造

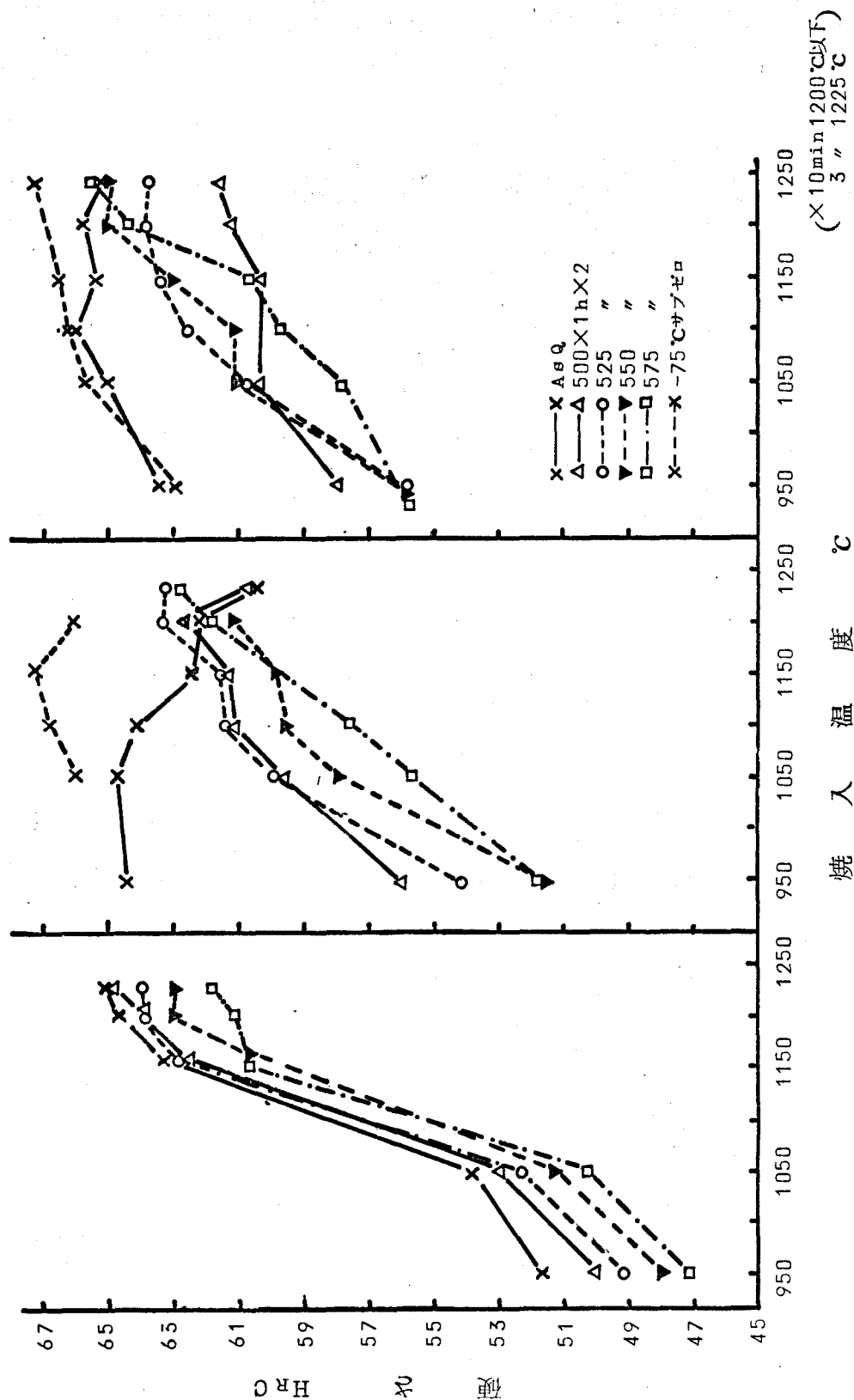


図 1.4.4 SKH9 キヤニング押出材 (No. C, D) および鍛造材における焼入温度および

焼もどし温度と焼入および焼もどし硬さの関係

とともに硬さは低下する。D材では950℃では $H_{RC}63$ であるが1050℃以上では $H_{RC}65$ とほぼ一定であって、C材ほどではないが低い焼入温度で高い硬さを示している。焼入温度と焼入硬さの関係に関してはA材およびB材はC材よりもD材に近い。このように第1回押出材と第2回押出材の間の差ばかりでなく、第1回押出材内にも熱処理挙動の多少の差が見られるのであるが、950℃や1050℃のような低い焼入温度で $H_{RC}63$ を超えるような高い焼入硬さを示す事実は共通であって注目に値する事柄である。

なお図1.4.3と図1.4.4を比較すると鍛造材では1100℃以下のような低い焼入温度ではオーステナイト化時間10分と15分で焼入硬さに相当の差があるが、C材ではほとんど差がない。

図1.4.5は図1.4.4に用いたと同じC材試片について残留オーステナイト量を測定した結果であって、鍛造材とC材の間に著しい差のあることが明らかである。鍛造材では950℃と1050℃の間には大きな差がなく、1150℃以上になると急に増加し、この傾向は焼入硬さの変化に対応している。これに対してC材では950℃から焼入温度が上昇するにつれて残留オーステナイト量は順次増加の傾向を見せ、全焼入温度範囲において鍛造材よりも著しく多量である。この図から残留オーステナイト量に関してはC材の950℃が鍛造材の1100℃程度に、C材の1000℃が鍛造材の1150℃に相当する。このようにC材に残留オーステナイトの多いことは図1.4.4において焼入硬さに対する-70℃のサブゼロ処理の効果の大きいことによっても裏付けされる。

このように押出材が低い焼入温度で高い焼入硬さを示す原因の一つは、押出材中の炭化物が微細で、オーステナイト化時に容易に基質に固溶し、マルテンサイトを高合金にしやすいことであると推定される。

図1.4.5にはスブラットの残留オーステナイト量が併記されているが、1200℃を除いては(1200℃のみが大きい理由は不明である)鍛造材と大差がない。第1章における熱処理試験結果(図1.1.13)でもスブラットの1000℃以下の焼入硬さはキャンニング押出材のように高くない。また第2章における局部急冷凝固材の熱処理試験結果(図1.2.1)によれば局部急冷凝固材も1000℃以下の焼入ではキャンニング押出材のような高い硬さを示さない。このことからキャンニング押出材は他の急冷凝固材とも異なった熱処理挙動を持っていることが明らかであるが、その理由をすべて炭化物の大きさの差によると考えることはできない。キャンニング押出材中の炭化物が他の急冷凝固材中の炭化物に比べてそれほど小さ

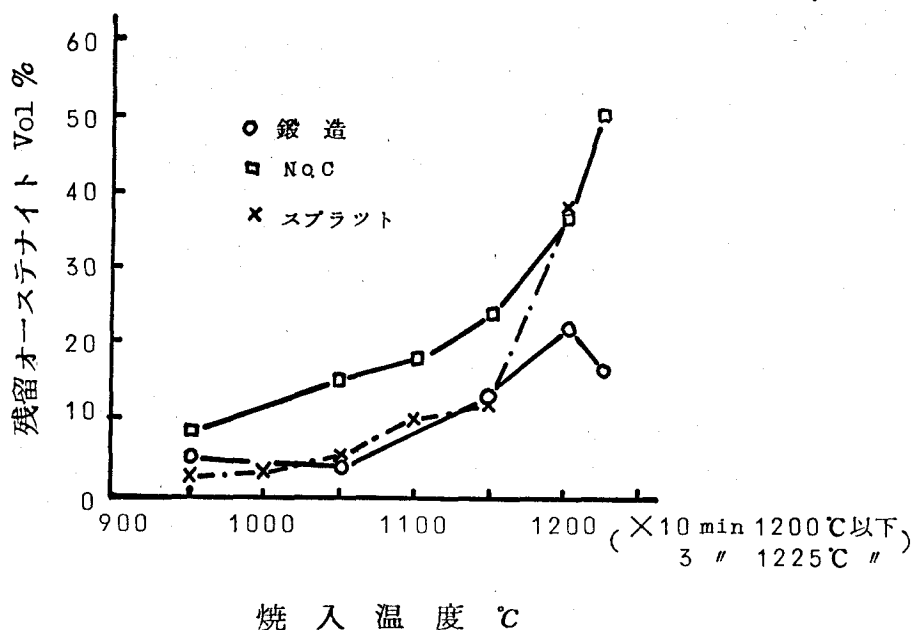


図 1. 4. 5 キヤニング押出材 (C 材) スプラットおよび鍛造材
における焼入温度と残留オーステナイト量の関係

くはない (写真 1. 4. 3 および写真 1. 1. 10、写真 1. 2. 9 参照) からである。またキヤニング押出材の焼入硬さ曲線を高温側にずらしても、鍛造材の焼入硬さ曲線とは一致しないからである。低温焼入してキヤニング押出材に分布する多量の微細な粒状炭化物の存在が硬さに寄与していると考えても、つぎに示す焼もどしによって硬さの低下する現象を説明できない。これについてはなお十分な検討が必要である。

図 1. 4. 6 は図 1. 4. 4 を焼もどし温度を横軸に整理しなおしたものであるが、この図および A 材、B 材および D 材について焼もどし温度と焼もどし硬さの関係を求めた図 1. 4. 7 によれば 1050 °C 以下の温度で焼入したキヤニング押出材は 400 °C 以下の焼もどしでは 1100 °C 焼入材と同じ程度にしか軟化しないが 500 °C 以上の焼もどしでは著しく軟化する。そして 1050 °C 焼入のキヤニング押出材が同じ量の残留オーステナイトを持つと推定される 1150 °C 焼入の鍛造材に比べて、低い焼もどし硬さを示している。したがってキヤニング押出材は鍛造材に比べて焼もどし軟化抵抗に乏しい。そのため切削工具として用いられる場合にはキヤニング押出材と言えども低温焼入は採用できないが金型用としての低温焼入の実用性には興味を持たれる。

図 1. 4. 8 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 線回折線を示したものであるが、鍛造材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

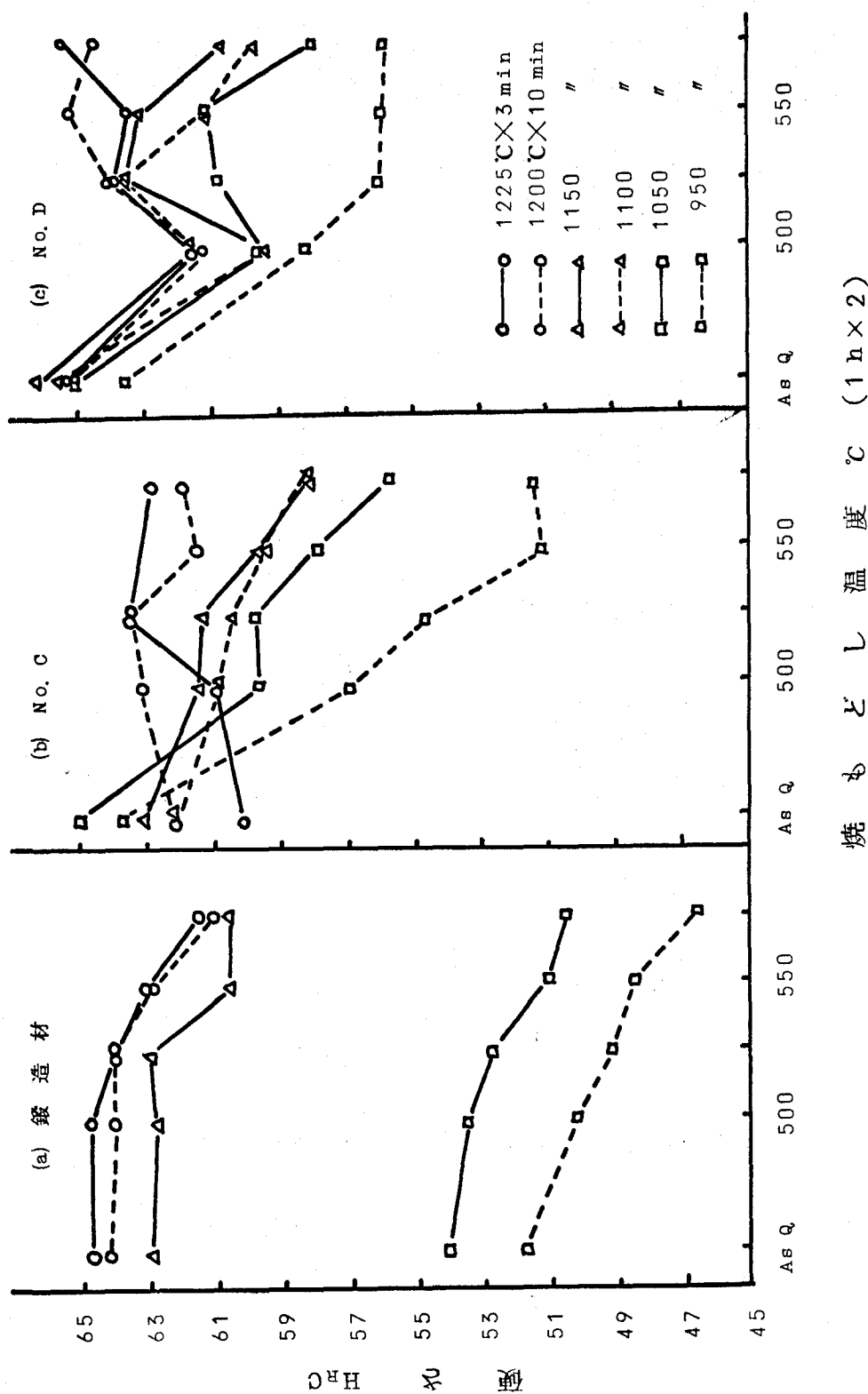


図 1. 4. 6 SKH9 キヤンニング押出材および鍛造材における焼入温度および焼もどし温度と焼もどし硬さの関係

金になる方向に移動し、残留オーステナイト量の変化と対応しているのであるが、C材では $\alpha(211)$ 回折線は2つの回折線の重複した形、($\alpha(110)$ (200)(211)でも確かめた)で高角度側のピーク位置は焼入温度によってほとんど変化せず、低角度側のピークは焼入温度が上昇すると共に低角度に移動する特異な現象が見られた。

第1章に述べたようにサイズの大きい噴霧のままの噴霧粉においても $\alpha(110)$ 線が2つに分離していたことも考え合せると、角度の移動しない高角度側のピークは δ フェライトのものでないかと推定される。

δ フェライトは低合金であるとともに大部分が炭化物の網目に比べてはるかに大きいので、この δ フェライトの中に炭化

物が固溶するのには長時間を要すると推定されるからである。

写真1.4.4はC材の押出方向に平行な断面の焼入組織の一例である。(鍛造材については写真1.1.10に示した)光学顕微鏡写真で細長く見られる黒い帯は前述のとおり炭化物である。炭化物は1050℃以下では多量に残留しているが、焼入温度の上昇と共に減少している。また写真1.1.10と比較すると、鍛造材に比べてキャンニング押出材のオーステナイト結晶粒度が著しく微細であることが明らかである。オーステナイト結晶粒が小さいほ

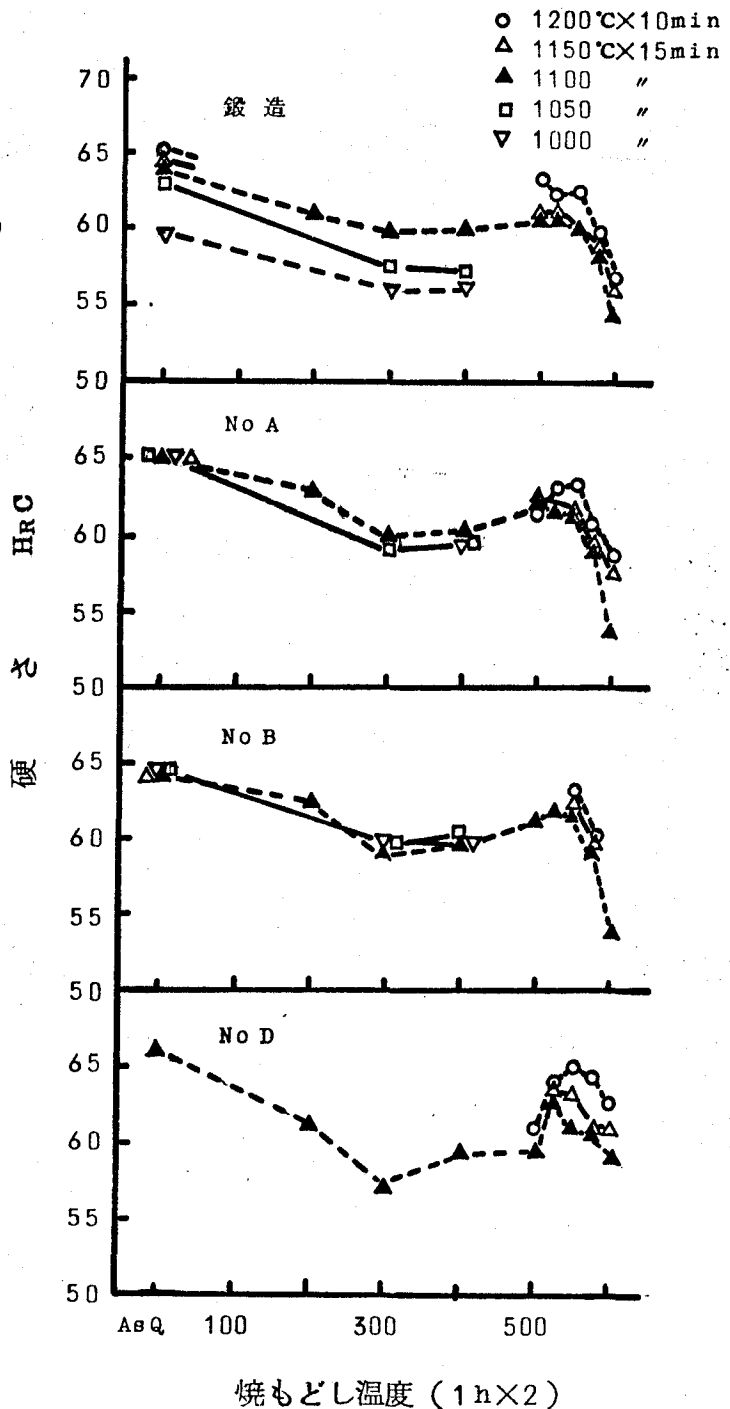


図 1.4.7 SKH9 キャンニング押出材および鍛造材における焼入温度および焼もどし温度と焼もどし硬さの関係

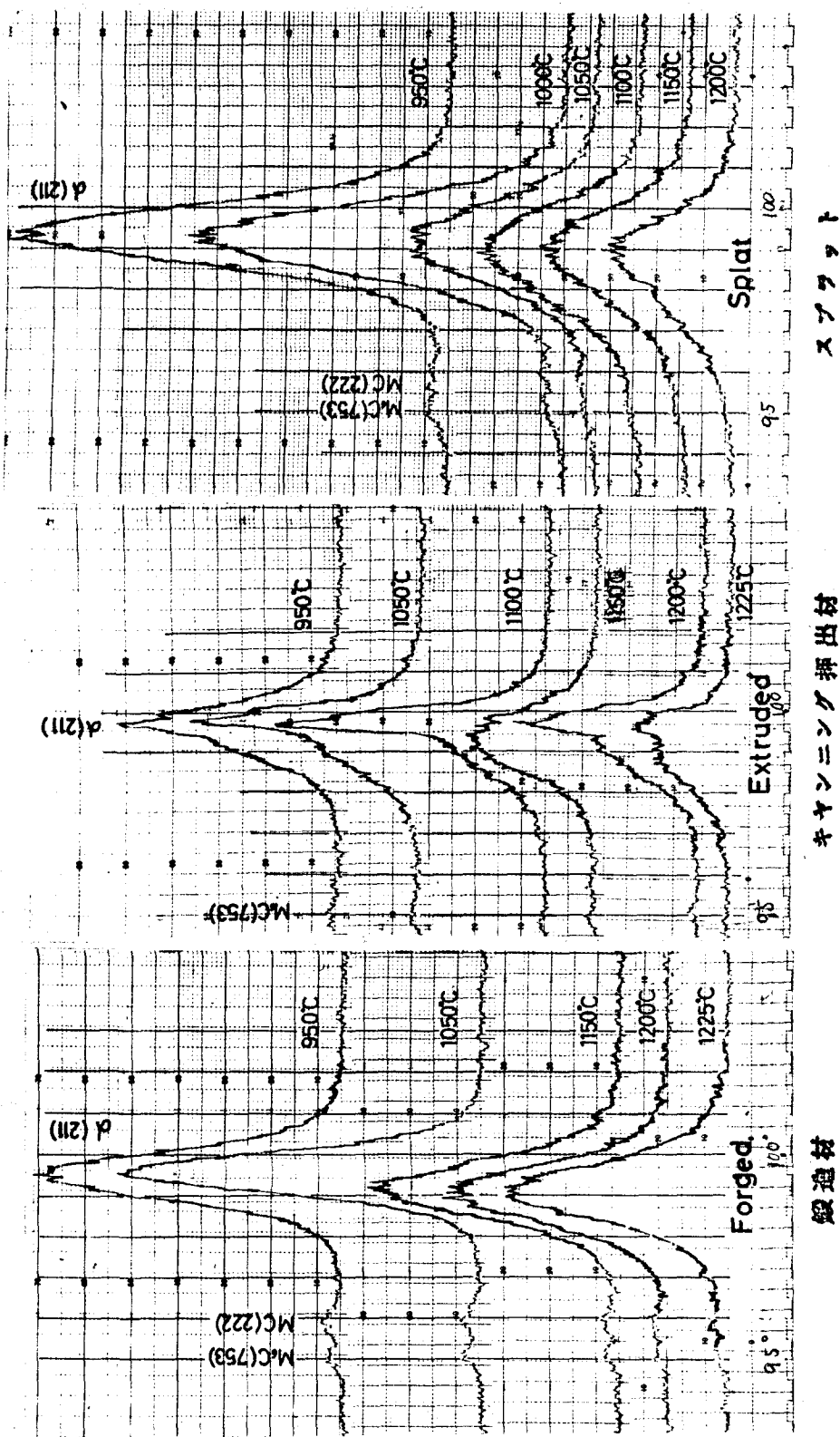
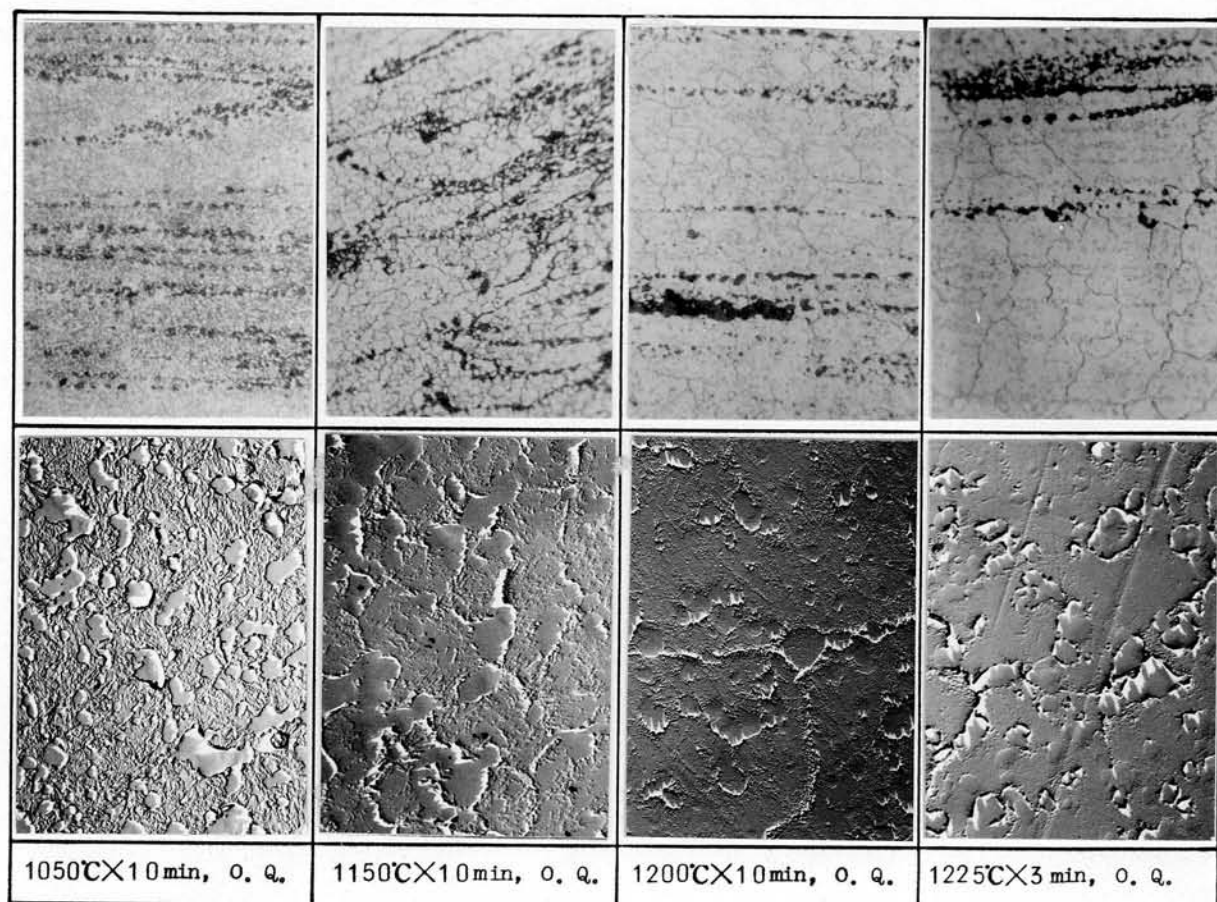


図 1.4.8 SKH9 キヤニング押出材、鍛造材およびスプラットの $\alpha(211)$ 付近の

X 線回折チャート (焼入材、数字は焼入温度)

ど、韌性の大きいことが知られているので、これはキヤンニング材の一つの長所である。なお測定はしていないが、他の急冷凝固材においてもオーステナイト結晶粒は、鍛造材よりも微細になっていると推定される。微細な炭化物が数多く分散するほど、オーステナイトの成長が妨げられるからである。



上段 ×400

下段 ×5000

写真 1. 4. 4 焼入後の SKH9 キヤンニング押出材 (C材) の
顕微鏡組織 (硝酸アルコール腐食)

第 5 節 キヤンニング押出材の耐摩耗性

5 - 1 実験方法

A 材、B 材、C 材および D 材から切り出し、焼入焼もどし後ペーパー仕上げした約 $5 \times 10 \times 80$ mm の試片について、大越式迅速摩耗試験機による摩耗試験を実施した。試験条件は第 2 章の場合と同じである。また比較のため市販の SKH9 の鍛造材から切り出した試片についても同時に試験を行った。

5-2 実験結果および考察

図 1.4.9 は A 材、B 材、C 材および鍛造材の摩耗量と焼入温度の関係である。高速 (3 m/sec) においては全焼入温度においてキャンニング押出材のほうが摩耗量は小さい。また低速 (0.32 m/sec) でも 1100°C 以下の焼入温度ではキャンニング押出材のほうが摩耗量は小さい。図 1.4.10 は硬さを横軸にして整理した結果であるが、高速では硬さにかかわらずキャンニング押出材の摩耗量が小さい。低速では $\text{HRC}58\sim59$ の付近を除いて同一硬さでは鍛造材とキャンニング押出材の間に大きな差がない。

低速の摩耗量が硬さに強く依存することは第 2 章第 5 節において述べたとおりであって、同一焼入温度で比較した場合に、低い焼入温度範囲でキャンニング押出材の摩耗量が著しく小さいのは、硬さの差によるのである。

以上の結果において注目すべき点は、高速においてキャンニング押出材の摩耗量が著しく小さいことである。第 2 章第 5 節において局部急冷凝固材と鍛造材の摩耗量を比較したのであるが、その結果によると、局部急冷凝固材は低速では鍛造材に優るとも劣らないが、高速では鍛造材よりも明らかに摩耗量が多い。同じように炭化物が微細でありながら、このようにキャンニング押出材と局部急冷凝固材が異った挙動をとる理由は明らかでない。キャンニング押出材中には相当量の酸化物が存在し、これが高速における膜層を妨げて、膜層摩耗を小さくしていることも考えられるが、酸化物の少ない D 材が A 材、B 材、C 材に比べて差のない摩耗量を示している（なお D 材については記入を省略したが、他のキャンニング押出材と大きな差がない）ことを考えると連断はできない。

なお A 材、B 材および C 材の間には多少の摩耗量の差があるようであるが明確ではない。

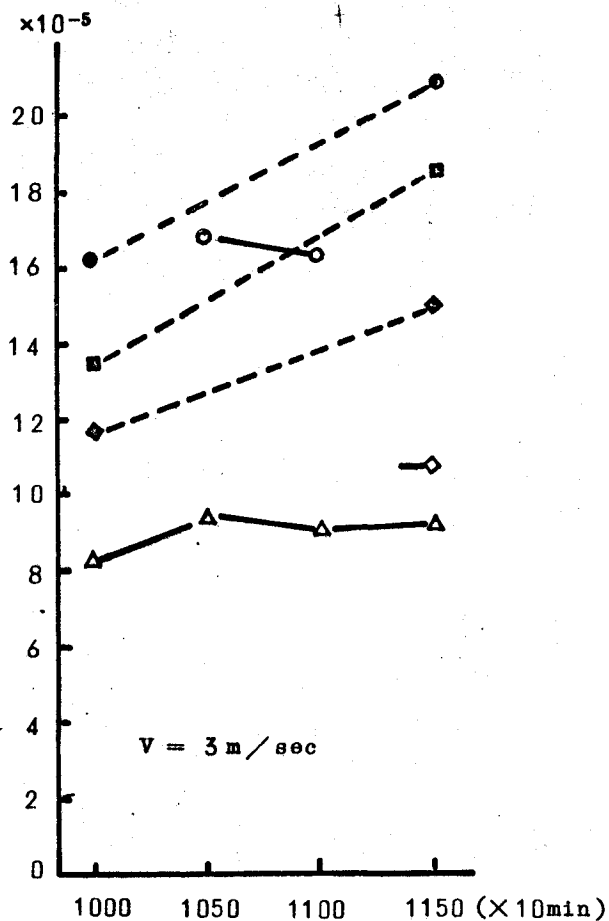
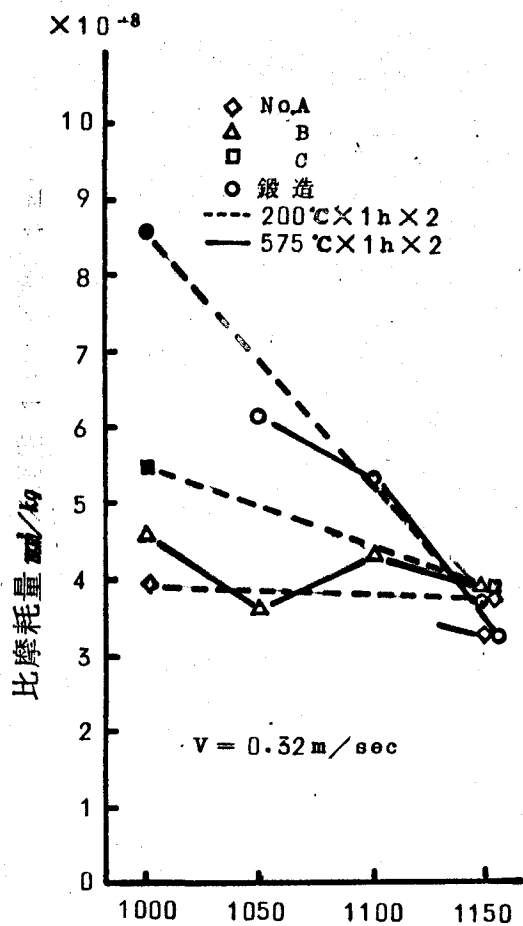


図 1.4.9 SKH9 キャンニング押出材および鍛造材における
焼入温度と摩耗量の関係

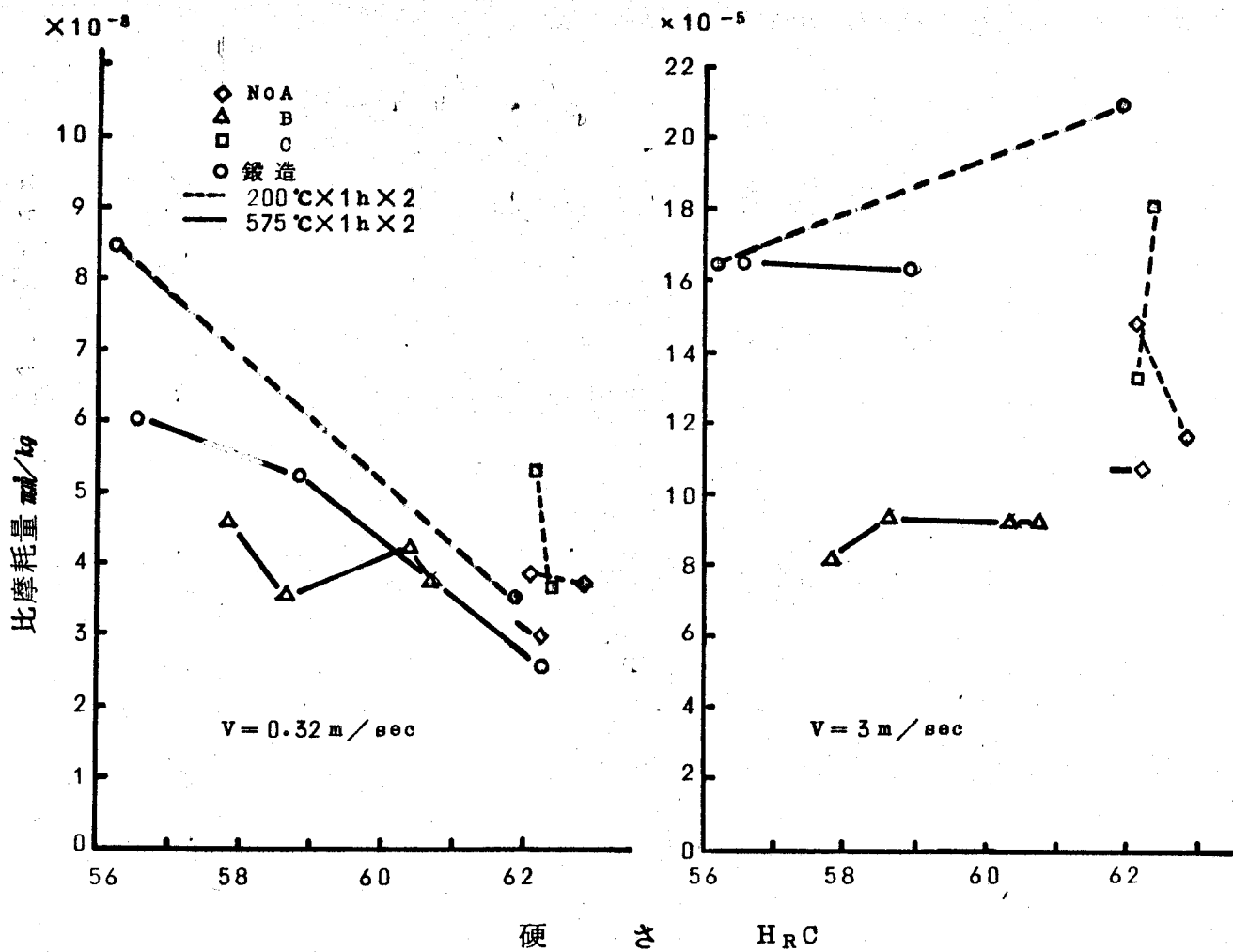


図 1.4.10 SKH9 キャンニング押出材および鍛造材における硬さと摩耗量の関係

第6節 キャンニング押出材の靱性

6-1 実験方法

D材および比較用鍛造材SKH9より $2 \times 2 \times 40$ mmの試片を製作して3点負荷による抗折試験を実施した。試験機は島津製作所製IS-200型オートグラフで、支点間距離15mm、負荷速度1mm/minである。試片を各4本準備し、塩浴炉を用いて 1200°C 3min、油冷の焼入、 575°C 1h空冷、2回繰返しの焼もどしを施した。この熱処理によってD材はHRC65.2、鍛造材はHRC64.4の硬さを示した。

6-2 実験結果および考察

得られた破断荷重(Kg)は以下のとおりである。

鍛造材；92.0, 152, 128, 181 $\bar{x}$ 138

D材；126, 97.5, 86.0, 96.2 $\bar{x}$ 101

鍛造材の平均荷重138Kgに対して、D材は101Kgの値であって73%しかない。D材の中にほとんど気孔は認められないのでこの原因はD材に分布する酸化物にあると推定する。

鍛造材高速度鋼においては炭化物の微細なほど破断荷重が大きい⁽³⁾と考えられていて、これが押出材にも通用するのであれば、鍛造材よりはD材の方が大きな破断荷重を示すはずであるので、D材の酸素含有量が他のキャンニング押出材に比べて小さいとはいえ、やはり酸化物の存在が悪影響を及ぼしていると考えざるを得ないであろう。キャンニング押出材が同一組成の鍛造材よりも破断荷重が大きい例も報告されている。⁽⁴⁾

したがって破断応力の大きいキャンニング押出材を製作するためには酸素含有量を小さくしなければならない。そのためには

- (1) 酸化物のない噴霧粉を製作する。
- (2) 噴霧粉の還元を完全に行う。
- (3) 押出前の加熱中に酸化の起らないようにすることが必要であろう。

第7節 キャンニング押出材の切削性能

7-1 実験方法

D材から約 $8 \times 8 \times 70$ mmの角材を切り出し、 $1225^{\circ}\text{C} \times 3$ min油冷、 550°C 1h、空冷、4回くり返し後さらに $560^{\circ}\text{C} \times 1$ h空冷の熱処理を施してHRC67.1とした。これを研削して(0-12-5-5-30-30-0)の刃形をもつバイトに仕上げた。比較のためにHRC65.8の硬さをもつSKH9完成バイト(鍛造材)を同時に準備した。

切削試験は S45C 焼ならし材 (HB212) を被削材として用い、切込 1 mm、送り 0.1 mm/rev、(切削速度 20, 50 および 70 m/min に対してそれぞれ 13.2, 33.1, 46.3 mm/min) 切削油なしの条件で長手切削し、切削速度 70 および 50 m/min では完全鈍摩までの時間、20 m/min では逃げ面の最大摩耗幅を判定基準とした。

7-2 実験結果および考察

切削速度 70 および 50 m/min における完全鈍摩までの時間はそれぞれ

市販鍛造材 バイト ——— 34, 42 min

キャンニング押出材 バイト ——— 28.1, 33.5 min

であった。また切削速度 20 m/min におけるバイト摩耗幅と切削時間の関係は図 1.4.11 に示すとおりである。これから高速はもとより低速においてもキャンニング押出材バイトは鍛造材バイトに比べて切削性能は劣っていると判断される。第 2 章第 6 節において局部急冷凝固材バイトが低速では鍛造材バイトより切削性能ではすぐれていることを報告したが、キャンニング押出材バイトが低速でもこのような結果を示したのはキャンニング押出材の高い C 含有量によるものと推定される。おそらく酸化物の介在のため刃先に微小なチッピングが発生したのであろう。抗折試験において鍛造材より低い破断応力を示したことからも、靱性の不足がうかがわれるのである。またキャンニング押出材バイトの硬さが HRC67 という、SKH9 としてはきわめて高い硬さであったことも靱性に関しては多少不利に働いているであろう。

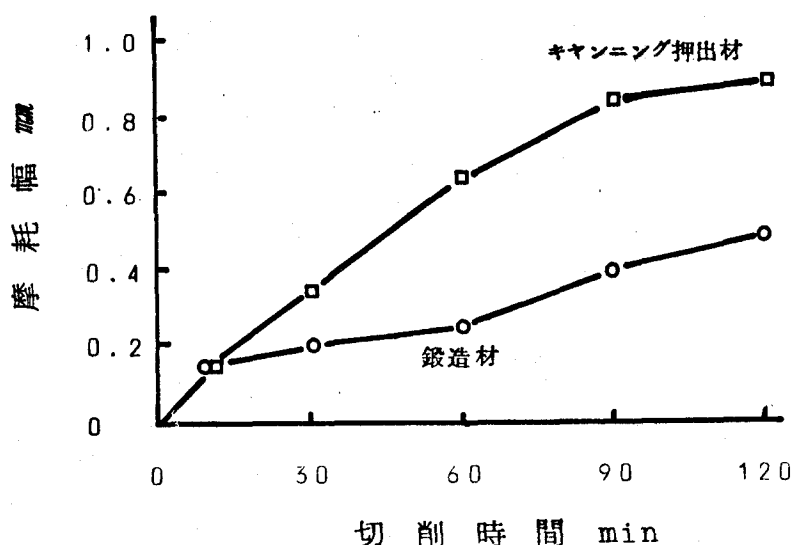


図 1.4.11 SKH9 キャンニング押出材および鍛造材における切削時間と刃先摩耗幅の関係 (切削速度 20 m/min)

第8節 本章で得られた結論

急冷凝固高速度鋼の持つすぐれた特性を有効に活用する一つの手段として、高速度鋼噴霧粉を軟鋼製容器に入れて容器ごと押出した鋼材、すなわちキャンニング押出材を製作し、その諸性質をしらべて以下のような結果を得た。

- (1) 水を噴霧媒として作った噴霧粉は表面が酸化物で覆われており、酸素量は1.9~0.6%にも達する。そしてこのような粉末から製作したキャンニング押出材中には酸化物が網目状（押出方向に直角な断面）および綫状（押出方向に平行な断面）に分布している。
- (2) この噴霧粉を還元するには水素中で高温に加熱しなければならないが、Cが減少するので黒鉛粉をあらかじめ添加しておくことが必要である。適当な還元条件として黒鉛粉1.0~0.7wt%（粉末サイズが大きいほど多く）を添加し、1100℃で1 h、露点-30℃の水素中加熱すればO量を0.5~0.1%まで減少させることができる。
- (3) キャンニング押出材には鍛造材中の炭化物に比べて著しく微細でかつ噴霧粉中の炭化物と同程度の大きさの粒状炭化物が均一に分布している。またキャンニング押出材中には部分的に腐食むらが見られ、これはW、Mo、Cr、Vの中の特定の元素をとくに多量に含んだ噴霧粉の存在に起因すると推定される。
- (4) 押出比は9あるいは16であったが、9の場合でも穴はほとんど認められなかった。
- (5) キャンニング押出材は鍛造材と著しく異った熱処理挙動をする。すなわちキャンニング押出材は高速度鋼鍛造材にとっては、 $H_R C50$ しか出ない950℃のような著しく低い温度で焼入ても $H_R C63\sim64$ の硬さを示す。また焼入硬さは焼入温度が1200℃まで上昇してもほとんど一定であるが、やや低下する。このような挙動は他の急冷凝固材とも異なっている。
しかし焼入温度が低い場合 500℃以上の焼もどしで硬さは著しく低下するので、切削工具に用いる場合にはやはり焼入温度を高くしなければならない。
- (6) キャンニング押出材は鍛造材に比べて高速における摩耗量が小さい。同一焼入温度で比較すると、低速における摩耗量もキャンニング押出材の方が明らかに小さいが、同一硬さで比較するとその差は大きくない。
- (7) キャンニング押出材は鍛造材の70%程度の破断応力しか有していない。
- (8) バイト切削試験によればキャンニング押出材から製作したバイトは鍛造材バイトに比較して切削性能は劣っていた。これは高いO含有量にもとづく微小チップの発生によるものであろう。

(9) キャッピング押出による高速度鋼はすべり摩擦における耐摩耗性にはすぐれているが、抗折力や切削性能においてやや劣っているので、冷間鍛造用金型に使用すれば高性能を示す可能性があるが、剪断工具や切削工具には適しているといえない。ただしこの結論は0.4wt%以上の著しく高いO含有量のキャッピング押出材について得られたもので、O含有量の少ない噴霧粉を使用するなどの手段によってO含有量を下げれば、剪断工具や切削工具に適したものになることが期待される。

(10) キャッピング押出材は噴霧粉に熱と塑性変形を加えて圧密化したものであるが、急冷凝固高速度鋼の基本的なものである。炭化物が微細である特質は失われていない。

参 考 文 献

(1) K. Bungardt, O. Mülders : Arch. Eisenhüttenw. 35(1964)
1079

(2) K. Bungardt, O. Mülders : Stahl u. Eisen 86(1966)150

(3) A. N. Popandopulo : Metal Science and Heat Treatment
(1965)No. 9-10 598

(4) A. R. Johnson, J. C. Hawaker : ASM Technical Report
No. C7-201

1967 National Metal Congress 16-19, Oct. 1967,

Cleveland, Ohio.

第2編 急冷凝固法による新高速度鋼の開発

第1章 炭化物添加高速度鋼

第1節 緒 論

表2.1.1はおもな炭化物の結晶構造と融点、密度および硬さをまとめた結果である。この表には佐藤博士らによって求められた工具鋼中の炭化物の硬さ⁽¹⁾を併記してある。工具鋼中の炭化物の硬さは炭化物の種類によって異なっているがVを主成分とするMCが最も硬く、この炭化物を多く含む工具鋼ほど耐摩耗性がすぐれているとされている。⁽²⁾工具鋼の耐摩耗性には炭化物の硬さのみならず、炭化物の形状、大きさ、分布も影響すると考えられるが、このように炭化物の硬さが工具鋼の耐摩耗性を支配するものであれば、表2.1.1のいろいろの炭化物の中でVを主成分とするMCと同等あるいはさらに硬さの高い炭化物、すなわち B_4C , SiC , TiC , HfC , WC , W_2C が組織中に分布した工具鋼はすぐれた耐摩耗性を発揮する可能性を持っている。この考えから比較的入手し難い HfC と W_2C を除く各炭化物が微細に分布した工具鋼を製作することを考えた。

これらの炭化物の中で B_4C および SiC については溶解法でこれが鉄中に分布した組織を作ることが不可能である。これは $Fe-B-C$ 状態図および $Fe-Si-C$ 状態図において B_4C および SiC 存在域が見られないからである。 B_4C や SiC の分布した工具鋼は急冷凝固法によってはじめて製作の可能性が考えられるのであるが、急冷凝固法でも噴霧粉とこれらの混合粉をキャンニング押出する方法を採用し、かつできるだけ高温にさらすことなく熱間押出することが必要になる。

WC については高速度鋼と WC を一箱に溶解すると形成される炭化物はWのほかにも Mo , Cr , V を含んだ M_6C であって WC ではない。⁽³⁾したがって WC が組織中に分布した鋼を作るにはやはり溶解の工程の入らない方法によることが必要で B_4C あるいは SiC 添加鋼と同じくキャンニング押出法によってのみ製作し得るものである。(押出のかわりに焼結でも可能であるが焼結では穴をなくすることが困難であるので研究対象としなかった。)

TiC についても WC と同じように溶解法によって鋼に添加されても、大部分の工具鋼に含まれているVを主体とするMCと TiC が固溶体を形成して $(V, Ti)C$ なるMC型炭化物を形成することが容易に想像される。 TiC と VC は表2.1.1に見られるように同一の結晶形と近似した格子常数を持ち、全率固溶体を作ることが知られているからである。したがって TiC の分布した工具鋼を作るためにはキャンニング押出法によるしかないのであるが、本研究では、キャン

表 2. 1. 1 おもな炭化物の構造と性質

種 類	結晶構造	格子常数 (Å)	融点 (°C)	密度 (g/cm ³)	マイクロ・ウィツカーズ 硬 さ
TiC	f. c. c.	4.330	3250	4.95	3200
ZrC	"	4.695	3540	6.57	2600
HfC	"	4.646	3890	12.6	2900
VC	"	4.182	2830	5.83	2800
NbC	"	4.466	3500	7.81	2400
TaC	"	4.456	3880	14.3	1800
WC	hex.	a=2.906 c=2.837	2600	15.8	2740
W ₂ C	"	a=2.995 c=4.726	2750	17.3	3000
Mo ₂ C	"	a=3.002 c=4.724	2687	9.2	1460 ~ 1800
Cr ₃ C ₂	Ortho.	a=5.53 b=2.827	1915	6.7	1650
Cr ₇ C ₃	trigonal	a=1.403 c=4.532	1782	6.9	1450 ~ 2100
Cr ₂₃ C ₆	f. c. c.	10.659	1518	7.0	1000 ~ 1650
B ₄ C	hex.	a=5.61 c=12.07	2450	2.51	5000
α -SiC	"	various	~2700	3.21	3350
β -SiC	i. c. c.	4.358	~2700	3.21	—
M ₈ C	ortho.				1340 ~ 1740
M ₆ C	i. c. c.	11.06~11.70			1820 ~ 2060
M ₇ C ₃	hex.				2280 ~ 2410
M ₂₃ C ₆	i. c. c.	10.54~10.60			1520 ~ 1600
Mo ₂ C	hex.				2250
MC	i. c. c.	4.16			2730 ~ 2850

※ M₈C 以下は鋼中に存在する炭化物

ニング押出法のほかに自動アーク肉盛法や局部急冷凝固法も採り上げた。その理由の一つは添加された TiC が TiC として分布せず (Ti, V)C になったとしても、TiC と VC の硬さから考えて (V, Ti)C なる炭化物は TiC と同じ程度の硬さを持ち、工具鋼の性質改善に役立つであろうと考えたからである。(あるデータによれば VC 25 MoL 劣で (TiV)C は Hv3400 の硬さを持ち TiC, VC いずれよりも硬い⁽⁴⁾)

もう一つの理由は Ti は O や N との親和力がきわめて大きいので一般の溶解法では真空溶解によらない限り、清浄な鋼を作り得ないのであるが、溶解時間が短い自動アーク肉盛法や局部急冷凝固法では、真空でなくとも比較的 Ti

の歩留りよく、かつ T1 の酸化物を多量には含まない鋼を製造し得ると考えたからである。

一方これまでの研究状況を見ると Si や B の炭化物を分布させた工具鋼についての研究はまったく認められず、WC 粉末と Mo, T1, Ta, Nb, V などの炭化物粉と炭素鋼粉末の混合粉を焼結によって固めて WC を含む高速度鋼を作ろうとする試みがごく最近現われたのみである。⁽⁵⁾

また T1 については T1 が N, O との間に大きな親和力を有していてしばしば脱 O, 脱 N の目的で鋼に添加され、結晶粒の成長をおさえたり、靱性を向上させるなどの好影響を与えることが知られているために高速度鋼への T1 の添加も古くから試みられ、1915 年にドイツ特許に 0.6~2% の T1 が添加された高 Cr 系高速度鋼があり、我国でも昭和 28 年に 0.1~2% の T1 が添加された高速度鋼の特許が公告され、詳しい研究報告が見られる。⁽⁶⁾ またソ連にも T1 を添加した 9%W, 4%Cr, 2%V 高速度鋼についての研究が見られる。⁽⁷⁾⁽⁸⁾ ところがこれらはいずれも高速度鋼中の V の一部を T1 で置きかえるか、T1 と単独に添加したものであるので、(T1, V)C 炭化物の形成のためにオーステナイト中の C 量が減少し、T1 含有量の増加とともに熱処理硬さも切削性能も低下する傾向が見られる。その後 T1 量に応じて C 量を増加させた高速度鋼も外国特許⁽⁹⁾や文献⁽¹⁰⁾には見られるが、おそらく当時は T1 が安価に入手できなかった上に大気溶解では、T1 が溶解時に酸化されて介在物の多い鋼をなりやすいために実用されずに今日に至っている。

このように従来の研究はまだ十分でないので SiC や B₄C はもとより WC や T1 炭化物を分布させた高速度鋼についても本研究の対象とすることが必要であると判断されたのである。

表 2. 1. 2 に急冷凝固法と添加した炭化物の種類、添加量を示す。添加物として Fe-T1 や T1 を用いた場合にも同時に炭化物を形成するに必要な黒鉛を添加した。また自動アーク肉盛法では添加量を T1 分析値で表わしたが、これは添加された T1 炭化物の一部が損失されるからである。T1 の歩留りは約 40~60%、C の歩留りは 90~95% で、T1 の損失が大きい。キャンニング押出の場合には T1 および C の歩留りはほぼ 100% であったので T1C 量で示した。局部急冷凝固材については分析を行わず、添加量も確めていない。これは局部急冷凝固材は組織とくに T1 炭化物の種類をしらべることにのみを使用したからである。

なお、WC の添加量が他に比べて大きいのは WC が他の炭化物に比べて比重が大きいからである。

キャンニング押出法による炭化物添加鋼については組織、熱処理特性、耐摩耗性、靱性、切削性能、自動アーク肉盛法による炭化物添加鋼については

以上のほか、切削工具としての切削性能もしらべた。

これによって炭化物添加鋼の工具鋼としての特性を評価するとともにすぐれた特性を持つ工具鋼を得るために添加すべき炭化物の種類や量、熱処理条件などを検討した。また自動アーク肉盛法を用いてC量とTi量の関係をいろいろに変化させた鋼をつくり、これらの熱処理特性、切削性能などをしらべて、Ti炭化物添加鋼における適正C量を明らかにしようとした。

表 2. 1. 2. 使用した急冷凝固法と炭化物の種類

急冷凝固法	炭化物種類	添加量 wt%
キャンニング押出	TiC	1.5 ~ 20
	WC	15, 30
	B ₄ C	5
	SiC	3, 6
自動アーク肉盛	Ti+黒鉛	0.9 (Ti %)
	Fe-Ti+黒鉛	0.9 (Ti %)
	TiC	0.8, 1.1 (Ti %)
	TiC-WC	0.8, 1.6 (Ti %)
局部急冷凝固	TiC	測定せず

第2節 炭化物添加高速度鋼の組織

2-1 実験方法

表 2. 1. 3 に自動アーク肉盛法によるTi炭化物高速度鋼の化学分析値を示す。(表中のCeについては後述) JIS SKH9 相当材(M₂)および SKH2 相当材(T₁)を基準としてこれにTi炭化物あるいは金属チタンと黒鉛を添加したものおよびTiとVの影響の比較のために用いた SKH54 相当材(M₄)である。合金用粉末にTiと黒鉛あるいはTi炭化物を配合したこと以外は第1編第3章第2節に示したと同じ条件で製作した。使用した粉末の大きさはFe-Ti 100メッシュ、Ti-100メッシュ、TiC 5μ, TiC-WC 5μ, 黒鉛-100メッシュである。

表 2. 1. 4 はキャンニング押出法による炭化物添加鋼の化学分析値である。これらは第1編第4章第2節に述べたと同じ条件で2回にわたって製作したものである。第1回押出材と第2回押出材の間の重要な差異は、前述のように第1回押出材に比べて第2回押出材のほうに酸素含有量が小さいことである。基本となる組成は第1回押出材、第2回押出材共に SKH9 相当材で、これにTiC(19.45% C, 0.22% Fe)を1.5~2.0%添加してある。添加したTiCの大きさは平均3μである。ただしこれらは公称寸法であって実際には2~20μの混合であった。またWCは0.9μ, SiCは1μ, B₄Cは-325メッシュの公称寸法であった。

表 2. 1. 3 自動アーク肉盛法によるチタン炭化物添加鋼の組成(%)

No	添加物	C	Si	Mn	W	Mo	Cr	V	Ti	Ce ⁽¹⁾
M2	—	0.85	0.99	0.68	5.14	5.03	3.85	1.96	—	—
M4	—	1.32	※	※	6.01	4.40	3.92	3.74	—	—
M-T1A	Fe-Ti+黒鉛	1.47	1.13	0.74	5.77	5.08	4.20	2.14	0.94	0.54
M-T1B	Ti + 黒鉛	1.27	※	※	4.90	4.36	3.47	1.80	0.88	0.41
M-T1C	TiC - WC	1.37	1.14	0.75	8.60	4.33	4.16	2.10	0.78	0.45
M-T1D	TiC	1.21	※	※	7.28	4.17	4.42	2.04	0.84	0.30
T1	—	0.85	※	※	17.30	—	4.61	1.22	—	—
T-T1A	TiC-WC	1.54	※	※	17.36	—	5.43	1.38	1.63	0.76
T-T1B	TiC	1.42	※	※	19.86	—	5.18	1.28	1.10	0.66

(1) Ce = 鋼中のC% - 0.2×V% - 0.5% (第8節参照)

※ 分析せず

— 添加せず

表 2. 1. 4 キヤンニング押出法による炭化物添加鋼の組成(%)

No	鋼種	C	Si	Mn	W	Mo	Cr	V	Ti	N	O	B
0-1	第1回押出	0.75	0.30	0.10	6.38	5.21	4.44	1.80	—	0.154	※	—
0-2	2	0.86	※	※	6.62	4.96	3.82	1.87	—	0.040	0.40	—
10-1	1 1.5TiC	1.06	0.18	0.26	6.63	5.06	4.20	1.79	0.90	※	※	—
20-1	2 2.5TiC	1.01	0.17	0.27	7.10	4.70	4.14	1.78	2.46	0.152	※	—
50-1	1 5 TiC	1.52	0.18	0.27	6.74	4.76	3.82	1.67	3.04	0.165	※	—
50-2	2 “	※	※	※	※	※	※	※	※	※	0.42	—
100-1	1 10TiC	2.29	0.17	0.26	9.65	4.41	3.76	1.61	8.24	0.143	※	—
100-2	2 “	※	※	※	※	※	※	※	※	0.045	0.54	—
150-1	2 1.5TiC	※	※	※	※	※	※	※	※	※	0.75	—
200-1	2 2.0TiC	3.86	※	※	6.05	3.10	2.43	1.02	12.88	0.056	1.13	—
15W-1	1 1.5WC	1.29	※	※	19.98	※	※	※	—	※	※	—
30W-1	1 3.0WC	2.06	※	※	31.80	※	※	※	—	※	※	—
3S-1	1 3SiC	1.73	2.17	※	※	※	※	※	—	※	※	—
6S-1	1 6SiC	2.43	4.07	※	※	※	※	※	—	※	※	—
5B-2	2 5B4C	1.99	※	※	6.28	4.81	3.63	1.78	—	※	※	3.97

— 添加せず

※ 分析せず

※※ 添加量より計算

局部急冷凝固処理によるチタン高速度鋼はTiCの粉末を置いたSKH9鍛造材をTIGアークで溶融することによって製作した。キャンニング押出材に用いたと同じTiCの粉末にグリセリンを添加してペースト状としたものをうすく塗布後、約300℃に4 h加熱乾燥することによって、SKH9材表面にこれらの粉末を固着せしめ、その上からTIGアーク溶接機のアークをあて、粉末とSKH9材を溶融した。溶融条件は以下のとおりである。

極 性 ; 直流正極性

電 流 ; 40 A

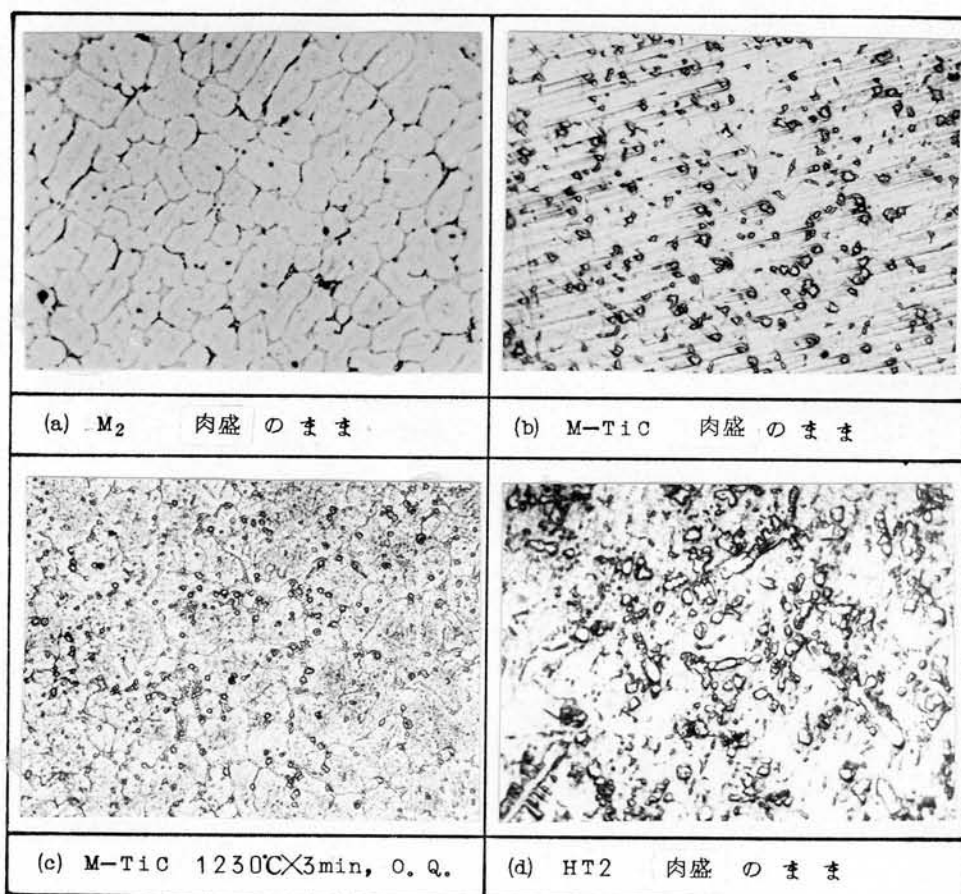
アーク移動速度 ; 60 mm/min

TiC塗布量は正確には測定しなかった(厚さにして約0.2 mm)上に分析試料採取が困難であったのでTiの量については不明である。

このようにして製作した各供試材について第1編第2~4章に述べたと同じ方法で顕微鏡観察、X線マイクロアナライザー測定に供した。使用したX線マイクロアナライザーは自動アーク肉盛材については明石製作所製TR-A型その他については島津製作所製ARL-島津型X線マイクロアナライザ装置である。

2-2 実験結果

写真2.1.1は自動アーク肉盛法による一部のTi炭化物添加鋼(HT2は第8節に示すTi+黒鉛の添加鋼で表2.1.3のものに比べてTiが3.6%と高い)の肉盛のままおよび熱処理後の顕微鏡組織である。無添加鋼M₂の組織は共晶炭化物が網状に分布した凝固組織であって、共晶炭化物のごく一部が腐食なしの状態ではつきりと浮彫されて粒状に見えるMC炭化物であるが、Ti炭化物添加鋼にはTi炭化物の種類にかかわらず、やはり浮彫された粒状相が多量に分布している。この相はTi量が高いHT2では粗大でやや樹枝状がかつた形であるがTi量が少ない表2.1.3に示した鋼では微細な粒状である。この粒状相はTiを主成分とするものであって、MC炭化物と同じように著しく硬い相であることが推定される。またこの相は1%クロム酸水溶液による電解腐食によってMCと同じように着色された。この粒状相の組成を知るためにM-TiB, M-TiC, M-TiDの1260℃焼入試片についてX線マイクロアナライザーによる測定を実施した。写真2.1.2はM-TiC⁽¹²⁾についてのEBS像であってCrとW特にCrは全体に比較的均一に分布しているが、Tiの存在場所にはVが多いことがわかる。図2.1.1⁽¹²⁾はM-TiB, M-TiC, M-TiDについて粒状相を狙って線分析した結果であって、粒状相はTiとVの量比は個々で多少異なるがTiとVを多量に含むものであることがわかる。TiC-WCを使用したM-TiCではTi, Vの存在位置とWの存在位置がほぼ一致



(c) 硝酸アルコール腐食 他は腐食なし

写真 2.1.1 自動アーク肉盛法によるチタン炭化物添加鋼の
顕微鏡組織 (×400)

(とくに写真の左半分側) していて、W も粒状相の構成元素であることが考えられるが、EBS 像では明確でなかった。

この X 線マイクロアナライザー試験の結果および腐食なしで浮彫されてみえるぐらいに硬い物質であること、MC の着色腐食によって着色すること、前述のように TiC と VC は全率固溶体を作ることから、この粒状相は Ti 原料にかかわらず Ti と V を主成分とする MC 炭化物すなわち (Ti, V) C であると判断される。なお X 線マイクロアナライザーによる測定は焼入後の試片について実施したが、肉盛のままの試片について測定しても同じ結果が得られたであろう。なぜならば Ti あるいは Fe-Ti を用いた場合でも Ti 炭化物を用いた場合と同じように (Ti, V) C が形成されたこと、Ti あるいは Fe-Ti と TiC あるいは TiC-WC の間には大きさの著しい差があったにもかかわらず (Ti, V) C の大きさには大きな差の見られないことから、Ti 原料はアーク肉盛時に完全に熔融状態にあつたと推定され、溶解温度より低い温度で行われる焼なましや焼入の間に組成の著しい変化が起るとは考えられないからである。ただし Ti, V および Ti, V に比べては少量ながら含有されている

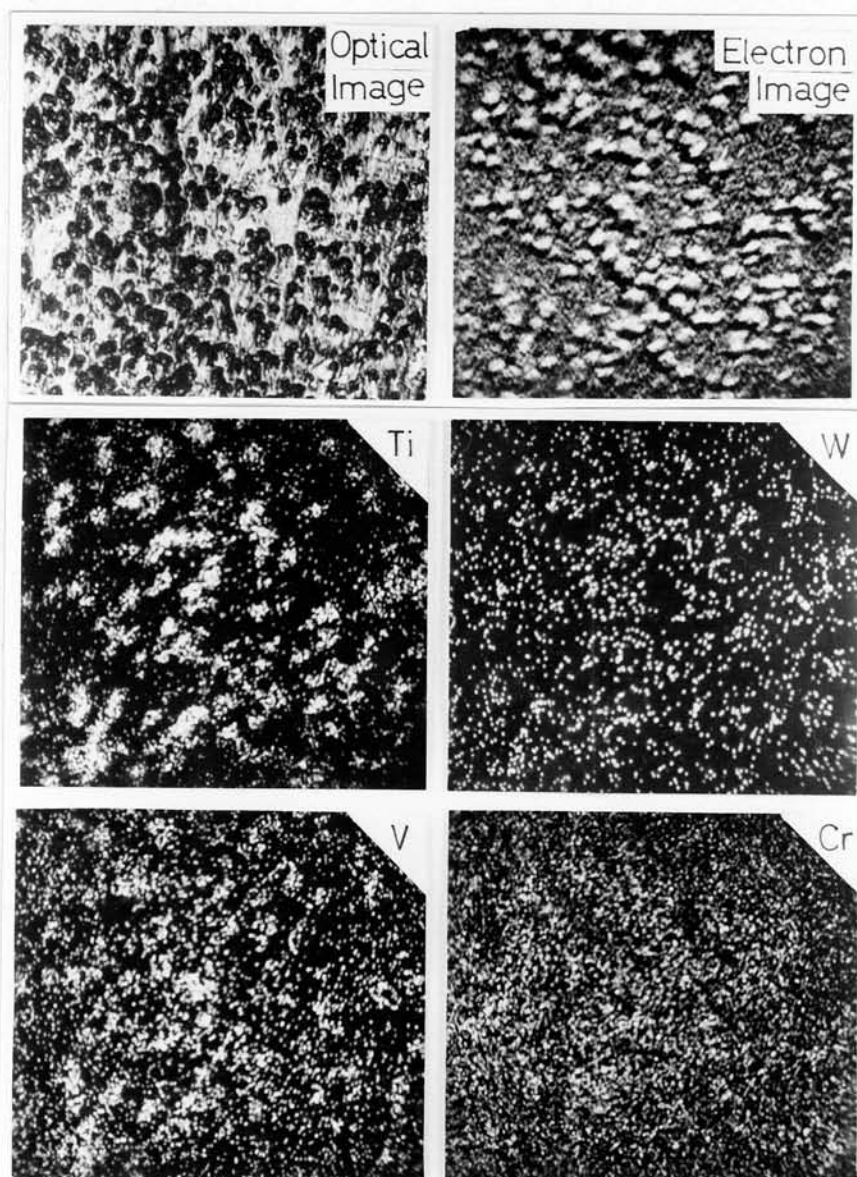


写真 2. 1. 2 自動アーク肉盛法による Ti1 炭化物添加鋼
(M-TiC) の EBS 像 (1260℃ × 3min 0. Q.)⁽¹²⁾

と推定される W, Mo, Cr の量が、焼なましおよび焼入時の炭化物反応によって多少変化することは Ti1 を含有していない高速度鋼についての研究結果から⁽¹¹⁾ あり得ると考えられる。(Ti, V)C の量についての正確な測定は実施していないが、電解分離によって求めた焼なまし材の炭化物量が M₂ で 19.58%, M-TiC で 24.15%, M-TiD で 23.86% であったことから M-TiC あるいは M-TiD と M₂ の差すなはち約 4% が (Ti, V)C 量の大略値であると考えられる。

写真 2. 1. 3 は局部急冷凝固処理による TiC 添加鋼の凝固のままの組織である。表面部に大きな粒状相が存在している。この相は腐食なしで浮彫さ

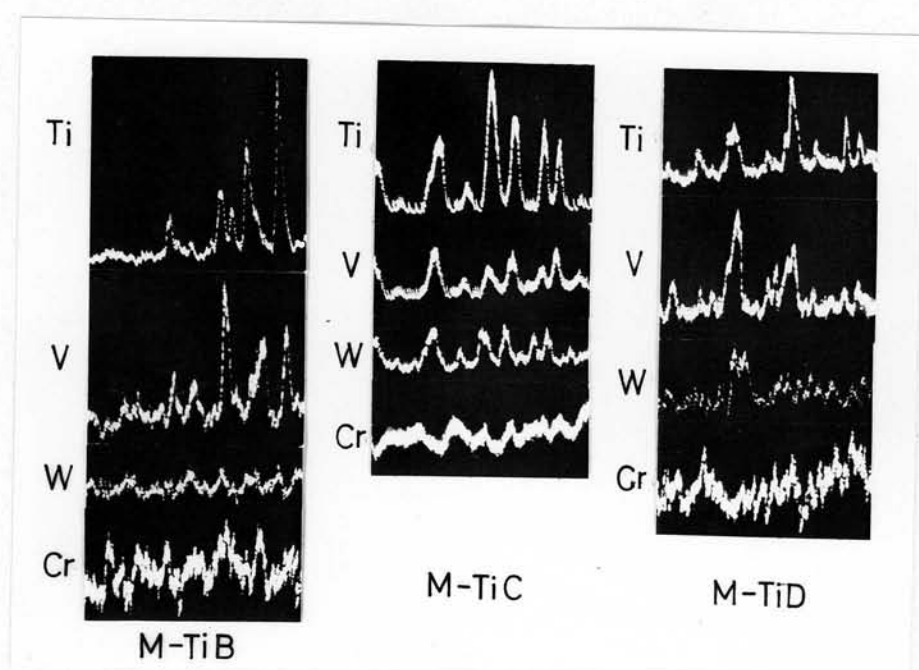


図 2. 1. 1 自動アーク肉盛法による T1 炭化物添加鋼の線分析
(1260℃×3min O. Q.)⁽¹²⁾

れて観察され、X線マイクロアナライザーで調査したところ、図 2. 1. 2. のように他の元素のほとんど固溶していない T1C であることが確かめられた。同じ溶接アークでありながら自動アーク肉盛材と異っているのは、形および分布から見て添加した T1C が完全に溶融していなかったためであろうと推定される。使用した TIG 溶接機の容量が小さく、48A の電流、30mm/min の条件で幅 2mm 深さ 1mm 程度の断面の局部急冷凝固層しか得られていない。大容量の TIG アークか電子ビームを使用すればおそらく自動アーク肉盛材と同じような結果になったであろう。

キャンニング押出材は第 1 編第 4 章に示したように噴霧粉中に網状に存在した共晶炭化物が、微細な粒状炭化物となって全面に均一に分布した組織を持っているが、T1C 添加鋼には写真 2. 1. 4 のようにこの微細な粒状炭化物とは別に大きな粒状の炭化物が存在している。この炭化物はやはり腐食なしの状態で浮彫されて見えるが、自動アーク肉盛法による鋼の粒状相と外観上異なる点は大きさが数 μ ~20 μ とまちまちであり、形も不規則で鋭い角を持っていることである。この粒状相は T1C 添加量の大きいほど多い。そしてこの粒状相の形および大きさは原料粉のそれとほぼ同じである。

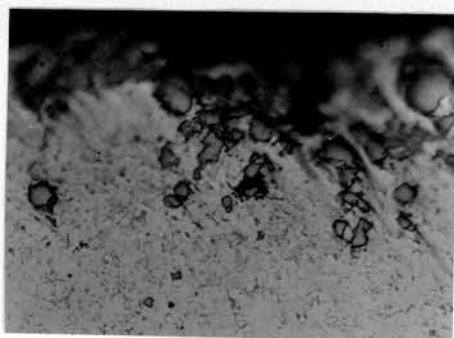


写真 2. 1. 3 局部急冷凝固法による凝固
のままのチタン炭化物添加鋼の顕微鏡組織
(硝酸アルコール腐食 ×400)

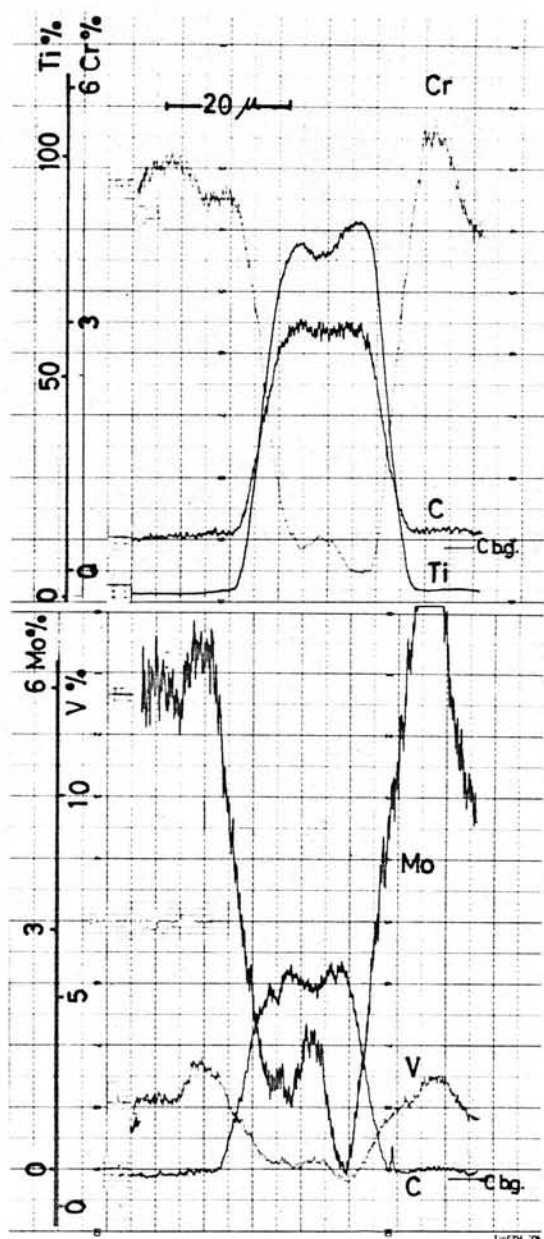
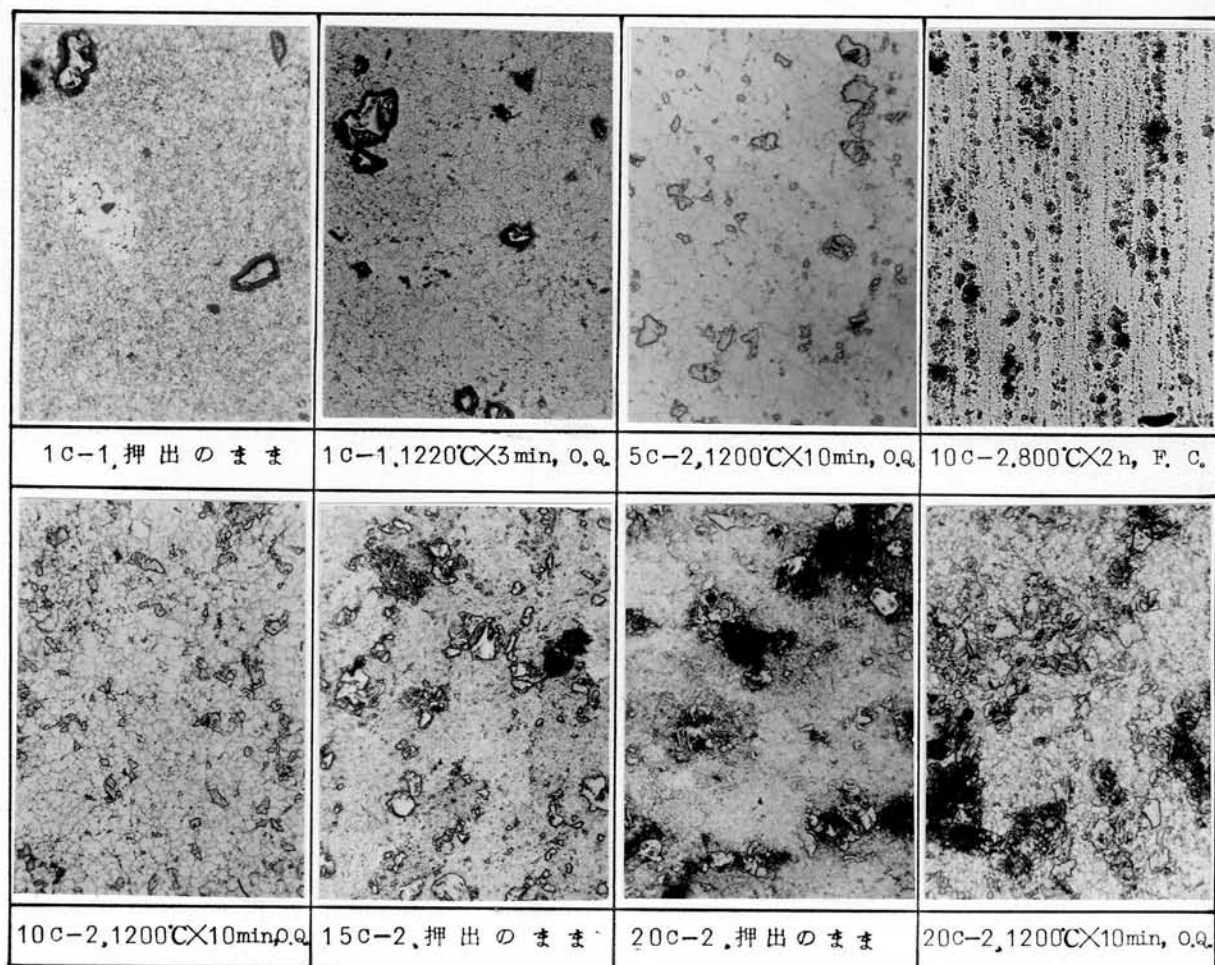


図 2. 1. 2 局部急冷凝固法による T1C
添加鋼の線分析 (凝固のまま)

またTiC添加量が小さいものでは穴らしきものはほとんど観察されないが、TiC添加量が10%を越えると、押出比の大きい第2回押出材においても、とくにTiC粒の集まった部分に穴が多数認められる。これは押出比をさらに大きくすることによって消失するであろう。またキャンニング押出材の場合には押出のままおよび焼入後でも、高速度鋼部(TiC以外の部分)の組織にはTiC添加による明瞭な差は認められない。

また写真2.1.4に10wt%TiC添加鋼の焼なまし材の押出方向に平行な断面についての低倍率の写真を示したが、添加したTiCが押出方向に縞状に並んでいる。このように炭化物が圧延方向に並んだ組織はこれまでの鍛造材工具鋼について一般的に認められ、これをなくすることが粉末冶金で工具鋼を製造しようとする一般的なねらいの一つであるので、本研究のようにTiCを噴霧粉に混合することは目的の一部を放棄することになる。



10C-2 800°C×2h, F. C. ×100 他は×400

写真2.1.4 キャンニング押出法によるチタン炭化物添加鋼の顕微鏡組織
(硝酸アルコール腐食)

つぎにこの T1C 粒と見られる粒状相の組成の測定を X 線マイクロアナライザーによって行った。図 2. 1. 3 および図 2. 1. 4 は 5 号 T1C 添加鋼 (5C-2) の押出のままおよび 1200℃ 焼入試片についての線分析結果、図 2. 1. 5 は 1.5 号 T1C 添加鋼 (1C) の押出のままの試片についての線分析結果、写真 2. 1. 5 は 10 号 T1C 添加鋼 (10C-1) の 1200℃ 焼入試片についての X 線像である。押出のままの試片に存在する粒状相は原料の T1C そのままである。(省略したが 10 号 T1C 添加鋼についても同じであった) 焼入後においても X 線像に見られるように T1C は T1 と C からなっているが、線分析結果によれば比較的小さい粒 (図 2. 1. 4 (a)) では中心部まで、大きい粒 (図 2. 1. 4 (b)) では周辺部に V が固溶している。V の量は X 線強度からは 4 号にすぎないが、T1 量も低いことから明らかなようにビーム径に対して炭化物の大きさが小さいために低い値を示したと考えられ、自動アーク肉盛材中の (T1, V)C とあまり差がないくらいに V が固溶している可能性がある。

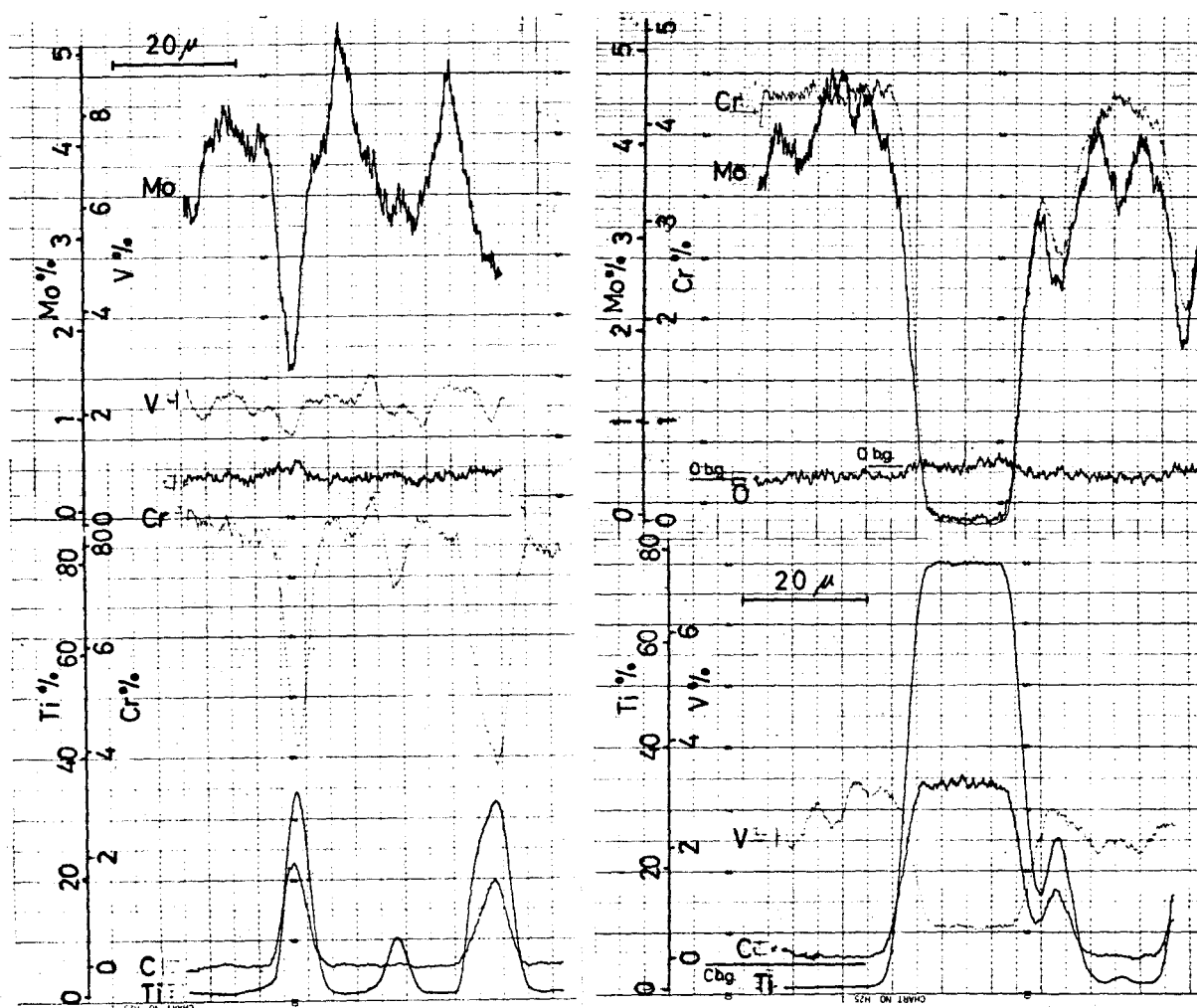


図 2. 1. 3 キヤンニング押出法による T1C 添加鋼 (5C-2) の線分析 (押出のまま)

なお10% TiC 添加鋼 (10C-1) の焼入試片の電解分離残渣を X 線回折したところ、TiC の回折線が明確に認められた。

図 2. 1. 4 および図 2. 1. 5 によれば粒状相の部分で N および O が少量増加している傾向も見られる。Ti は O や N と結合しやすく TiO, TiN は TiC と金率固溶体をつくることおよび表 2. 1. 4 に示すように TiC 添加鋼中の O および N が多いことから、TiC 中に多少の N および O が固溶していると推定される。

また 1.5% TiC 添加鋼では押出のままで

別の相がとりまいている (腐食なしの状態でも明瞭に認められる) が、図 2. 1. 5 によればこの部分で V と Cr が増加している。腐食なしの状態で認められることおよびその色から酸化物でないかと推定したが、明確な判断は得られていない。

写真 2. 1. 6 は押出のままおよび熱処理後の WC 添加鋼の光学顕微鏡組織である。細長い形の相が不連続に連って不完全な網目を形成しているのが見られる。押出のままおよび 1200℃ 焼入試片について C, W, Mo の線分析を行った結果 (図 2. 1. 6) によればこの相は C と W に富んでおり添加した WC であると考えられる。ただし焼入後では W の多い部分にも Mo が増加する傾向が見られ WC 中に Mo が溶け込んだと考えられる。焼入後もどし後の抗折試片の電解分離残渣を X 線回折した結果では表 2. 1. 5 のように M_6C のほかに WC の回折線が認められるので一部の WC, は Mo その他の元素の固溶により M_6C に変

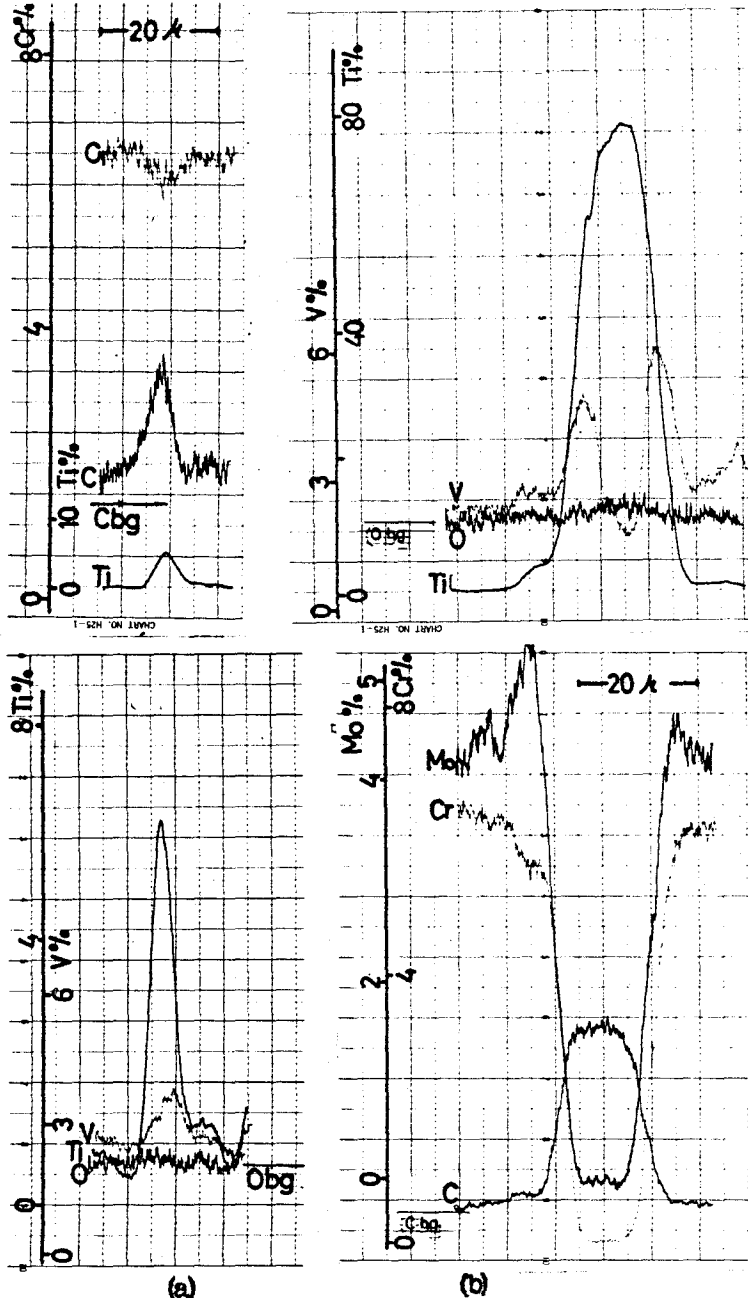


図 2. 1. 4 図 2. 1. 3 に同じ
(1200℃ × 10 min, 0. Q.)

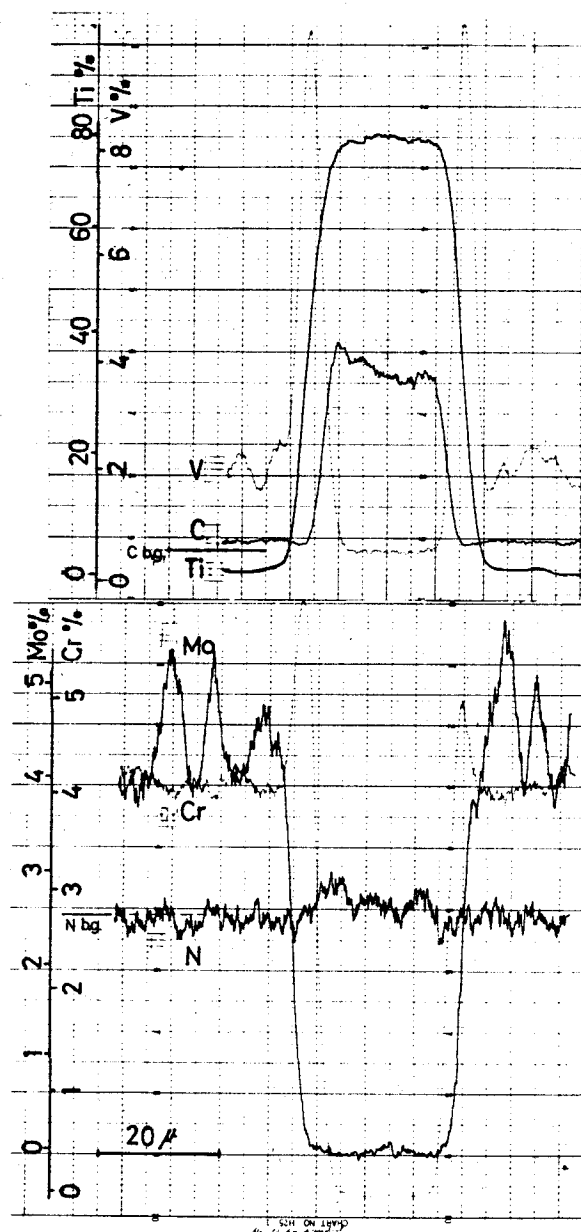


図 2. 1. 5 キヤンニング押出法による TiC 添加鋼
(1C-1) の線分析 (押出のまま)

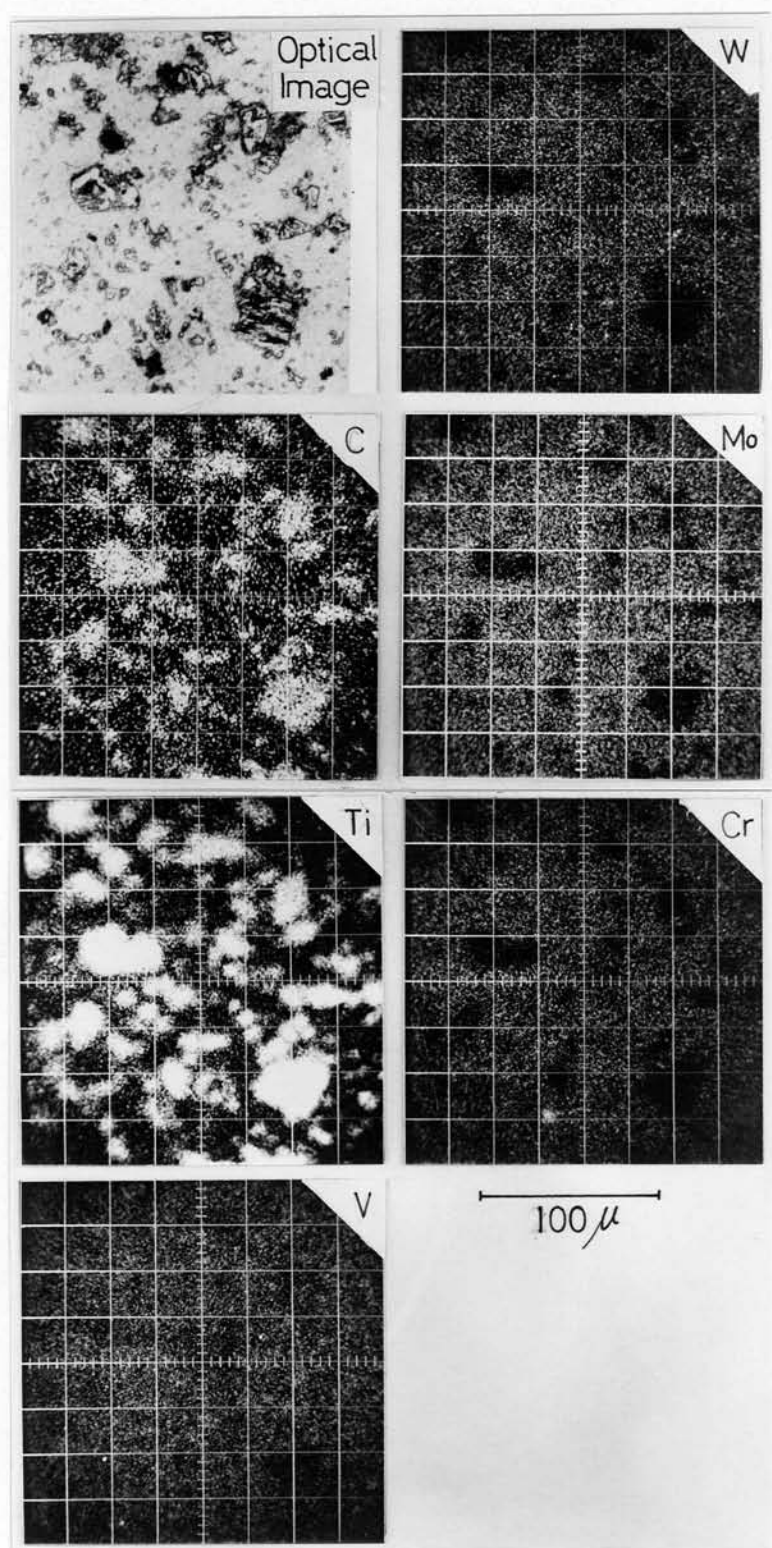


写真 2. 1. 5 キヤンニング押出法による T1C 添加鋼
(10C-1) の X 線像 (1200℃×10min. O. Q.)

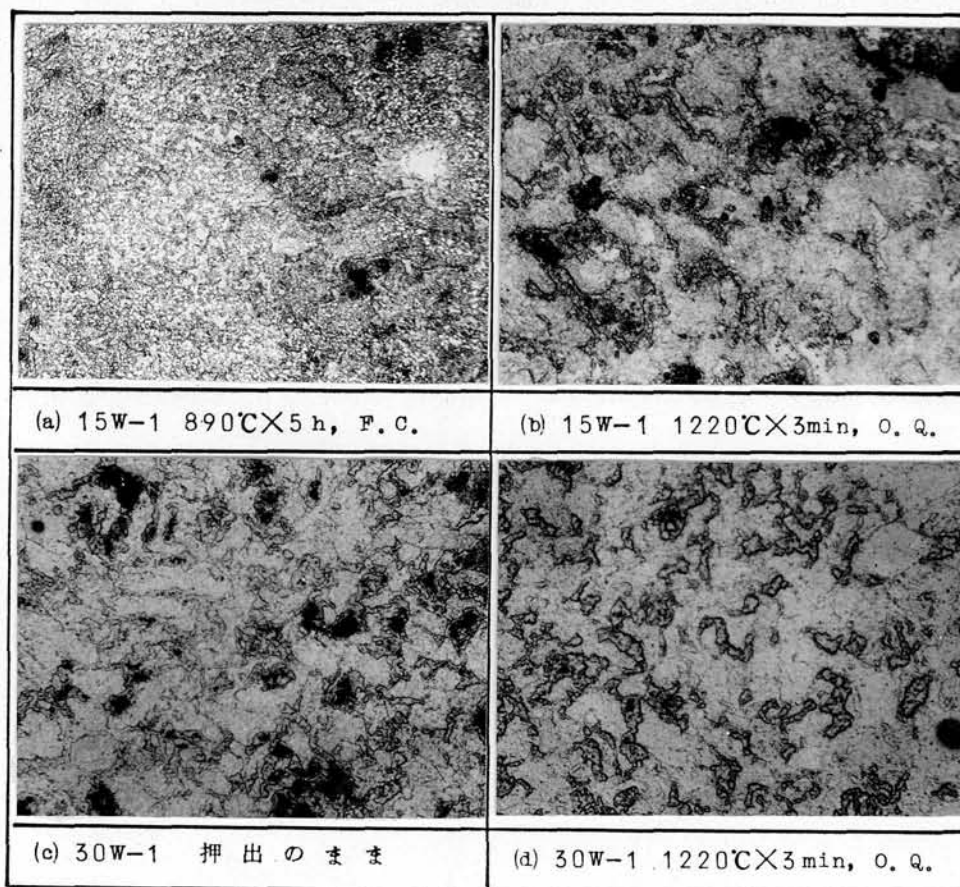


写真 2. 1. 6 キヤンニング押出法による WC 添加鋼の顕微鏡組織
(硝酸アルコール腐食, ×400)

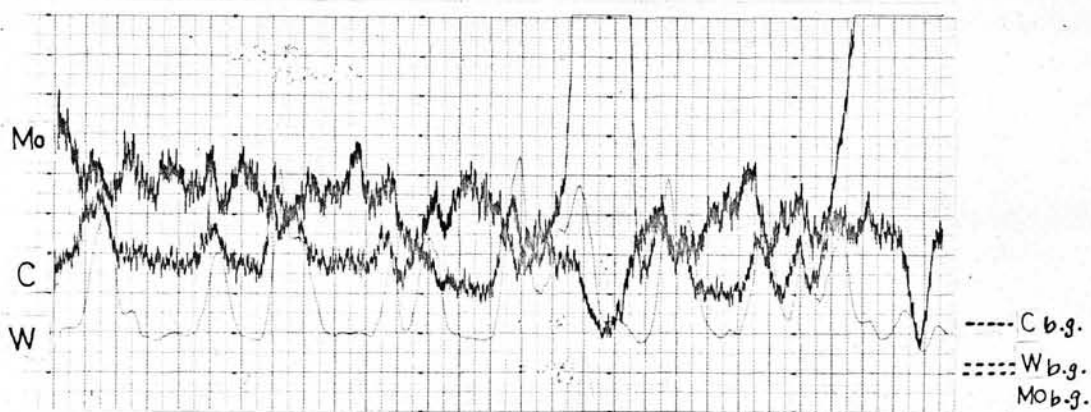


図 2. 1. 6 キヤンニング押出法による WC 添加鋼 (30W-1)
の線分析 (1200°C×10min O.Q.)

表 2. 1. 5 熱処理後のキヤンニング押出法によるWC添加鋼の電解分離

残渣について得られた回折線のd値および強度

(1100℃×30min O.Q. 575℃×1h×2)

d 値(Å)および 目 測 強 度		d 値 (Å) お よ び 強 度 ※			
残 渣		WC	M ₆ C	MC	M ₂₈ C ₆
1.42	VW	1.421 (50)			
1.44	M		1.43 (60)		1.44 (70)
1.45	W	1.452 (60)			
1.47	W			1.47 (50)	
1.49	VW				
1.55	M		1.54 (60)		
1.59	W				1.602 (40)
1.63	VW				
1.67	W		1.66 (40)		
1.69	VW				1.68 (60)
1.75	W		1.74 (20)		
1.78	W				1.796 (60)
1.85	W		1.84 (40)		
1.87	W				1.878 (60)
1.88	M	1.87 (100)			
1.96	S		1.95 (80)		
2.03	M				2.044(100)
2.08	W			2.07 (100)	
2.13	S		2.12 (100)		
2.17	W				2.168 (60)
2.27	VS		2.25 (80)		
2.36	W				2.375 (80)
2.40	W			2.40 (100)	
2.52	M	2.51 (80)			
2.55	S		2.53 (80)		
2.69	VW				
2.78	S		2.75 (80)		
2.85	M	2.83 (70)			
3.00	VW				
3.36	VW		3.31 (20)		
3.93	W				

※ ASTM cardまたはPearson: Handbook of Lattice
Spacing and Structure of Metals による

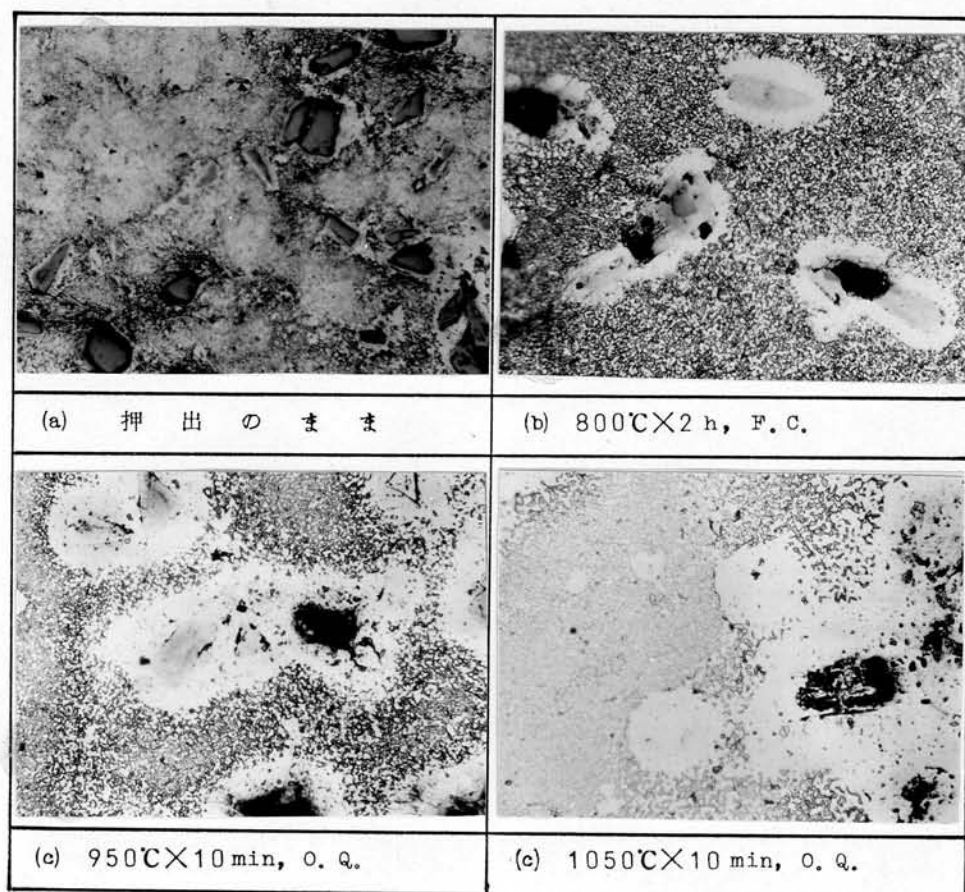


写真 2. 1. 7 キヤンニング押出法による B₄C 添加鋼の
顕微鏡組織
(硝酸アルコール腐食, ×400)

化したとしても、なお相当量の WC が残存している。なお焼入後の試片中に見られる相の形状が押出のままだと比べてやや丸味をおびているのはこれらの組織変化を裏付けるものであろう。なお電解分離残渣中には M₂₃C₆ の存在が認められるが、これは WC の添加の影響と考えられる。一般に M₂₃C₆ は 900°C 以上の温度での加熱によって消失すると考えられているからである。⁽¹³⁾

なお 30% WC 添加鋼には多数の穴の存在が認められる。15% WC 添加鋼には少ない。

写真 2. 1. 7 は B₄C 添加鋼の光学顕微鏡組織である。押出のままだ組織では角ばった腐食なしでも浮彫されて見える粒状相が存在するが、腐食するこの粒状相の周辺は腐食され難い。焼なまし後ではこの腐食され難い部分の面積は明らかに増大するが、950°C 焼入ではこれが顕著になり、さらに 1050°C 焼入ではほとんど腐食され難い相だけになって、粒状相の存在したと考えられる部分が穴となった。焼入温度が 1100°C 以上では試片が完全に溶融した。950°C 焼入試片について粒状相を通るように線分析した結果

は図 2. 1. 7 のとおりであって中心部は C と B に富み他元素はほとんど存在しないので B_4C と推定され、その周辺の腐食され難い部分には B が多く、C が低い。C がこの部分で低い理由はわからないが、粒状相に接した高速度鋼の部分に B_4C から B が移動したことを示している。また焼入後の高速度鋼部の組織では B_4C の添加によって粒状の相が多くなっている。

写真 2. 1. 8 は押出のままおよび熱処理後の S1C 添加鋼の光学顕微鏡組織である。押出のままの組織には S1C のままあるいはこれが多少変化したと考えられる粒状相はまったく見当ら

ず、添加した S1C よりはるかに微細な黒い相（腐食なしで認められる）と、白および灰色の不規則な形の相からなっている。微細な黒い相は焼なまし焼入後でも存在している。白い不規則な形の相は形状、量から添加された S1C そのものではなく S1C とは別の炭化物であろう。W, Mo, Cr, V などの合金元素および Fe からなる炭化物、おそらく M_6C , $M_{23}C_6$, MC , M_3C (Fe に他の元素の固溶したもの) などでないかと考えられる。添加された S1C が押出のままの組織中にまったく認められないのは押出のための加熱中に S1C がすでに高速度鋼中に溶け込んでしまったためである。6% 添加鋼は同一条件で押出した無添加鋼や他の炭化物添加鋼にくらべて粉末部分の押出比

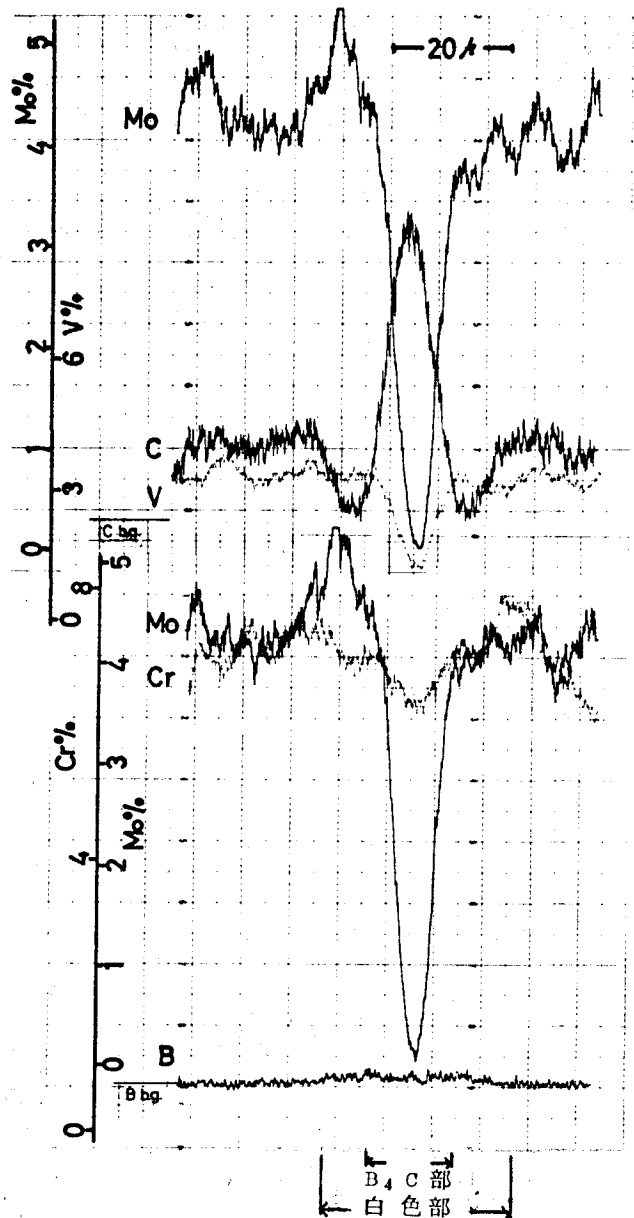


図 2. 1. 7 キヤンニング押出法による B_4C 添加鋼の線分析 (950°C×10min, 0.Q.)

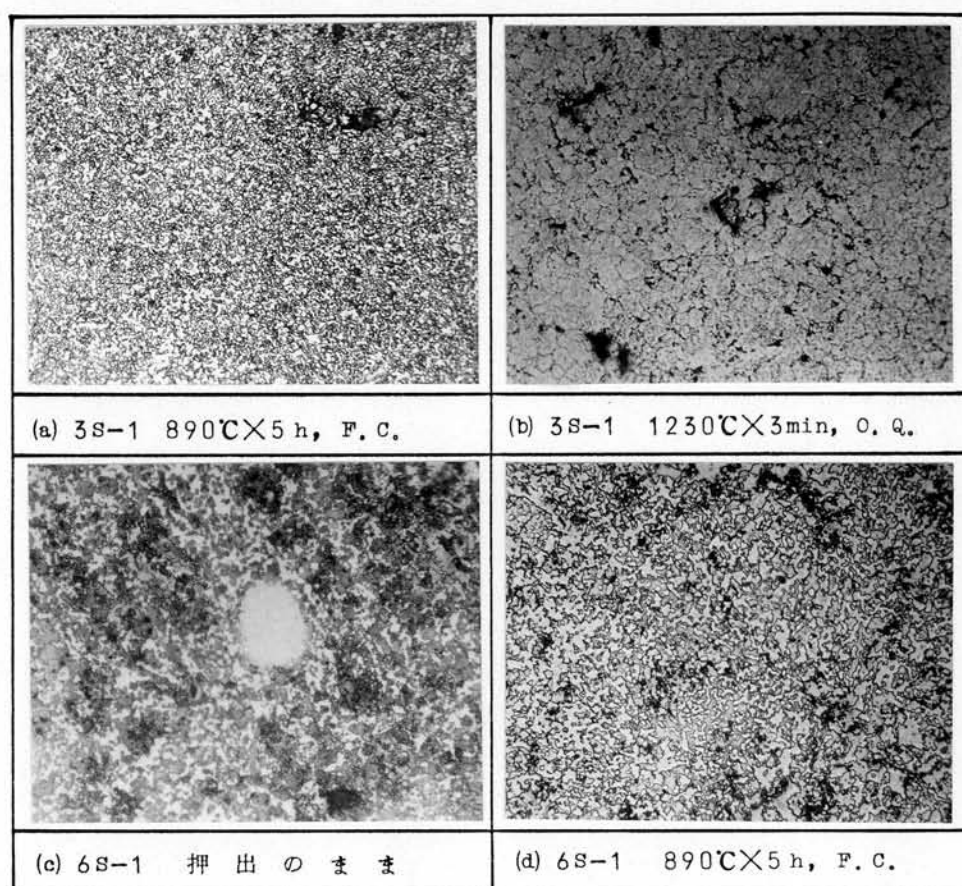


写真 2. 1. 8 キャンニング押出法による SiC 添加鋼の顕微鏡組織
(硝酸アルコール腐食 ×400)

が著しく大であって押出時に変形抵抗が小さくなっていたと推定される。熱処理試験において 6 号添加鋼を 1100°C 以上の温度に加熱すると完全に溶解したことから、押出時にすでに溶融状態にあったとも考えられるが、このように融点が低下したのは SiC の溶込みの起ったことの一つの裏付けであろう。

2 - 3 考 察

以上の実験結果から明らかになったことは、炭化物の種類および製造方法によって添加された炭化物の鋼中における存在形態が異なることである。表 2. 1. 6 は推定をもまじえて、添加された SiC, B₄C, WC, TiC, TiC-WC, Fe-Ti+黒鉛または Ti+黒鉛の存在状態をまとめた結果であるが、WC や TiC (TiC-WC, Fe-Ti, Tiを含めて) の場合、自動アーク肉盛では肉盛のままでそれぞれ M₆C や (Ti, V)C として存在し、熱処理によって変化しないが、キャンニング押出法では WC, TiC の形で存在し、焼なましー焼入焼もどしの熱処理後でも WC, TiC のままである。一部は押出および熱処理の後に M₆C や (Ti, V)C に変化する傾向はあるが、この場合の M₆C や (Ti, V)C

中の W , Mo , Cr あるいは V の固溶量は自動アーク肉盛法による鋼の M_6C (T1,V)C に比べて少量であろう。

このように焼入焼もどし後においても WC や T1C が組織に分布する高速度鋼をキャンニング押出法によって製作することができたが、キャンニング押出法によっても SiC や B₄C が組織中に分布した高速度鋼を製作することは不可能であって、焼入焼もどし後の組織中に添加のままの形で炭化物が分布し得るか否かは、添加された炭化物の押出あるいは熱処理温度における高速度鋼中への固溶の難易によると考えられる。おそらく VC や NbC , HfC , については可能であるが、Cr₂₃C₆ , Cr₇C₃ については押出のための加熱時間を短くし押出温度を 900℃ 以下にさげない限り不可能である。

このような押出温度の影響についての考え方をさらに拡張すると、たとえば T1C が自動アーク肉盛法では (T1,V)C となり、キャンニング押出法では T1C のままで存在するのは、T1C がさらされる温度がキャンニング押出では低く、自動アーク肉盛では高いためである。キャンニング押出時の加熱温度では T1C が高速度鋼に固溶するに至らないのでそのままの形で分布するが、自動アーク盛金においては溶融金属の温度が高いため、T1C は完全に溶融して凝固時に (T1,V)C として晶出するのである。(写真 2.1.1 において T1 量の多い HTZ の (T1,V)C が樹枝状に近くなっていることからこれが明らかである)。アークの温度の高さから考えると、TIG アークによる局部急冷凝固処理においても (T1,V)C となりそうであるが、T1C のままであったのは電流が過小で溶融温度が低かったためであろう。電流を大きくするか、電子ビームや移行型プラズマによる局部急冷凝固処理ならば (T1,V)C として晶出するであろう。これは WC に関しても同様であろう。

キャンニング押出による場合には添加された T1C がそのまま組織中に分布するので、T1C 粉末の大きさ、形の選択が重要である。おそらく球状で微細な T1C 粉が望ましいであろうが、粉末が微細であるほど、押出中あるいは熱処理中に T1C 中に固溶する V の量が増加するであろう。V の固溶が工具鋼の性質に対する影響は明らかでないが、T1C の硬さは VC の 25 MoL までの固溶によって上昇する⁽⁴⁾ので、むしろ V の固溶は望ましいことであつて、T1C が (T1,V)C に変化してしまわないことは実用上むしろ欠点である可能性もある。

通常の溶解法によって高速度鋼に WC を添加した場合にはいかなる種類の W 炭化物が形成されるかについてはこれまで十分に研究されていないが、 M_6C である可能性が大きい。⁽³⁾したがってキャンニング押出法で大部分を WC のままの形で分布させ得ることはキャンニング押出法の一つの利点と考えられる。表 2.1.1 に示すように WC は M_6C より著しく硬く、かつ工具鋼

表 2. 1. 6 急冷凝固法と添加された炭化物の鋼中における存在形態

	自動アーク肉盛	局部急冷凝固	キャンニング押出	
	肉盛のまま	凝固のまま	押出のまま	熱処理後※
TiC	溶解して ※※ (Ti,V)C	TiC	TiC	TiC ※※※ (Ti,V)C...小粒および 大粒の周辺
TiC-WC	溶解して ※※※※ (Ti,V)C ※※	※※※※ TiC-WC	※※※※ TiC-WC	TiC-WC ※※※※ (Ti,W,V)C... 同上
Fe-Ti +黒鉛 Ti	溶解して (Ti,V)C	※※※※ Fe-Ti,Ti または(Ti,V)C	?	?
WC	※※※※ M ₆ C	※※※※ WC	WC M ₆ C(少量)	WC ... 減少 M ₆ C... 増加
B ₄ C	※※※※ 溶 解	※※※※ 溶 解	M ₄ C	低温焼入 B ₄ C 高温焼入 溶解して消失
SiC	※※※※ 溶 解	※※※※ 溶 解	溶 解	溶 解

※ 焼なましー焼入焼もどし

※※ (Ti,V)C中に少量のW, Mo, Crを含む

※※※ V少量, W, Mo, Crほとんど含まず

※※※※ 推定による

の耐摩耗性は鋼中に分布する炭化物が硬いほど良いと考えられるからである。焼結法によって製作したWCの分布する高速度鋼がすぐれた切削性能を示したとの情報も現れたことは前述のとおりである。⁽⁵⁾

第3節 炭化物添加高速度鋼の熱処理特性

3-1 実験方法

第1編第2～4章に述べたと同じ方法で熱処理して、顕微鏡組織観察および硬さの測定を実施した。またキャンニング押出材については後述の摩耗試験片を熱処理硬さの測定に用いた。

3-2 実験結果および考察

図2.1.8⁽¹²⁾に自動アーク肉盛によるTi炭化物添加鋼の一部における焼入温度と焼入硬さの関係、図2.1.9⁽¹²⁾に同じく焼入温度と焼もどし硬さの関係を示す。Ti炭化物添加鋼は無添加鋼に比べて焼入硬さは低い(M-TiAは無添加鋼に近いが、図示しなかった。M-TiC, M-TiD, についてはM-TiBと同様である)にもかかわらず焼もどし硬さは同等かむしろ高い。したがって

熱処理後の組織については写真 2. 1. 1 に M-T10 について示してあるが、焼入後も (T1, V)C が相当量残留している。焼入温度と組織の関係を詳細に調べてみると最適焼入温度は T1 炭化物添加鋼のほうが 20℃

Figure 1 is a line graph showing the change in hardness (HRC) of Ti-6Al-4V alloy during heat treatment. The y-axis represents hardness (HRC) from 50 to 65. The x-axis represents temperature in degrees Celsius, with two segments: 1230-1250 and 1300-1340. Four data series are plotted: T₁ (crosses), T-TiA (solid circles), T-TiB (open triangles), and M₄ (open squares). In the 1230-1250°C range, hardness for T₁, T-TiA, and T-TiB is relatively stable or slightly decreasing, while M₄ shows a slight increase. In the 1300-1340°C range, all series show a significant increase in hardness with temperature.

Temperature (°C)	T ₁ (HRC)	T-TiA (HRC)	T-TiB (HRC)	M ₄ (HRC)
1230	63.0	61.5	62.5	62.5
1240	62.5	61.0	63.0	63.0
1250	62.5	60.5	61.5	63.0
1300	60.0	57.5	53.0	-
1320	58.5	58.5	57.5	-
1340	59.0	59.0	58.0	-

Figure 1 consists of four sub-graphs arranged in a 2x2 grid, each showing the relationship between hardness (HRC) on the y-axis and sintering temperature (°C) on the x-axis. The y-axis ranges from 55 to 65 HRC. The x-axis ranges from 1230 to 1340 °C. The four sub-graphs correspond to different conditions: 540°C x 1h x 3, 560°C x 1h x 3, 540°C x 1h x 3, and 580°C x 1h x 3. The legend indicates four series: M2 (X—X), M-TiA (Δ---Δ), M-TiB (●-.-●), and M4 (□—□).

Condition	Series	1230 °C	1250 °C	1300 °C	1340 °C
540°C x 1h x 3	M2	65.5	66.5	65.5	65.0
	M-TiA	66.5	67.0	66.5	66.0
	M-TiB	66.0	66.5	65.5	65.0
	M4	62.5	63.0	-	-
560°C x 1h x 3	M2	64.5	65.0	64.5	64.0
	M-TiA	66.5	67.0	66.5	66.0
	M-TiB	65.5	66.0	65.0	64.5
	M4	62.5	63.0	-	-
540°C x 1h x 3	M2	66.5	65.5	65.0	64.0
	M-TiA	63.0	65.5	65.0	64.5
	M-TiB	66.5	65.5	65.0	64.5
	M4	62.5	63.0	-	-
580°C x 1h x 3	M2	66.0	62.5	64.0	64.5
	M-TiA	65.0	65.5	65.0	65.5
	M-TiB	66.0	64.0	64.5	64.0
	M4	62.5	63.0	-	-

- 149 -

図 2. 1.10 , 図 2. 1.11

および図 2. 1.12 にキャンニング押出による炭化物添加鋼について焼入温度と焼入硬さおよび焼もどし後の硬さ (T1C 添加鋼の一部についてはサブゼロ処理後の硬さも示した) の関係を示す。無添加鋼は第 1 編第 4 章に述べたように低温でも高い焼入硬さを持ち、焼入温度による焼入硬さの変化は比較的小さい。T1C 添加鋼は T1C の添加量にかかわらず焼入温度の上昇とともに硬さ低下の傾向を示し、とくに 1150℃ 以上ではこれが著しい。また T1C 添加量が増加するとともに焼入硬さが低下する傾向が見られる。図 2. 1.13 は横軸に T1C 添加量をとつて 950℃ および 1200℃ 焼入のまま、サブゼロ処理後および焼もどし後の硬さを示したものであるが、1200℃ 焼入の場合 T1C 添加量が多くなるほどサブゼロ処理および焼もどしによる硬さ上昇量が大きくなっている。

図 2. 1.14 は 1100℃ 焼入材における焼もどし温度と焼もどし硬さの関係であるが、このような比較的低い焼入温度でも最高の焼もどし硬さを示す焼もどし温度が無添加鋼より 20℃ は高い。これらの結果から T1C 添加鋼は高い温度で焼入されると無添加鋼より多量の残留オーステナイトを発生すると判断される。このように残留オーステナイトが多量に発生するのは T1C がオーステナイト中に固溶して、オーステナイトの合金元素量を高くするためであろう。

なお図 2. 1.10 における 5 劣 T1C 添加鋼と図 2. 1.11 におけるそれの間には

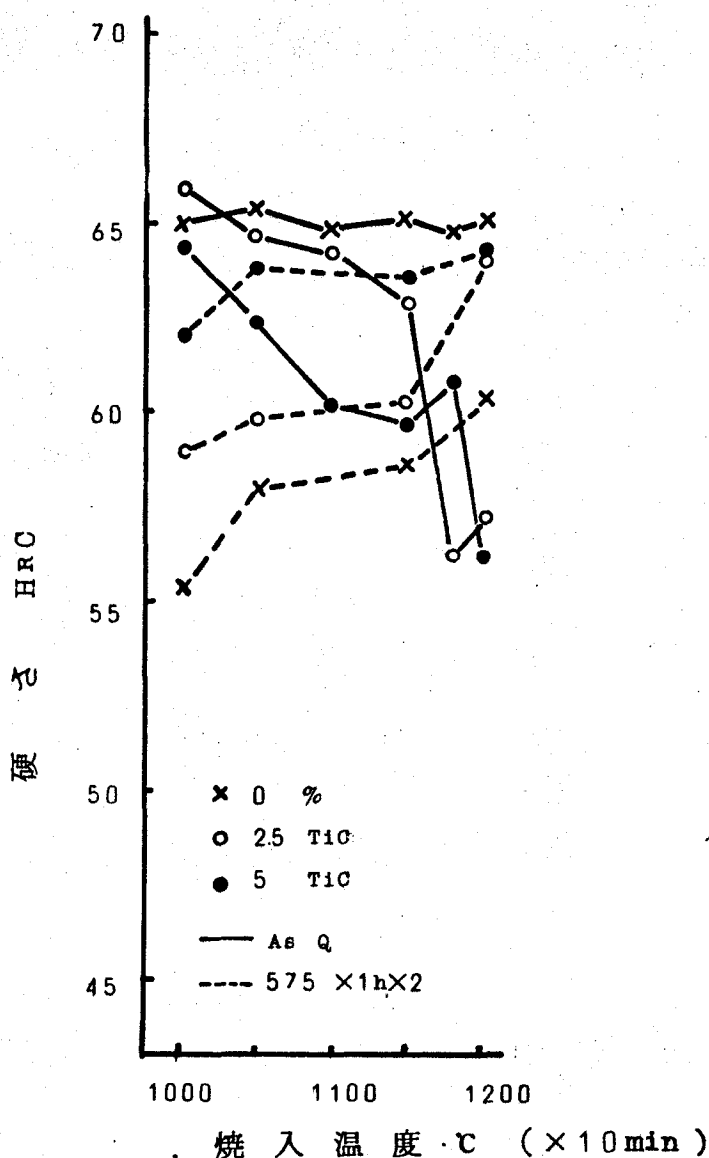


図 2. 1. 10 キャンニング押出法による T1C 添加鋼における焼入温度と焼入および焼もどし硬さの関係

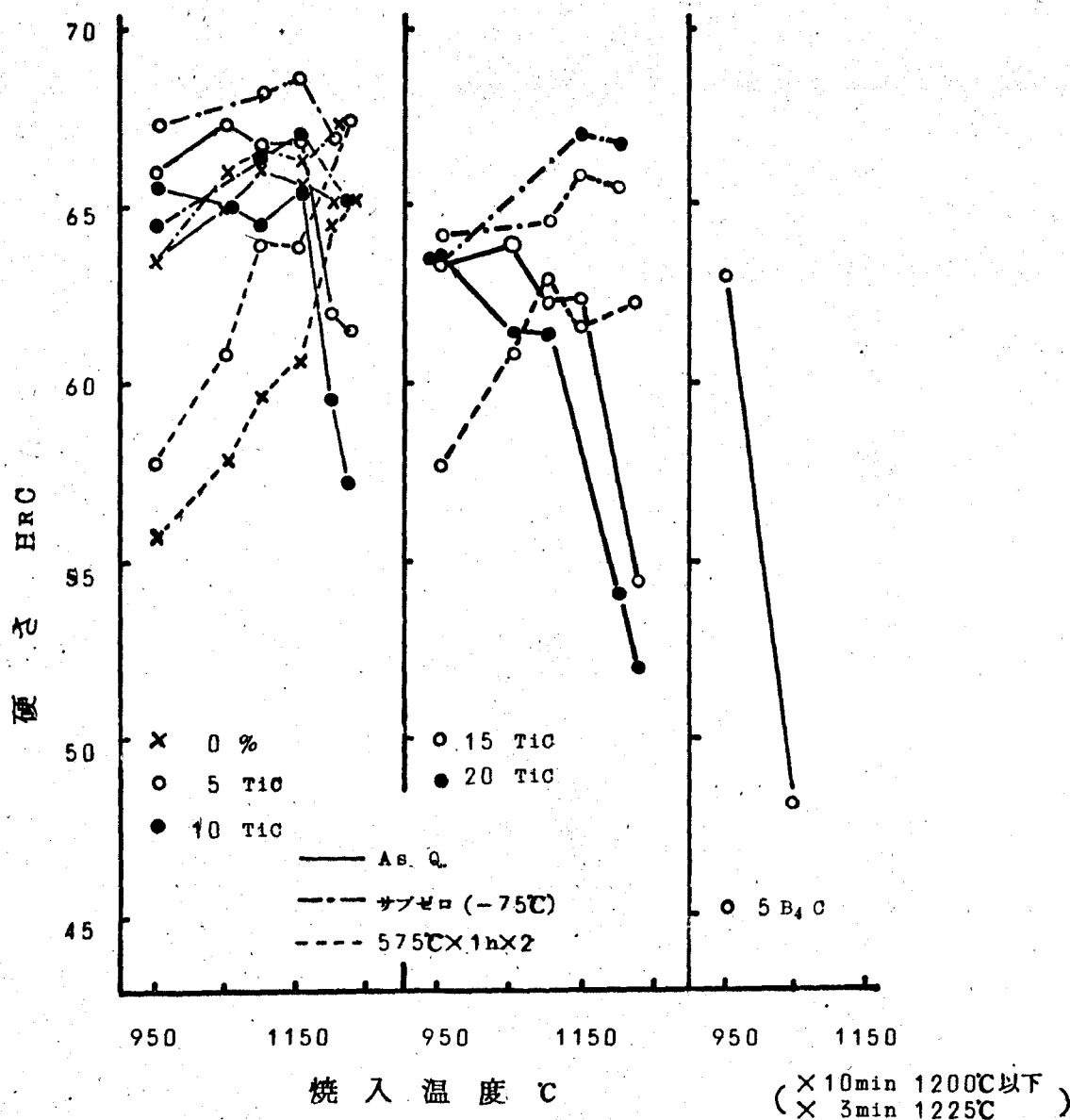


図 2.1.11 キヤンニング押出法によるTiC添加鋼およびB₄C添加鋼

における焼入温度と焼入および焼もどし硬さの関係

硬さの差が見られるが、前者は第1回押出、後者は第2回押出によって製
作した鋼に関する結果である。製造条件の差がどのようにしてこのような
熱処理挙動の差を生んだかについては明らかでない。

WC添加鋼もTiC添加鋼と同じように焼入温度が上昇するとともに焼入硬
さは低下し、焼もどし硬さは上昇する傾向であるが、15%添加鋼より30%
添加鋼の方が焼入硬さ、焼もどし硬さともに低いのは欠の存在によるので
あろう。

3% SiC添加鋼では焼入温度上昇にともなう焼入硬さの低下がTiCやWC
添加鋼の場合よりさらに著しい。焼もどしによって硬さが著しく上昇する
ことから、焼入硬さが低いのは残留オーステナイト量が多いためと判断さ
れるが、WCやTiC添加の場合よりSiC添加の方が残留オーステナイト量が

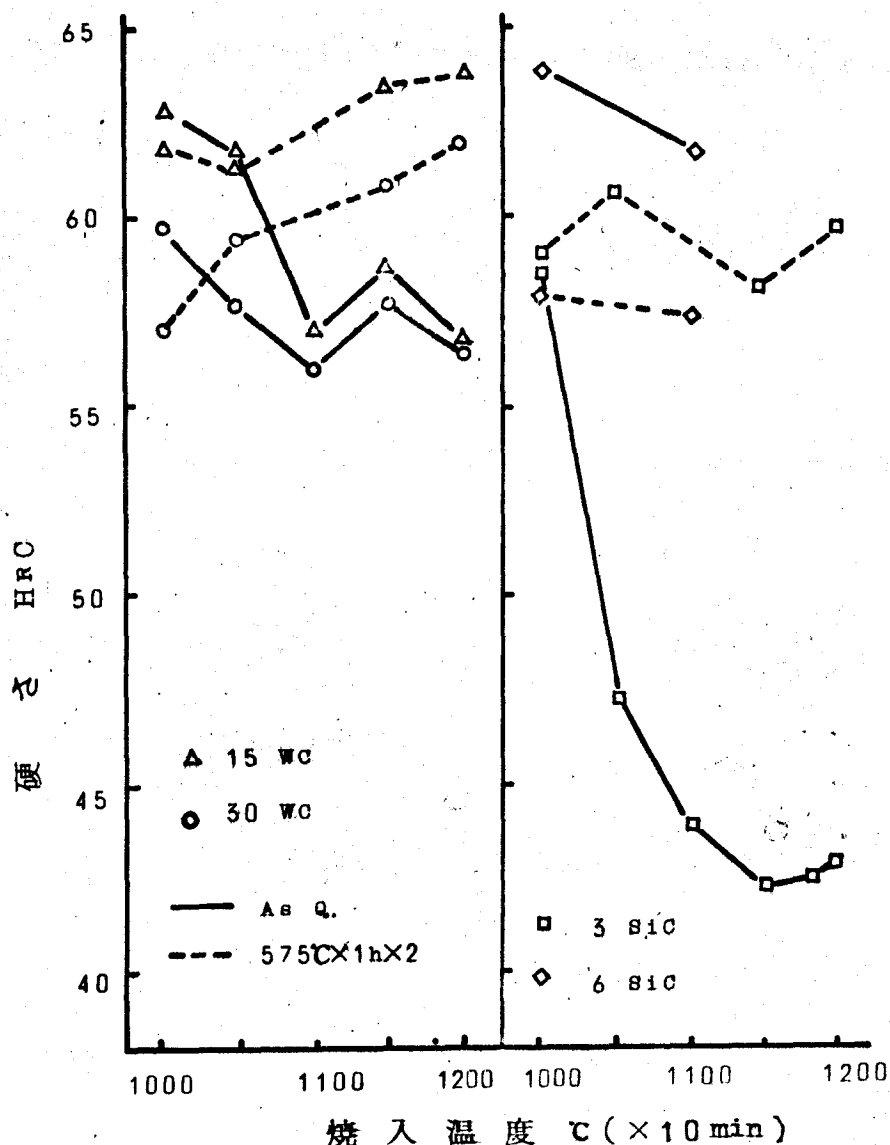


図2.1.12 キヤンニング押出法によるWC添加鋼およびSiC添加鋼における焼入温度と焼入および焼もどし硬さの関係

大きいためにはSiC添加鋼中の炭化物は、WCやTiCよりもオーステナイト中に固溶し易い種類の炭化物でなければならない。この点からSiC添加鋼に分布している炭化物は M_6C である可能性が考えられる。

6% SiC添加鋼は1150°C以上の焼入で完全に溶融してしまった。図1.1.10に示したように18%W-4%Crにおける切断状態図の共晶温度が1085°CであることからW, Mo量の差、Siの影響を考えてもSiCが大部分固溶したと考えればこれは理解できる。

SiC添加鋼の焼もどし硬さは図2.1.12によればHRC60程度である。焼もどし温度を最高の2次硬化の得られる温度に選べばHRC60以上の硬さが出る可能性もあるが、狭い熱処理条件のもとでなければHRC60を越す硬さ

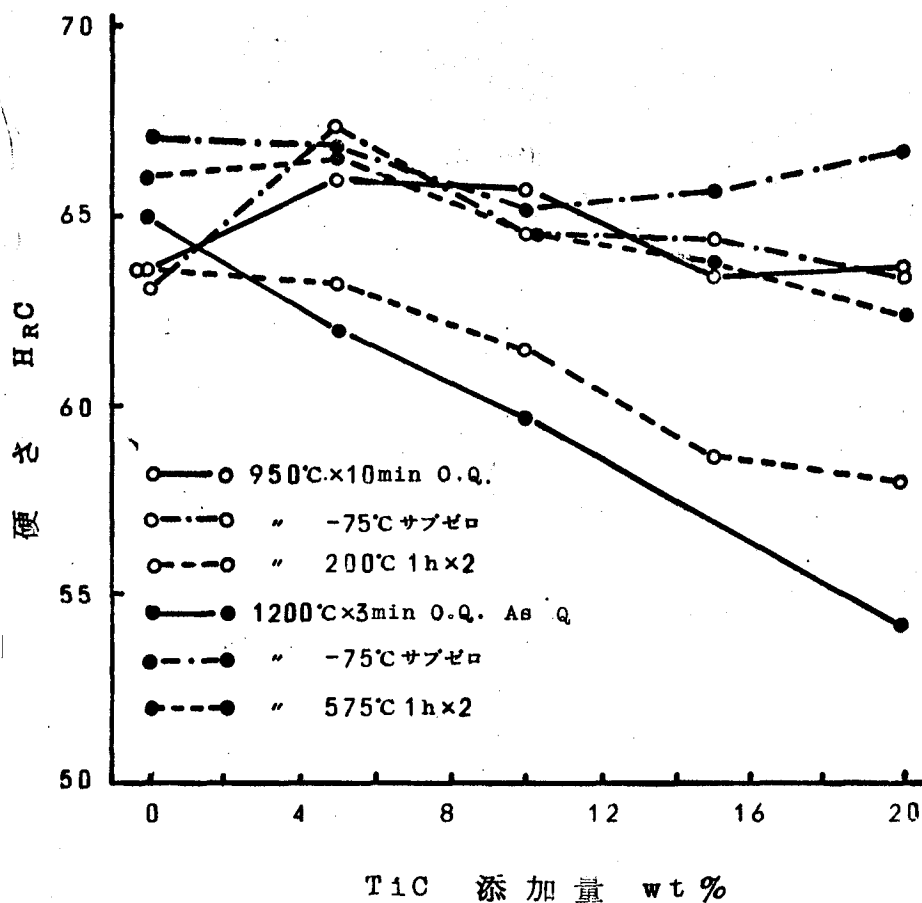


図 2. 1. 13 キャンニング押出法による TiC 添加鋼における TiC 添加量と焼入および焼もどし硬さの関係

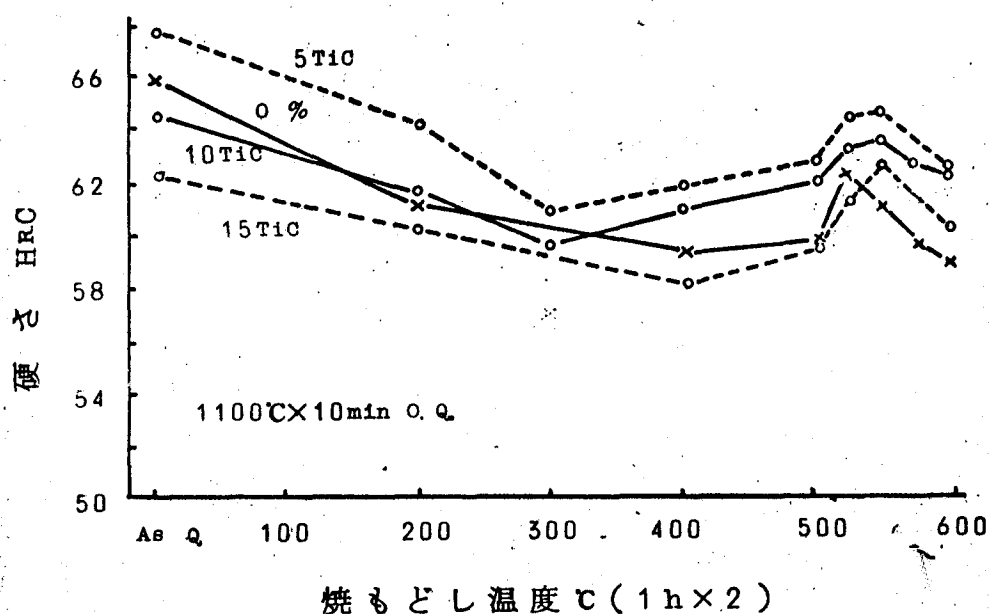


図 2. 1. 14 キャンニング押出法による TiC 添加鋼における 焼もどし温度と焼もどし硬さの関係

が得られないのでは切削工具用材料としては不十分である。

B₄C添加鋼は 950℃では高い焼入硬さを示したが、1050℃では著しく低い硬さとなり、1100℃以上の焼入ではやはり完全に溶解した。分析は実施していないが、B₄C中のC量から計算するとこの鋼のCはほぼ1.8wt% (Bは4wt%) であるので、この溶解はTi-C系の共晶よりはFe-B系の共晶 (温度1174℃, 3.8wt% B) あるいはFe-B-C3元共晶より説明されるべきであろうが、いずれにしても焼入温度に加熱されるとB₄Cがほとんど完全に高速度鋼中に固溶してしまうことが明らかである。

このようにB₄C添加鋼は 950℃のような低い焼入温度では高い硬さを示したので、焼入温度を低く、したがって焼もどし温度も低く選べば、冷間加工用金型材料として使用できる硬さを示すのであるが、焼入温度を950℃近くに限定するならば、高速度鋼でなく冷間ダイス鋼の噴霧粉を使用してもよいであろう。また焼入温度を 950℃近くに選ばなければならないのであればB₄Cの硬さのためにたとえ高い焼入硬さが得られたとしても、耐焼もどし性不足のためすぐれた切削性能を発揮することができないであろうから切削工具材料としては不向きである。

第4章 炭化物添加高速度鋼の耐摩耗性

4-1 実験方法

キャンニング押出材について大越式迅速摩耗試験を実施した。方法は第1編第4章に述べたとおりである。ただし今回は特に摩擦速度を変化させて、摩耗量と摩擦速度の関係を求めた。試片の熱処理条件として1100℃, 10minまたは1150℃, 15min油冷、200℃, 1h空冷2回と1150℃または1200℃, 10min油冷、575℃, 1h空冷2回を実施し、それぞれH_{RC} 54~64, 63~67の硬さとした。また比較のために市販の20×30×15mmの超硬合金 (G2) ブロックをも用いた。なおB₄C添加鋼については摩耗試験を行わなかった。

4-2 実験結果および考察

図2.1.15にTiC添加鋼における摩擦速度と比摩耗量の関係を示す。比摩耗量と速度の関係をみると、無添加鋼の摩耗量は速度の上昇と共に増大し0.5m/sec付近で極大値に達した後低下し始めて1m/secで極小値を示し、ここから再び増大する。25および5wt% TiC添加鋼は1m/secで極小値を示す点では無添加鋼と同じであるが、このほかに3m/secでもう1度極小値を示している。TiC添加量が10wt%に増加すると1m/secの摩耗量は逆に極大値

となるほどに増大し、極小値は 3 m/sec 付近のみとなった。比摩耗量の大小について見ると TiC 添加鋼は 1 m/sec 付近を除く各速度で無添加鋼に比べて小さく、耐摩耗性のすぐれていることが明らかである。

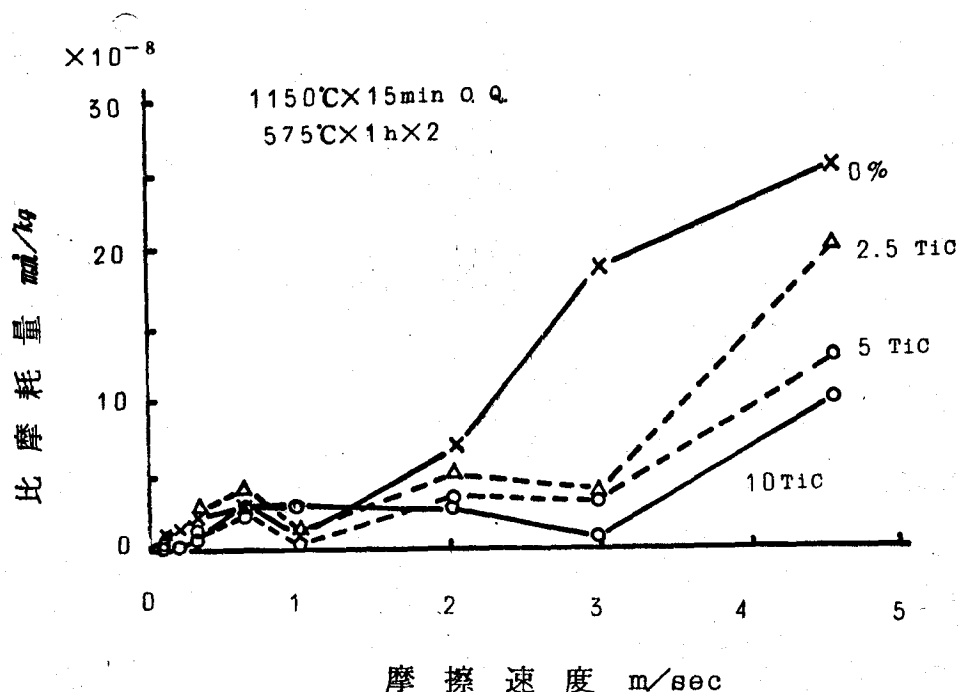


図 2. 1. 15 キャンニング押出法による TiC 添加鋼における
摩擦速度と摩耗量の関係

各添加鋼の比摩耗量の比較を正確に行うために速度を第 1 章の場合と同じく 0.32 m/sec , 3.0 m/sec に選んで 3 ~ 4 回くり返し実験して得た結果を、添加量と比摩耗量の関係で整理したのが図 2. 1. 16 および図 2. 1. 17 である。高速では熱処理条件にかかわらず TiC 添加量とともに摩耗量は減少している。これは第 2 回押出材でとくに顕著で無添加鋼の $1/10$ 程度の摩耗量である。低速の摩耗量は TiC 添加量 5 ~ 10 wt% までは添加量の増大とともに減少し無添加鋼の $1/2$ 程度になるが、 TiC 添加量がこれ以上に増加するとかえって増大する傾向である。 WC 添加鋼は低速および高速の摩耗量をやはり減少させているが、15 wt% と 30 wt% の差は大きくない。 SiC の添加は高速の摩耗量をやや減少させているが低速の摩耗量をかえって大きくさせている。

図 2. 1. 18 および 2. 1. 19 は試片硬さとの関係で整理しなおした結果である。 TiC 添加鋼および WC 添加鋼は無添加鋼より同一硬さでも摩耗量小さく、摩耗量が小さいのは硬さの差によるものでないことが明らかである。 SiC 添加鋼は同一硬さで比較すると低速でも高速でも無添加鋼とほぼ同じ摩耗量

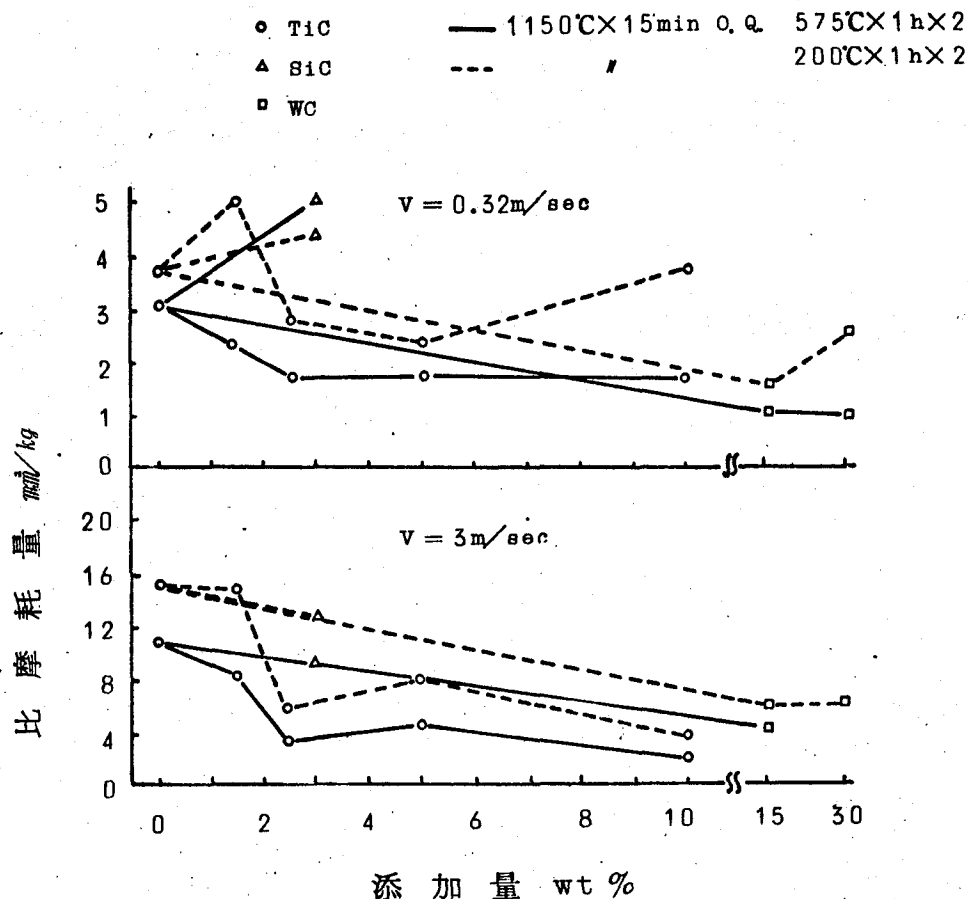


図 2.1.16 キャンニング押出法による炭化物添加鋼（第1回押出材）におけるTiC, WC,あるいはSiC添加量と摩耗量の関係

である。第1編第2章において高速での摩耗量は組織中に存在する炭化物が多いほど小さいとの考察を示したが、添加された炭化物が焼入焼もどし組織中に多量に存在するTiC添加鋼およびWC添加鋼の高速での摩耗量が小さく、焼入によって炭化物が大部分固溶してしまうSiC添加鋼の高速での摩耗量が小さい事実はこれを支持している。ま

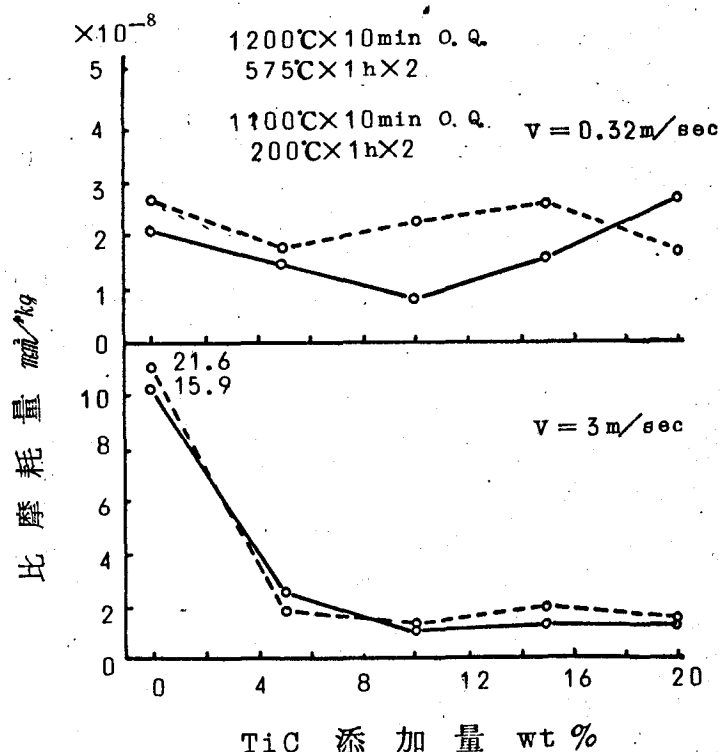


図 2.1.17 キャンニング押出法によるTiC添加鋼（第2回押出材）におけるTiC添加量と摩耗量の関係

た低速での摩耗量は硬さに強く依存するが同一ロックエル硬さの場合には組織中に分布する炭化物量の大小もわずかながら摩耗量に影響する（これについては SKH9 と基質鋼の比較によってすでに明らかにしてある⁽¹⁴⁾）、のでTiC 添加鋼やWC 添加鋼が同一硬さのもとで無添加鋼より小さい摩耗量を示すのはやはり炭化物の影響によるのであろう。

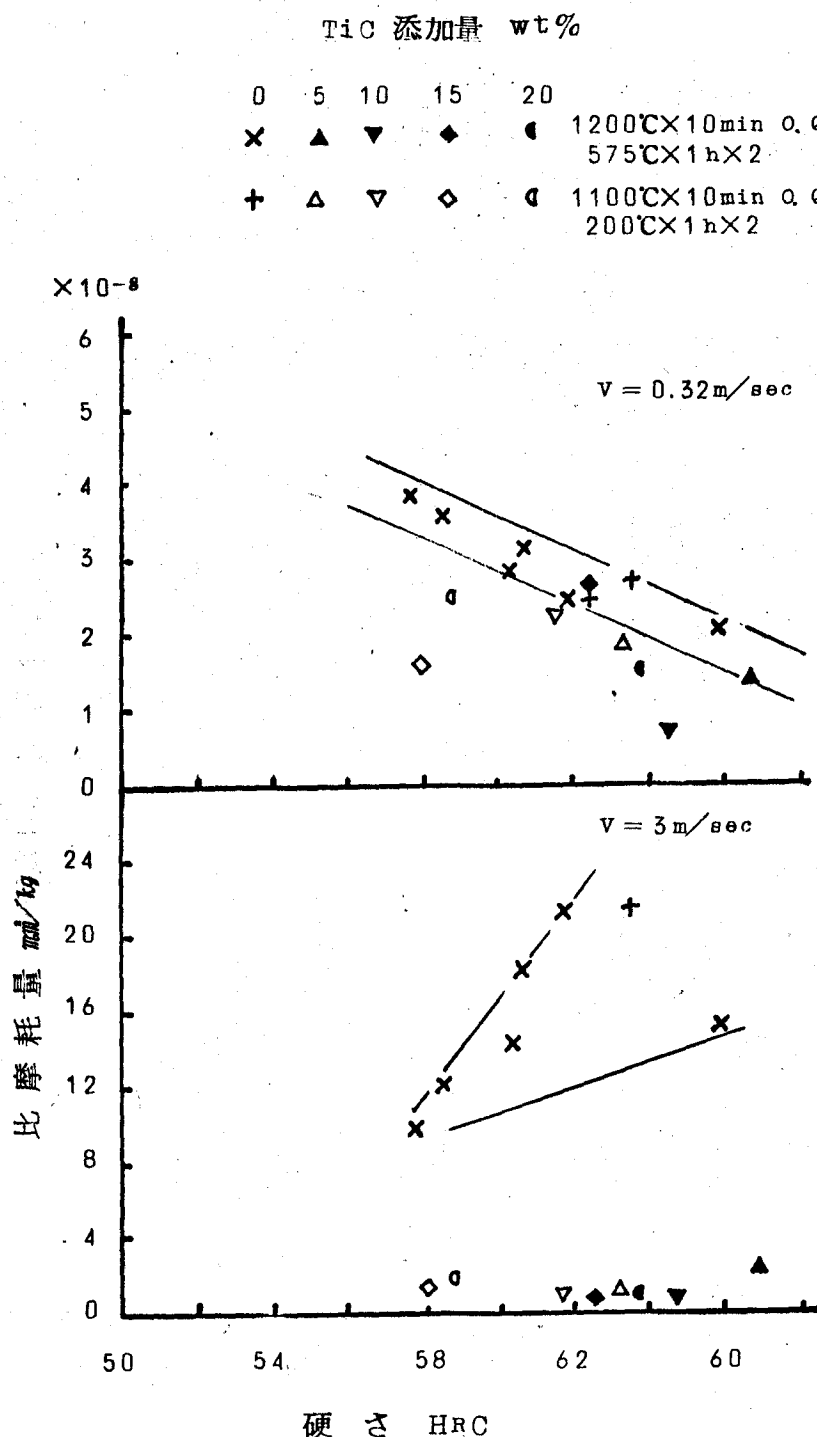


図 2. 18 キヤンニング押出法による TiC 添加鋼における硬さと摩耗量の関係（第 2 回押出材）

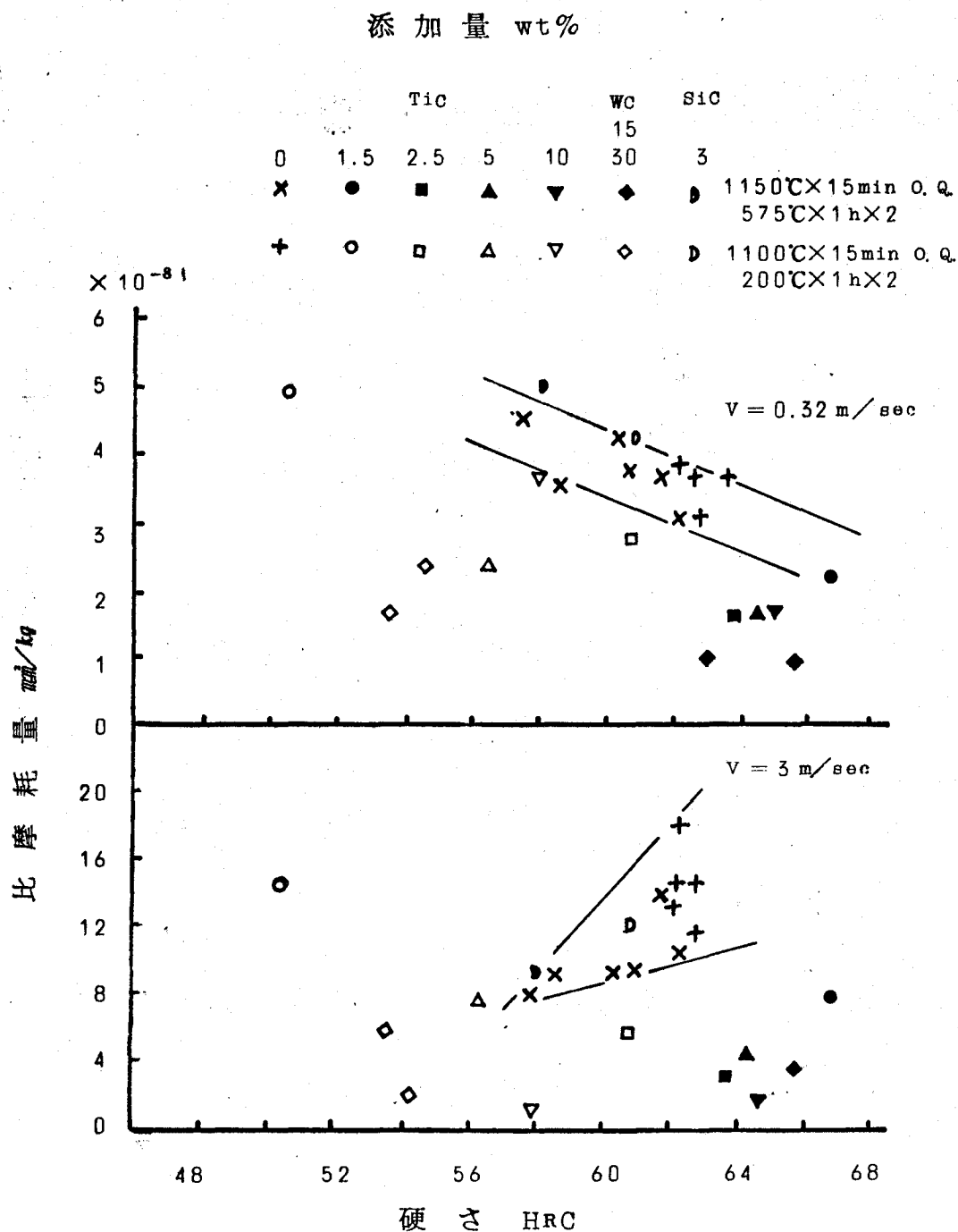


図 2.1.19 キヤンニング押出法による TiC 添加鋼、WC 添加鋼および SiC 添加鋼における硬さと摩耗量の関係（第 1 回押出材）

なお TiC 添加量の影響については、1.5wt% 添加鋼は 25wt% 以上の添加鋼に比べて摩耗量大きいが、添加量が 25% 以上になると大きな変化はないので耐摩耗性に関しては 25~5 wt% の添加で十分である。また必ずしも TiC 添加量とともに摩耗量が減少しないがこの原因の一つは、添加量がとくに 10wt% 以上にもなると顕著になる穴の存在が悪影響を及ぼしているためであると考えられる。

なお比較のために超合金 G 2 の摩耗量を同一条件で測定したところは高速でも低速でも約 $0.5 \times 10^{-8} \text{ mm}^3/\text{Kg}$ であった。したがって T1C 添加鋼は超合金と同等まではいかないが、高速度鋼よりも超合金に近いものであると言える。

第 5 節 炭化物添加高速度鋼の靱性

5-1 実験方法

キヤンニング押出による T1C 添加鋼および比較用鍛造材について抗折試験を実施した。試験方法は第 1 編第 2 章に用いたと同じ 3 点負荷法である。試片寸法および支点間距離は、第 1 回押出材でそれぞれ $6 \times 5 \times (60 \sim 80) \text{ mm}$, 35 mm , 第 2 回押出材でそれぞれ $2 \times 2 \times (30 \sim 40) \text{ mm}$, 15 mm , である。

試片の熱処理条件および硬さは第 1 回押出材で $1100^\circ\text{C} \times 3 \text{ min}$ 油冷、 575°C 1 h 空冷 2 回、HRC 63~66、第 2 回押出材で $1200^\circ\text{C} \times 3 \text{ min}$ 油冷、 575°C 1 h 空冷 2 回、HRC 60~66 である。同一条件について 3 または 4 本を使用した。

5-2 実験結果および考察

図 2.120 に T1C 添加量と破断荷重の関係を示す。第 1 回押出材でも、第 2 回押出材でも T1C 添加量の増加とともに破断荷重は低下することが明らかである。

このように T1C の添加量の増加とともに破断荷重が低下するのは、硬い (T1, V)C の増加のほかにとくに添加量が 10 wt% を越えると顕著になる穴の存在によるものと考えられる。

キヤンニング押出法による WC 添加鋼、SiC 添加鋼については抗折試験を実施しなかったが、組織および穴の存在から考えてやはり T1C 添加鋼程度の値しか示さないであろう。

自動アーク肉盛材についても試験を実施しなかったが、硬い (T1, V)C の存在のために無添加鋼より高い値を示すことはないであろう。(T1, V)C と VC の性質の類似から考えて、第 1 編第 3 章の高 V 高速度鋼 (SKH10) と同程度の強さであろうと推定する。

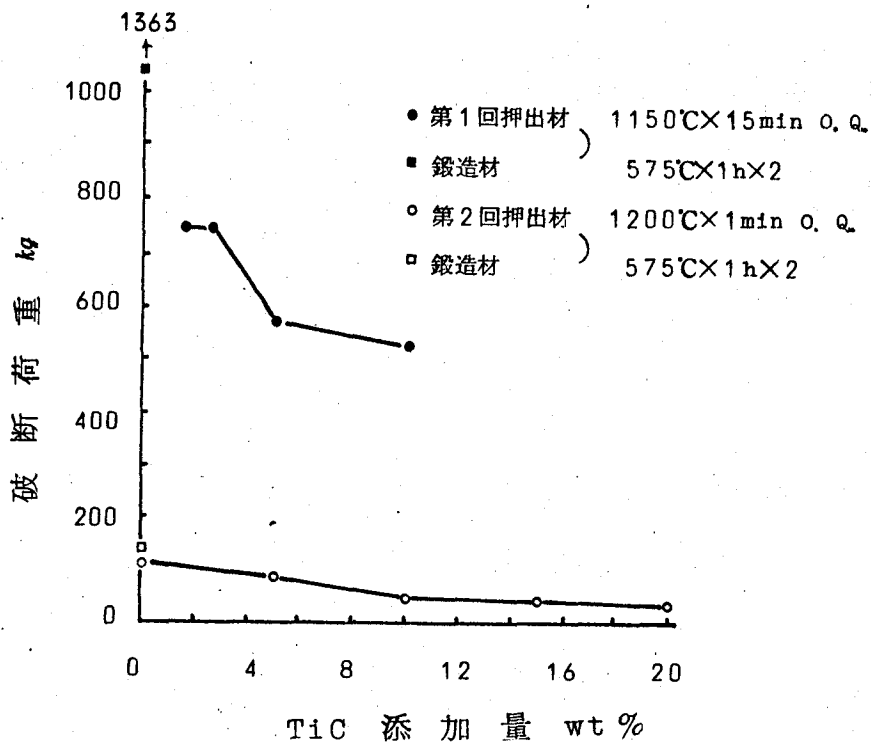


図 2.1.20 キャンニング押出法による TiC 添加鋼
における TiC 添加量と破断荷重の関係

第 6 節 炭化物添加高速度鋼の切削性能

6-1 実験方法

Ti 炭化物添加鋼が刃先部のみ（刃先より約 5 mm まで）に存在するように約 $10 \times 10 \times 50$ mm のバイトを自動アーク肉盛材から切り出し（第 1 編第 3 章図 1.3.2 参照）M2, M-TiA, M-TiB については $1210 \sim 1250^\circ\text{C}$, 3min, 油冷, Ti, T-TiA, T-TiB については $1300 \sim 1340^\circ\text{C}$, 3min, 油冷後 $540 \sim 580^\circ\text{C}$ 1h 空冷 2 回の焼もどしを施した。バイトの硬さはほぼ HRC65~66 にそろっている。高 V 高速度鋼である SKH54 材（記号 M4）をも用いたが、これについては 1230°C または 1240°C , 3min, 油冷, 540°C または 560°C 1h 空冷, 2 回の焼もどしを施して HRC64.3~64.7 とした。切削条件は第 1 編第 3 章に示したと同じ丸棒端面の旋削試験である。

また TiC を添加したキャンニング押出材の 5C-2, 15C および 20C についてもバイトを製作し第 1 編第 4 章と同じようにして S55C の旋削による切削試験をも実施した。バイトの熱処理条件は 1225°C , 3min, 油冷, 540°C 1h, 空冷 4 回くり返し後さらに 550°C , 1h, 空冷, 1 回（5C-2 のみ 2 回）であってバイトの硬さは 5C-1 HRC68.7, 15C HRC62.9, 20C HRC64.2 であった。比較用に TiC を添加しない押出材 0-2 を用いたがその

硬さは $H_{RC} 67.2$ であった。

6-2 実験結果および考察

自動アーク肉盛材について実験結果を図 2.1.21⁽¹²⁾に示す。S55C 断続切削ではT1炭化物添加鋼は無添加鋼および高V高速度鋼とほぼ同じ最高切削速度を示し、T1炭化物添加の効果はほとんど認められない。SCM5の高速切削ではM-T1Bを除いてすべて無添加鋼および高V高速度鋼より大きな最大切削速度を示し、T1炭化物添加の効果が顕著である。SCM5 低速切削における横逃げ面の摩耗量は、無添加鋼および高V高速度鋼よりT1炭化物添加鋼の方が小さいが、ノーズの逃げ面摩耗量では差がないがむしろ逆の傾向である。ノーズの逃げ面摩耗の大きい現象は比較的もろいバイト材に起り易い（微小チツピングによる）と考えられることおよび耐チツピング指数（第1編第3章参照）では無添加鋼および高V高速度鋼より、T1炭化物添加鋼の方が小さいことから、T1炭化物添加鋼は靱性に比較的乏しく衝撃の小さい切削条件に適していると判断される。T1炭化物添加鋼の中でT1を用いたM-T1Bは他のT1炭化物添加鋼に比べてSCM5 高速切削性能が劣り、かつノーズ逃げ面摩耗は小さい。このように添加物によって切削性能に多少の差がでるようである。

なお自動アーク肉盛材の切削性能について第7節および第8節にも扱っているが、これらを総合するとT1炭化物添加鋼は、使用条件によってはすぐれた切削性能を持っていると結論される。

キャンニング押出によるT1C添加鋼の切削試験は切削速度70, 50 および20 m/min で実施したのであるが70および50 m/min においては図 2.1.22に示すようにT1C添加量が増すとともに完全鈍摩までの時間が著しく短くなった。5wt% T1Cでは無添加鋼と大きな差がなかった。20 m/min では完全鈍摩に至らなかったためノーズ部の逃げ面摩耗幅で比較したが120 min 切削後で5wt% T1C添加鋼が0.85 mm 、無添加鋼が0.90 mm で両者に大きな差はなかった。

このようにキャンニング押出材の切削性能はT1C添加量5wt%では無添加鋼とほぼ同等で、15wt%以上の添加ではかえって著しく低下する結果となった。摩耗試験におけるT1C添加鋼のすぐれた耐摩耗性や、自動アーク肉盛によるT1炭化物添加鋼の高切削性能にもとづいた期待を裏切っているのであるが、この原因はキャンニング押出によるT1C添加鋼の低い靱性に起因するであろう。第5節においてキャンニング押出によるT1C添加鋼の破断荷重が無添加鋼に比べて低いことを示したが切削試験バイトの刃先研削にさいして15および20wt%添加鋼では微小なチツピングが切刃のエッジに

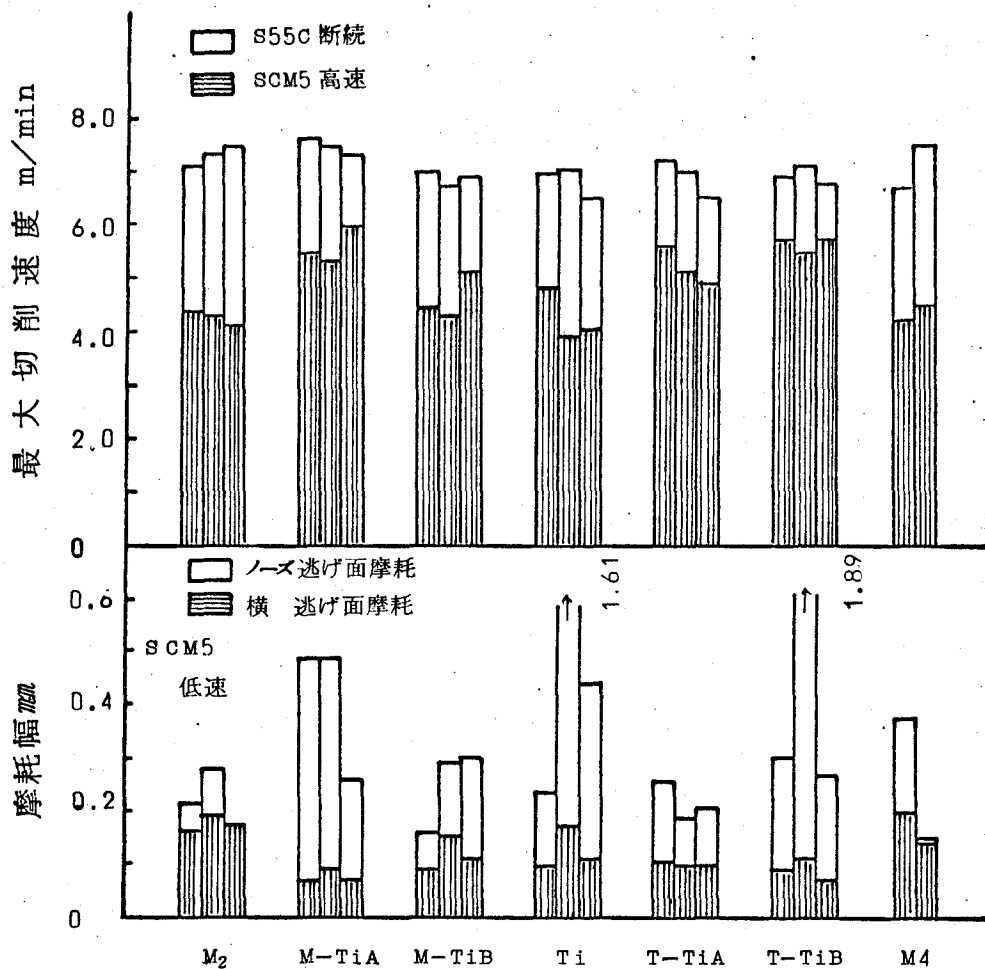


図 2.1.21 自動アーク肉盛法によるチタン炭化物添加鋼の
切削性能(旋削)⁽¹²⁾

生じた。このチツピングは油と石での研磨でも完全に除去できなかった上に切削にさいしにも刃先にやはり微小なチツピングを生じこれが切削性能に悪影響していると推定される。したがってキャンニング押出法によるTiC添加鋼でも自動アーク肉盛材なみの1~2%のTiC添加量な

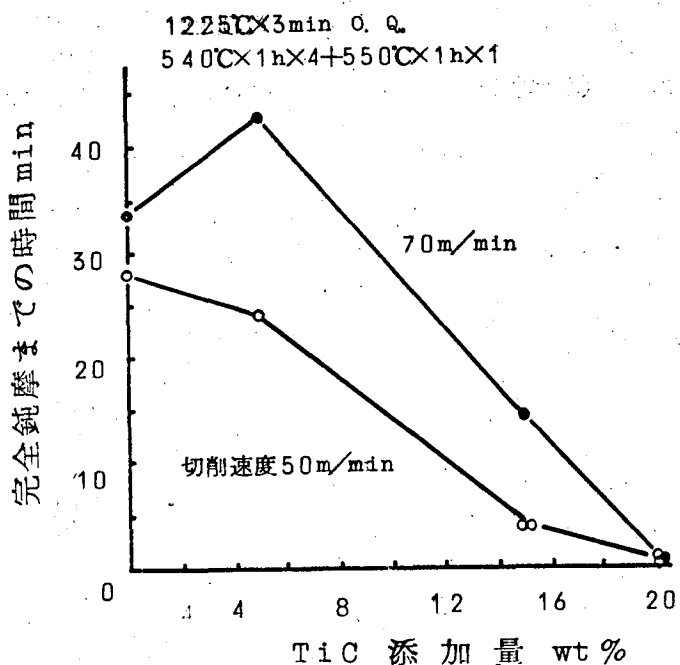


図 2.1.22 キャンニング押出法によるTiC添加鋼
におけるTiC添加量と切削性能(旋削)の関係

らば無添加鋼よりすぐれた切削性能を発揮する可能性はあるが、自動アーク肉盛によるT1炭化物添加鋼より格段にすぐれた切削性能を期待することはできないであろう。

第7節 T1炭化物添加高速度鋼製切削工具の切削性能

7-1 実験方法

前節において自動アーク肉盛法によるT1炭化物添加鋼がすぐれた切削性能を有していることを示したがこれはバイト試験によるものであるのでフライスのような複雑な形状の切削工具としての切削試験を実施した。切削工具としてJIS 荒刃Ⅱ型の平フライス(75φ×50) および圧延ロール溝切り用総型バイト(100×130×52)を製作したが、工具形状、盛金条件および切削試験条件などはすべて第1編第3章に述べたとまったく同一である。

総型バイトに関してはT1原料としてT1Cを使用し、化学分析値は1.32% C, 4.01% W, 3.32% Mo, 3.34% Cr, 1.45% V, 1.06% T1 である。熱処理後のバイトの硬さはHRC 63.0である。比較用として市販のSKH4A 付刃バイト(HRC 64.3)を使用した。

平フライスに関してはT1原料としてT1C-WCを使用し、組成は1.4~1.62% C, 5.84~6.30% W, 5.33~5.82% Mo, 5.42~5.90% Cr, 2.08~2.32% V, 1.46~2.03% T1 である。この値は10枚の切刃のうち任意の5枚の分析値の最小値と最大値である。硬さはHRC 65.2である。比較用として市販のSKH9 鍛造材を用いて同時に製作したフライス(HRC 63.0)を用いた。

7-2 実験結果および考察

図2.1.23はバイトに関する実験結果であってT1炭化物添加鋼バイトはSKH4A付刃バイトより明らかに摩耗量は小さく、すぐれた切削性能を持っている。第1編第3章の結果(図1.3.14)と比較するとT1炭化物添加鋼は現在もっとも高級な高速度鋼と考えられているSKH10とほぼ同じ摩耗量である。

図2.1.24は平フライスに関する実験結果である。T1炭化物添加鋼フライスはSKH9フライスより摩耗量が小さいことが明らかである。第1編第3章の結果(図1.3.15)と比較するとやはりSKH10と同等の摩耗量である。衝撃荷重の加わる平フライス切削においてもこのようなすぐれた切削性能を示したことはT1炭化物添加鋼が大多数の切削工具用材料として使用し得ることを意味しているであろう。

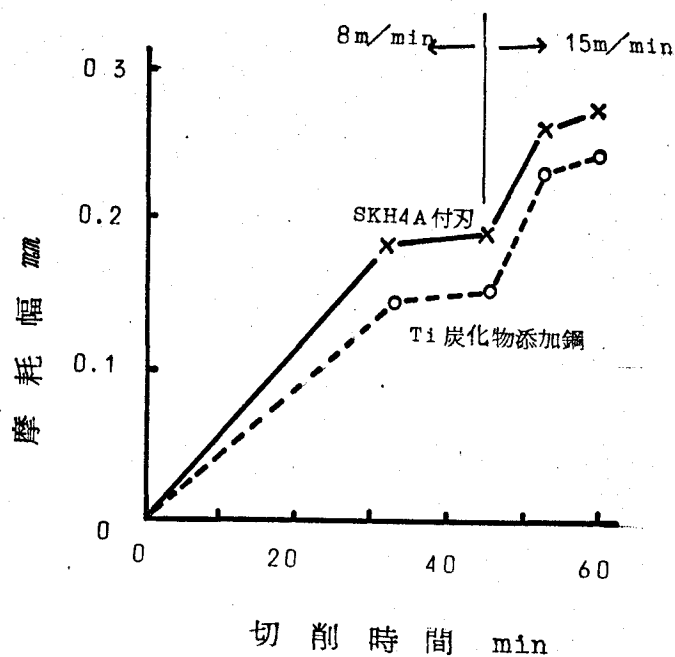


図 2.1.23 自動アーク肉盛法によるチタン炭化物添加鋼製総型バイトの切削性能

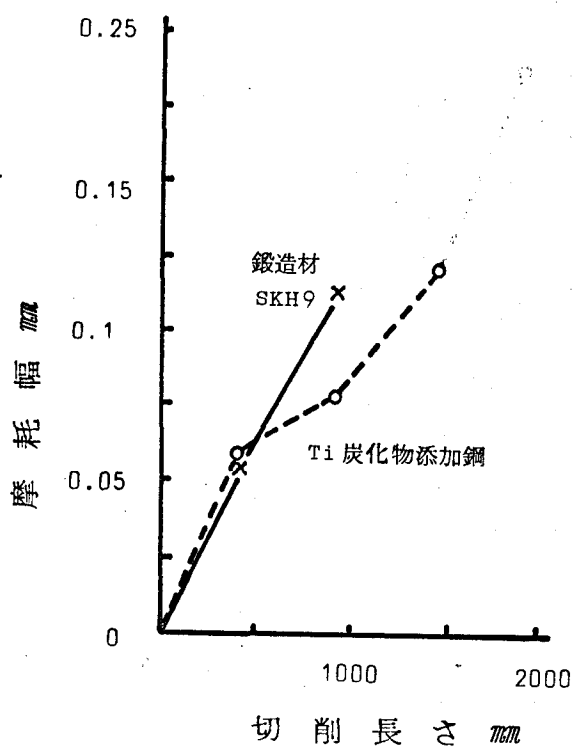


図 2.1.24 自動アーク肉盛法によるチタン炭化物添加鋼製平フライスの切削性能

第8節 T1炭化物添化高速度鋼における適正C量

8-1 実験方法

表2.1.7の組成を持つT1炭化物添加鋼を自動アーク肉盛法によって作った。炭化物原料としてT1粉と黒鉛粉を使用した。SKH9の基本組成にT1を0, 0.6, 1.5, 3wt%加え、T1量に応じて4~6種類にC量を変化させた。

製造方法および条件はこれまでと同じである。これを用いてこれまでと同じようにして熱処理試験した。ただし組織観察は光学顕微鏡のみによった。

また切削試験を実施したが、試験方法として第1編第3章に述べたと同じ条件による端面旋削試験のほかに表2.1.8に示した1枚刃のフライス切削試験を採用した。これはC量の影響が衝撃の加わる条件での切削においてより顕著に見られると考えたからである。これらの切削試験にはM21, LT1, LT5, MT2, MT6, HT1~HT4のようにCが不足あるいは過剰であるために切削バイトに必要な熱処理硬さの得られない鋼は使用しなかった。バイトはいずれも1210, 1230あるいは1250℃焼入、540, 560あるいは580℃焼もどしによってHRC 64~66の硬さとした。

表2.1.7 自動アーク肉盛法による種々のC量のチタン炭化物添加鋼の組成(%)

No		C	W	Mo	Cr	V	Ti
M	21	0.58	4.88	5.26	3.71	1.80	—
M	22	0.83	5.14	5.03	3.85	1.96	—
M	23	1.17	5.40	4.94	3.73	1.96	—
M	24	1.22	5.49	5.02	3.92	1.96	—
LT	1	0.89	4.75	4.85	3.59	1.87	0.63
LT	2	1.00	4.25	4.13	3.27	1.56	0.50
LT	3	1.30	4.91	4.53	3.42	1.79	0.63
LT	4	1.44	4.76	4.00	3.28	1.70	0.64
LT	5	1.71	4.98	4.60	3.68	1.87	0.65
MT	1	1.00	4.60	4.47	3.55	1.79	1.18
MT	2	1.21	5.34	4.93	3.96	1.96	1.25
MT	3	1.42	5.11	4.59	3.70	1.84	1.38
MT	4	1.69	5.31	4.80	3.85	1.99	1.44
MT	5	1.88	5.37	5.43	3.90	2.04	1.63
MT	6	2.18	5.53	5.29	3.97	2.14	1.72
HT	1	1.60	5.70	5.43	4.26	2.18	3.58
HT	2	1.94	6.30	6.30	4.90	2.34	3.64
HT	3	2.06	5.98	6.12	4.38	2.29	3.28
HT	4	2.11	5.65	5.74	4.16	2.09	2.98
HT	5	2.29	6.00	5.46	4.43	2.09	3.10
HT	6	2.34	5.66	5.20	4.13	2.04	3.20

8-2 実験結果

各鋼についての焼入温度と焼入硬さの関係を図 2. 1.25⁽¹⁵⁾に、焼入温度と焼もどし硬さの関係を図 2. 1.26⁽¹⁵⁾に示す。無添加鋼では 0.83% C で焼入硬さが最高となり、それより C 量が低

くても、高くても硬さは低い。このようにある C 量において焼入硬さが最高となる傾向は他の Ti 量においても認められる。図 2. 1.27 は横軸に Ti 量、縦軸に C 量をとって 1230℃ 焼入における焼入硬さを示したのである。HRC 62~63 の硬さを示す C 量は Ti 量と共に高くなることが明らかである。C 量がこれより低くなると、マルテンサイト中の C 量の減少によって硬さが減少し、さらに著しく C 量が低くなるとフェライトが混在するようになって

表 2. 1. 8 フライス切削試験条件

工 作 機 械	大阪機工製 3 番横型フライス盤
切 削 速 度	52 m/min
送 り	27 mm/min
切 込 み	3 mm
切 削 油	UB-100
被 削 材	SNCM8 HB375~381
バイト刃先形状	(0-0-8-6-30-0-10)

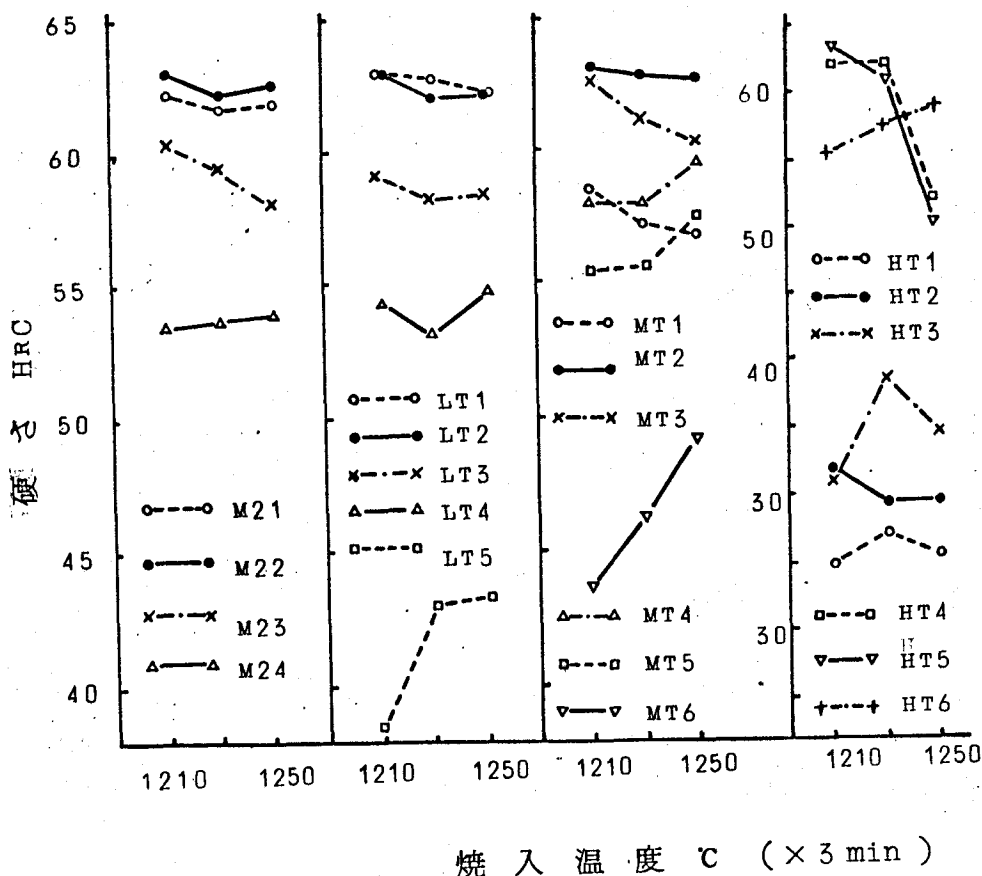


図 2. 1. 25 自動アーク肉盛法による種々の C 量のチタン炭化物添加鋼における焼入温度と焼入硬さの関係⁽¹⁵⁾

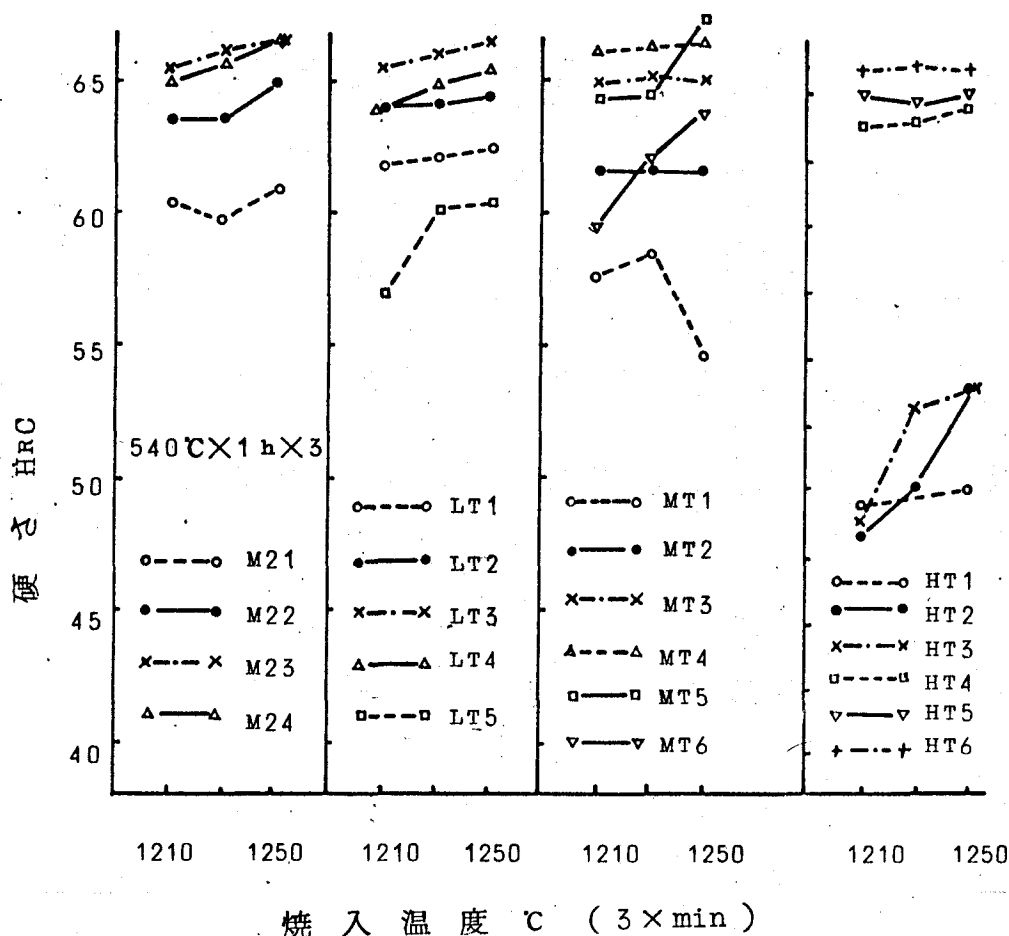
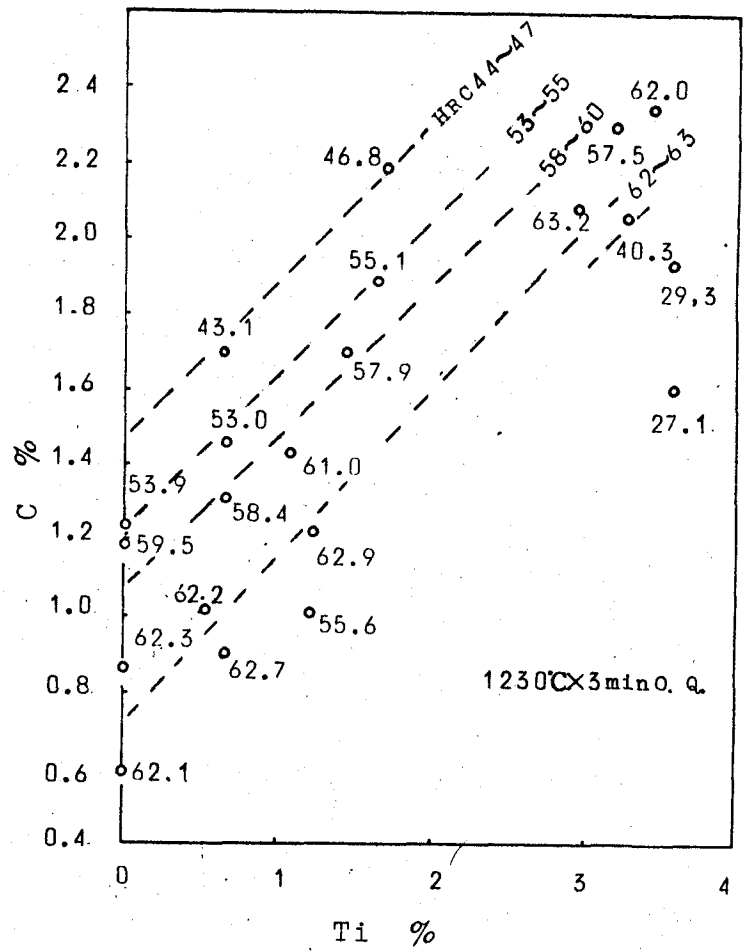


図 2.1.26 自動アーク肉盛法による種々の C 量のチタン炭化物
添加鋼における焼入温度と焼もどし硬さの関係⁽¹⁵⁾

て硬さは著しく低下する。焼入組織を観察したところ 1.5%T1 における 1.00% C 鋼および 3.5%T1 における 2.06% 以下の C 量の鋼には実際にフェライトと考えられる相が認められた。一方、C がこれよりやや高い場合に硬さが低下するのは残留オーステナイトの増加によるものと推定される。焼もどし硬さはやや高い C 量で最高になるからである。図 2.1.28 は⁽¹⁵⁾ 1230℃ 焼入後、560℃ 焼もどした時の焼もどし硬さを、C 量と T1 量の関係で示したものであって、最高の焼もどし硬さを示す C 量は焼入硬さが $H_{RC} 62 \sim 63$ を示す C 量よりも 0.3~0.4% 高い。C 量がたとえば 0.6%T1 で 1.71%, 1.5%T1 で 2.18% のように著しく大きくなると焼入硬さは $H_{RC} 40 \sim 50$ のように低い値になる。また焼もどし硬さも焼もどし温度の高いほど高くなる傾向が見られる。これらの鋼の焼入焼もどし組織は腐食され難く基質の一部は焼入状態ではフェライトであると推定される。写真 2.1.9 は代表として 1.5%T1 における (a) 1.00, (b) 1.21 および (c) 2.18% C 鋼 (d) 3%T1 における 1.94% C 鋼の焼もどし組織を示したもので (a) (c) および (d) では硝酸アルコールで強く腐食しても

図 2. 1. 27 自動アーク内盛法
によるチタン炭化物添加鋼に
おけるTi量およびC量と焼入
硬さの関係
(15)



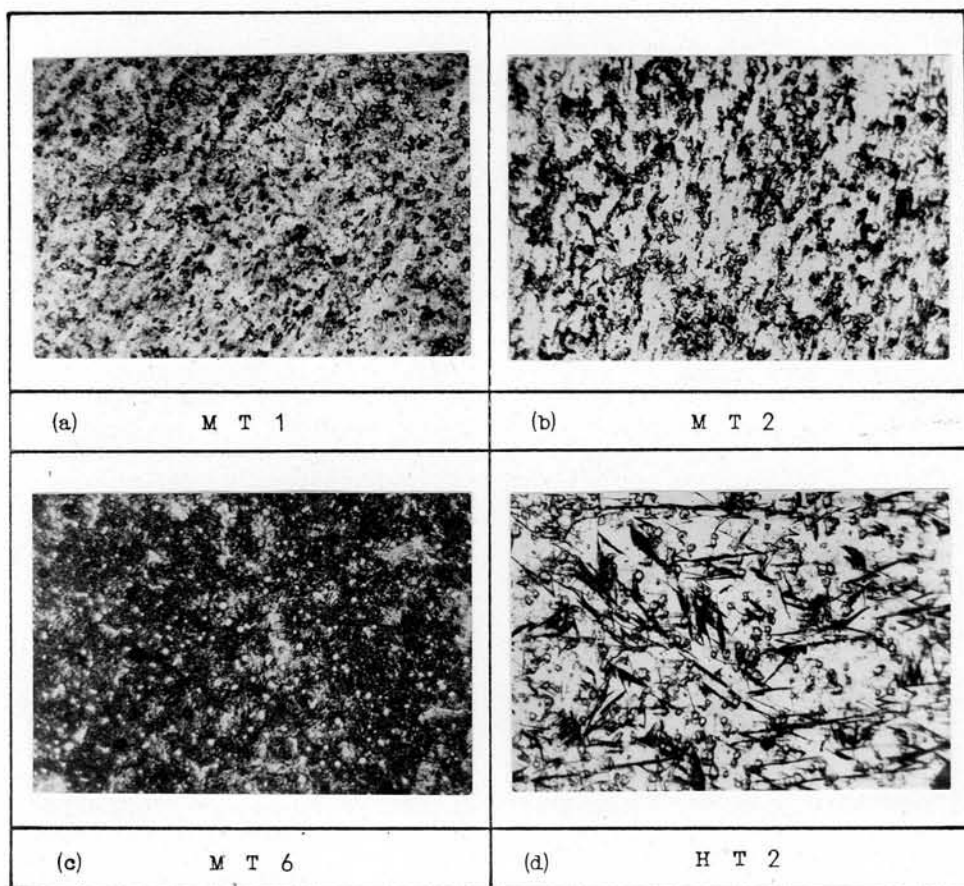


写真 2. 1. 9 自動アーク肉盛法によるチタン炭化物添加鋼の

焼もどし組織 (1210℃×3min O. Q. 560℃×1h×4
硝酸アルコール腐食 ×400)

(b) のような焼もどしマルテンサイト特有の腐食はされず、硬さの低いことと相まってフェライトが混在していると判断される。

図 2. 1. 2⁽¹⁵⁾ は旋削試験の結果である SCM5 低速切削においては T1 量にかかわらず C 量が多いほど摩耗量が小さい傾向が見られる。SCM5 高速切削では T1 量にかかわらず C 量の影響は明確に認められない。S55C 断続切削ではパツキも多くやはり明確な影響は認められない。また T1 量の影響も顕著でないが、S55C 断続切削では T1 炭化鋼のほうが最大切削速度は低下しているようである。

図 2. 1. 3⁽¹⁵⁾ はフライス切削試験の結果であるが、C 量の影響は 0% および 3.5% T1 では認められないが、0.6% T1 では C 量の増加とともに切削可能長が大きくなり、1.5% T1 では中間の C 量で最大の切削可能長を示している。T1 量は 1.5% まで切削可能長を増大せしめるが、3.5% になるとかえって低下させる。この結果から切削性能に関しては C 量が高いことが望ましいが、フライス削りのように衝撃の加わる切削条件では C 量があまり高いことは望ましくない。

図 2. 1. 29 自動アーク肉盛法
によるチタン炭化物添加鋼に
おけるC量と切削性能(旋削)
の関係 (15)

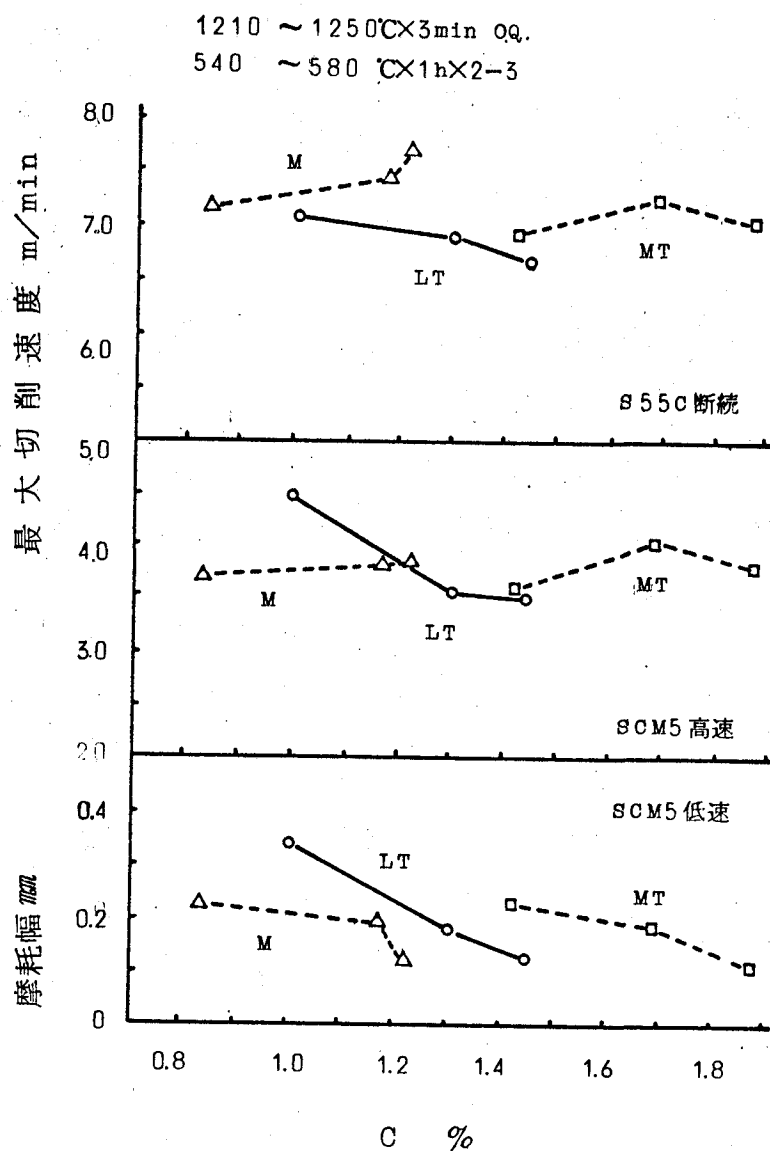
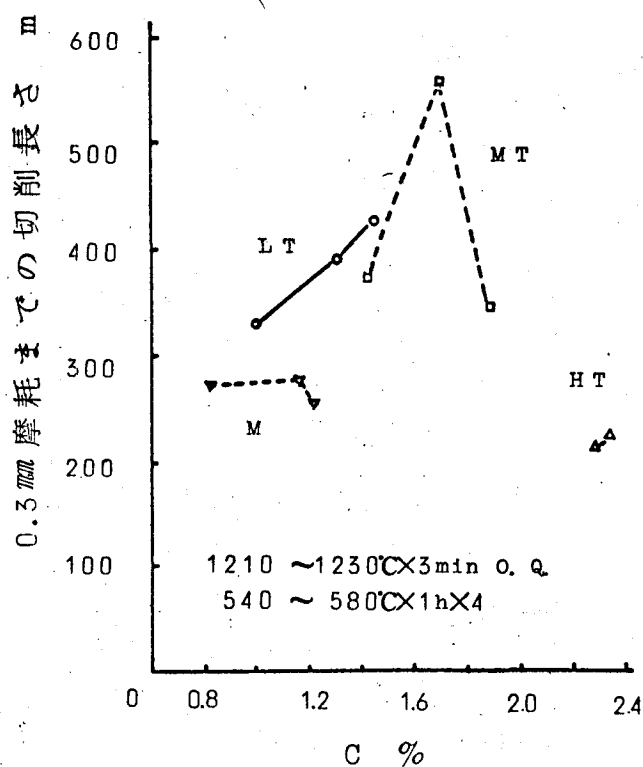


図 2. 1. 30 自動アーク肉盛法による
チタン炭化物添加鋼におけるC量
と切削性能(フライス切削)の関
係 (15)



なお旋削試験ではT1炭化物の添加は切削性能をほとんど向上させていない。この試験鋼はC量のみを変化させる必要からT1炭化物としてT1と黒鉛を使用しているので、T1炭化物としてT1と黒鉛を添加した鋼がすぐれた切削性能を示さなかった先の結果(図2.1.21)を再確認したことになった。ただしフライス試験ではすぐれた性能を示しているのである。

8-3 考 察

図2.1.31はD.J. Blickwede, M. Cohen, G.A. Roberts によって作られた6%W, 5%Mo, 4%Cr鋼における組織図⁽¹⁶⁾の中に本節に用いた鋼のC量と(T1+V)量の関係を記入したものである。0.6%および1.5%のT1を含むLTおよびMTにおいて熱処理試験によってフェライトが認められた低Cあるいは高C鋼は、 α あるいは δ 存在域とオーステナイト域の境界線上、あるいはこれに近いところ、あるいは δ 存在域と推定される領域内に位置しており、熱処理試験の結果が容易に理解されるが、3%T1を含むHTの2.06%以下の低C鋼におけるフェライトの存在はこの図から理解できない。

T1とVは同じMC炭化物を形成し、化学量論的なC量もT1Cで約20%、VCで19%と差がないので、基質への固溶量および組成に差がない限り1%T1=1%Vであると仮定して(T1+V)%を横軸に採用したのであるが、これについてもつと検討しなければならない。

図2.1.28において切削工具に多くの場合要求されるHRC64以上の硬さを保証し得るC量はT1量と共に増加しT11%で1.2~1.5%, T12%で1.7~2.0%, T13%で2.1~2.4%の範囲である。しかしこの値はV量を2%, 熱処理条件を1230℃, 3min, 油冷焼入, 560℃, 1h, 空冷, 3回焼もどしに限った場合であるので、もっと一般的な値を求める必要がある。高速度鋼中のW, Mo, Cr, Vの量と最適C量の関係についてはこれまでいくつかの式が与えられている^{(17)~(19)} その1つのKinzelの式では、最適のC量は

$$C(\%) = 0.7 + 0.2(V-1) = 0.5 + 0.2V(\%)$$

であると示され⁽¹⁷⁾ 現用の高速度鋼のC量はほぼこれと一致している。表2.1.3の鋼および本報告には示さなかったが同じようにして製作した自動アーク肉盛法による多数のT1炭化物添加鋼を1210~1250℃, 3min, 油冷, 540~580℃, 1h, 空冷, 1~4回(W-Mo系) 1300~1340℃, 3min, 油冷, 540~580℃, 1h, 空冷1~4回(W系)の条件で熱処理して、得られた最高の硬さを、鋼中のC量とこのCの差、すなわちCeをたて軸、鋼中T1量を横軸にした図にプロットしたのが図2.1.32である。⁽¹⁵⁾ この図においてHRC 65.5以上の高い硬さを示したC量はほぼ2つの直線

$$Ce(\%) = 0.4T1(\%) + 0.3$$

$$Ce(\%) = 0.4T1(\%) - 0.1$$

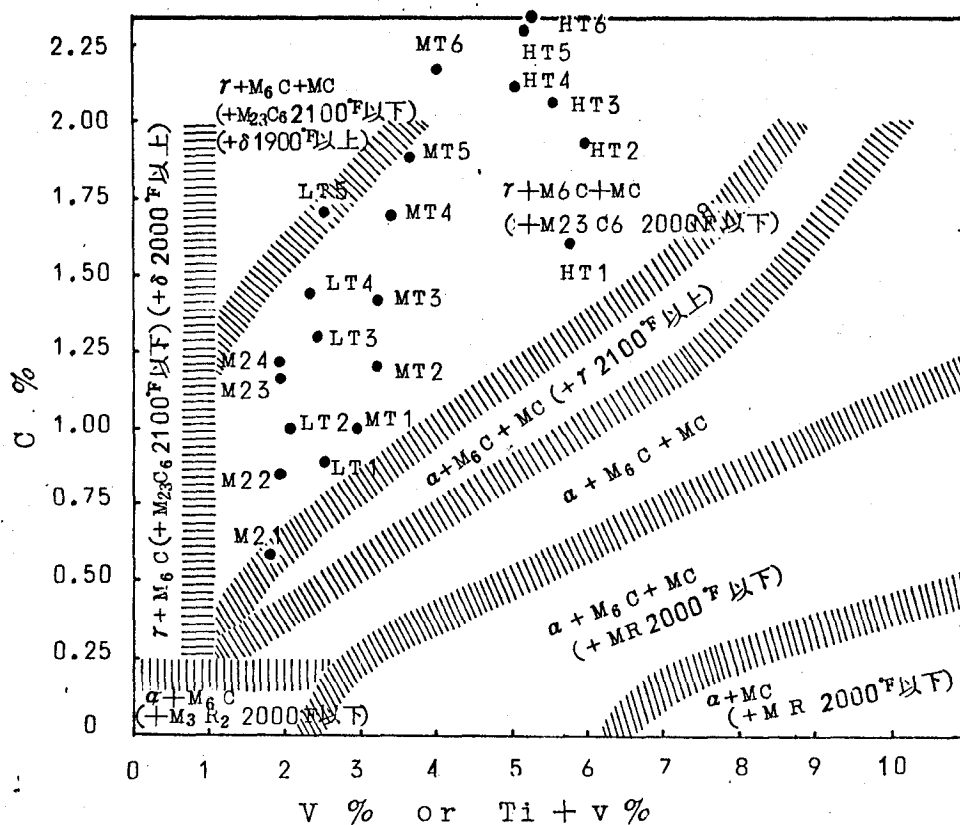


図 2.1.31 種々の V および C 量の 6% W-5% Mo-4% Cr 鋼に
おける 925~1260℃, 6min 加熱後の組織
(D. J. Blickwede, M. Cohen, G. A. Roberts)⁽¹⁶⁾

に囲まれた範囲内である。したがって自動アーク盛金による Ti 炭化物添加鋼中の C 量は硬さに関して次式の範囲内にあることが望ましい。

$$C(\%) = 0.6 + 0.2V(\%) + 0.4Ti(\%) \pm 0.2$$

上式は V 1% に対しては 0.2% の C, Ti 1% に対しては 0.4% の C が必要であることを意味している。したがって図 2.1.31 に鋼組成をプロットする場合には横軸に V+Ti(%) でなく V+2×Ti(%) をとるべきであって、こうすれば 3% Ti で 2.06% 以下の低 C 鋼におけるフェライトの出現も容易に説明できる。しかし C 量に関して 1% Ti = 2% V が正しいためには、たとえば Ti と V を含む鋼中の MC 炭化物と V のみと含む鋼中の MC 炭化物の間に C 量の著しい差があるとか、Ti を含む鋼中の MC と含まない鋼中の MC の間にオーステナイトへの固溶量の著しい差があるなどの何らかの差異が存在しなければならない。Ti を含まない W-Mo 高速度鋼中の MC の組成として 13% C, 13% W, 4% Mo, 10% Cr, 53% V なる値を佐藤博士らが示している。⁽¹⁸⁾ これは W, Mo, Cr, Fe などの固溶によって C 量が VC の 19% から 13% まで変化していることを意味している。W, Mo, Cr が固溶していることはおそらく Ti を含む MC においても同ようであって、この W, Mo, Cr, Fe の固溶量の差に

よって(Ti,V)中のC量がMCの14%より高くなっている可能性は十分にあるが、MCの2倍の26%のCを持っている可能性は疑わしい。したがってこれのみが2%V=1Ti%の原因ではないであろう。つぎに2%VでTiを含まない高速度鋼(SKH9)のMC量として焼入焼もどし状態で約2.5Vol%,5%V高速度鋼(SKH10)で約7.5vol%なる値が報告されている⁽²⁰⁾。Ti炭化物添加鋼についてはMC量の正確な測定を実施していないが、

写真2.1.1の2.10%V,0.78%Ti鋼の焼入組織に見られるMC炭化物量は明らかに3Vol%よりは多い。したがってTiを含むことによってC含有量の大きい炭化物が多量に形成されるために、多量のCを必要とすると判断するのが妥当であると考えられる。これについては炭化物の電解分離などによる検討が必要である。

以上は自動アーク肉盛法によるTi炭化物添加高速度鋼についての結果であるが、これをキャンニング押出法によるTiC添加高速度鋼にそのままあてはめることはできない。これは実験結果よりすでに明らかである。キャンニング押出材にTiC(20%C,80%Ti)と添加した場合には、自動アーク肉盛法の場合のようにTiが多量に損失する現象は見られないので、Ti1%の添加に対して0.25%のCが添加される。したがってTi量に対して自動アーク肉盛材なみのC量が必要ならば、TiCが添加されたキャンニング押出材はC量が不足して高い熱処理硬さを持ち得ないのであるが、図2.1.10および2.1.11に示したようにTiC添加鋼の焼もどし硬さは高い。このようにキャンニング押出材におけるTi量とC量の関係が自動アーク肉盛材と異な

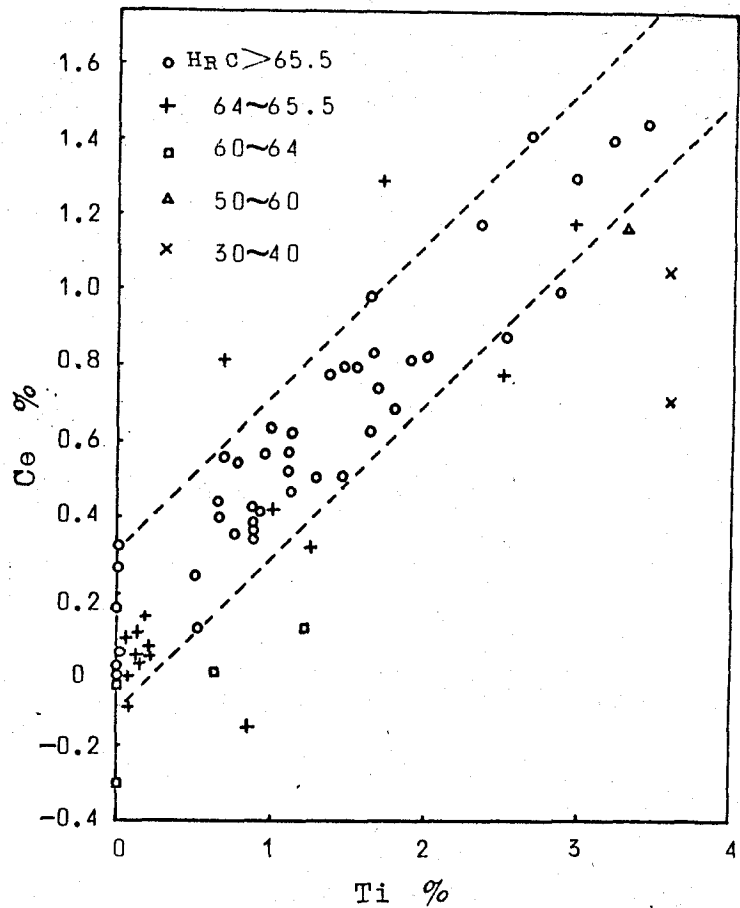


図 2.1.32 自動アーク肉盛法によるチタン炭化物添加鋼におけるTi量およびCe量と焼入硬さの関係⁽¹⁵⁾

るのはキャンニング押出材中のT1炭化物はほとんど添加された原料のままのT1Cであるためである。添加された原料のままの形で分布するとT1Cを除いた部分(M_6C , $M_{23}C_6$, MC炭化物および基質からなるSKH9のもの)の組成は無添加鋼の組成と当然等しい。SKH2 高速度鋼とその基質鋼(高速度鋼の焼入材の基質と同じ組成を持つ鋼)の間で、焼入温度——焼入硬さ曲線、焼もどし温度——焼もどし硬さ曲線を比較すると、未溶解炭化物に起因する分だけ(約HRC3)高速度鋼の方が基質鋼より高い硬さを持っていることが報告されている⁽¹³⁾が、これをT1Cに拡張して考えると、SKH9の中にT1Cがほとんどそのままの形で分布したT1C添加鋼がSKH9よりも高い焼入焼もどし硬さを示すことは当然である。(ただし穴の存在は無視している)。

したがってキャンニング押出法によるT1C添加鋼中の適正C量は前式にならえば下記のとおりである。

$$C(\%) = 0.5 + 0.2 \times V(\%) + 0.25 \times T1(\%) \pm \alpha$$

α の大きさについての実験結果がないがおそらく0.2ぐらいであろう。このような自動アーク肉盛法で作られた鋼とキャンニング押出法で作られた鋼の間の適正C量の差はT1Cに限らず、溶解の過程の入る製造法では別の形のものに変化し、溶解の過程の入らない製造法では添加のままの形で分布する種類の物質を添加する場合にはつねに見られるであろう。

以上の考察は熱処理硬さに関するものであるが、切削試験結果から適正C量を考えると、自動アーク肉盛材の場合、耐摩耗性と同時に靱性を要求される用途にはT1量を少なめにかつC量も十分な熱処理硬さの得られる範囲内で低めに、とくに耐摩耗性を要求される用途にはT1量を多めにかつC量も高めにえらぶべきであろう。キャンニング押出材については前者は少なめ、後者には多めのT1C添加量を選ぶべきであろう。

第9節 本章で得られた結論

自動アーク肉盛法で製作したT1炭化物添加高速度鋼(Fe-T1+黒鉛, T1+黒鉛, T1C, T1C-WCを用いT1量で最高1.6%)および高速度鋼噴霧粉とT1C 1.5~2.0wt%の混合粉をキャンニング押出して製作したT1炭化物添加高速度鋼、および高速度鋼噴霧粉とWC15, 30wt%, SiC 3, 6wt%あるいはB₄C 5wt%の混合粉をキャンニング押出して製作した炭化物添加高速度鋼について、組織、熱処理特性、耐摩耗性、靱性および切削性能をしらべた。またTIGアークを熱源とする局部急冷凝固法によるT1C添加鋼について組織をしらべた。得られた結果を要約すると以下のとおりである。

(1) 自動アーク肉盛法によるTi炭化物添加鋼中に存在するTi炭化物は、盛金のままでも熱処理後でも $(Ti, V)C$ である。これはTi炭化物原料が TiC , $TiC-WC$, Ti +黒鉛 , $Fe-Ti$ +黒鉛いずれにおいても同じである。 $(Ti, V)C$ はほぼ数 μ のそろった大きさを持ち粒状である。

(2) TIGアークを熱源とする局部急冷凝固法による TiC 炭化物添加鋼中のTi炭化物はほぼ添加された TiC そのままの組成、形状、大きさである。

(3) キャンニング押出法による TiC 添加鋼中のTi炭化物は添加された TiC そのままの形、大きさ(数 $\sim 20\mu$)を持ち焼入によつて一部は $(Ti, V)C$ に変化するが大部分が TiC のままである。このように同じ TiC を添加しても製造法によって鋼中に分布する炭化物の組成、大きさには差がある。

(4) キャンニング押出法による WC 添加鋼中のW炭化物もやはり添加された WC がほぼそのままの形状、大きさに分布したものである。焼入によって WC 中に Mo が一部固溶するので、一部は M_6C に変化する可能性もあるが一部は WC のままである。

(5) キャンニング押出法による場合でも炭化物が SiC の場合には押出の過程中に SiC が完全に溶解して SiC が分布した鋼を作ることができなかった。

(6) 添加された炭化物が B_4C の場合には、押出の状態では B_4C のままで分布しているが、オーステナイト化中に固溶して消失する傾向を持っている。

(7) したがって溶解過程の入らないキャンニング押出法によれば、溶解による通常の方法では製造不可能な TiC や WC の分布した鋼を製造することができ、 SiC のように不安定な炭化物にはこれも通用しない。 B_4C の場合には押出のままで B_4C であるが、熱処理後でも B_4C を残すためには採用し得る焼入温度に制約がある。

(8) 自動アーク肉盛法によるTi炭化物添加鋼、キャンニング押出法による TiC 添加鋼ともに大きな2次硬化を示し、十分な熱処理硬さを発揮する。

(9) キャンニング押出法による WC 添加鋼はキャンニング押出法による TiC 添加鋼と似た熱処理挙動を示す。

(10) SiC 添加鋼はさらに2次硬化が著しく、 $1050^{\circ}C$ 以上の焼入によって焼入硬さは $HRC 60$ 以下と低い、焼もどしによって $HRC 60$ まで硬化する。熱処理条件によって $HRC 60$ を越える硬さも出るであろうが、切削工具用材料としては不満足な熱処理特性である。

(11) B_4C 添加鋼は $1050^{\circ}C$ の焼入で $HRC 50$ 以下の著しく低い焼入硬さを示し、焼入温度が $1100^{\circ}C$ 以上では溶融する。したがって B_4C を添加した高速度鋼は切削工具用には不適当である。焼入温度を $950\sim 1000^{\circ}C$ にとれば硬さに関しては金型用材料として使用できる。この場合には高速度鋼でなく冷間ダイス鋼の噴霧粉に B_4C を添加しても、高速度鋼噴霧粉を用いた場合と同程度の性

質を持った鋼ができる可能性がある。

(12) キャンニング押出法によるTiC添加鋼の耐摩耗性は高速においてとくにすぐれ無添加鋼の $\frac{1}{3} \sim \frac{1}{10}$ 程度の摩耗量である。低速の摩耗量は5~10 wt%のTiC添加量で無添加鋼の $\frac{1}{2}$ 程度になるが、TiC添加量がこれ以上に増加するとかえって増大する。少量の添加で耐摩耗性の向上が著しい点でTiC添加が最も効果的である。

(13) WC添加鋼も無添加鋼より耐摩耗性はすぐれていて、摩耗量は高速でも低速でも無添加鋼の $\frac{1}{2}$ 程度である。

(14) SiC添加鋼は高速では無添加鋼より摩耗量が小さいが、低速では逆に大きい。

(15) キャンニング押出法によるTiC添加鋼の破断荷重は無添加鋼に比べて劣る。そしてTiC添加量が増加するほど破断荷重は小さい。

(16) 自動アーク肉盛法によるTi炭化物添加鋼は硬質材の連続高速切削およびフライス切削で、無添加鋼あるいは高V高速度鋼よりもすぐれた切削性能を持っている。しかし大きな衝撃の加わる切削条件では劣る。使用条件に応じてTiおよびC量を調整する必要がある。

(17) キャンニング押出法によるTiC添加鋼の切削性能はTiC 5wt%では無添加鋼と同等であるが、15wt%以上になると著しく低下する。

(18) キャンニング押出法による10wt%以上のTiC添加鋼、30wt%のWC添加鋼には多数の穴が存在し、これが靱性や切削性能に悪影響をおよぼすと考えられる。

(19) 自動アーク肉盛法によるTi炭化物添加鋼のC量は

$$C(\%) = 0.6 + 0.2 \times V(\%) + 0.4 \times Ti(\%) \pm 0.2$$

であることが望ましい。

(20) キャンニング押出法によるTiC添加鋼のC量は

$$C(\%) = 0.5 + 0.2 \times V(\%) + 0.25 \times Ti(\%)$$

でよい。自動アーク肉盛法とキャンニング押出法の差は鋼中に分布したTi炭化物の組成の差にもとづくのであろう。

(21) 自動アーク肉盛法によるTi炭化物添加鋼は切削性能、キャンニング押出法によるTiC添加鋼およびWC添加鋼は耐摩耗性にすぐれた優秀な工具鋼である。

参 考 文 献

1. 佐藤, 西沢, 石原 : 金属学会会報 23(1959)403
2. 荒川, 鈴木 : 金属学会報 5(1966)270
3. 特 許 公 報 昭 45 - 8532
4. G. Jangg, R. Kieffer, L. Usner : J. of Less Common Metals
14(1948)269
5. 特 許 公 報 昭 28 - 1556
6. 小 柴 : 金属学会誌 11(1948)15
7. O. Ivanov : Vestnik Metallopromishlennost 19(1959)24
8. K. A. Opirov : STAL 4(1944)223
9. U. S. Patents 2,781,259
10. E. Zmihorski : Metall Science and Heat Treatment
(1965) $\frac{9}{10}$ 544
11. T. Malkiewicz, Z. Bojarski, J. Foryst : J. Iron, Steel Inst.
193(1959)25
12. 近藤, 新井 : 金属学会誌 30(1966)112
13. 佐藤, 西沢, 村井 : 鉄と鋼 45(1959)409
14. 新井, 小松 : 鉄と鋼 55(1969) S. 547
15. 近藤, 新井 : 金属学会誌 30(1966)120
16. D. J. Blickwede, M. Cohen, G. A. Roberts : Trans. A. S. M.
42(1950)1161
17. A. B. Kinzel, C. O. Burgess : Trans A. I. M. E. 100(1932)257
18. 佐藤, 西沢, 村井 : 鉄と鋼 45(1959)511
19. W. Oertel, A. Grützner : Die Schnelldrehstähle Verlag
Stahleisen, Düsseldorf, 1951
20. F. Kayser, M. Cohen, : Metal Progr. 61(1952)79

第2章 窒化物添加高速度鋼

第1節 緒 論

表2.2.1.はおもな窒化物の結晶構造、融点、密度および硬さをまとめたものである。Ti, Zr, Hf, V, Nb, Ta, Al およびSiの窒化物は焼入鋼より高い硬さを持っているが、とくにTiNが硬い。したがってこれらの窒化物が分布した工具鋼がすぐれた耐摩耗性を持つことが推定される。Bの窒化物(BN)は硬さは著しく低い、潤滑作用を有している、これが鋼中に分布しておればやはり鋼の耐摩耗性の改善が期待される。

工具鋼に対するNの添加についてはF. Rapatz and J. Frenser⁽¹⁾がFe-Cr-NとTiを用いて溶製した0.08%N, 0.11%Tiあるいは0.11%N, 0.06%Tiを含む高速度鋼について切削試験を行い、TiとNを含めない鋼に比べて2倍近くの切削性能を持つことを示しているが、この場合には純粋なTiNでなく、TiCとTiNの固溶体やCrやVの窒化物が形成されていると推定されている。また目下⁽²⁾はVと0.32%までのNを添加したSKH2, SKH9, SKH54系の高速度鋼⁽²⁾⁽³⁾およびSKD11系の冷間ダイス鋼⁽⁴⁾について耐摩耗性のすぐれていることを報告している。この場合にはVの窒化物が形成されているといわれている。^{(2)~(4)}

表2.2.1. おもな窒化物の構造と性質

種 類	結晶構造	格子常数(Å)	融 点(℃)	密度($\frac{g}{cm^3}$)	硬 さ*
TiN	i. c. c	4.24	2950	5.21	2160(KHN)
ZrN	"	4.57	2980	6.93	1960(KHN)
HfN	"	4.52	3310	13.8	1700
VN	"	4.126	2030	6.04	1900
TaN	hex	a=5.185 c=2.908	2980	14.34	1700
NbN	"	a=2.952 c=1.125	2030	8.34	1400
AlN	"	a=3.111 c=4.980	>2200	3.26	1225(KHN)
BN	"	a=2.504 c=6.60	>2400 (subl.)	2.25	230(KHN)
α -Si ₃ N ₄	"	a=7.748 c=5.617	>1900 (subl.)	3.18	1100
β -Si ₃ N ₄	"	a=7.608 c=2.911	"	"	9(Mohs)

* KHN ; ヌーブ 記入なしはヴィツカース

この二つはいずれも高周波誘導炉によって溶解された鋼に関するものでTiCとTiN⁽⁵⁾、VCとVNが全率固溶体をつくることから考えて、純粋な窒化物が形成されていないとしても工具鋼の性質向上には窒化物の分布が有効なことを示唆している。そこで本研究ではTiN、AlN、およびBNをそれぞれ単独に添加した高速度鋼噴霧粉をキャンニング押出することによってこれらの窒化物がほぼ添加されたままの形で分布した高速度鋼を製作し、これについて組織、熱処理特性、耐摩耗性および靱性をしらべた。

第2節 窒化物添加高速度鋼の組織

2-1 実験方法

これまでとまったく同じようにして第1回押出で1.2wt%のBN、(純度99.5%以上)第2回押出で5wt%のAlNおよび1.5~20wt%のTiN(78.35Ti, 21.4N, 0.20C)を添加した鋼を製作した。使用したBN粉は0.5 μ 、AlNは約20 μ 、TiN粉は約5 μ の大きさである。押出温度はBN添加鋼で1250℃、AlN添加鋼およびTiN添加鋼で1160℃、押出比はBN添加鋼で17.4、後2者で16である。BN添加鋼の組成は0.76%C, 0.32%Si, 0.28%Mn, 6.04%W, 5.34%Mo, 4.15%Cr, 1.78%V, 0.356%B, 0.749%Nの分析値である。AlN添加鋼およびTiN添加鋼については分析を行っていない。使用した噴霧粉はすべてSKH9である。

これらの鋼についてこれまでと同じようにして組織をしらべた。

2-2 実験結果および考察

写真2.2.1はTiN添加鋼の押出のままおよび熱処理後の光学顕微鏡写真である。(2.5wt%添加鋼についても調べたが写真は省略した)TiCの場合と同じようにTiNの添加量の増加と共に数 μ ~20 μ の角ばつた形の腐食なしで浮彫されて見える粒状相が増加している。この粒状相をX線マイクロアナライザーで線分析した結果は図2.2.1(a)(b)に1100℃焼入試片について示すとおりである。粒状相は大粒(図2.2.1a)ではTiNであり小粒(図2.2.1b)ではこれにVが少量固溶した(Ti,V)Nであると判断される。押出のままの結果は省略するが小粒でもTiNである。

押出のままはもちろん熱処理後においても高速度鋼部の組織にはTiN添加による目立った変化は認められなかった。

またTiC添加の場合と同じく添加量が10wt%を越えると目立って欠が増加している。

写真2.2.2はBN添加鋼の押出のままおよび熱処理後の光学顕微鏡組織で

ある。不規則な形の腐食なしで灰色に見える相が不連続な網目状に分布している。この相についてのX線マイクロアナライザーによる測定は実施していない。BNの添加による高速度鋼部分の顕著な組織変化は押出のままで熱処理後でもやはり認められない。

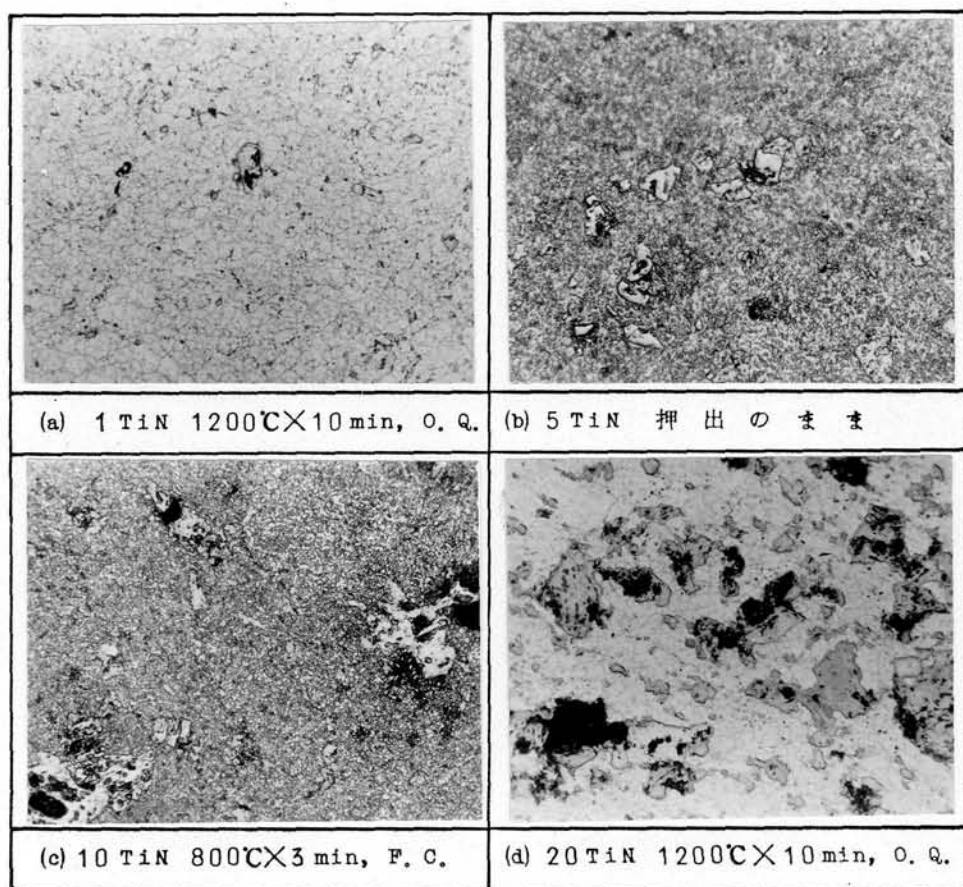


写真 2. 2. 1. キヤンニング押出法による TiN 添加鋼の
顕微鏡組織 (硝酸アルコール腐食, ×400)

写真 2. 2. 3 は AlN 添加鋼の押出のままでおよび熱処理後の光学顕微鏡組織である。腐食なしで灰色に見える不規則な形の相が分布している。これについてもX線マイクロアナライザーによる測定は実施していないが、おそらく添加された AlN がほとんど組成変化なしに分布したものであろう。高速度鋼部にはやはり顕著な組織変化は認められない。

なお AlN 添加鋼と BN 添加鋼に分布している相の形状の差は添加された AlN 粉と BN 粉の形状、大きさによるのであろう。

また AlN, BN いずれにおいても穴の存在はわずかしき認められなかった。

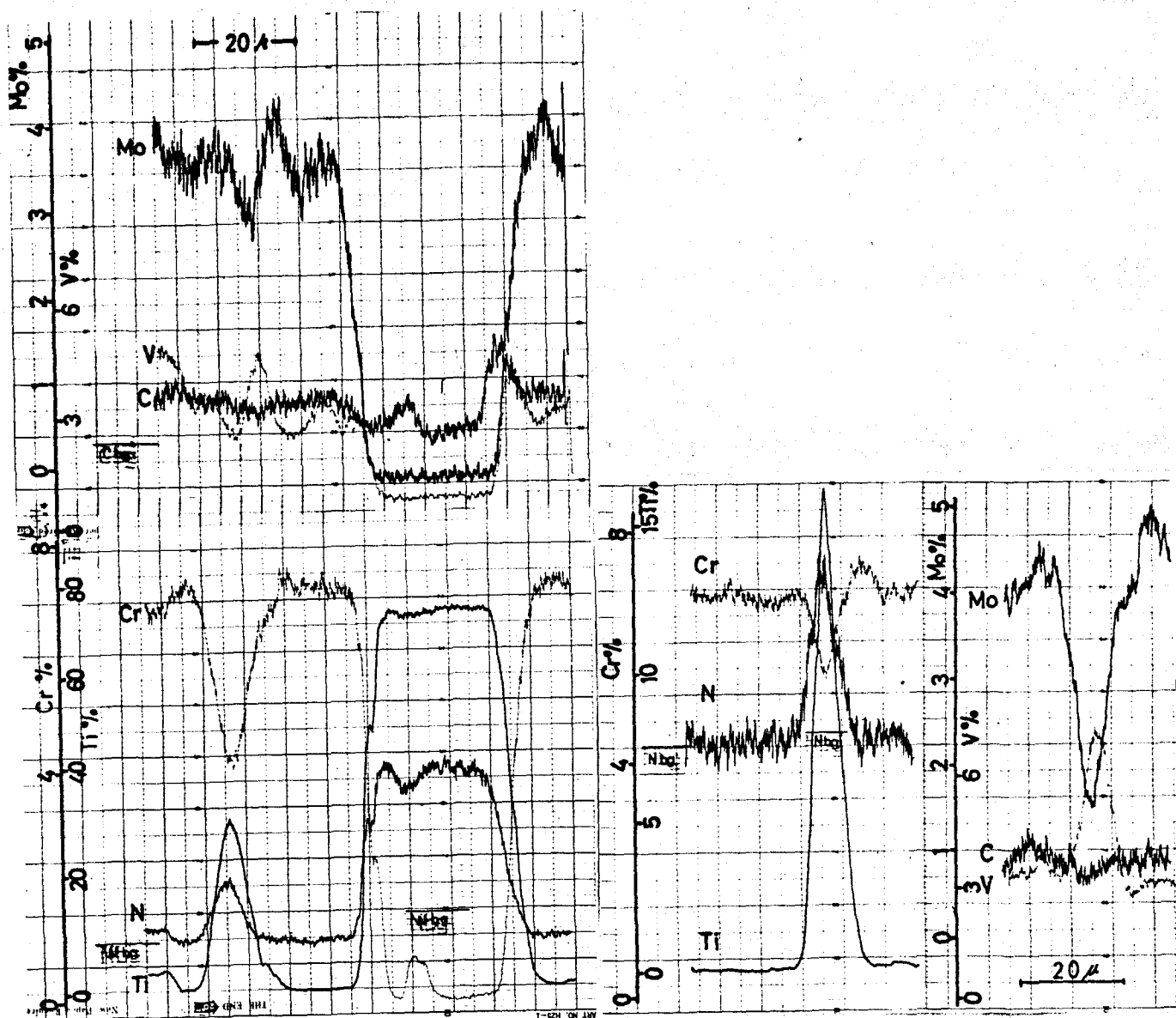
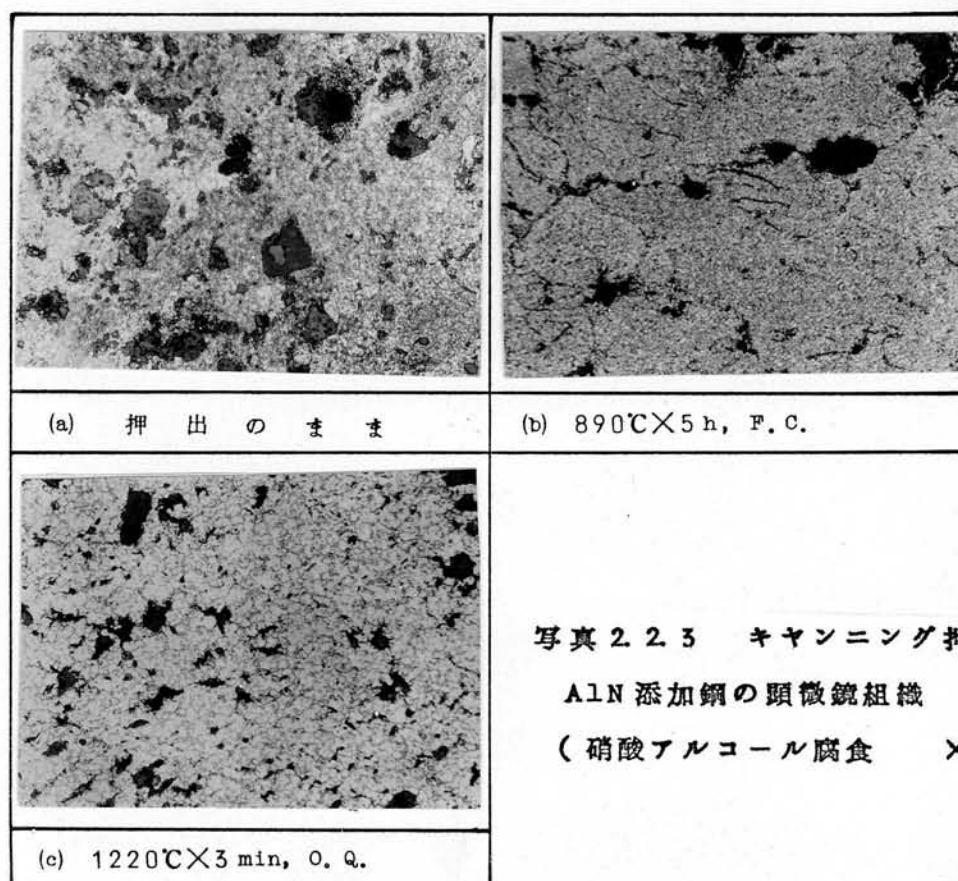
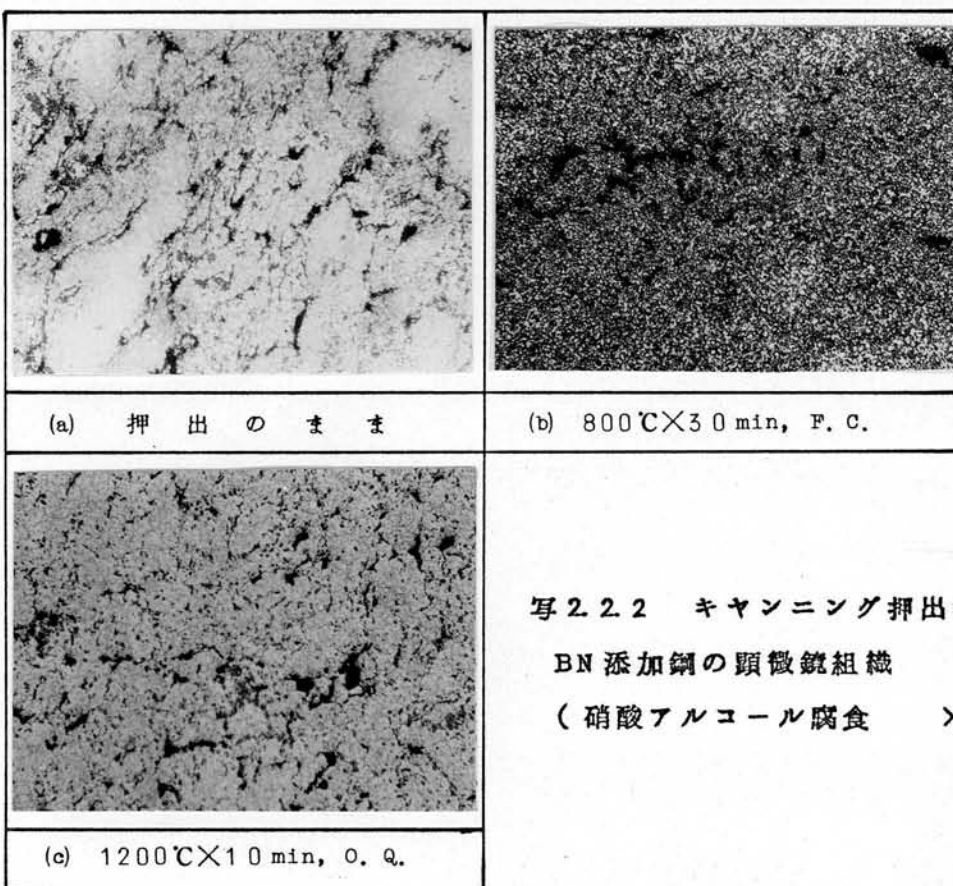


図 2.2.1 キヤンニング押出法による TiN 添加鋼 (5N) の線分析
(1100℃×10min, 0. Q₂)



第3節 窒化物添加高速度鋼の熱処理特性

3-1 実験方法

キャンニング押出による炭化物添加鋼と同じようにして実施した。

3-2 実験結果および考察

図2.2.2にTiN添加鋼について焼入温度と焼入硬さおよび575℃焼もどし後の硬さの関係を示す。TiN添加鋼の焼入硬さは焼入温度が高くなつてもTiC添加鋼(図2.1.13および2.1.14)のように著しく低下することはなかった。TiN添加量が5wt%までは高い焼入温度で高い焼もどし硬さが得られたが10wt%,20wt%になると焼入硬さ、焼もどし硬さともにHRC60以下の低い値となった。このことは1100℃および1200℃焼入のままおよび575℃焼もどし後の硬さとTiN添加量の関係を示した図2.2.3によっても明らかである。TiN添加量とともに焼もどし硬さも低下することからTiN添加によってTiC添加鋼のように残留オーステナイトが著しく増加する現象はないであろう。焼入温度の変化にともなう焼入硬さおよび焼もどし硬さの変化の傾向が無添加鋼と比べて大きく変わらないので、オーステナイト化にさいしてオーステナイト中へのTiNの固溶量は小さいと推定される。

なおTiN添加量の増加によって硬さの低下する原因は穴の存在によるのであろう。

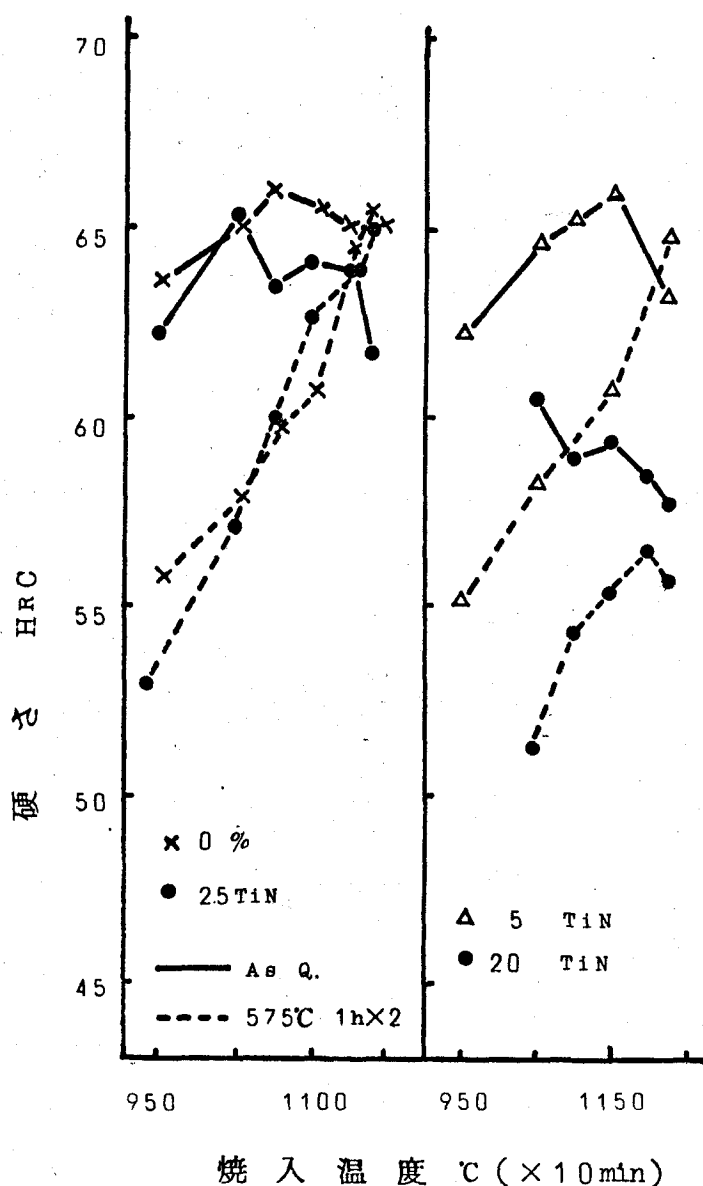


図2.2.2 キャンニング押出法によるTiN添加鋼における焼入温度と焼入および焼もどし硬さの関係

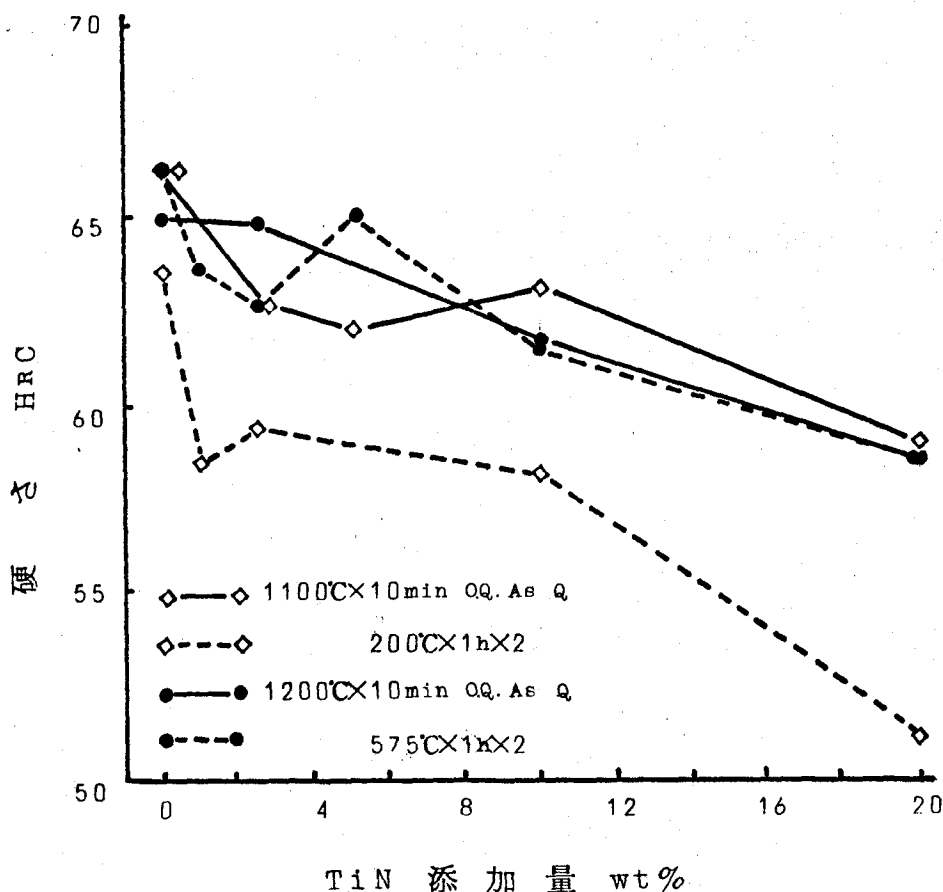


図 2.2.3 キヤンニング押出法による TiN 添加鋼における
TiN 添加量と焼入および焼もどし硬さの関係

図 2.2.4 に AlN 添加鋼、図 2.2.5 に BN 添加鋼における焼入温度と焼入硬さおよび 575°C 焼もどし後の硬さの関係を示す。AlN 添加鋼、BN 添加鋼ともに無添加鋼に比べて焼入硬さ、焼もどし硬さが相当に低い。焼入温度の上昇にともなう焼入硬さおよび焼もどし硬さの変化の傾向を見ると、BN 添加鋼は無添加鋼とまったくといってよいくらい同じであって、BN の添加によって高速度鋼部分の組成にほとんど変化なくしたがって添加された BN が、大きな組成変化なく分布したことがうかがわれる。これに対して AlN 添加鋼では無添加鋼に比べて 1150°C 以上の焼入温度での焼入硬さの低下の傾向が著しく、高速度鋼部の組成が AlN の添加によって多少変化したと考えられるが、構造用鋼において AlN が 1000°C 以上の加熱によってオーステナイト中に固溶し始め、温度の上昇と共にその固溶量も増加する⁽⁶⁾ 事実が観察されていることから、これは AlN が高速度鋼中に固溶したことによると推定される。

なお焼入組織は写真 2.2.2 および 2.2.3 に示したとおりであるが、これらの窒化物の添加による著しい変化は認められない。

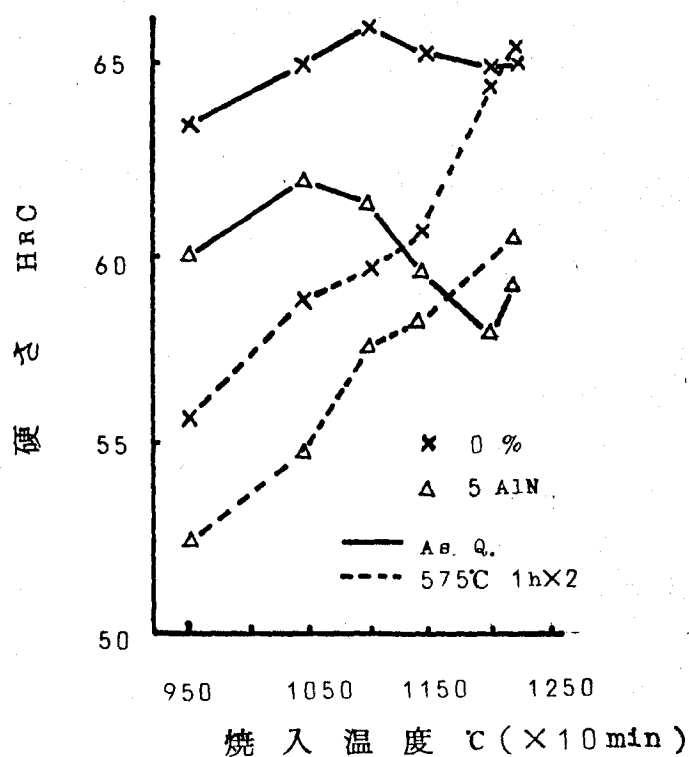


図 2.2.4 キャンニング押出法による
AlN 添加鋼における焼入温度と焼入
および焼もどし硬さの関係

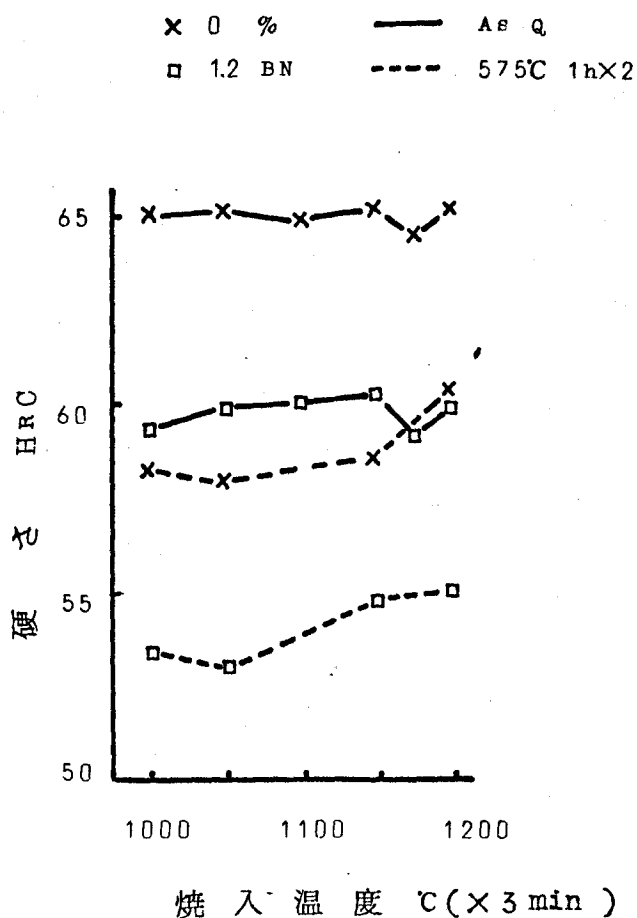


図 2.2.5 キャンニング押出法による
BN 添加鋼における焼入温度と焼入
および焼もどし硬さの関係

第4節 窒化物添加高速度鋼の耐摩耗性

4-1 実験方法

これまでと同じく大越式迅速摩耗試験機による摩耗試験を実施した。

5wt% TiN添加鋼および1.2wt% BN添加鋼については摩耗速度と摩耗量の関係を求めたが、その他については一定速度についての試験のみである。

試片には1200℃, 3 min, 油冷, 575℃, 1 h, 空冷, 2回と1100℃, 10 min, 油冷, 200℃, 1 h, 空冷, 2回の熱処理をほどこした。試片の硬さは表2.2.2に示したとおりである。

表2.2.2 キヤンニング押出法による窒化物添加鋼
摩耗試片の硬さ(HRC)

	TiN wt%					BN	AlN	0%
	1	2.5	5	10	20	12wt%	5wt%	
1200℃×10min O. Q. 575℃×1h×2	63.6	62.7	65.1	61.5	58.5	57.6	57.9	64.9※ 60.7※※
1100℃×10min O. Q. 200℃×1h×2	58.4	59.4	—	58.1	51.3	—	—	62.5※ 62.4※※

※ AlN添加およびTiN添加の比較用

※※ BN添加との比較用

4-2 実験結果および考察

図2.2.6に1.2wt% BN添加鋼、図2.2.7に5wt% TiN添加鋼について摩耗速度と比摩耗量の関係を示す。1.2wt% BN添加鋼における摩耗量の速度特性は無添加鋼と等しい。またこの図および低速および高速について3回くり返しの平均を示した表2.2.3から見て、全速度範囲で無添加鋼よりBN添加鋼のほうが摩耗量は多少大きい。試片硬さの低いことのほかBNと高速度鋼の間の結合力が小さいと推定されることなどが原因であろう。

これに対して5wt% TiN添加鋼における摩耗量の速度特性は5wt% TiC添加鋼のそれとほとんど等しく、低速でも高速でも無添加鋼に比べて比摩耗量は小さい。図2.2.8はTiN添加量を横軸にとって低速および高速における摩耗量を示したものであるが、TiNが5wt%程度までは添加量と共に比摩耗量は顕著に減少するが、それ以上は大きな減少はなく低速ではTiNがそれ以上に増すと摩耗量も増加する傾向を示している。この原因は添加量が増加すると穴が発生することに起因するかも知れないが耐摩耗性の改善という観点からのみではTiN添加量は5wt%で十分である。

表2.2.4は低速および高速におけるAlN添加鋼の比摩耗量である。AlN添加鋼は硬さが低いにもかかわらず低速でも高速でも無添加鋼に比べて摩耗

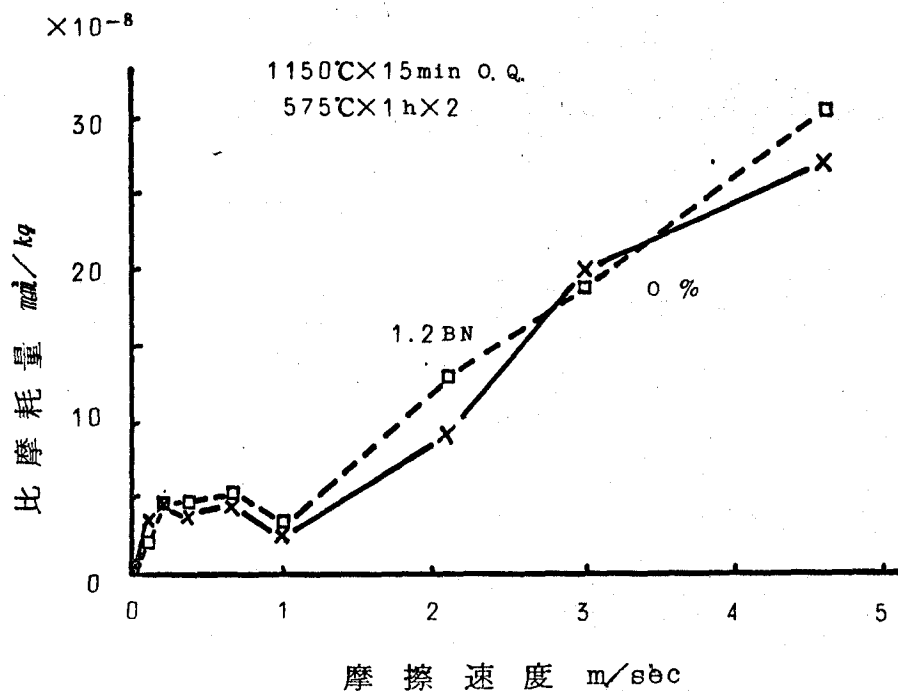


図 2.2.6 キャンニング押出法による BN 添加鋼における
摩擦速度と摩擦耗量の関係

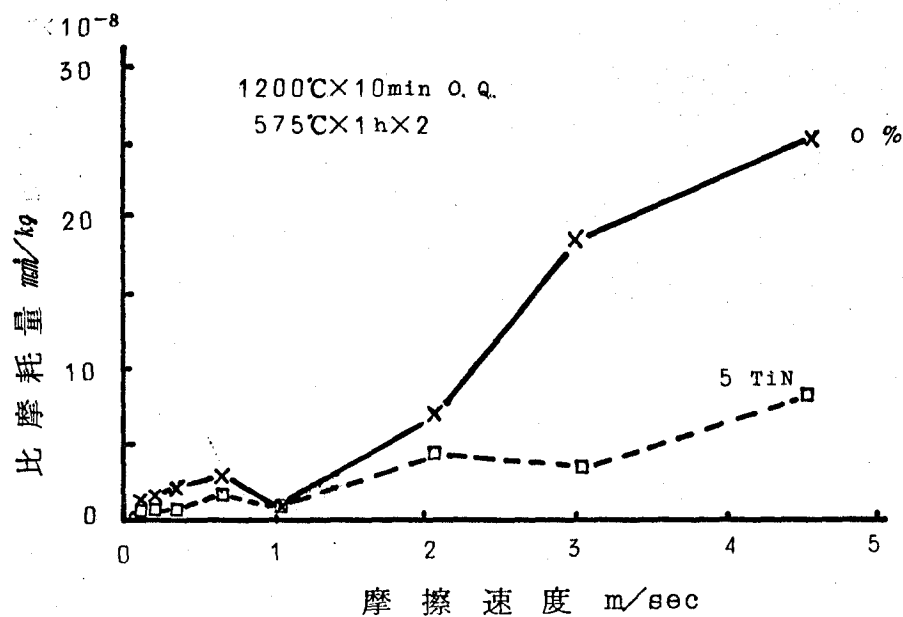


図 2.2.7 キャンニング押出法による TiN 添加鋼における
摩擦速度と摩擦耗量の関係

表 2.2.3 キヤンニング押出法によるBN添加鋼の摩耗量
(1200℃×10min, 0.Q., 575℃×1h×2)

摩擦速度	比摩耗量 mm^3/Kg	
	0.32 m/sec	3.0 m/sec
無添加鋼	3.8×10^{-8}	11.5×10^{-8}
1.2 BN添加鋼	6.3×10^{-8}	16.6×10^{-8}

量が小さく、AlN の
添加は耐摩耗性を改
善すると判断される
が、TiN 添加に比べ
ると効果は小さい。

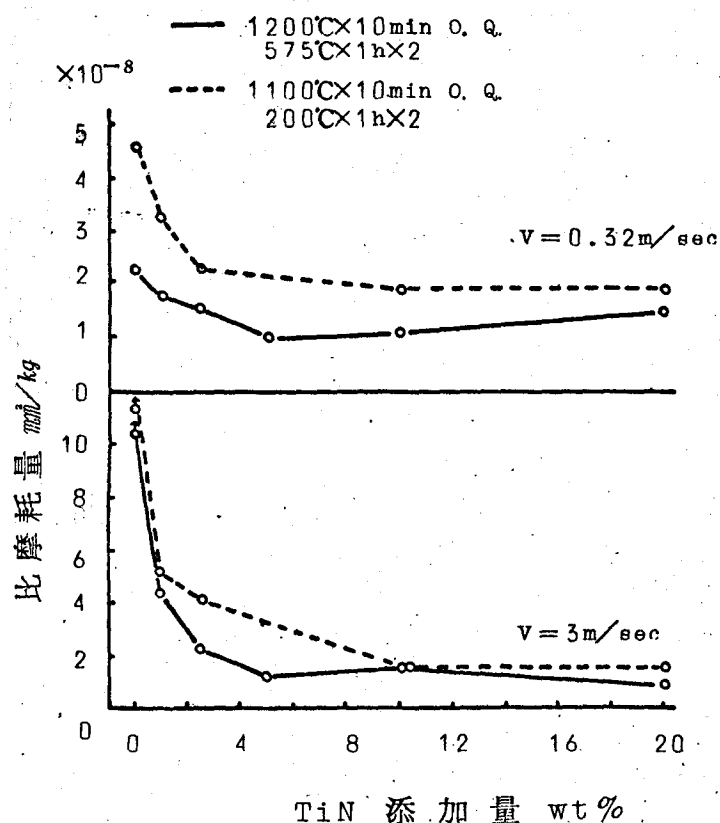


図 2.2.8 キヤンニング押出法によるTiN添加鋼
におけるTiN添加量と摩耗量の関係

表 2.2.4 キヤンニング押出法によるAlN添加鋼の摩耗量
(1200℃×10min, 0.Q., 575℃×1h×2)

摩擦速度	比摩耗量 mm^3/Kg	
	0.32 m/sec	3.0 m/sec
無添加鋼	2.1×10^{-8}	15.9×10^{-8}
5 AlN添加鋼	1.8×10^{-8}	6.9×10^{-8}

第5節 窒化物添加高速度鋼の靱性

5-1 実験方法

TiN添加鋼およびBN添加鋼についてキャンニング押出による炭化物添加鋼の場合と同じ方法で試験を行った。試片の大きさはTiN添加鋼で $2 \times 2 \times 30$ mm, BN添加鋼で $6 \times 5 \times (60 \sim 80)$ mmであり、前者には 1200°C , 3min, 油冷, 575°C , 1h, 空冷, 2回, 後者には 1150°C , 3min, 油冷, 575°C , 1h, 空冷, 2回の熱処理を施し、後者をHRC57.2, 前者をTiN添加量1, 2.5, 5wt%に応じてHRC65.9, 61.9, 61.3, の硬さとした。(10%以上添加については試験を行わなかった) 試片数はTiN添加鋼で4本、BN添加鋼で3本である。

5-2 実験結果および考察

1.2wt% BN添加鋼の破断荷重は838Kgであって図2.122と比較すると2.5% TiC添加鋼よりも高く無添加鋼に近い。

図2.2.9はTiN添加量と破断荷重の関係であって、TiN添加量が1wt%では無添加鋼とほとんど差がないが、2.5wt%以上になると著しく低下する。5および10wt%ではTiC添加鋼と大差ない値であってTiNの添加はTiCと同じように耐摩耗性に有益であるが靱性には有害である。

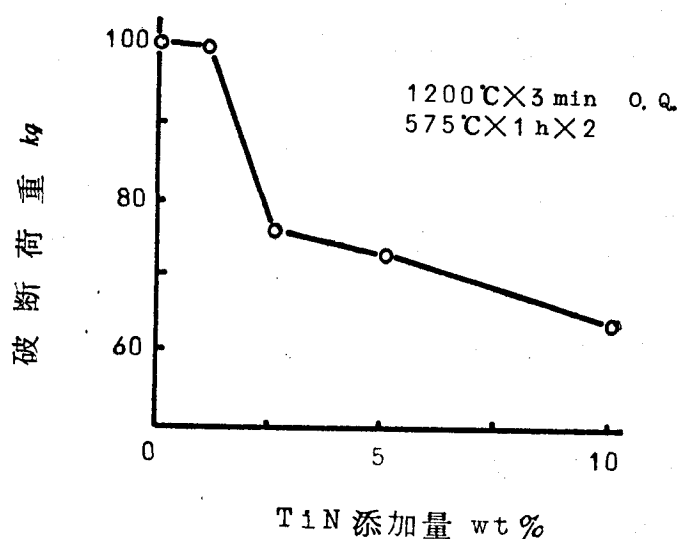


図2.2.9 キャンニング押出法によるTiN添加鋼におけるTiN添加量と破断荷重の関係

第6節 本章で得られた結論

高速度鋼噴霧粉とTiN 1.5~20wt%, AlN 5wt%あるいはBN 1.2wt%の混合粉をキャニシング押出して作った窒化物添加高速度鋼について組織、熱処理特性、耐摩耗性および靱性をしらべつぎのような結果が得られた。

(1) 焼入後のTiN添加鋼においては添加されたTiNはほとんどそのまま(比較的大粒の場合)、あるいはVが多少溶け込んだ(TiV)Nの形(小粒の場合)で、腐食なしで浮彫されて見える粒として分布している。AlN添加鋼、BN添加鋼においてもおそらくAlN、BNをそのままの形で組織中に分布している。

(2) TiN添加量が5wt%以下では穴は少ししか存在しないが10wt%を超えると穴が多量に発生している。BN添加鋼およびAlN添加鋼では添加量が少ないためか穴はわずかししか認められなかった。

(3) TiN添加鋼においてはTiN添加量が5wt%までは高い焼入および焼もどし硬さが得られたが10wt%以上では低い。5wt% AlN添加鋼 1.2wt% BN添加鋼の焼入および焼もどし硬さはHRC60以下である。炭化物添加鋼の場合と異なりこれらの窒化物添加鋼の焼入温度の変化による硬さ変化の傾向は、無添加鋼と比較的類似しており、窒化物の固溶による高速度鋼部の組成変化は小さいと推定される。

(4) TiN添加鋼の耐摩耗性はわずかのTiN添加量でも無添加鋼に比べて著しく良好であるが、TiN添加量が5wt%以上増加しても耐摩耗性の向上は小さい。AlN添加鋼も無添加鋼に比べて良好であるが、TiN添加鋼にはおよばない。BN添加鋼の耐摩耗性は無添加鋼より多少劣る。

(5) TiN添加鋼の抗折試験による破断荷重はTiN添加量1.5wt%では無添加鋼と等しいが、2.5wt%以上では著しく低い。10wt%では無添加鋼の65%程度しかない。BN添加鋼は無添加鋼に近い。

(6) 熱処理特性、耐摩耗性から判断して、工具鋼としてすぐれているのはTiN添加鋼であるが、靱性はTiN添加量とともに低下するのでTiN添加量は5wt%以内に押さえるべきである。

参 考 文 献

1. F. Rapatz, J. Freher : Stahl u. Eisen 69(1949)605
2. 日下, 水野, 須藤, 長谷川 : 鉄と鋼 54(1968)S235
3. " : " 54(1968)S536
4. " : " 55(1969)S546
5. P. Schwarzkoff, R. Kieffer : Refractory Hard Metals

The Macmillan Company 1953

第3章 硫化物添加高速度鋼

第1節 緒 論

表2.3.1.にいくつかの硫化物について結晶構造および硬さをまとめたものである。硫化物は焼入鋼に比べて硬さが低い⁽¹⁾が、 MoS_2 に代表される硫化物の潤滑作用による耐摩耗性の向上が期待される。

0.05~0.2wt%程度のSが添加された構造用鋼が一般に実用されている。これは硫化物による被削性(Machinability)の向上を有効に利用している⁽²⁾のであるが、Sの添加は被削性と同時に被研削性(Grindability)を改善するので、近年Sの添加された工具鋼が実用されるようになってきた。このSの被削性および被研削性に対する効果は急冷凝固工具鋼においても期待されるのであるが本研究では被研削性のみを研究の対象とした。被研削性の向上には単に研削時間の短縮という経済的な効果ばかりでなく、研摩焼け(研摩熱による変質層の発生)⁽³⁾および、研摩だれ(角部の仕上げ精度の低下)の軽減など、工具、金型の品質向上につながるからである。

これらのS添加による効果はS添加量の多いほど大きいと期待されるのであるが、実用のS添加中のS量は0.2wt%程度以下におさえられている。その理由はS添加量とともに機械的性質とくに、圧延方向に直角な方向の低下、鍛造性の低下⁽⁴⁾など実用上の問題が出てくるからである。このうち機械的性質における方向性が顕著になるのは硫化物が圧延によって圧延方向に細長く⁽¹⁾びるためであると考えられるので、圧延過程をまったく必要としない自動ア

表2.3.1 おもな硫化物の構造と性質

種 類	結晶構造	格子常数(Å)	融 点(℃)	メー プ硬さ
TiS	hex.	a=3.42 c=26.5	2000 ~2100	
ZrS	f.c.c.	5.10	2050 ~2150	600~630(VHN)
VS	hex.	a=5.79 c=11.6	1800 ~2000	500~520(VHN)
NbS	"	a=5.74 c=12.6		
WS ₂			1730	
MoS ₂	hex.	a=3.16 c=12.29	1185	
CrS	"	a=5.99 c=11.5	1565	370~410(VHN)
MnS	f.c.c.	5.22	1620	200~240(VHN)
FeS	hex.	a=5.97 c=11.8	1190	230~250(VHN)
CoS	"		1100	

ーク肉盛法の特徴が大きな利点となる。

またSを含んだ溶融鉄の凝固過程を考えるとFe-S系ではSは共晶反応によって凝固する。高速度鋼においては共晶の一成分として硫化物が凝固するとの報告がある。⁽¹⁾ したがって凝固後の硫化物の形状、とくに大きさおよび分布は凝固速度に強く依存し、凝固速度の小さいほど粗大な硫化物となり、圧延後の機械的性質の方向性も顕著になるはずである。したがって自動アーク肉盛材や局部急冷凝固材あるいは噴霧粉やスプラットにおける大きな凝固速度が利点となるのである。

硫化物粉を高速度鋼粉と混合してキャンニング押出する場合には、溶解の過程がないのでこの点に関してはさらに有利であるが、一方押出の過程で添加された硫化物が細長く変形して分布するならばやはり機械的性質の方向性が現われてくると考えられるので、添加する硫化物粉の大きさの選択が重要な意味をもってくる。

また硫化物粉を添加するキャンニング押出においては添加された硫化物が大きな組成変化なしに分布し得ると期待されるが、これも重要な意味を持っているであろう。なぜならばFe-S-X系(Cr, W, Mo, Ti, V, Zr, Alなどの第3元素)において第3元素の硫化物が単独にFeあるいは第3元素あるいはそれらの固溶体中に存在し得る組成範囲がせまくて、⁽⁴⁾ 第3元素の硫化物の分布した鋼を溶解によって製作することが困難であったり、製作し得たとしても第3元素の量から工具鋼として要求される特性を持ち得ないであろうと推定されるからである。

このような観点から本研究では微細な粉末が入手しやすい MoS_2 を添加原料として、自動アーク肉盛法および MoS_2 粉と高速度鋼粉の混合粉をキャンニング押出する方法で多量のSを含む高速度鋼を作り、自動アーク肉盛法による高速度鋼について組織、熱処理特性、切削性能、耐摩耗性、靱性および被研削性をしらべた。キャンニング押出法による MoS_2 添加鋼については組織と熱処理硬さおよび耐摩耗性をしらべるにとどめた。

第2節 硫化物添加高速度鋼の組織

2-1 実験方法

表2.3.2に自動アーク肉盛法によって製作した MoS_2 添加高速度鋼の化学分析値を示す。これらは合金用粉末に MoS_2 粉(大きさ 8μ , 純度99%以上)を添加した以外は第1編第3章第2節の場合と同じ条件で製作した。表中の記号2-1~2-7はJIS SKH52にほぼ相当する鋼にSを最高1.3wt%添加したもの(以下SKH52系と称す), 5-1~5-6はAISI M15に相当す

る5%V鋼にSを最高0.5%まで添加したもの（以下M15系と称す）である。S-1およびS-2はJIS SKH9にほぼ相当する鋼、M-1 および M-2はそのマトリックス鋼（佐藤⁽⁵⁾のデータにもとづいてSKH9を1220℃の温度から焼入した時の基質の組成と等しい組成を持つように製作したものであるが写真2.3.1に示すように2%程度の炭化物は残留した）であってS-1とS-2、M-1とM-2を比較することによって硫化物の組成および構造を検討するのに用いた。一部についてはSi, Mn, Alの分析を行っていないが、いずれも一般の高速度鋼よりも多量である。Siは0.6~0.9%, Mnは0.7~0.9%, Alは0.2~0.3%の範囲にあるはずである。なお配合量と分析値から計算するとSの歩留りはほぼ70%であった。

キャンニング押出法によるMoS₂添加高速度鋼は第2回押出によって、JIS SKH9高速度鋼の噴霧粉に2.5wt%のMoS₂粉（1μ以下）を混合して製作した。この押出材の組成は分析していない。添加したMoS₂量から換算するとSの添加量は1.1%である。

このようにして製作した各鋼についてこれまでに述べたと同じようにして顕微鏡観察、X線マイクロアナライザー測定およびX線回折を行った。

表 2.3.2 自動アーク肉盛法によるMoS₂添加鋼の組成(%)

鋼 種	№	C	Si	Mn	Al	W	Mo	Cr	V	Co	S
M15系	5-1	1.56	※	※	※	5.67	3.52	4.21	5.30	4.55	0.023
	5-2	1.58	※	※	※	5.53	3.82	4.34	5.15	4.80	0.108
	5-3	1.71	※	※	※	5.82	3.65	4.22	5.11	5.04	0.118
	5-4	1.54	※	※	※	5.05	3.96	3.91	4.67	4.60	0.356
	5-5	1.57	※	※	※	5.55	3.80	4.15	5.07	4.75	0.386
	5-6	1.56	※	※	※	5.45	4.53	4.03	4.90	4.68	0.488
SKH52系	2-1	0.88	※	※	※	5.85	4.93	3.85	2.13	—	—
	2-2	1.02	1.03	0.72	※	5.85	4.45	3.74	2.72	—	—
	2-3	0.95	0.68	0.97	※	4.84	3.99	3.10	2.11	—	0.192
	2-4	0.97	0.63	0.85	※	4.77	4.15	3.04	2.28	—	0.33
	2-5	0.98	0.65	0.89	※	4.59	4.31	2.84	2.24	—	0.56
	2-6	1.07	0.66	0.92	※	4.31	4.93	2.46	2.04	—	0.93
	2-7	1.11	※	※	※	3.59	4.63	2.24	1.70	—	1.31
SKH9系	S-1	0.97	0.88	0.70	0.28	5.40	4.84	3.23	1.70	—	0.15
	S-2	0.95	0.88	0.76	0.27	5.09	5.00	3.11	1.62	—	0.57
マトリックス鋼系	M-1	0.67	0.93	0.62	0.27	5.07	3.51	3.26	1.22	—	0.108
	M-2	0.66	0.73	0.75	0.25	4.80	3.98	3.04	1.11	—	0.67

注) ※ 分析せず

— 添加せず

ただし、X線回折には島津製作所製GX-3型、X線マイクロアナライザー測定には日立製作所製XMA-4型を使用した。X線回折には電解分離残渣を用いたが、その分離条件は電解液0.5NHC1+5%クエン酸、電流密度 10mA/cm^2 である。

2-2 実験結果および考察

写真2.3.1にS-1, S-2, M-1およびM-2について1220℃焼入後の光学顕微鏡組織を代表として示す。S-2およびM-1において、微細な粒状あるいは巨大な星状に見えるのが硫化物であって、これは腐食なしの状態でも明瞭に認められる。硫化物の形は MoS_2 添加量が少ない0.3%程度以下ではほとんどすべてが微細な粒状であるが、添加量が多くなると巨大なものが現われてくる。硫化物の微細なものは炭化物の網目の一部を形成するように存在している。この硫化物量と鋼中のS量（以下鋼中のS分析値を MoS_2 添加量の代りに用いる）⁽⁶⁾⁽⁷⁾の関係は図2.3.1に示すとおりである。この図でSKH52系およびM15系の硫化物量は非金属介在物測定法に準じて点算法で求めたものであり、S-2およびM-2の硫化物量は電解分離残渣中の硫化物量（S-2, M-2の電解分離残渣には炭化物が含有されているので、S-2およびM-2の電解分離残渣量からそれぞれS-1およびM-1の電解分離残渣量を差し引いたものを大略の硫化物量とした）を体積%に換算した値である。比重は後述の硫化物組成から4.3とした。またSKH52系についてはS量と0.01mm四方中に存在する

硫化物の数と硫化物の最大寸法の関係を求めた。（図2.3.2）この2つの図からS量の増加にしたがって硫化物の数と大きさが増加し、その結果として硫化物量の体積量が増すことが明らかである。

この硫化物を詳細に観察してみると、黒色または白色を呈し、硫化物とは明らかに別個のものと見られる相が硫化物中に存在している（写真2.3.1のS-2）

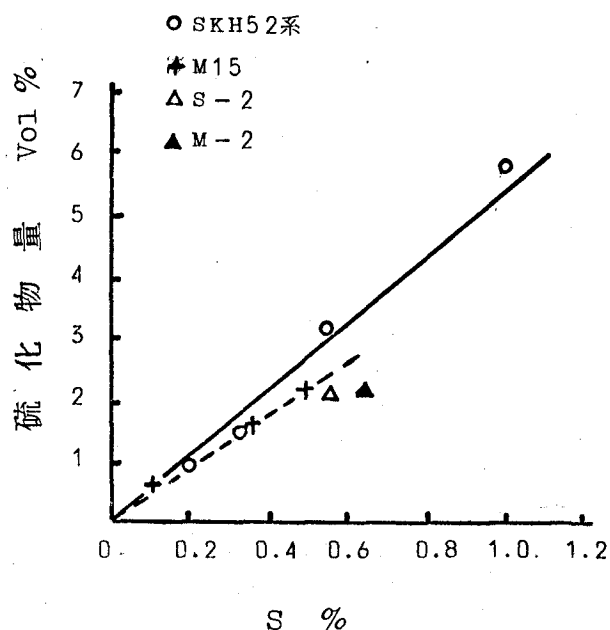


図2.3.1 自動アーク肉盛法による MoS_2 添加鋼におけるS量と硫化物量の関係⁽⁶⁾⁽⁷⁾

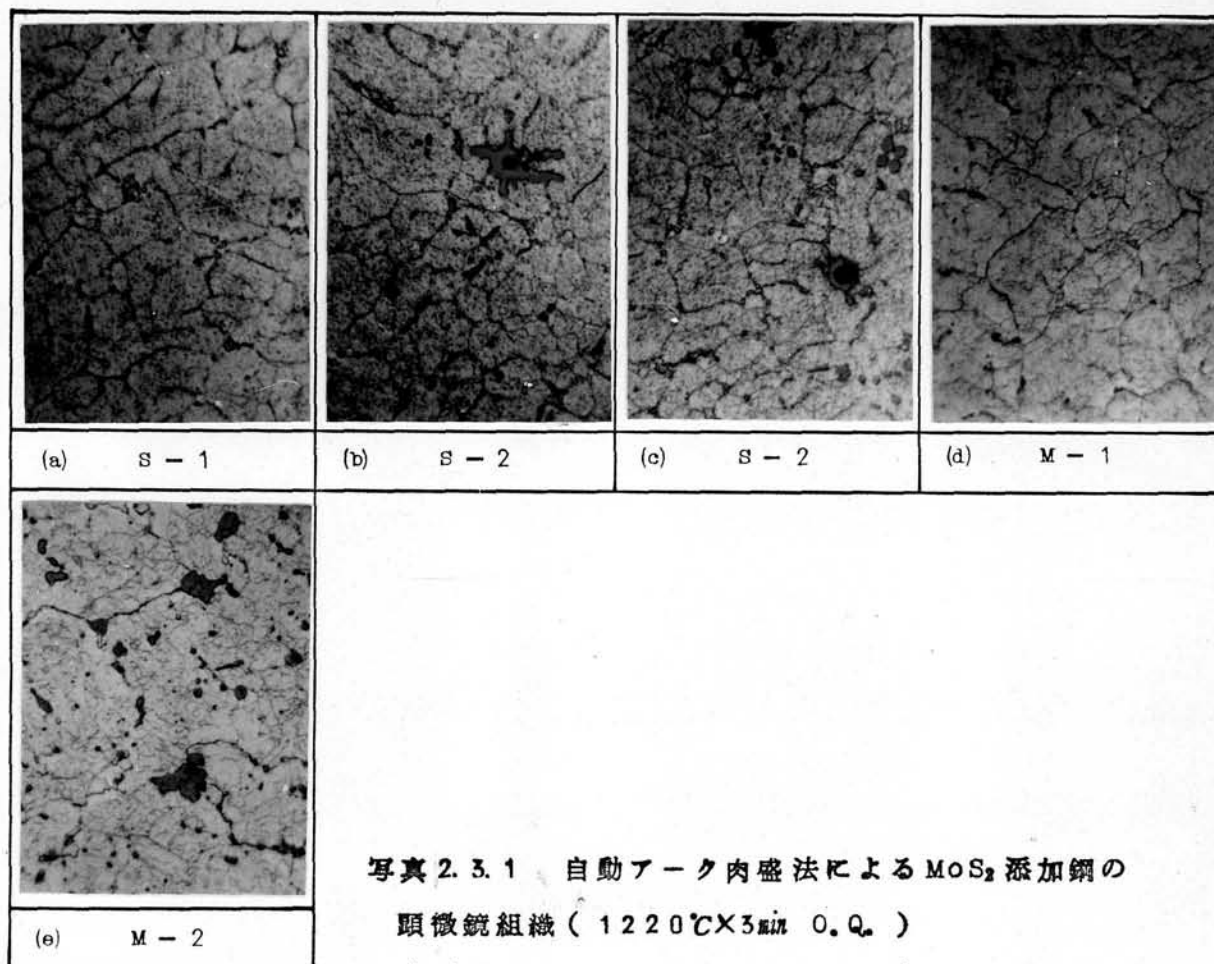


写真 2. 3. 1 自動アーク肉盛法による MoS_2 添加鋼の
顕微鏡組織 ($1220^\circ\text{C} \times 3 \text{ min}$ O. Q.)
(硝酸アルコール腐食 $\times 400$)

図 2. 3. 3⁽⁷⁾ は S-2 の粒
状硫化物の存在する部
分についての X 線マイ
クロアナライザーによ
る線分析の結果である。
硫化物の所で Mn, S,
Cr, および V がともに
増加し、Fe, W および
Mo は減少していて、硫
化物には Mn, S, Cr, V
が多量に含まれている。
W と Mo が多い部分 (時
には V も加わっている)
は Me_3C 炭化物である。
図 2. 3. 4⁽⁷⁾ (a) は M-2 の

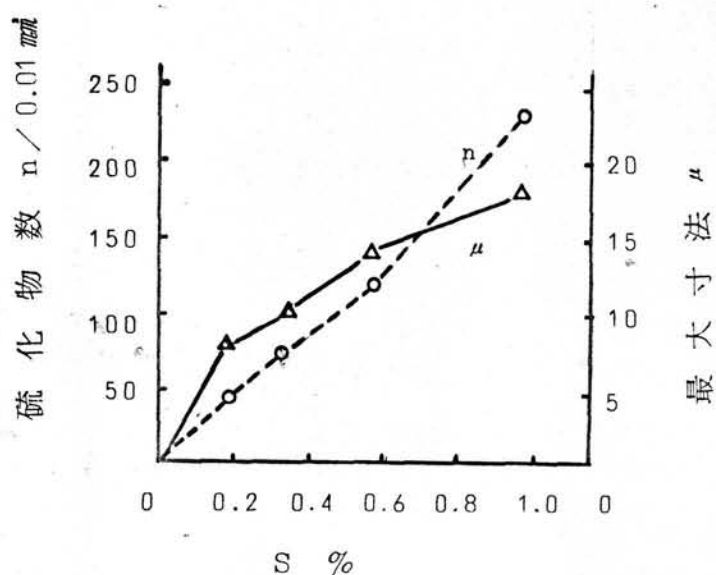


図 2. 3. 2 自動アーク肉盛法による MoS_2 添加
鋼 (SKH52 系) における S 量と硫化物数お
よび大きさの関係

星状の硫化物の存在する部分について測定した結果であって、やはり硫化物にはMn, Cr, V, S, が含まれている。M-2の粒状硫化物、S-2の星状硫化物についても同様であった。図2.3.4⁽⁷⁾および図2.3.4⁽⁷⁾はM-2に見られる黒色相を中心部にもつ硫化物についての測定結果であって、この2つの図を合せて考えると黒色部は硫化物でなくてAlに富んだ相、おそらく Al_2O_3 系の非金属介在物であると推定される。その周辺の硫化物はやはりMn, Cr, Sに富んでいる。図2.3.4⁽⁷⁾はM-2に見られた白色部を中心部に含んだ硫化物についての測定結果で、白色部はVに富んだ相おそらくMC炭化物であろうと推定される。

以上の結果から硫化物はMn, Cr, V, Sからなることが明らかになったが、その組成をさらに詳しく調べるために1220℃焼入試片の電解分離残渣のX線回折を実施した。表2.3.3⁽⁷⁾に残渣量およびその化学分析値を示す。MoS₂添加鋼S-2, M-2は無添加鋼S-1, M-1に比べて残渣量がそれぞれ1.1, 1.6wt%だけ多いとともに、残渣中にMn, SおよびCrが多い。

このMoS₂添加鋼と無添加鋼の間の残渣量の差がそのまま硫化物の有無によるものである(MoS₂が添加されることによって炭化物の組成が変化する可能性もあるが、その影響は小さいと考えた)として差だけの残渣を構成する元素の量(鋼組成に対する%)を求めた結果が表2.3.4⁽⁷⁾である。この表においてWおよびVの値が負になっている(Cについてはほぼ0とみなし得る)のは、M-1, S-1中のW量およびV量がそれぞれM-2, S-2中のW量およびV量よりも大きいためである。またX線マイクロアナライザー分析より硫化物には含有されていないと考えられるMoが大きな値を示しているのは逆にM-1, S-1中のMo量がそれぞれM-2, S-2中のMo量よりも小さいためである。これらの合金成分量の不ぞろいによる不確かな値を除去すると硫化物を形成している合金元素の量比は

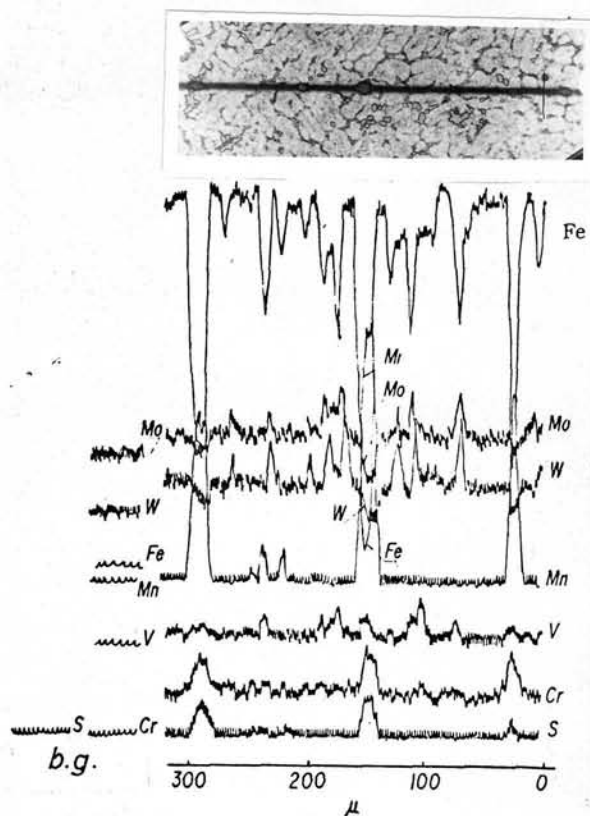


図2.3.3 自動アーク肉盛法によるMoS₂添加鋼(S-2)の線分析(1230℃×3min 0. Q₂)⁽⁷⁾

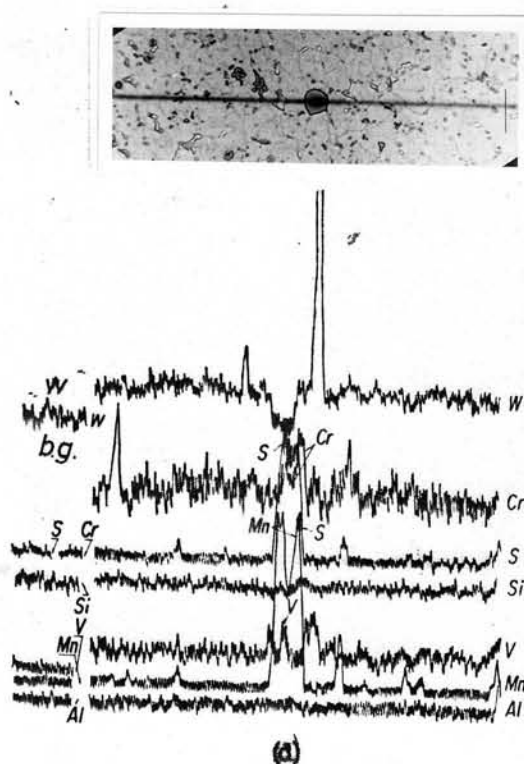
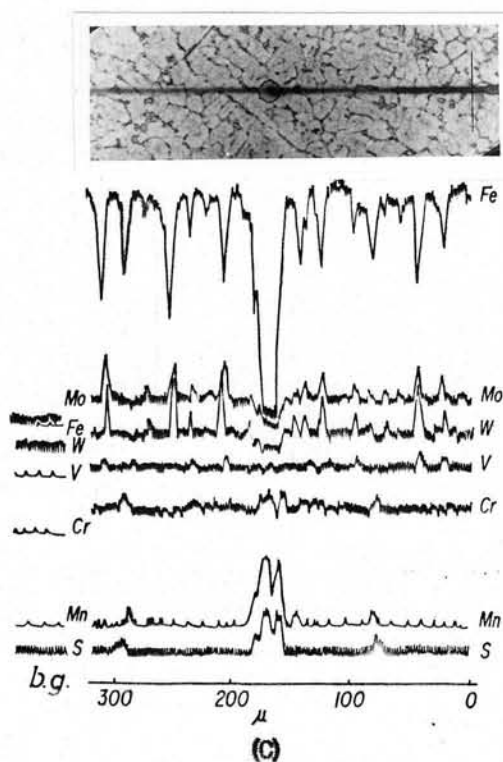
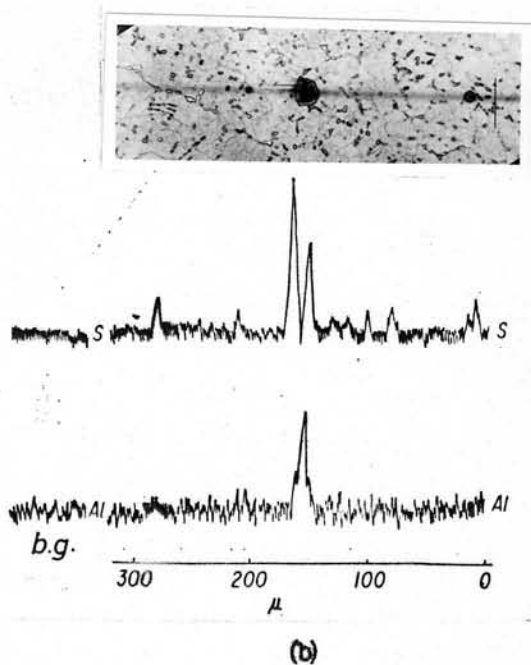
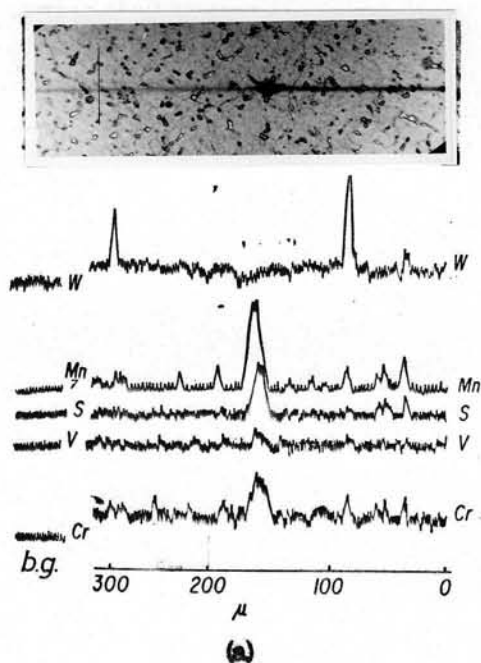


図 2. 3. 4 自動アーク肉盛法による MoS_2 添加鋼
(M-2) の線分析 (1220℃×3min 0. Q.)⁽⁷⁾

表 2.3.3 電解分離残渣の組成(%)⁽⁷⁾

No	残渣量 wt%	分 析 値									
		C	Si	Al	Mn	S	Cr	W	Mo	V	Fe
M-1	2.1	4.7	1.1	※	0.2	0.2	4.1	30.1	25.2	6.9	27.5
M-2	3.7	2.7	0.6	※	13.0	15.3	9.3	13.0	16.1	6.1	24.1
S-1	8.2	4.7	1.0	0.03	0.2	1.0	3.2	31.2	25.5	9.5	23.6
S-2	9.3	3.6	1.2	0.03	5.6	5.4	3.8	24.4	25.9	7.0	23.0

※ 分析せず

表 2.3.4 硫化物の組成(%) ※※⁽⁷⁾

No	C	Si	Al	Mn	S	Cr	W	Mo	V	Fe
M-2	-0.001	0.001	※	0.48	0.56	0.26	-0.15	0.069	0.08	0.32
							W+Mo=-0.09			
S-2	-0.05 (0)	0.029	0.003	0.50	0.42	0.10	-0.28	0.32	-0.13 (0.07)	0.21
							W+Mo=0.04			

※ 分析せず

※※ 鋼全体に対する値

$$\begin{aligned} \text{M-2} \quad \text{Mn} : \text{Cr} : \text{Fe} : \text{S} &= 0.48 : 0.26 : 0.32 : 0.56 \\ &= 30 : 15 : 20 : 35 \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \text{S-2} \quad \text{Mn} : \text{Cr} : \text{Fe} : \text{S} &= 0.50 : 0.10 : 0.21 : 0.46 \\ &= 41 : 8 : 17 : 34 \end{aligned}$$

となる。M-2 と S-2 でとくに Mn および Cr に差が見られるが、ひつくるめると硫化物の平均的な組成は大略 35% Mn , 10% Cr , 20% Fe , 35% S となる。

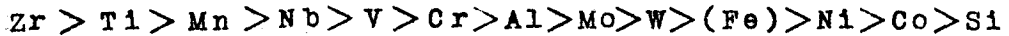
表 2.3.5⁽⁷⁾ は残渣の量および組成から算出した基質の組成である。MoS₂ 添加鋼と無添加鋼の間には Mn 量に大きな差が認められるとともに Cr 量にも多少の差がある。これからも MoS₂ として添加された S が、Mn および Cr と結合して硫化物を形成したことが明らかである。

表 2.3.5 基質の組成(%)⁽⁷⁾

No	C	Si	Al	Mn	S	Cr	W	Mo	V	Fe
M-1	0.57	0.91	※	0.62	0.004	3.2	4.4	3.0	1.1	86.2
M-2	0.56	0.71	※	0.27	0.11	2.7	4.3	3.4	0.9	87.1
S-1	0.58	0.80	0.28	0.68	0.07	3.0	2.8	2.7	0.9	88.2
S-2	0.62	0.77	0.27	0.24	0.07	2.8	2.8	2.6	1.0	88.8

※ 分析せず

金子、西沢らはMnとV, MnとCrなどの2種類の合金元素を含む鋼中から分離した硫化物を分析し、硫化物相に対する合金元素の濃縮比を求め、これの大小から下記のような硫化物形成傾向の大小の序列を決定している⁽⁸⁾。



これによればVはCrよりも硫化物形成傾向が大きいのでMoS₂添加鋼の硫化物中にVが含まれている可能性が考えられる。X線マイクロアナライザーによる測定結果はこれを裏付けているが、基質の組成は必ずしもそうでない。したがって硫化物はやはりMn, Cr, Feから構成され、このほかにVがごく少量、多くてもCrなみに含まれていると考えるのが妥当であろう。

つぎに電解分離残渣をX線回折したところ表2.3.6⁽⁷⁾に示す回折線が認められた。MoS₂添加鋼のみに認められる回折線がありこれらはMnSおよびFeSの回折線とほぼ一致するので断定は困難であるが硫化物はMnS型とFeS型からなっている可能性が大きい。表2.3.1に示したとおり、VSとCrSと同一結晶格子を持っており、かつ格子常数も近い。したがってFeS型硫化物はFe, CrあるいはこれにVからなる硫化物であろう。

以上の実験から自動アーク肉盛法によるMoS₂添加鋼中においてはMoS₂は存在せずMn, Cr, FeあるいはこれにVからなるMnS型およびFeS型硫化物が凝固過程において微細な粒状あるいは大きな球状あるいは星状に晶出し、しばしばその中心部にM₆CやMCと推定される炭化物やAl₂O₃のような介在物を含んでいることが明らかになった。

キャンニング押出によるMoS₂添加鋼の光学顕微鏡組織は写真2.3.2に示したとおりである。押出のままでは微細な不規則な形で分布している相が認められる。腐食しない状態でも明らかに見られる。

1100℃以下の焼入ではこの相の形にはとくに著しい変化は起らないのであるが、焼入温度が1200℃になると大きな塊状の相が発生し、1225℃では塊状の相はますます巨大になっている。

図2.3.5は押出のまま、図2.3.6は1100℃、図2.3.7は1200℃焼入試片に見られる相についてのX線マイクロアナライザーによる線分析の結果である。また写真2.3.3は1225℃焼入試片についてのX線像である。図2.3.5ではSとCrおよびVの多く存在する場所が一致し、このほかMoあるいはMnがSとともに多く存在している場所もある。図2.3.6ではMnを測定していないがS, Cr, V, が同一場所に多く存在している。図2.3.7ではS, Cr, Vが同一場所に多く存在するが、ある場所ではMnも同じである。中央

表 2.3.3.6 焼入後の自動アーク肉盛法による MoS_2 添加鋼の電解分離残渣について得られた回折線の d 値および強度⁽⁷⁾
(1220℃×3min 0.Q.)

残渣の d 値 (Å)				d 値 (Å) および 強度						判 定	
M-1	M-2	S-1	S-2	MeC	MC	M28C6	MnS	FeS	CrS _r	MCS ₂	
276	276	276	276	275(80)		267(20)		267(90)		271(70)	MeC
			269						265(20) 262(30)		FeS'
253	258 253	253 241	258 253 241	253(80)	240(100)		261(100)	252(30)			MnS MeC MC
						238(50)			237(70)		?
225	234 225	234 225	225	225(80)						234(60) 219(60)	MeC ?
		217				218(60)					
212 S 208	212 S	212 S 209	212 S 209	212(100)	207(100)			215(50) 214(50) 209(100)			MeC MC MnS F
									200(45)	203(30)	
195	195	195	195	195(80)							MeC
						188(70)			188(35)	189(40)	
184	184 181	184	184	184(40)			185(50)				MeC MnS?
						179(70)					
								175(60) 172(90)	175(20)	176(30)	FeS ₂
			173	174(20)							

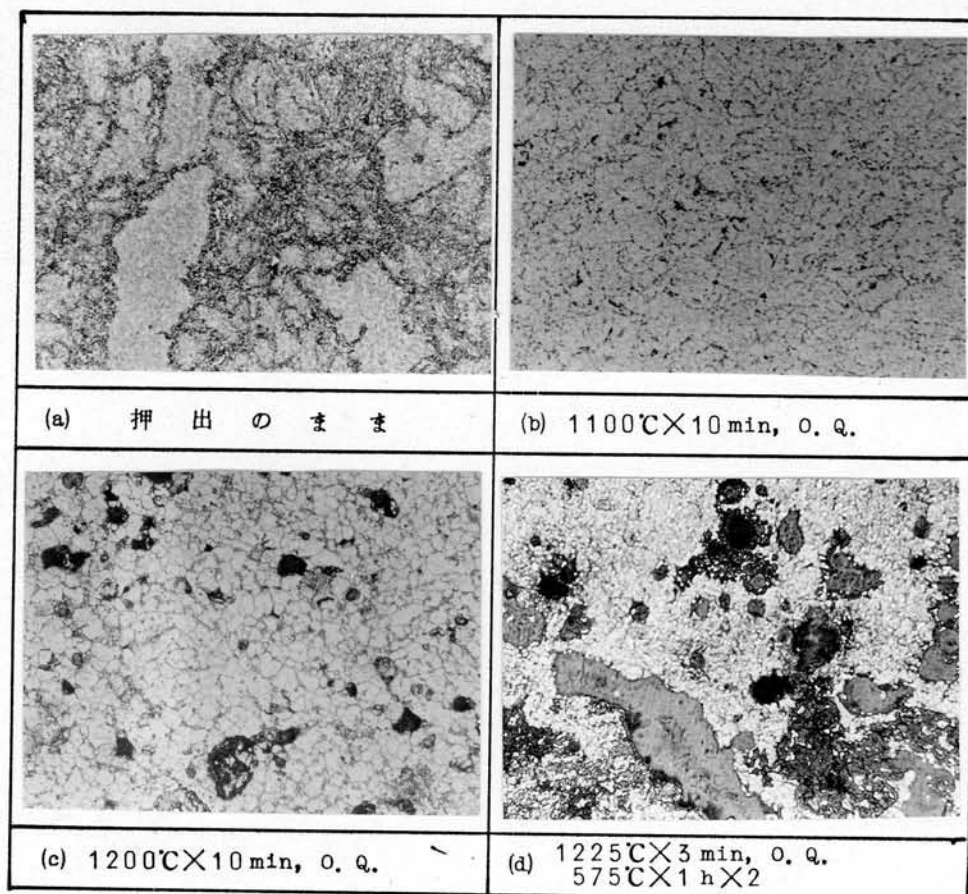


写真 2.3.2 キャンニング押出法による MoS_2 添加鋼の顕微鏡組織
(硝酸アルコール腐食 ×400)

部に S, V, Cr, Mo および C が少なく Mn がやや多い部分があるが、これは灰色の大きな相に相当する。写真 2.3.4 では O を分析したが、大きな灰色の相は O に富んでいる。ほかの元素はこの部分で少ない。これらの結果から押出のままで S の一部は V と Cr を主体とする硫化物おそらく FeS 型として存在し（その一部には Mn も含まれている）、一部が Mo に富んだおそらく MoS_2 のままで存在するのではないかと推定される。焼入後も同じであって（ただし Mo と結合しているのは減少するであろう）キャンニング押出法によっても MoS_2 が硫化物の大部分を占める鋼を作ることが困難であると判断される。 MoS_2 の形で存在し得なくとも硫化物が微細である点ではキャンニング押出法は自動アーク肉盛法より有利であるが、一方キャンニング押出材を 1200°C 以上の温度から焼入すると巨大な酸化物と考えられる相が形成される現象は自動アーク肉盛材にはまったく見られない。この酸化物相は MoS_2 を添加したキャンニング押出材のみに見られるので、酸化物相発生には S あるいは MoS_2 の存在が関係するはずであるが、その機構はわからない。 MoS_2 は大気中では 400°C 以上で分解するといわれているが、この酸化⁽⁹⁾

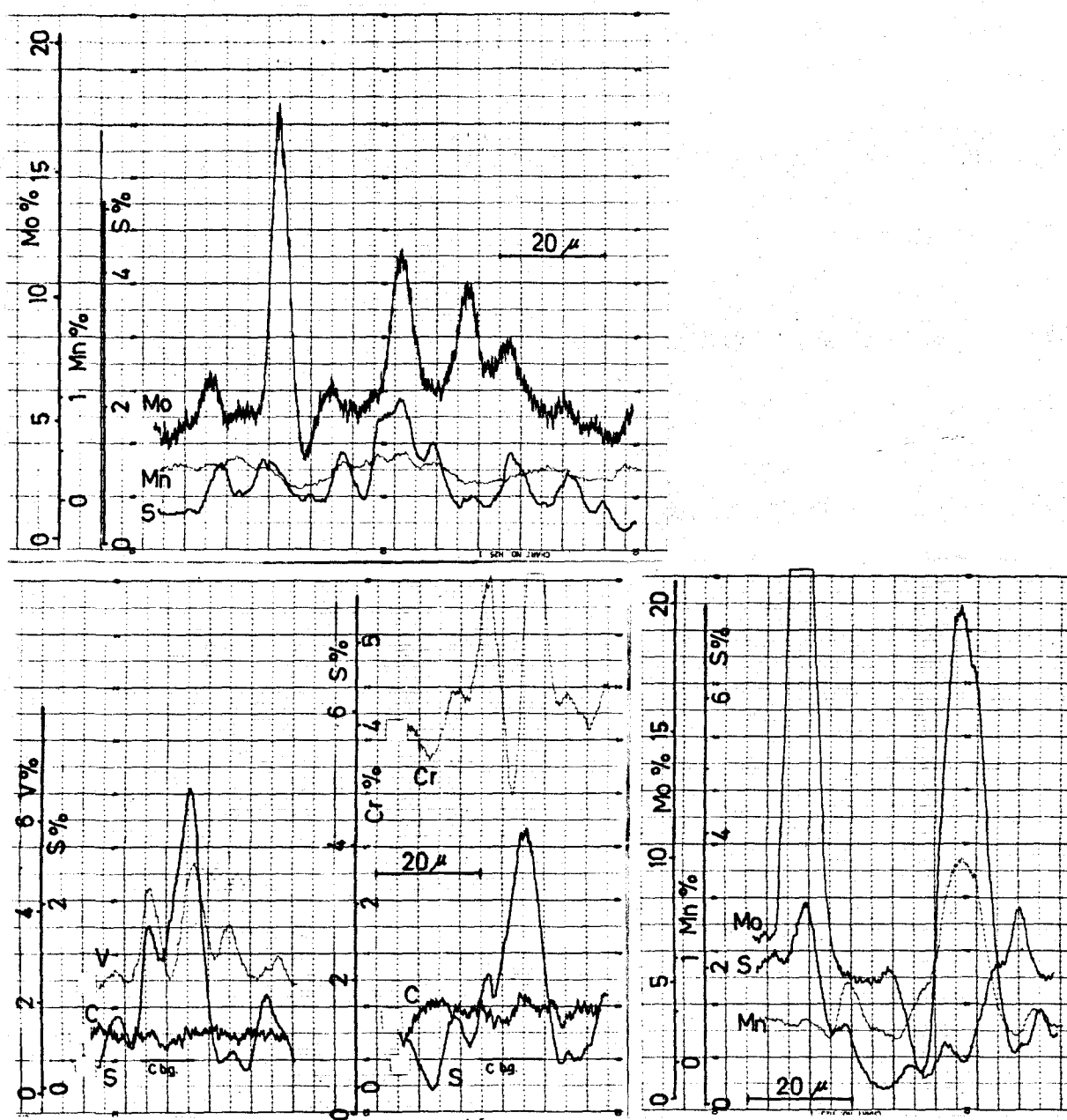


図 2.3.5 キヤンニング押出法による MoS_2 添加鋼の線分析
(押出のまま)

物相に Mo が多く含まれている事実もないのでこれが関係するか否かも疑問である。

なお添加した MoS_2 が微細であるためか、押出方向に平行な断面で観察しても一般の S 添加鋼のように硫化物が著しく細長くのびた形にはなっていないかった。

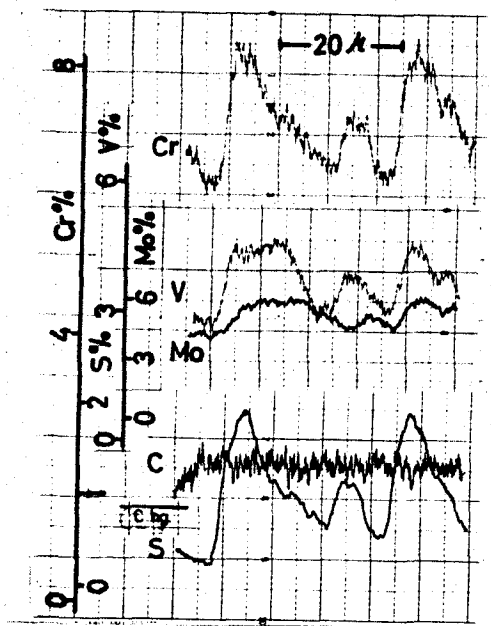


図2.3.6 キヤンニング押出法による
MoS₂ 添加鋼の線分析
(1100℃×10min. O.Q.)

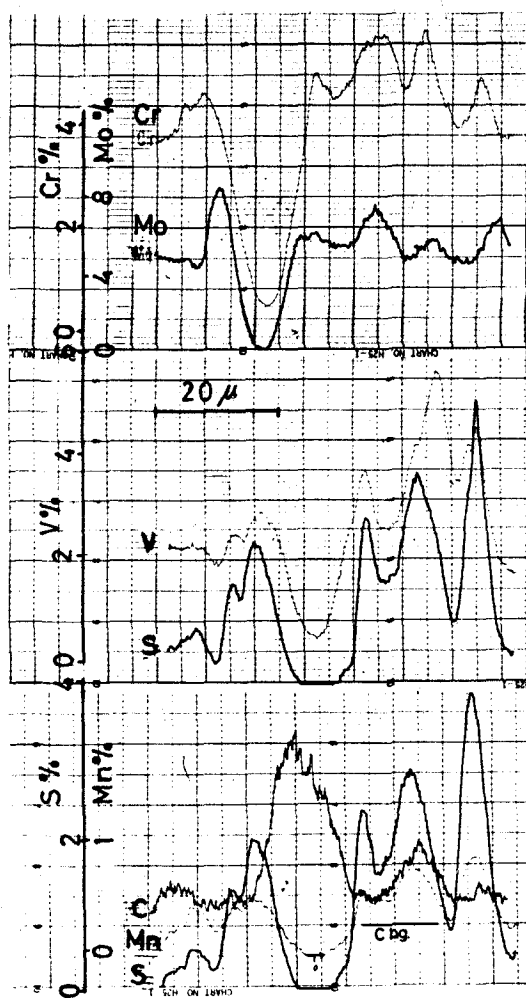


図2.3.7 キヤンニング押出法によるMoS₂
添加鋼の線分析(1200℃×10min. O.Q.)

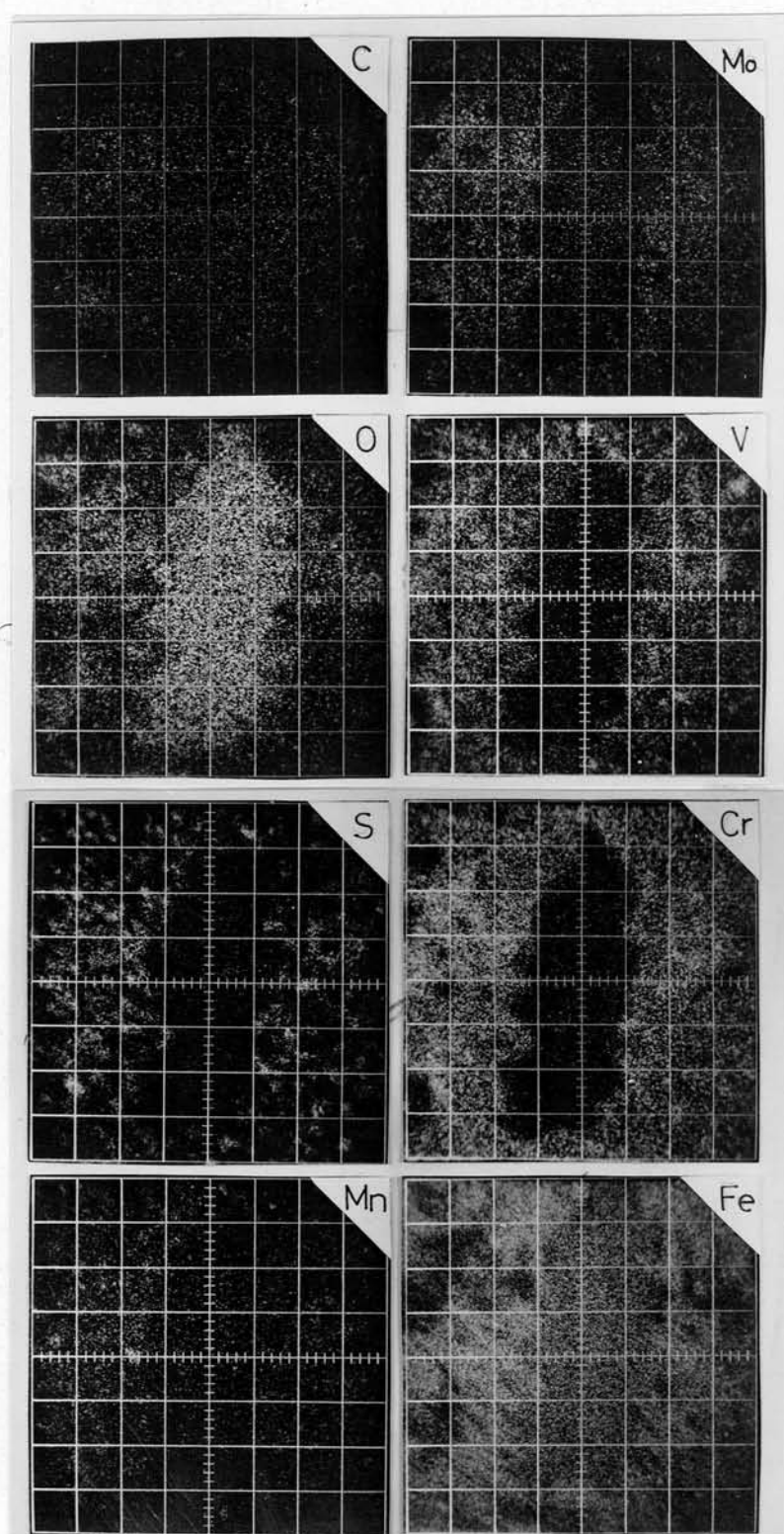


写真 2. 3. 3 キヤンニング押出法による MoS_2 添加鋼の X 線像
($1220^\circ\text{C} \times 3\text{min}$, O. Q.)

第3節 硫化物添加高速度鋼の熱処理特性

3-1 実験方法

これまでと同じ方法で熱処理して顕微鏡組織観察および硬さを測定した。

3-2 実験結果および考察

図2.3.8にM15系におけるS量と焼入硬さあるいは焼もどし硬さの関係、図2.3.9⁽¹⁰⁾にSKH52系におけるS量と焼入硬さあるいは焼もどし硬さの関係を示す。また図2.3.10⁽⁶⁾にM15系における焼もどし温度と焼もどし硬さの関係を示す。SKH52系、M15系いずれにおいてもS量と焼入硬さおよび焼もどし硬さの間には明確な関係が認められず、この程度のS量は硬さに大きな影響をしないと判断される。焼入後の顕微鏡組織はすでに前節に示してあるが、硫化物の形状には焼入による著しい変化は認められない。

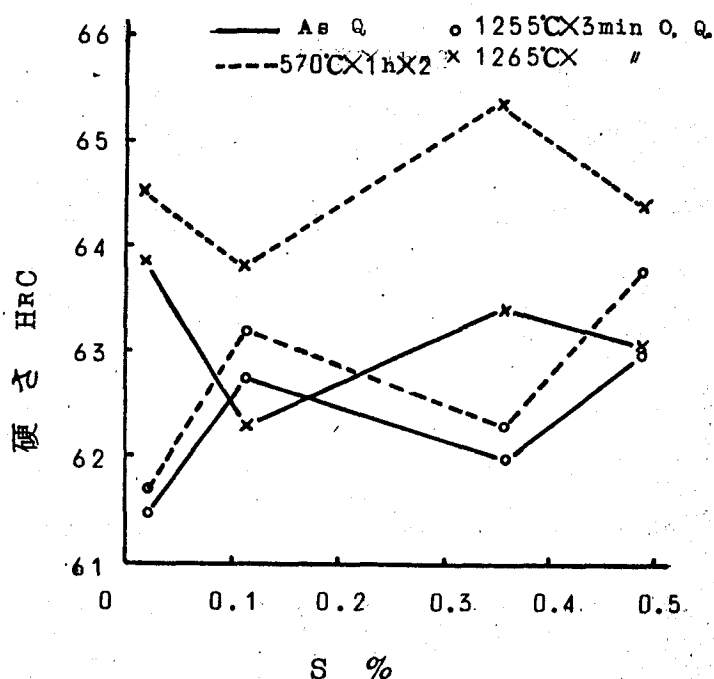


図2.3.8 自動アーク内盛法による MoS_2 添加鋼M15系におけるS量と焼入および焼もどし硬さの関係

図2.3.11はキャンニング押出による2.5wt% MoS_2 添加鋼における焼入温度と焼入硬さおよび焼もどし硬さの関係である。 MoS_2 添加鋼では焼入温度1150℃までは焼入温度による焼入硬さの変化は少なくHRC 2~3だけ無添加鋼より低いのであるが、1200℃を越えると焼入硬さはHRC 40まで低下し、焼もどしによってさらに低下する。この硬さの著しい低下は前述の顕

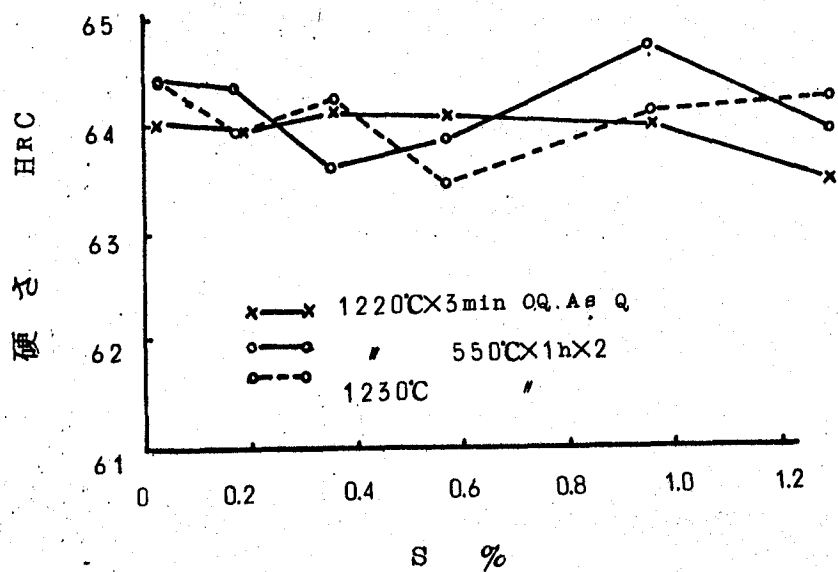


図 2.3.9 自動アーク肉盛法による MoS_2 添加鋼 (SKH52系) における S 量と焼入および焼もどし硬さの関係⁽¹⁰⁾

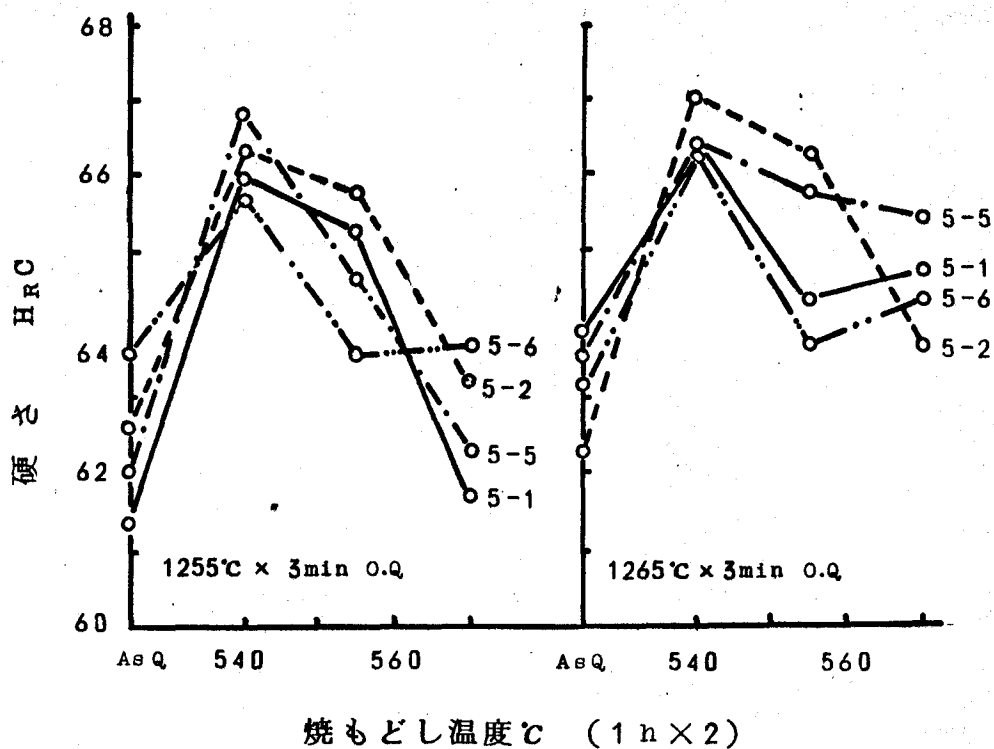


図 2.3.10 自動アーク肉盛法による MoS_2 添加鋼 (M15系) における焼もどし温度と焼もどし硬さの関係⁽⁶⁾

微鏡組織における酸化物相の出現に関係しているであろうが、1200℃のよう
な高い温度の焼入で切削工具に要求されるHRC63以上の焼入焼もどし硬
さが得られそうにないことは高速度鋼として大きな欠点である。なお次節
の摩耗試験に用いた試片は1200℃、3min、油冷、575℃、1h、空冷、2回
くり返しの熱処理でHRC 58.3の硬さを示し、この結果と多少異っている
が、これは1200℃近辺に急激な硬さの変化があるためであろう。

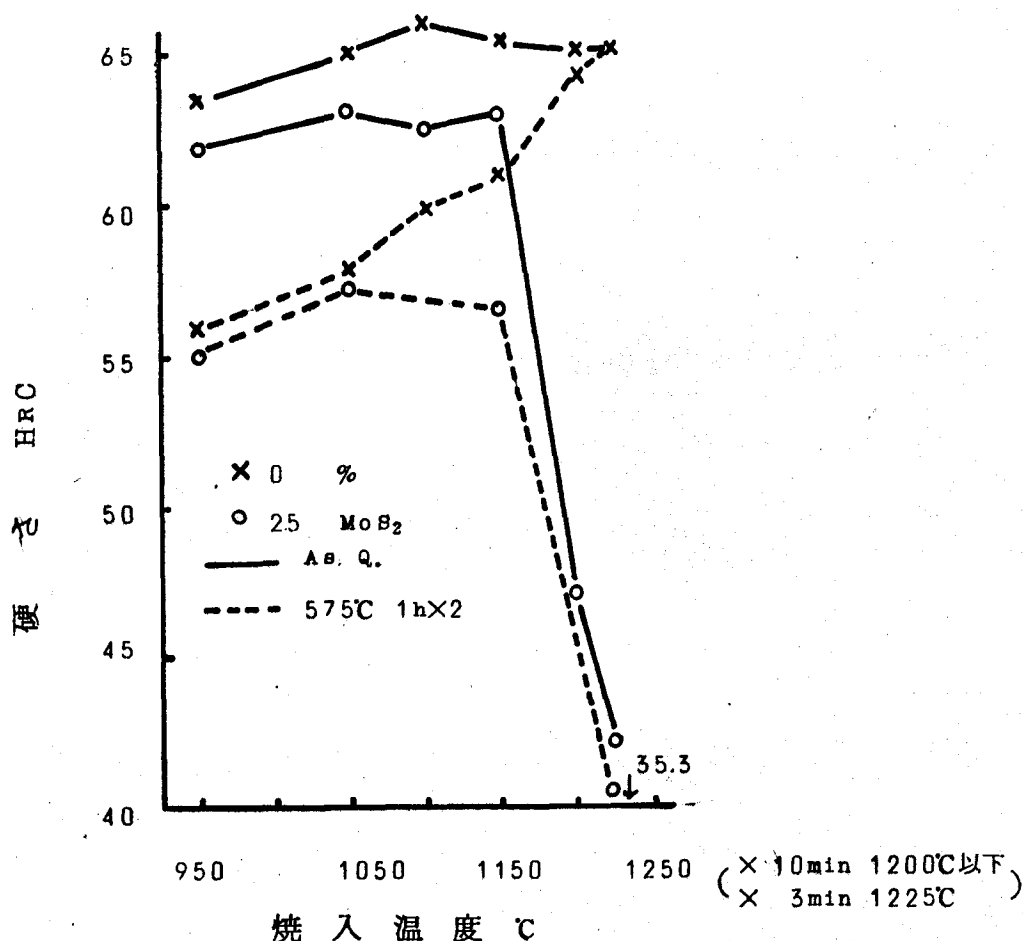


図 2.3.11 キヤンニング押出法による MoS₂ 添加鋼における
焼入温度と焼入および焼もどし硬さの関係

第 4 節 硫化物添加高速度鋼の耐摩耗性

4-1 実験方法

自動アーク肉盛による SKH52 系の鋼から製作した抗折試験片 (4.5×4.5×50mm) を用いてスコダサーヴァン式摩耗機による摩耗試験、キヤンニング押出による MoS₂ 添加鋼から製作した 15×5×70mm の摩耗試験片について大越式迅速摩耗試験機による摩耗試験を実施した。SKH52 系試片の熱処理条件については次節に示した。キヤンニング押出による MoS₂ 添加鋼の熱処

理条件は、1200℃、3min、油冷、575℃、1h、空冷、2回で硬さはHRC58.3（比較用の無添加鋼HRC64.0）である。自動アーク肉盛によるSKH52系の試験条件は相手材；20φ×2mm 超硬合金（G1）、摩擦速度；1.18m/sec、荷重；16Kg、冷却液；3% Na₂CrO₄水溶液、摩擦時間；5minである。キャンニング押出によるMoS₂添加鋼についての試験条件はこれまでと同じである。

4-2 実験結果および考察

図2.3.12⁽¹⁰⁾にSKH52系におけるS量と摩耗量の関係を示す。0.19~0.23wt% SのMoS₂添加によつて摩耗量は最小となり、それ以上の添加とともにやや増加の傾向が認められるが、無添加鋼に比べると明らかに摩耗量は小さい。

図2.3.13はキャンニング押出材についての結果であつて摩擦速度が0.64m/sec以下では無添加鋼よりもMoS₂添加鋼のほうが摩耗量は大きい、速度が2m/secを越えると逆転する。これは0.32m/secと3.0m/secについて別に3回のくり返しを行つた結果（表2.3.7）においても確認された。低速でMoS₂添加鋼の摩耗量が大きいのはMoS₂添加鋼の硬さが低いことが影響していると考えられ、高速で摩耗量が小さいことには硫化物の潤滑作用が寄与しているのであろう。

摩耗試験の条件が自動アーク肉盛法による鋼とキャンニング押出法による鋼とで異なり、かつ2つの摩耗試験条件の関連も明らかでない、2つのMoS₂添加鋼相互の比較ができないが、ある摩擦条件のもとではMoS₂の添加が耐摩耗性の改善に有効であることは確かである。

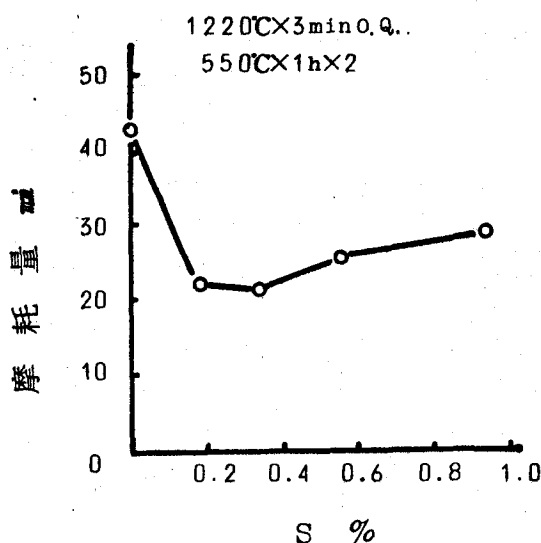


図2.3.12 自動アーク肉盛法によるMoS₂添加鋼（SKH52系）におけるS量と摩耗量の関係⁽¹⁰⁾

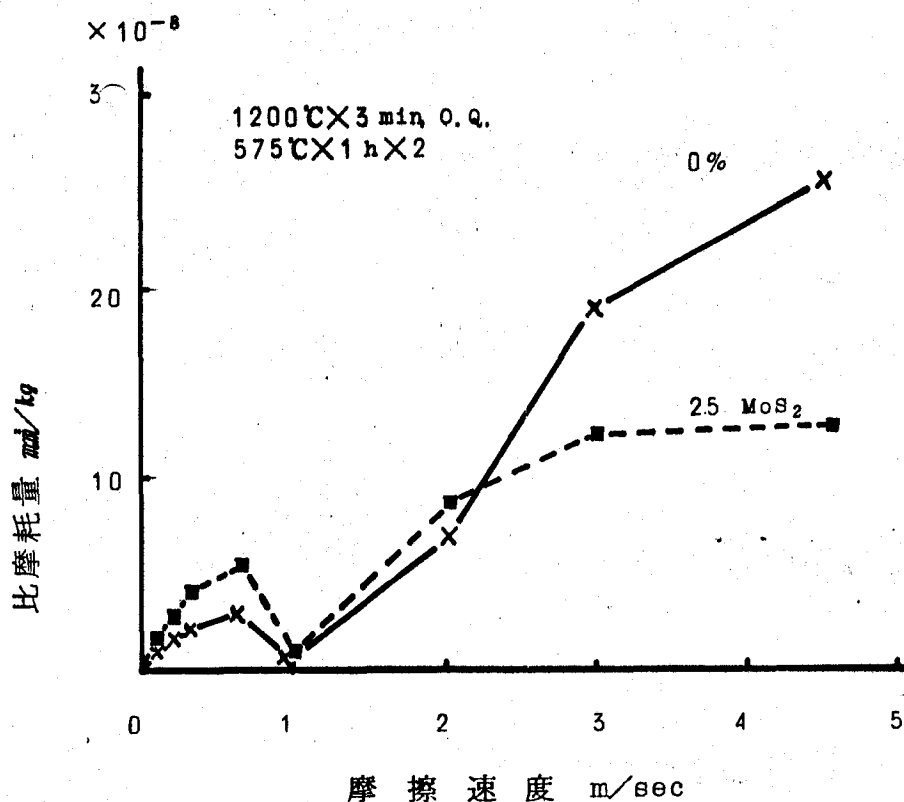


図 2.3.13 キヤンニング押出法による MoS₂ 添加鋼における
摩擦速度と摩耗量の関係

表 2.3.7 キヤンニング押出による MoS₂ 添加鋼の摩耗量
(1200℃×3min, O.Q., 575℃×1h×2)

摩擦速度	比 摩 耗 量 mm³/Kg	
	0.32 m/SEC	3.0 m/SEC
無 添 加 鋼	2.1×10^{-8}	15.9×10^{-8}
2.5 MoS ₂ 添 加 鋼	3.0×10^{-8}	10.8×10^{-8}

第 5 節 硫化物添加高速度鋼の靱性

5 - 1 実験方法

自動アーク肉盛によるSKH52系から45×45×50mmの試片を製作し、万能試験機を用いて支点間距離40mmの3点負荷の抗折試験を実施した。熱処理条件は1220℃, 3min, 油冷, 550℃, 1h, 空冷, 2回で、試片硬さはHRC 62.6~64.1である。

5 - 2 実験結果および考察

図 2.3.14⁽¹⁰⁾に S 量と破断荷重の関係を示す。S 量が著しく多量であるにかかわらず破断荷重は変化しない。構造用硫黄快削鋼においては S 量とともに機械的性質が低下する⁽¹¹⁾ので、S 量は 0.2% 程度以下におさえられている。このことからかくも多量の S を含有しながら、靱性に著しい変化のみられないのは注目に値すると考えられるのであるが、その原因は鍛造材中の硫化物と異なって自動アーク肉盛材中の硫化物が粒状であるためであろう。

キャンニング押出材については抗折試験を実施しなかったがキャンニング押出材において硫化物が微細なために大きな靱性の低下はないのであろう。ただし焼入温度が高くて巨大な酸化物相が現われればこの限りでない。

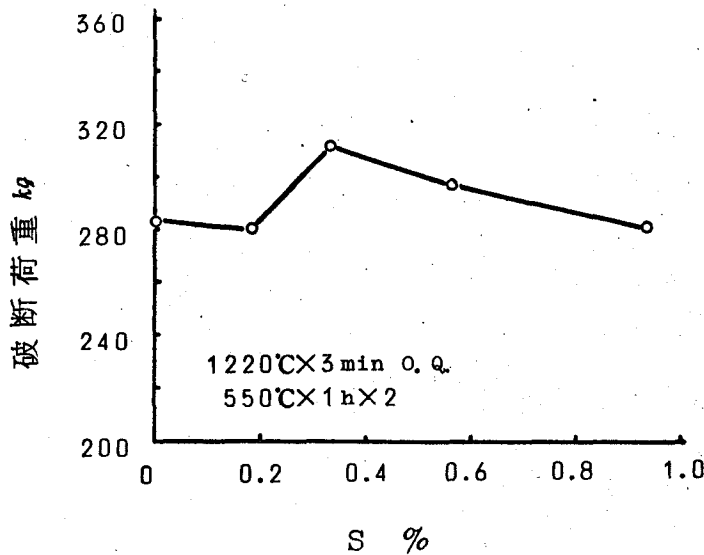


図 2.3.14 自動アーク肉盛法による MoS_2 添加鋼 (SKH52 系) における S 量と破断荷重の関係⁽¹⁰⁾

第 6 節 硫化物添加高速度鋼の切削性能

6-1 実験方法

自動アーク肉盛による SKH52 系および M15 系から切り出したバイトについて第 1 編第 4 章と同じ方法、条件で旋削試験を実施した。SKH52 系については 1220℃ または 1230℃, 3min, 油冷, 550℃, 1h, 空冷, 2 回, M15 系については 1255℃ または 1265℃, 3min, 油冷, 540~570℃, 1h, 空冷, 2 回の熱処理を施して、それぞれ $\text{HRC} 66.4 \sim 67.0$, $\text{HRC} 64.0 \sim 65.0$ の硬さとした。

6-2 実験結果および考察

図 2.3.15⁽¹⁰⁾ および 図 2.3.16⁽⁶⁾ に結果を示す。

SKH52 系においては S 量の増加とともに S55C 断続切削の最大切削速度がわずかながら低下し、SCM5 高速および低速切削には S 量の影響は認められ

ないので、総合するとSの添加は切削性能を値かながら低下させると判断される。これに対してM15系ではS55C断続切削における最大切削速度がS量とともに著しく増大し、SCM5低速切削および中速切削の摩耗量も減少しているので、Sの添加は切削性能の向上に有効である。このように切削性能に対するS量の影響はSKH52系とM15系で異っているがその理由は明らかでない。両者の間には硫化物の存在形態に大きな差は認められず、硬さには多少の差があるがこの程度の差が

大きな影響を与えるとは考え難いからである。キヤンニング押出材においては高い焼入温度を採用できないので、切削に必要な高い熱処理硬さが得られず、したがっておそらくすぐれた切削性能を発揮し得ないであろう。

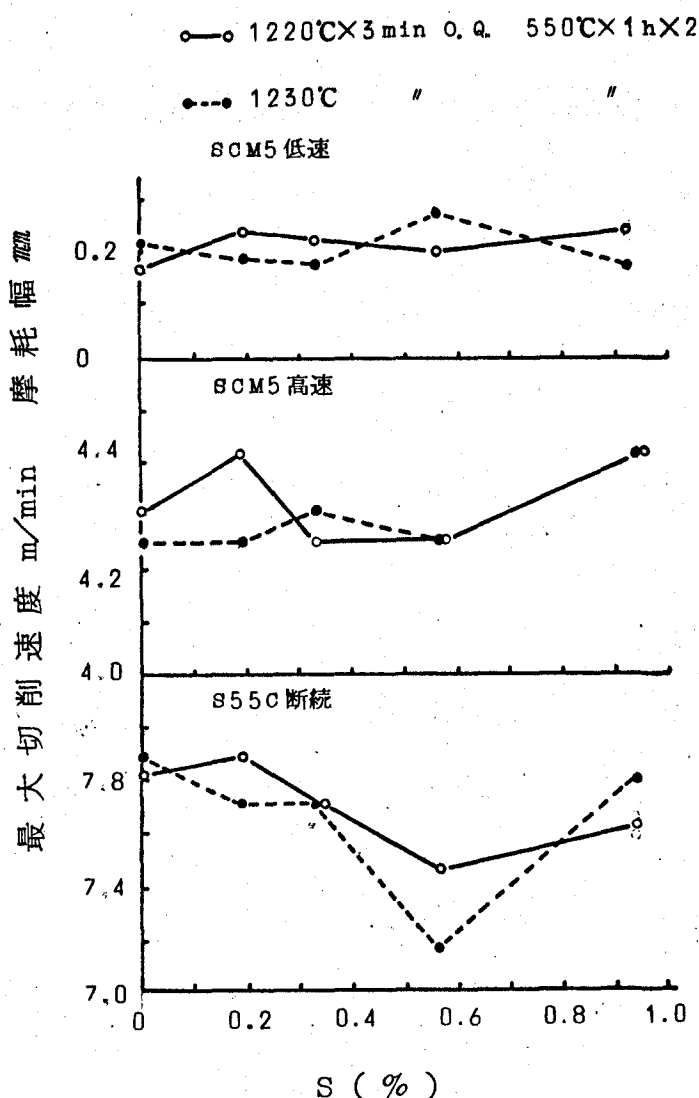


図 2.3.15 自動アーク肉盛法による MoS_2 添加鋼 (SKH52系)におけるS量と切削性能(旋削)の関係⁽¹⁰⁾

第7節 硫化物添加高速度鋼の被研削性

7-1 実験方法

自動アーク肉盛によるSKH52系およびM15系から $4 \times 7 \times 200\text{mm}$ の試片を切り出し、表2.3.8の条件で平面研削した。方法としては第1編第3章第7節の場合と同じである。M15系試片には1255℃または1265℃, 3min, 油冷, 540~570℃, 1h, 空冷, 2回, SKH52系には1220℃, 3min, 油冷, 550℃, 1h, 空冷, 2回の熱処理を施してそれぞれHRC66.3~66.7, HRC

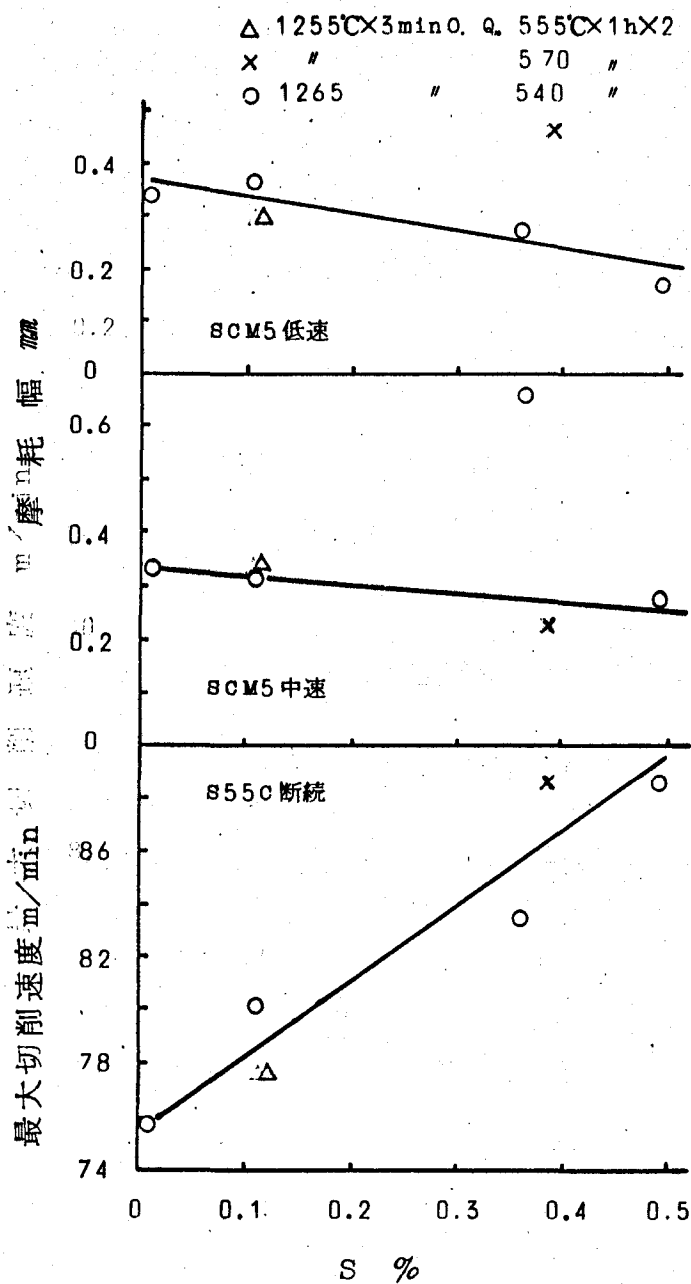


図 2.3.16 自動アーク内盛法による MoS_2 添加鋼 (M15系)
 における S 量と切削性能 (旋削) の関係⁽⁶⁾

62.3~63.3 の硬さとした。

7-2 実験結果および考察

図 2.3.17⁽⁶⁾⁽¹⁰⁾ に研削比と S 量の関係を示す。M15 系, SKH52 系いずれにおいても S 量の増加とともに研削比は著しく向上している。

図 2.3.18⁽⁶⁾⁽¹⁰⁾ には小坂式触針法によって測定した研削面粗さを示したが、S 量の増加とともに粗さが改善されていくことがわかる。このように自動アーク肉盛材においては S 量の添加によって被研削性が期待どおり改善されることが明らかになった。

表 2.3.8 被研削性の試験条件

研削機械	レシプロ型平面研削盤
砥石	WA60kWV№1.A 205 ϕ ×13×38.1 ϕ
砥石回転数	3620 r. p. m.
送り速度	6900 m/min
横送り	0.7 mm/ストローク
切込み	0.04 mm (研削比測定) 0.02 mm (仕上面粗さ測定)

M15 系 1255℃~1265℃×3min O.Q.
540℃~570℃×1h×2
SKH52 系 1220℃×3min O.Q.
550℃×1h×2

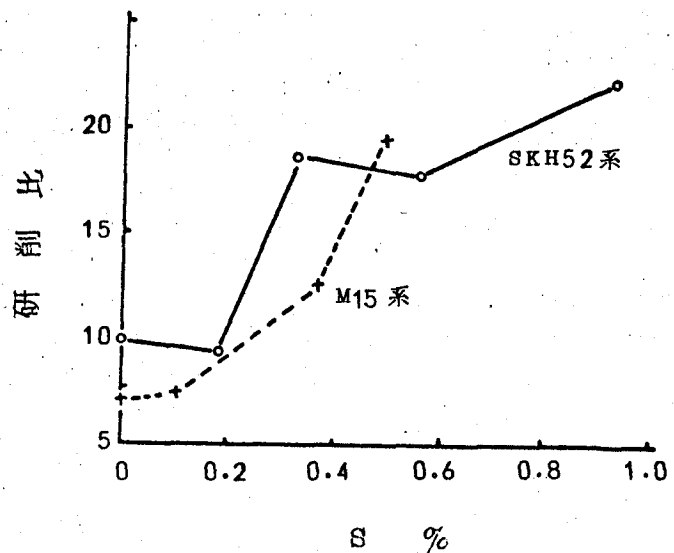


図 2.3.17 自動アーク肉盛法による MoS₂ 添加鋼における S 量と研削比の関係⁽⁶⁾⁽¹⁰⁾

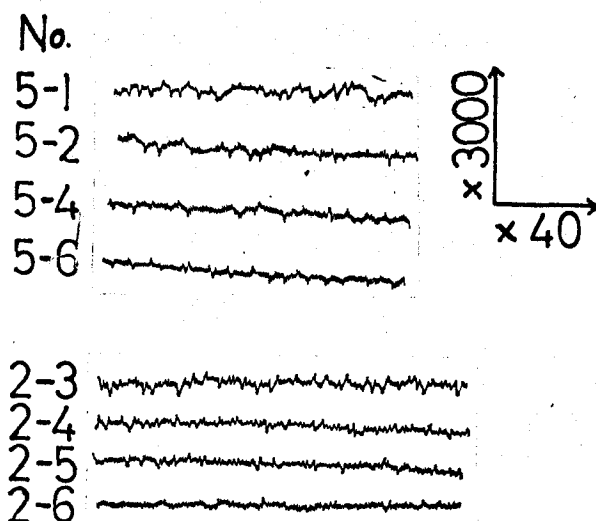


図 2.3.18 自動アーク肉盛法による MoS_2 添加鋼の研削面の粗さ⁽⁶⁾⁽¹⁰⁾

第 8 節 本章で得られた結論

高速度鋼噴霧粉と MoS_2 25wt% の混合粉をキャンニング押出して製作した MoS_2 添加高速度鋼および自動アーク肉盛法で製作した MoS_2 添加高速度鋼について組織、熱処理特性、耐摩耗性、靱性、切削性能および被研削性をしらべ、以下のような結論を得た。

(1) 硫化物の形状は自動アーク肉盛法による鋼とキャンニング押出法による鋼で異なる。前者では添加量が小さければ微細な粒状、添加量が大きくなると大きな球状または星状に晶出しているが、後者では高速度鋼粉の間隙を埋めた微細で不規則な形で分布している。

(2) 自動アーク肉盛法による鋼中の硫化物は MnS 型 (Mn を主体) と FeS 型 ($\text{Fe}, \text{Cr}, \text{V}$ を主体) の硫化物で、平均組成は

$$\text{Mn} : \text{Cr} : \text{Fe} : \text{S} = 35 : 10 : 20 : 35$$

でこのほか V が少量含まれている。これに対してキャンニング押出法による鋼では、 FeS 型 ($\text{Fe}, \text{Cr}, \text{V}$ 主体) であつて MnS 型は存在せず、 MoS_2 はあつても少量である。

(3) 自動アーク肉盛法による鋼中の硫化物は焼入によって大きな形状の変化を示さない。

(4) キャンニング押出法による鋼には焼入温度が 1200°C 以上になると巨大な酸化物相が現われる。

(5) 自動アーク肉盛法による MoS_2 添加鋼の熱処理特性は無添加鋼のそれと差がない。キャンニング押出法による MoS_2 添加鋼の焼入硬さおよび焼もどし硬さは焼入温度が 1200℃以上になると急激に低下するので、切削工具に要求されるような高い硬さを与えることは困難である。

(6) キャンニング押出法による MoS_2 添加鋼は無添加鋼より高速での耐摩耗性がすぐれている。自動アーク肉盛法による MoS_2 添加鋼もやはり無添加鋼より耐摩耗性はすぐれている。

(7) 自動アーク肉盛法による MoS_2 添加鋼は添加量にかかわらず、無添加鋼と同等の破断荷重を持っている。

(8) 自動アーク肉盛法による MoS_2 添加鋼の切削性能はSKH52系とM15系で異なり、前者では MoS_2 の添加によって切削性能はわずかに低下したが、後者では著しく向上した。

(9) 自動アーク肉盛法による MoS_2 添加鋼の被研削性は無添加鋼に比べて著しくすぐれていて、 MoS_2 添加の効果が顕著である。

(10) 自動アーク肉盛法によって製作された MoS_2 添加高速度鋼は無添加鋼と比べて、熱処理特性や靱性に差がなく、耐摩耗性、切削性能においてはまさり、被研削性も著しくすぐれているので、高速度鋼としてはすぐれたものである。

(11) キャンニング押出法によって製作された MoS_2 添加高速度鋼には高い温度での焼入によって巨大な酸化物相が現われるとともに硬さも低くなるので切削工具用としては期待できない。1200℃以下で焼入してその加工用金型として使用する場合にはある程度の期待は持てる。

参 考 文 献

1. S. G. Fletcher : Metal Progr (1954)161
2. L. P. Tarasov : Automotive Inds 103(1950)126
3. L. P. Tarasov, C. O. Lundberg ; Trans. ASM41(1949)893
4. 金子, 西沢, 玉置 : 金属学会誌 27(1963)312
5. 佐藤, 西沢, 村井 : 鉄 と 鋼 45(1959)1345
6. 近藤, 大沢, 新井, 熊谷 : 金属学会誌 30(1966)124
7. " : " 30(1966)449
8. 金子, 西沢, 玉置 : " 27(1963)299
9. P. Freeman : Lubrication and Friction Sir Issac Pitman & Sons Ltd
10. 近藤, 大沢, 新井, 熊谷 : 金属学会誌 30(1966)129
11. 萩原 : 鉄 と 鋼 28(1942)1209

本論文は緒言、第1編 急冷凝固法による工具鋼の改善、第2編 急冷凝固法による新高速度鋼の開発および総括よりなる。

緒言では工具鋼における問題点、本研究の目的および構成について述べている。

第1編は4章からなっており、第1章では高速度鋼SKH9、SKH54のスプラットおよび噴霧粉、ダイス鋼SKD11、SKD61スプラットの顕微鏡組織、炭化物の同定、熱処理特性などについてしらべ急冷凝固した上記工具鋼の組織上の特徴を明らかにするとともに、凝固機構についても考察している。

第2章では急冷凝固工具鋼のもつすぐれた特性を金型や切削工具類に有効に活用する一手段として高速度鋼や冷間ダイス鋼の鍛造材の一部分に急冷凝固組織をつくる方法を検討し、局部的に急冷凝固組織をもつ鋼材すなわち局部急冷凝固材について組織、熱処理特性、耐摩耗性、靱性、切削性能などをしらべている。

第3章では急冷凝固高速度鋼のもつすぐれた特性を有効に活用するとともに主として切削工具の製造費を低減する効果を期待して、低合金母材の一部に自動アーク溶接機を用いて高速度鋼を肉盛した鋼材すなわち自動アーク肉盛材について組織、熱処理特性、切削性能、耐摩耗性、靱性などの諸性質をしらべるとともに切削工具を試作して切削試験を行なっている。

第4章では急冷凝固高速度鋼のもつすぐれた特性を有効に活用する一つの手段として高速度鋼の噴霧粉を軟鋼製容器に入れて容器ごと押出した鋼材すなわちキャンニング押出材を製作し組織、熱処理特性、耐摩耗性、切削性能、靱性などの諸性質をしらべている。

以上第1編に述べられた研究によって得られた結果の詳細は各章の最終節にまとめられているので、ここではその要点だけを列記する。

- (1) 急冷凝固工具鋼中に晶出した炭化物は一般の鍛造材工具鋼中に分布している炭化物に比べて著しく微細である。
- (2) 急冷凝固工具鋼の凝固組織は徐冷凝固工具鋼の凝固組織に比べて著しく微細であるばかりでなく、凝固過程の異なることや高温で晶出した相の微細の遅滞によって徐冷凝固工具鋼には見られない相が現れる。すなわち高速度鋼における δ フェライトや熱間ダイス鋼における炭化物共晶などである。
- (3) 高速度鋼および熱間ダイス鋼SKD61の急冷凝固時に晶出する炭化物は徐冷凝固時に晶出する $M_6C + MC + M_{23}C_6$ でなく、これまで焼もどし時の炭化物反応の過程に一時的に現れる M_2C と MC である。晶出した M_2C は焼もどし時に現れる M_2C と同じく 650°C 以上の焼もどしによって M_6C に変化する。

- (4) 急冷凝固した冷間ダイス鋼SKD1、およびSKD11は一般の鍛造材SKD1およびSKD11の適正焼入温度である950~1000℃よりも100~150℃低い850~900℃からの焼入で十分に硬化する。これは炭化物が微細なためにオーステナイト化にさいして容易にオーステナイト中に固溶するためである。同じような現象は高速度鋼についても認められた。
- (5) 急冷凝固工具鋼は炭化物が微細であるために耐摩耗性、切削性能、靱性、被研削性がすぐれているが、とくに摩擦速度あるいは切削速度が大きい場合には耐摩耗性あるいは切削性能が劣る。
- (6) 表6に各急冷凝固材の組織、熱処理挙動、工具鋼としての特性、ならびに用途、コストについてまとめている。それぞれ相異った特徴を有しているので、用途、目的に応じて使いわけらるべきである。

第2編は3章からなっており、第1章では自動アーク肉盛法で製作したT1炭化物添加高速度鋼(Fe-T1+黒鉛、T1C、T1C-WCを用いT1量で最高1.6%)および高速度鋼噴霧粉とT1C1.5~20Wt%の混合粉をキャンニング押出して製作したT1炭化物添加高速度鋼および高速度鋼噴霧粉とWC15,30Wt%,SiC3,6Wt%あるいはB₄C5Wt%の混合粉をキャンニング押出して製作した炭化物添加高速度鋼について組織、熱処理特性、耐摩耗性、靱性および切削性能をしらべている。またTIGアークを熱源とする局部急冷凝固法によるT1C添加鋼についても組織をしらべている。

第2章では高速度鋼噴霧粉とT1N1.5~20Wt%,AlN5Wt%あるいはBN1.2Wt%の混合粉をキャンニング押出して作った窒化物添加高速度鋼について組織、熱処理特性、耐摩耗性および靱性をしらべている。

第3章では高速度鋼噴霧粉とMoS₂2.5Wt%の混合粉をキャンニング押出して製作したMoS₂添加高速度鋼および自動アーク肉盛法で製作したMoS₂添加高速度鋼について組織、熱処理特性、耐摩耗性、靱性、切削性能および被研削性をしらべている。

以上第2編に述べられた研究によって得られた結果の詳細は各章の最終節にまとめられているので、ここではその要点だけを述べる。

表7に各添加鋼について得られた実験結果およびそれにもとづいた工具材料としての評価をまとめている。添加粉末の種類によって最適量があるのであるうにかかわらず一部のものについてしか添加量の影響をしらべなかったこと、実験項目が多少まちまちであることなどの不備があるので厳密な評価は無理であるが、大まかな評価はこれでできるはずである。

- (1) 表7より工具鋼としてすぐれているのは自動アーク肉盛法およびキャンニング押出法によるT1炭化物添加鋼、キャンニング押出法によるT1N添加鋼および自動アーク肉盛法によるMoS₂添加鋼である。

表 6 各 急 冷 凝 固 材 の 特 徴

	局 部 急 冷 凝 固 処 理 材	自 動 ア ー ク 肉 盛 材	キ ャ ン ニ ン グ 押 出 材
製 造 方 法	工具鋼母材（鍛造材或は鍛造材）を局部的にエネルギー度の高い熱源で溶融した後急冷凝固させる	低合金鋼母材上に高速度鋼を自動アーーク溶接機で肉盛する	高速度鋼噴霧粉を軟鋼製容器に入れて、容器ごと熱間押出する
構 成	母材（鍛造或は鍛造組織）と組成上の差はないが組織の異なる（微細な鍛造組織）層が一体	低合金鋼母材（鍛造組織）と高速度鋼（鍛造組織）が一体	高速度鋼（鍛造組織）（外周に軟鋼（鍛造組織）が一体。但し一般に使用前に軟鋼部除去
使 用 上 の 約 制	急冷凝固層が最も苛酷な条件にさらされる部分（例へば切刃部）を占めるように材料取りする必要がある。したがって汎用性には乏しい	肉盛層が最も苛酷な条件にさらされる部分（例へば切刃部）を占めるように材料取りする必要がある。したがって汎用性には乏しい	一般の工具鋼鍛造材と同じように使用できる。（材料取りの製約なし）
急 冷 凝 固 部 の 組 織	局部急冷凝固処理後鍛造しない限り鍛造組織、炭化物の大きさは自動アーーク肉盛材に近いところからキャンニング押出材並みの微細さまで調節可能。鍛造組織であっても高速度鋼では焼入焼もどし後の炭化物は粒状	肉盛後鍛造しない限り鍛造組織。三者の中では最も炭化物大である。焼入後でも共晶炭化物が板状である	鍛造組織であるので粒状炭化物が均一に分布している。ただし、押出および粉末還元条件が不適当であれば穴あるいは炭化物が全面に介在する
熱 処 理 特 性	冷間ダイス鋼で焼入温度を低くすると母材硬さ低く急冷凝固層硬さ高くなる。焼入温度高い場合は高速度鋼の場合には差は小	母材部は低硬度(HRC 40以下) 肉盛部は高硬度(HRC 60以上)となる	全体均一な硬さ。低温で焼入しても高い硬さが得られる
工 具 鋼 と し て の 性 質	特に炭化物を微細にすれば鍛造材より耐摩耗性良好、靱性も劣らず。切削性能も良好炭化物大きい場合でも耐摩耗性同等	母材が低硬度であるので大きな応力に耐え難い。鍛造材より靱性は劣るが、耐摩耗性、切削性能良好	鍛造材より耐摩耗性良好。靱性は多少劣る
主 たる 用 途	冷間鍛造型、プレス型、剪断刃切削工具	切削工具、剪断刃	切削工具、冷間鍛造型、プレス型、剪断刃
コ ス ト	処理費分コストアップ	特に大型工具ではコストダウン	鍛造材に比べると工程の複雑なことから高価

表 7 各 添 加 鋼 の 諸 特 性 の ま と め

鋼 種	添 加 物	分 布 形 態	熱 処 理 特 性	耐 摩 耗 性	韌 性	切 削 性 能	被 削 性	総 合 評 価
炭 化 物 添 加 高 速 度 鋼	肉 盛 Ti + 黒鉛 Fe-Ti+黒鉛 TiC TiC-WC	(Ti,V)C →(Ti,V)C	△ ²⁾	—	—	○	—	A ³⁾
	局部急冷	TiC → TiC ⁴⁾	—	—	—	—	—	D
	押 出	TiC → TiC	△	○	×	△~×	—	A
		WC → WC M ₆ C	△	○	—	—	—	B
		B ₄ C → 固溶	×	—	—	—	—	C
		SiC 固溶	×	○	—	—	—	C
窒 化 物 添 加 高 速 度 鋼	押 出	TiN → TiN	△	○	×	—	—	A
		AlN ⁴⁾ → AlN ⁴⁾	×	○	—	—	—	C
		BN ⁴⁾ → BN ⁴⁾	×	×	—	—	—	D
硫 化 物 添 加 高 速 度 鋼	肉 盛	MnS (FeCrV)S (FeCrV)S	△	○	△	△~○	○	A
	押 出	MoS ₂ → 酸化物 (FeCrV)S (FeCrV)S MoS ₂	×	△	—	—	—	C

1) 組織中での添加物存在形態 肉盛、押出、局部急冷凝固処理のまま→熱処理

2) ○無添加鋼より良、△同等、×劣る

3) D、C、B、Aの順に優秀

4) 推 定

- (2) 自動アーク肉盛法によるT1炭化物添加鋼については耐摩耗性、靱性の測定を実施していないが、T1炭化物の硬さおよびキャンニング押出法によるT1C添加鋼に関する結果あるいはT1Cと同等の硬さのVCを多量に含む高V高速度鋼の耐摩耗性⁽¹⁾から推定して、耐摩耗性はすぐれていると考えられる。靱性は高V高速度鋼が靱性に乏しい⁽²⁾ことから、また切削試験において衝撃の加わる条件での切削性能に難点のあることから推察して無添加鋼よりも劣るであろう。したがって自動アーク肉盛法によるT1炭化物添加鋼は万能ではないが切削工具あるいは冷間加工用金型などに使用してすぐれた性能を発揮し得る工具鋼である。
- (3) キャンニング押出法によるT1C添加鋼もすぐれた耐摩耗性を有しているので冷間加工用金型に使用すればすぐれた性能を発揮することが期待される。靱性や切削性能に問題があるが、これはT1C添加鋼に本質的なものというよりも本研究に用いた噴霧粉に多量の酸素が含まれていたことによるものであって、噴霧粉の製造法や還元方法の詳細な検討による改善が期待される。
- (4) T1炭化物添加鋼でも局部急冷凝固法によるものはT1Cの分布があまりに不均一で諸性質を調べるに至らなかったが、これも製造条件の改善によって事情は異ってくるであろう。
- (5) キャンニング押出法によるT1N添加鋼については切削性能は明らかでないが、キャンニング押出法によるT1C添加鋼と同じように耐摩耗性が著しくすぐれているので、やはり冷間加工用金型として期待される。
- (6) 自動アーク肉盛法によるMoS₂添加鋼にはMnSおよびFeS型の硫化物が分布しておりすべての点ですぐれているが、被研削性の改善の効果が大きいことがとくに注目される。高V高速度鋼やT1炭化物添加鋼のように被研削性の劣る鋼に添加すれば、研削作業を容易にし、それらの鋼のもつ高い耐摩耗性、高い切削性能を十分に発揮させることになるであろう。
- (7) キャンニング押出法によるMoS₂添加鋼は高い焼入温度を採用し得ないので切削工具には不適當である。切削工具に要求される耐焼もどし性を得るためには焼入温度を高温に選ばなければならない⁽³⁾ことはこれまでの研究でよく知られており、これは硫化物添加鋼においても例外でないと考えられるからである。使用時の温度上昇の少ない冷間加工用金型には十分使用し得るであろう。
- (8) キャンニング押出法によるWC添加鋼は耐摩耗性がすぐれている上に、切削性能にも期待がもてる⁽⁴⁾のであるが、熱処理によってWCの一部がM₆Cに変化することが問題である。T1Cの場合にはT1Cが(T1,V)Cに変化しても、耐摩耗性や切削性能の著しい変化は起らないであろうが、WCがM₆Cに変化すると切削性能の低下する可能性が大きいと考えるからである。

- (9) 炭化物が硬くて耐摩耗性が期待される点ではむしろ B_4O 添加鋼に興味を持たれるが、低い温度での焼入にさいしても容易に鋼中に固溶し、消失することが問題である。
- (10) 表8は自動アーク肉盛法およびキャンニング押出材の急冷凝固法の製造方法としての評価をまとめたものである。

表8 新鋼種開発の観点からの各急冷凝固法の比較

	自動アーク肉盛法	キャンニング押出法
添加物の組織中に分布した状態での大きさ	添加物の大小に無関係に微細、ただし添加量が多くなると粗大	添加物の大きさにほぼ同じ
添加物の組成	添加物と別個の組成、結晶構造	添加物と同じ組成、結晶構造（添加物種類による）
添加物の分布状態	凝固状態に支配される	粉末の混合の均一性に支配される。添加量が多いと稿状（押出方向に平行面）
添加量の制約	多量は困難	20%程度までは可能
孔	存在せず	添加量多いと発生
添加物種類の制約	制約多	炭化物、窒化物、硫化物のほか酸化物、硼化物など

表6において局部急冷凝固材を含めた評価をすでに行っているのので、ここでは炭化物や窒化物などの添加に関連する事項のみを考える。自動アーク肉盛法には添加によって鋼中に分布した相は必ずしも添加物そのものではなく、分布が凝固状態に支配されて不均一である。添加量が多くなると粗大になりやすい、したがって添加物の分布、形状に関して添加量が制約される（方法にもとづく制約もある）などの欠点がある。一方、キャンニング押出法にはとくに鋼中に固溶しやすいものでない限り添加物がほぼそのままの形状、大きさに分布するので、添加物の粒度に制約がある。噴霧粉に均一に混合しなければならないなどの欠点がある。このほか前述のように方法の本質にともなう利害得失もあるので択一的な判断は困難であって目的、用途に応じた選択が必要になるであろう。

参 考 文 献

1. 新持、清永、吾郷 : 金属学会第58回大会講演概要
2. 新持、清永、奥野 : 鉄と鋼50(1964)678
3. 三島 : 高速度鋼とその熱処理 科学主義工業社(1941)
4. 特許公報 昭45-8532

謝 辞

本論文を作成するにあたり、御懇切な御指導を賜った大阪大学工学部冶金学科、梶野宗次 教授、同 堀 茂徳 教授、同溶接工学科 井川 博 教授、同機械工学科 長谷川 嘉雄 教授 に厚く御礼申し上げます。

また本研究は株式会社豊田中央研究所および、株式会社不二越 において豊田中央研究所 小松登取締役、不二越（故）近藤正男 研究所長、大沢 真澄 次長の御指導のもとに、不二越、熊谷真一郎氏（現東北大学金属材料研究所）はじめ不二越ならびに豊田中央研究所の多数の方々の御協力を得て実施したもので、これらの方々に厚く御礼申し上げます。

また本研究の発表に関して御鞭達を賜った 豊田中央研究所 梅原 半二 代表取締役、栗野泰二 所長はじめ各重役の方々に深く感謝申し上げます。