

高速度工具に関する研究(第2報)*

(日本鐵鋼協會第 19 回及び第 23 回講演大會講演(一部) 昭 13. 4 及び 15. 4.)

堀 田 秀 次**

STUDY ON THE HIGH SPEED TOOLS (II)

By Hideji Hotta

SYNOPSIS.—Following the first report(Tetu to Hagane, Vol. 23(1937) p. 787), the present paper dealt mainly with the effect of the forging ratio on the hardness at ordinary and high temperatures, the microstructure and the cutting efficiency of high speed steel tools. The author then gave a theoretical explanation of temper-hardening phenomenon in the quenched and tempered high speed steels (especially, at different tempering temperatures between 500—600°C), by means of hardness test, thermal expansion test and microscopic test.

Moreover, the author studied the effect of the two different methods of producing sintered tungsten carbide series tools. One method is the direct production from the powder by using a self-recording compression tester attached to the specially devised apparatus which has been described in the first report. Another method is to prepare the tool by sintering after pressing the powder at ordinary temperature by using the specially devised apparatus. Finally, the author studied the effect of the grain size of the powder on the sintered carbide tool.

目 次

I 緒 言

II 試料の調製

(1) 高速度鋼 (2) タングステン・カーバイド系焼結附双工具

III 高速度鋼に関する実験の経過

第1実験 高速度鋼に及ぼす鍛造比及び鍛錬温度の影響

(1) 高速度鋼塊の形状及び鍛錬要領 (2) 硫黄印畫及びマクロ腐蝕試験 (3) 焼入焼戻鋼の常温及び高温硬度試験 (4) 顕微鏡試験 (5) 切削實用試験 (6) 実験結果の総合

第2実験 焼入高速度鋼の焼戻硬化現象に関する理論的考察

(1) 従来唱へられた諸説 (2) 試料の調製 (3) 実験結果並に之に對する理論的考察 (4) 実験結果の総合

IV タングステン・カーバイド系焼結附双工具に関する実験の経過

第1実験 タングステン・カーバイド系焼結附双工具に及ぼす製造方法の影響

(特殊考案装置による焼結工具の改良)

(1) 従来の製造法と之が改良の爲の特殊考案装置の構造及作動
第1法 間接法 (従来一般の方法)
第2法 2段壓迫法(改良法 其1)
第3法 直接法 (改良法 其2)

(2) 試料の調製及び試験要領 (3) 温度對高温壓縮曲線 (4) 硬度試験 (5) 顕微鏡試験 (6) 切削實用試験 (7) 実験結果

* 本表題は先に著者が發表した論文「高速度鋼及び附双工具の二、三に就て」(鐵と鋼第 23 年第 8 號)を改題したものである。

** 吳海軍工廠製鋼實驗部

の綜合

第2実験 タングステン・カーバイド系焼結附双工具に及ぼす原料粒子の大きさの影響

(1) 試験要領 (2) 温度對高温壓縮曲線 (3) 硬度及び比重測定 (4) 顕微鏡試験 (5) 切削實用試験 (6) 実験結果の総合

V 總 括

I. 緒 言

著者は高速度工具に関する研究として曩に第1報¹⁾に於て主として 18-4-1 標準型高速度鋼の諸性質に及ぼす C₀ の影響, 配合原料の影響, ステライトの如き Cr-W-C₀ 系成分より成る盛金(又は肉盛)工具の研究並に特殊考案装置に依るステライト系の鑄造附双工具の改良法等に關して述べたのである。

本報文に於ては先づ高速度鋼の研究として實際作業上に於て重要な鍛造比の影響を調査し, 次で高速度鋼を 1,300° 又は 1,330° 附近の高温度に焼入した後 500°~600° 附近に焼戻を施行する時は焼入の儘の状態又は他の焼戻温度の時よりも一般に切削力を増し硬度の増加を來す所謂焼戻硬化の現象の理論を明らかならしめ, 併せてタングステンカーバイド系超高速焼結附双工具の研究として従来の製造法に依るものと著者の考案に依る高温壓縮量自動記録装置附の特殊装置を使用して之に改良を加へたものを比較して, 其の製造方法の影響を述べ且焼結工具の硬度及び顕微鏡組織等に及ぼす試料粒子の大きさの影響を調査

した。

本研究に依り概ね所期の成果を収め得たので茲に實驗の経過並に成績を報告する次第である。

II. 試料の調製

1. 高速度鋼

第1實驗 高速度鋼に及ぼす鍛造比の影響を検する爲鍛造比の異なるもの、マクロ腐蝕、硫黄印畫試験、顯微鏡試験、常溫及び高温に於ける硬度の測定並に切削實用試験等を実施した。供試鋼塊は500 疋高周波爐で熔製した250kgの18-4-1 標準型高速度鋼1個である。其の主要成分は第1表の通である。

第1表 高速度鋼の鍛造比研究用鋼塊主要分析成分(%)

鋼種	鋼塊重量 kg	略號	主要分析成分(%)			
			C	Cr	W	V
18-4-1 標準型	250	B又はC	0.76	4.37	18.81	1.09

第2實驗 高速度鋼を1,300°又は1,330°に焼入した後之を500°~600°に焼戻した場合硬化を來す所謂焼戻硬化の現象の理論を明かにする目的を以て18-4-1系標準型にCo又はMoを添加した第2表記載の主要成分を有する5 疋鋼塊各1個宛計7個を5 疋容量のタンマン式電氣爐で熔製の上試験に供した。

第2表 高速度鋼の焼戻硬化現象研究用鋼塊主要成分(%)

鋼種符號	配合成分種別	主要分析成分(%)					
		C	W	Cr	V	Co	Mo
Co 0	18-4-1系(標準型; Co 0)	0.81	18.01	4.10	0.95		
Co 5	" + Co 5	0.86	17.96	4.10	1.10	5.26	
Co 10	" + Co 10	0.88	18.07	4.70	1.17	10.09	
Co 15	" + Co 15	0.79	17.15	4.20	0.91	14.98	
Mo 0.5	" + Mo 0.5	0.74	18.41	4.62	1.00		0.45
Mo 1	" + Mo 1	0.83	18.05	3.98	0.97		0.93
Mo 1.5	" + Mo 1.5	0.79	17.96	4.11	1.02		1.52

2. タングステン・カーバイド系焼結附双工具

第1實驗 タングステン・カーバイド系焼結附双工具の諸性質に及ぼす製造方法の影響を試験する爲從來一般に使用せらるゝ方法並に著者が之に改良を加へた方法等次の3種の方法に就き研究した。

第1法 工具の粉末原料を常溫で壓迫成形後焼結する方法(著者は之を間接法と假稱することゝする)。

第2法 工具の粉末原料を常溫で壓迫成形後特殊の考案装置に依て更に高温で壓迫と同時に焼結する方法(著者は之を2段壓迫法と假稱することゝする)。

第3法 工具の粉末原料を特殊装置に依て直に高温で壓迫と同時に焼結する方法(著者は之を直接法と假稱する

ことゝする)。

上記3通りの製造法の試験に供した焼結工具の成分は第3表の通である。

第3表 焼結工具に及ぼす製造方法の影響研究用試料の成分(%)

C	配合成分(%)			Fe
	W	Co		
5	89.6	5		0.4

第2實驗 タングステン・カーバイド系焼結工具に及ぼす原料粒子の大きさの影響を試験する目的を以て第3表記載と同様の成分より成る粉末原料の粒子の大きさを變化せしめたるものにて前述したる高温壓縮の特殊装置を使用し試験を施行した。

III. 高速度鋼に関する實驗の経過

第1實驗 高速度鋼に及ぼす鍛造比及び鍛鍊温度の影響

1. 高速度鋼塊の形状及び鍛鍊要領

鍛造を必要としない所謂ステライト系の鑄造用合金の研究に関してはOertel & Pakulla²⁾, Schulz³⁾, Löbbecke⁴⁾氏等の報告があり又著者は之が改良法に關し既に第1報¹⁾に於て述べたので茲では鍛鍊を必要とする高速度鋼に關して述べることにした。

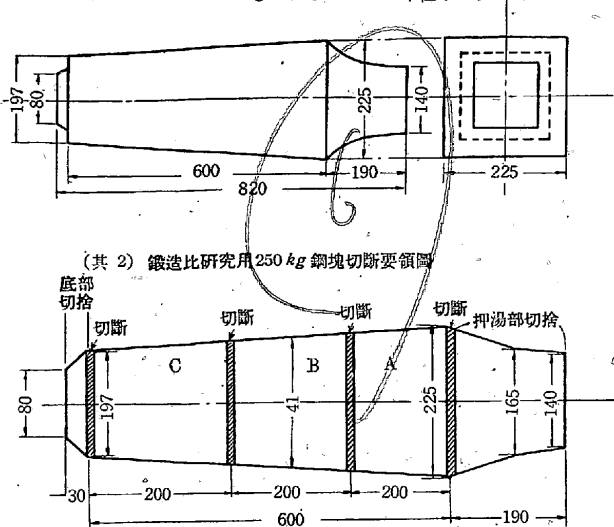
抑も高速度鋼の鍛鍊作業は極めて重要な意味を有するもので優秀な高速度鋼を得るや否やは鍛造作業の適否が大いに影響し此の内殊に適當な鍛造比を選択することが重要事項の一であると考へられるのである。

鋼材の鍛鍊に關する研究として、菊田、森兩氏⁵⁾は0.4 C, 3.64 Ni, 0.9% CrのNi・Cr鋼の鍛造比を2より60迄變化したものに就きマクロ腐蝕試験と機械的性質等の關係を調査し、其の結果鍛鍊を充分効かせて明瞭な纖維狀組織を現出せしめても機械的性質は左程影響を受けないうて鍛造比約8の如き適當な鍛鍊を加へ適當な纖維狀組織を呈した場合に最高の機械的性質を得ると述べ、又伊丹氏⁶⁾は炭素鋼及びNi・Cr鋼の鍛造比を1.5より20迄變化せしめたものに就き之が鍛造比と機械的性質並に鍛鍊温度等の關係を述べて居る。從來鋼材の鍛鍊に關する報告としては此の外幾多の研究發表があるが何れも高速度鋼以外の鋼材に就て述べられて居るものが多く高速度鋼に對する鍛造比及び鍛鍊温度等に關して研究したものは極めて稀である。

本研究に於ては第1表記載の主要成分を有する18-4-1標準型高速度鋼に及ぼす鍛造比及び鍛鍊温度の影響を試験

する為 500 疋高周波爐 250で 疋鋼塊 1個を熔解した. 本鋼塊は第1圖(其1)に示す形状寸法を有するものである.

第1圖 鍛造比研究用高速度鋼塊の形状寸法 (其1) 250kg 鋼塊 單位(mm)



最初 250kg 原鋼塊の押湯部及び底部は夫々第1圖(其2)の通り切捨て更に圖示の通り(A),(B)及び(C)の部分に3等分した.

本鋼塊を夫々次の要領で鍛錬を施行した. 即ち上記の通り(A),(B)及び(C)の3等分に切斷し豫備加熱した後

- Ⓐは鍛錬開始温度 1,050° 鍛錬終了温度 900°
 - Ⓑは " 1,200° " 900°
 - Ⓒは " 1,300° " 900°
- を以て

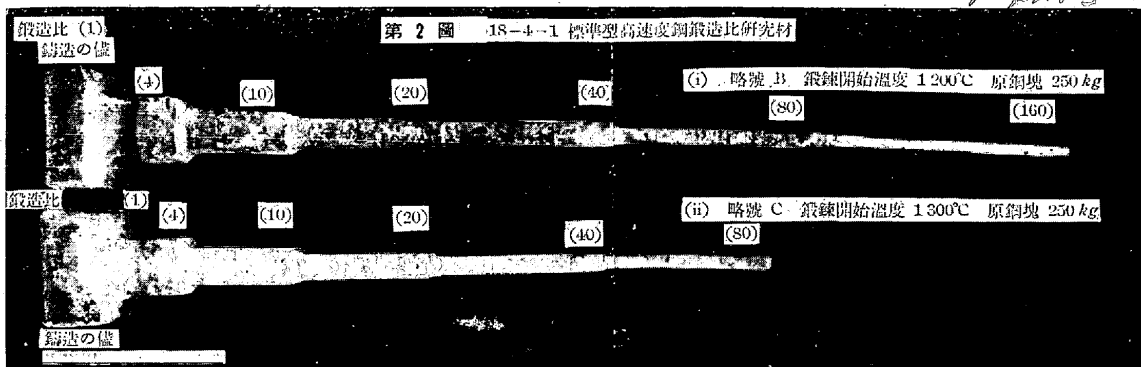
鍛錬を施行したのであるが, 符號Ⓐのものは鍛錬開始温度低き爲鍛錬の際龜裂發生し所望の鍛材を得る事が出来なかつた. 第2圖に示す通符號Ⓑのものは鍛造比 1, 4, 10, 20, 40, 80 及び 160 の鍛材となし, 符號Ⓒのものは鍛造比 1, 4, 10, 20, 40 及び 80 を以て階段狀鋼片に鍛延し其の後爐中燒鈍した. 爐中燒鈍後の鍛材は次の諸試験を施行した.

- イ) 横斷面及び縦斷面の硫黃印畫試験
- ロ) 横斷面及び縦斷面のマクロ腐蝕試験
- ハ) 燒入燒戻鋼の常温及び高温硬度試験
- ニ) 顯微鏡試験
- ホ) 切削實用試験

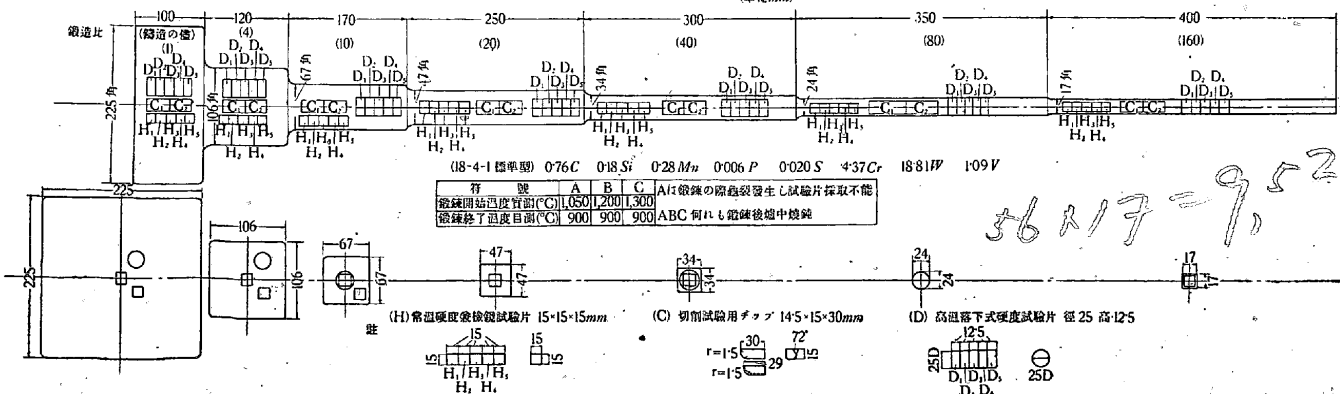
上記の諸試験に使用する試験片は第3圖に示す通り鍛材より切出し採取を行つた.

2. 横斷面及び縦斷面の硫黃印畫及びマクロ腐蝕試験

鍛材の横斷面及び縦斷面の硫黃印畫及びマクロ腐蝕寫眞は第4圖(其1~8)に示す通である. 本寫眞圖を觀るに鍛錬開始温度並に鍛造比の相違に依る硫黃印畫の著しい差異は認められないが, マクロ腐蝕組織に於て鍛造比 1 (鑄造の儘) では柱狀晶が現はれ居るも鍛造比 4 となると周邊部の原柱狀晶は殆ど殘存せず又内部樹枝狀結晶も殆ど破壊消失され纖維狀組織が現はれる. 鍛造比 10 となると微細な纖維狀組織が現れる. 鍛造比 20 のものも之と略同様の微細



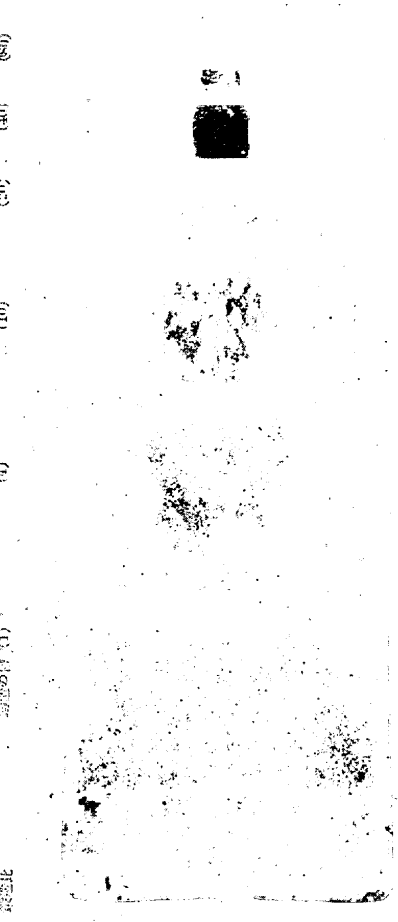
第3圖 鍛造比研究用 250kg 鋼塊鍛錬寸法並に試験片採取位置圖 (單位mm)



2

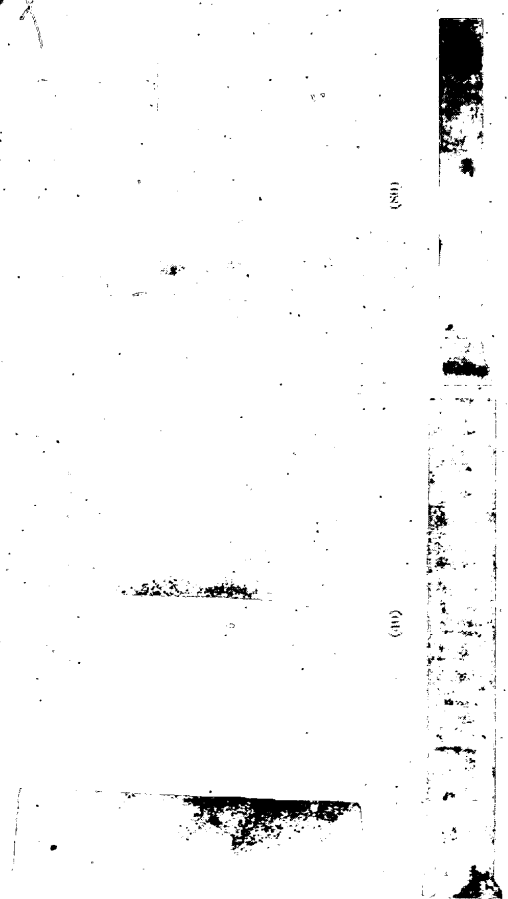
第4圖 (其2) IS-4-1 標準用高速度鋼の研削面研削印痕写真

試料 B 250kg 鋼塊 公称用研温度 1200C
 (10) (20) (30) (40) (50) (60) 炭素比
 研削速度 (1) (2) (3) (4) (5) (6) (7) (8) (9) (10) (11) (12) (13) (14) (15) (16) (17) (18) (19) (20) (21) (22) (23) (24) (25) (26) (27) (28) (29) (30)



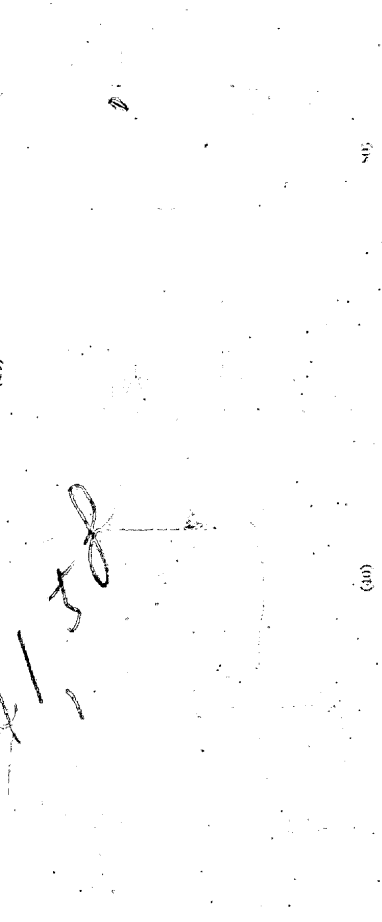
第4圖 (其3) IS-4-1 標準用高速度鋼の研削面研削印痕写真

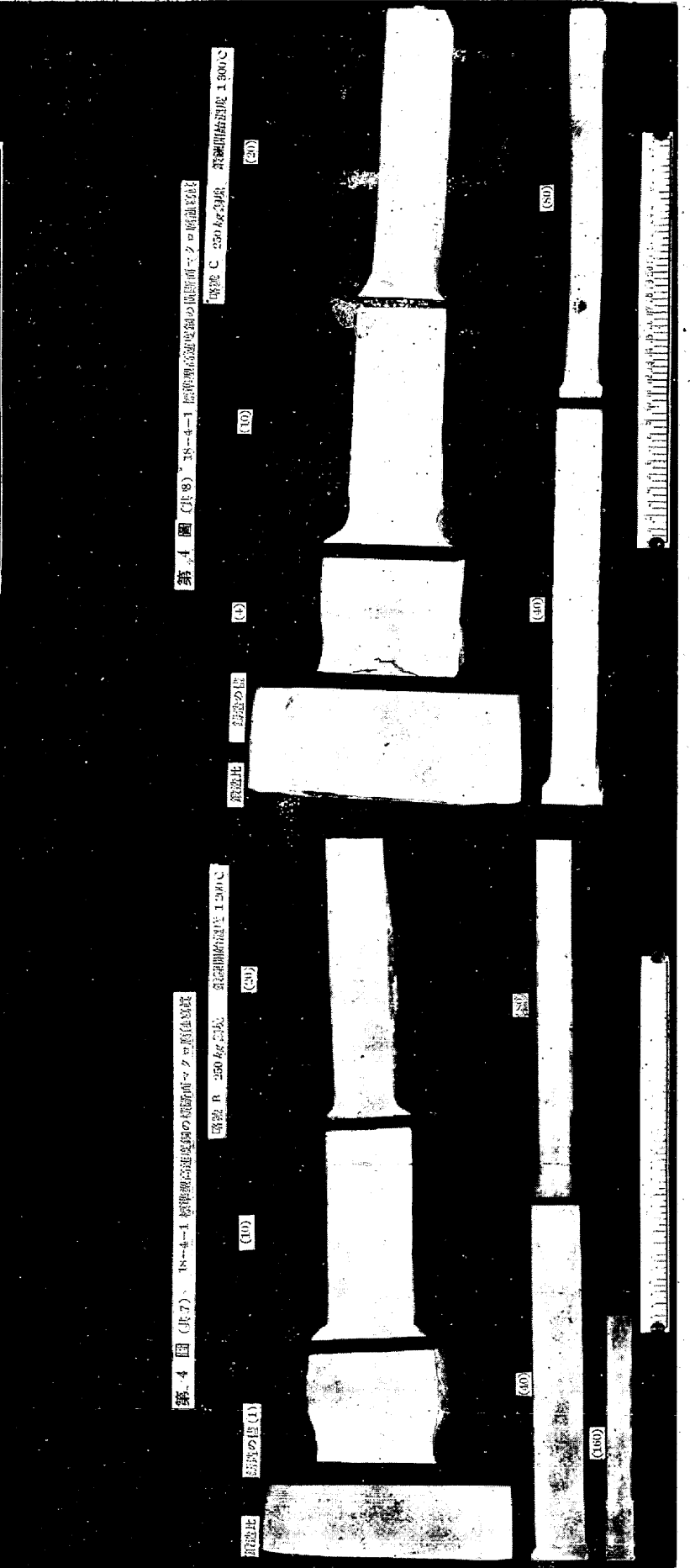
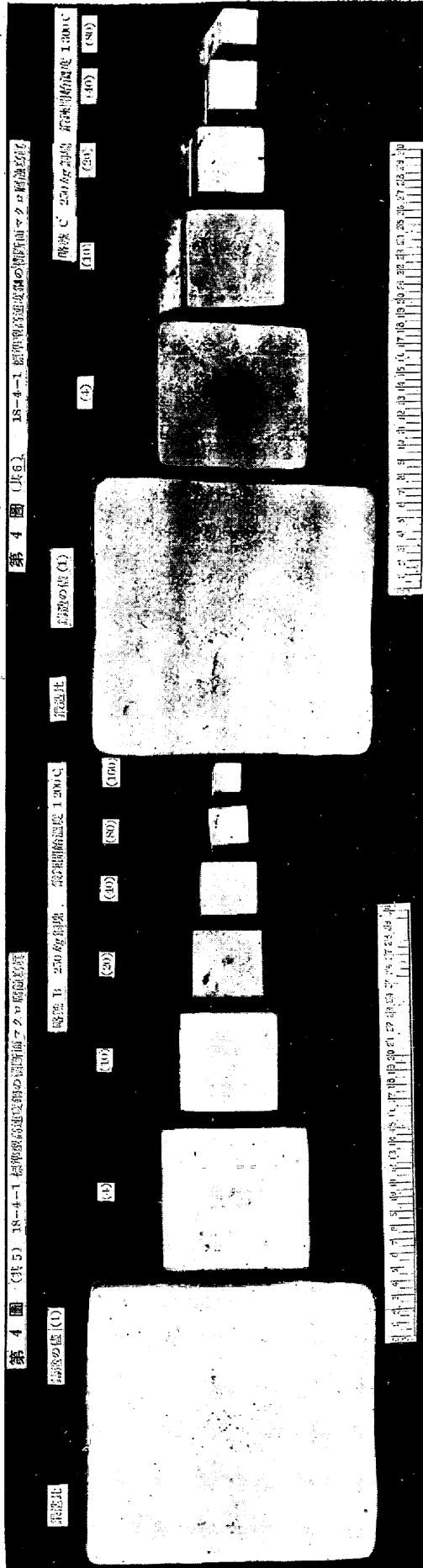
試料 B 250kg 鋼塊 公称用研温度 1200C
 (10) (20)



第4圖 (其4) IS-4-1 標準用高速度鋼の研削面研削印痕写真

試料 C 250kg 鋼塊 公称用研温度 1300C
 (10) (20)





な纖維狀組織を現はして居る。鍛造比が更に増して 40, 80 及び 160 となつても之と較べて著しい差異は見られない。

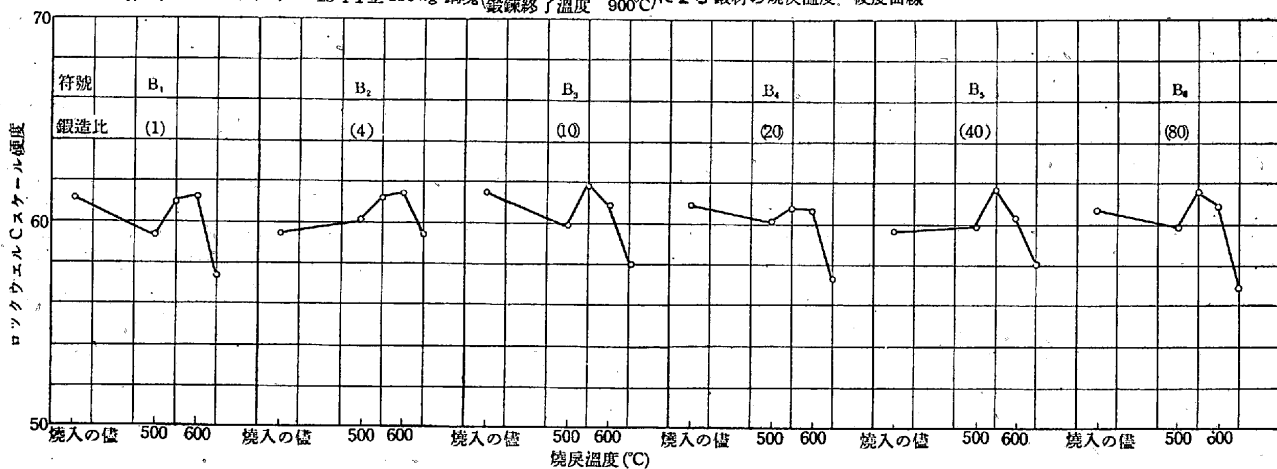
3. 焼入焼戻鋼の常温及び高温硬度試験

同一 250 珎鋼塊に於て鍛鍊開始温度 1,200° と 1,300° との 2 種の異なるもの(鍛鍊終了温度は何れも 900°)を 900° にて 1h 保温後爐中焼鈍し 900° で 20mm 豫熱直後クリプトル爐内で焼入温度 1,300° で 2mn 保温後油焼入したもの並に之を更に焼戻温度夫々 500°, 550°, 600° 及び 650° にて 20mn 保温し, 石灰冷却を施したものに就てロックウェル C スケール硬度を測定したる焼戻温度—硬度曲線は第 5 圖(其 1, 2)にして其の鍛造比—焼戻温度—硬度曲線は第 6 圖(其 1, 2)の通で一般に鍛鍊開始温度 1,200° の方が 1,300° よりも硬度が大である。今鍛鍊開始温度 1,200° に於て本曲線を觀るに焼入温度 1,300° のもの並に焼戻温度 500°, 550°, 600° 及び 650° に於て鍛造比 1(鑄造の儘)にては, 焼入の儘よりも焼戻温度 500° の方が硬

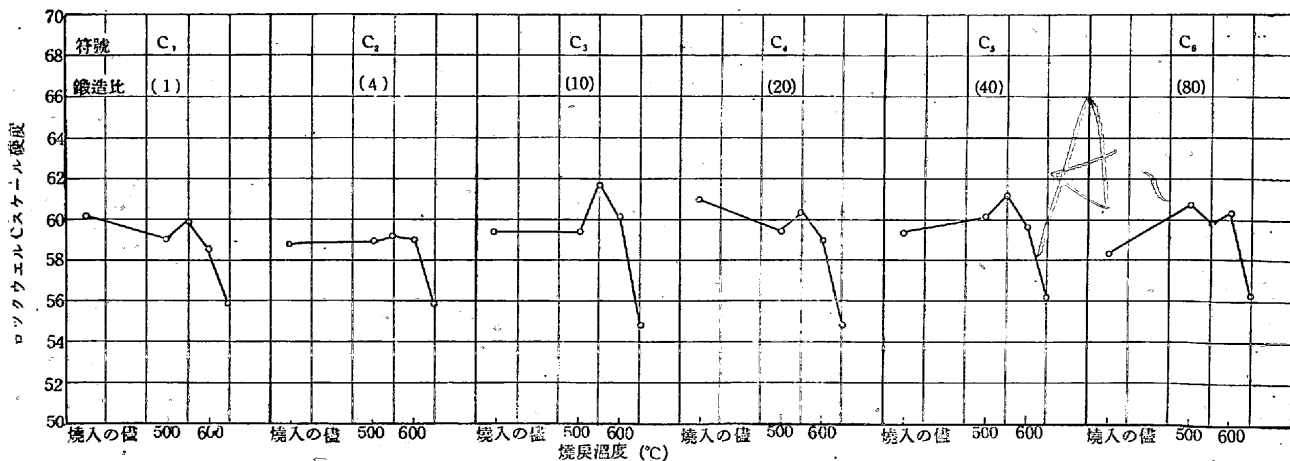
度低く 550° では硬度を上昇し 600° では再び硬度を稍低下し 650° では更に硬度を低下する。他の鍛造比の場合にも概ね之と類似の傾向を示す。一般に鍛造比 10 のものは最高硬度を示し, 鍛造比 20 及び 4 ば之に次いで硬度稍高く, 鍛造比 1,40 及び 80 の硬度は之より稍低下の傾向がある。高速度工具の機械的性質を調査したものと内衝撃的試験として Luerssen & Greene 氏⁷⁾は高速度鋼に依る旋削試験の際に現はれる衝撃的荷重を考慮に入れ 90° の距離に 40mm 幅の溝がつけてある曲軸の旋削試験を行ひ, 市原氏⁸⁾は回轉數 1,700 rev/min で試験し得る衝撃振り試験機に依て衝撃振り試験を施行して居る。著者は高温度に於ける衝撃試験を施行し其の結果を既に第 1 報¹⁾に於て報告した。

d'Arcambal 氏⁹⁾は 18-4-1 型高速度鋼の高温抗張試験を施行し其の結果 1,300° に焼入したものは常温, 452° 及び 600° に於て夫々 125, 190 及び 160 kg/mm² の抗張力を得, 230° に焼戻したものは常温で 120 kg/mm² の抗

第 5 圖 (其 1) 18-4-1 型 250 kg 鋼塊 (鍛鍊開始温度 1,200°C, 鍛鍊終了温度 900°C) による 鍛材の 焼戻温度—硬度曲線

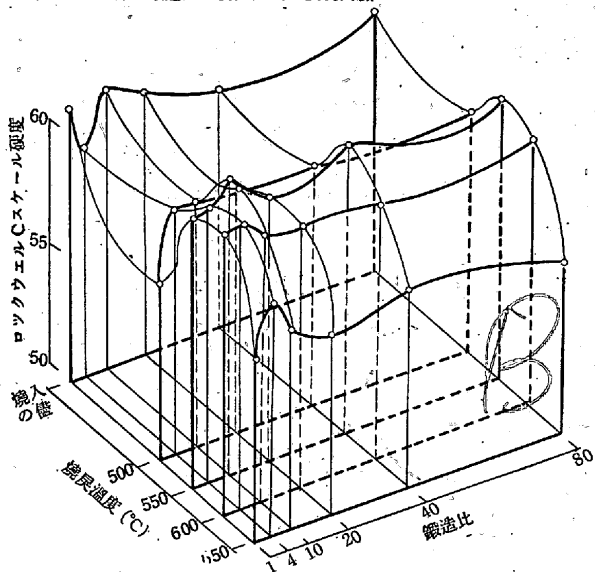


(其 2) 18-4-1 標準型 250 kg 鋼塊 (鍛鍊開始温度 1,300°C, 鍛鍊終了温度 900°C) による 鍛材の 焼戻温度—硬度曲線

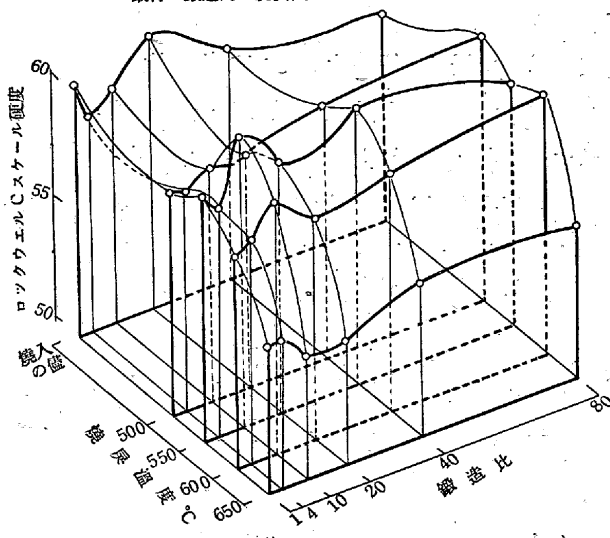


71 x 5 = 3692

第6圖 18-4-1標準型250kg鋼塊(鍛鍊開始溫度1,200°C)による
(其1) 鍛材の鍛造比-焼戻溫度-硬度曲線



(其2) 18-4-1標準型250kg鋼塊(鍛鍊開始溫度1,300°C)による
鍛材の鍛造比-焼戻溫度-硬度曲線

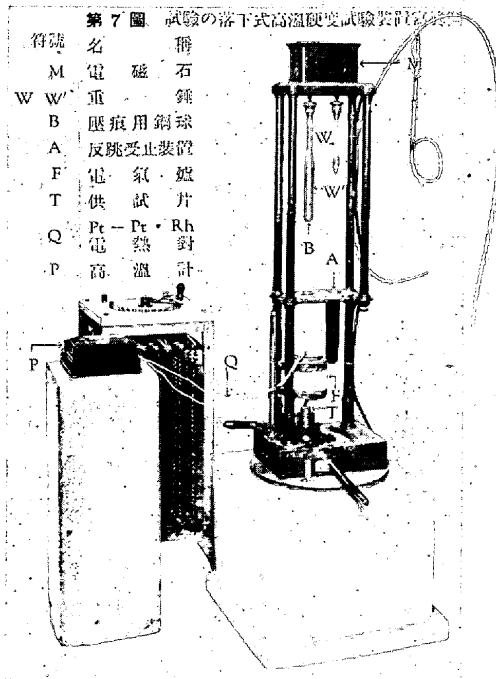


張力を得たと報告し、Hatfield 氏¹⁰⁾は 18-4-1 型高速度鋼の抗張試験を行ひ其の結果 900° に焼鈍したものゝ抗張力、伸及び断面絞は夫々 92 kgfmm², 7% 及び 24% であると報じて居る。Page¹¹⁾ 及び Barry¹²⁾ 氏も高速度鋼の機械的性質に就き論じ、又 Emmons¹³⁾ 氏は 18-4-1 型高速度鋼に就き焼入溫度を異にするものゝ焼戻に依る硬度と粘り強さ等に就き試験の結果、焼戻溫度 525° 附近に於て硬度と粘り強さが略最高値を示すと述べて居る。

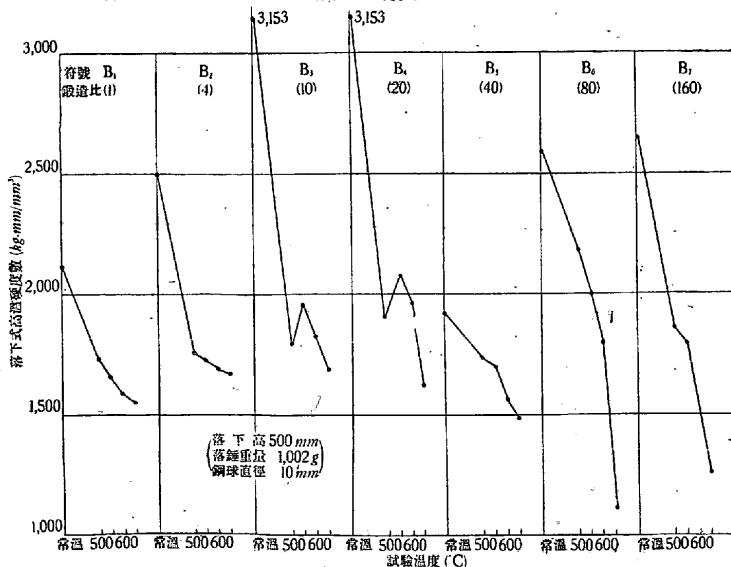
次に高温硬度を測定したものには Harder & Grove¹⁴⁾ Rapatz & Kallen¹⁵⁾, Page¹⁶⁾ 及び Herbert¹⁷⁾ 氏等の研究があるが、著者は之等とは異なる試験装置に依り試験を施行した。即ち 1,300° 油焼入、550° 油焼戻せるものゝ高温硬度を測定する爲第7圖に示せる試製の特考案に係

る落下式高温硬度試験装置(本装置の構造、作働及び試験法の詳細は第1報¹⁾に記載す)を使用し試験を施行した。其の試験結果は第8圖(其1,2)の通りである。

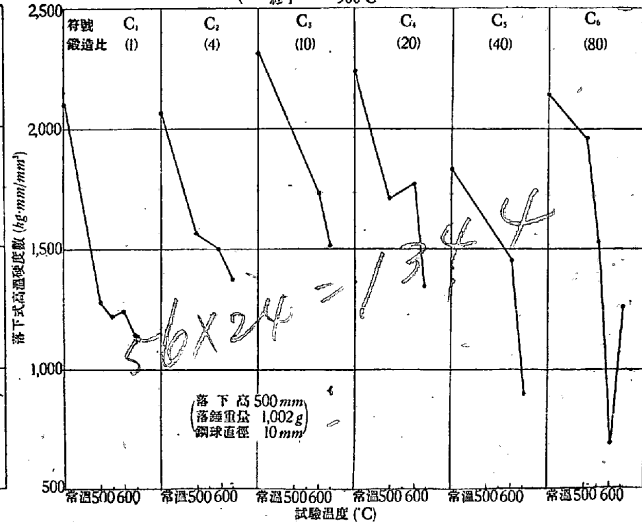
鍛造比と高温硬度との關係を



第8圖 18-4-1型250kg鋼塊(鍛鍊開始溫度1,200°C)による鍛材の試験溫度-高温硬度曲線
其1



其2 18-4-1型250kg鋼塊(鍛鍊開始溫度1,300°C)による鍛材の試験溫度-高温硬度曲線



觀るに鍛鍊開始溫度 1,200° にありては鍛造比 1 (鑄造の儘) のものは試験溫度 500°, 550°, 600° 及び 650° に於て試験溫度の高い程硬度稍減少し常溫に於ける落下式硬度が最高値を示して居る。鍛造比 4 にては鍛造比 1 の場合と同様の傾向を示すも各試験溫度に於ける高温硬度が何れも高目を示す。鍛造比 10 及び 20 の試験溫度と高温硬度との關係は類似の傾向を示し何れも常溫に於ける落下式硬度は各鍛造比中最高値を示し、試験溫度 500° にては高温硬度を

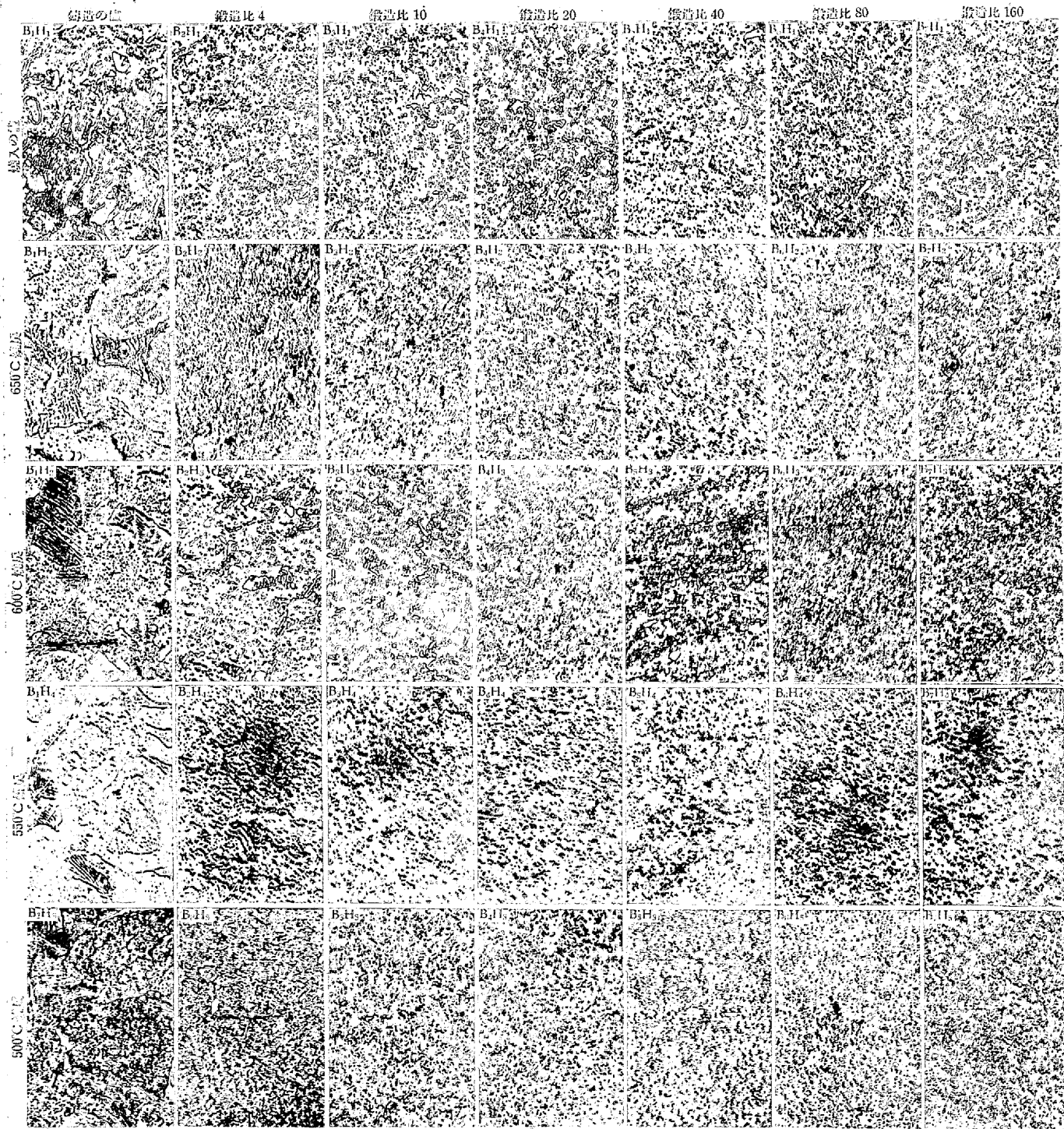
低下し 550° にては硬度を上昇し 600° 及び 650° にては再び硬度を低下する。鍛造比 40 のものは 20 の場合よりも高温硬度一般に低下し、鍛造比 80 及び 160 となれば常溫の落下式硬度は可成り大であるが試験溫度 650° の硬度は極めて小である。鍛鍊開始溫度 1,300° にあつても鍛鍊開始溫度 1,200° の場合と可成り類似の傾向を示し、この場合には鍛造比 10 のものが最高の高温硬度を示し、鍛造比 20 のものは之に次ぎ硬度高く鍛造比 4 も可成り高温

第9圖(其1) 18-4-1 型高速度鋼鍛造比研究材の顯微鏡寫眞

鍛鍊開始溫度 1200° (管型 B) 250 kg 鋼塊鍛造

全部(腐蝕液 王水)

(率倍 約 177)



56x60 = 34, 72

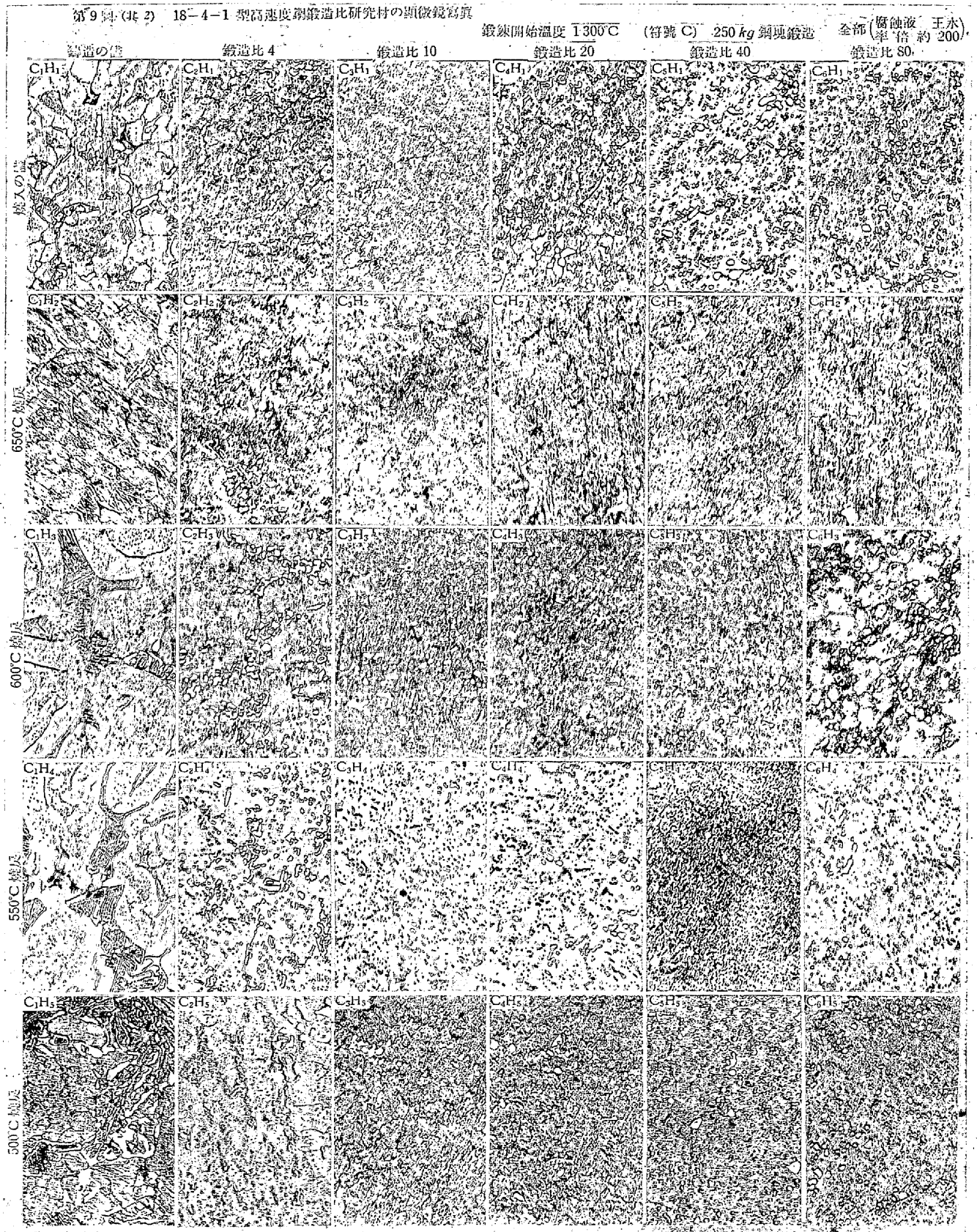
硬度大であるが鍛造比 140 及び 80 の高温硬度は概ね之より低下する傾向を示して居る。

常温硬度の成績とよく一致して居る。

一般に鍛錬開始温度 1,200° (符號 B) の方が鍛錬開始温度 1,300° (符號 C) の場合よりも高温硬度が大にして

4. 顯微鏡試験

鍛造比異なるもの、顯微鏡試験として Hohage & Rollet¹⁸⁾ 氏の研究があるが、著者は 1,300° 焼入後 500°, 550°, 600°, 650° 焼入後



600° 及び 650° に夫々焼戻したものの顯微鏡試験を施行した結果第9圖(其1, 2)の寫眞圖に示す成績を得た。本寫眞圖より明かな如く鑄造の儘の顯微鏡組織は焼入の儘のものも焼戻を施したのものも何れもカーバイドの粒子の大きさ大にして且極めて少數であるが、鍛造比4以上のものはカーバイドの粒子が微細化して居る。然し鍛造比40以上となつても餘りカーバイドの粒子の微細化には影響を認められないことがわかる。

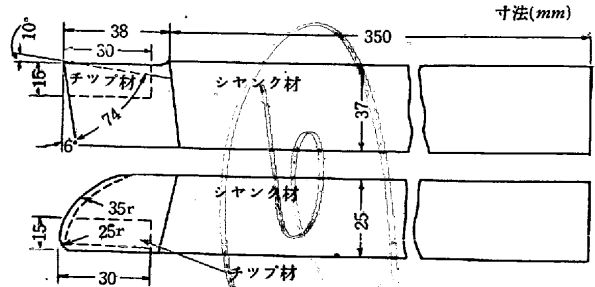
5. 切削實用試験

高速度鋼の切削能力に及ぼす鍛造比の影響に関する研究として杉本、福田兩氏¹⁹⁾は18-4-1型にMo 1.5%含有した高速度鋼を使用し40mm角材を25mm角に鍛延したものと40mm角材より25mm角に切出したものとに就き切削試験を行た結果鍛造比を或限度以上増すも其の成績を向上し得ない事を述べて居る。又高速度工具の切削試験方法に關して従來種々の研究が行はれて居る。即ちRapatz氏²⁰⁾は一定時間(1h)の切削に耐へる最高速度を測り之をV₆₀で表はし18-4-1型を標準として其の能力を1とした場合の他の比例數値を比較し試験しWallichs & Dabringhaus²¹⁾氏は0.7% C, 4.5% Cr, 18.5% W, 1.6% V 及び 2.5% Co の高速度鋼の最高切削速度(1hの切削壽命の場合)を研究し被削材として鋼鑄物及び鑄鐵に就て試験しLeew氏²²⁾も之に關し研究を行ひHoudremont氏²³⁾は高速度鋼は耐焼戻性、耐摩耗性及び高温硬度等の諸性質を單なる旋削壽命試験のみで知つたのでは不充分であつて、其の性能を充分に知得しやうとすれば工場に於て實地に使用の上試験する要ありと述べて居る。其の他Nicolson²⁴⁾、石田・吉田²⁵⁾、土井²⁶⁾、Paasche²⁷⁾、Schlesinger²⁸⁾、Agte²⁹⁾、French³⁰⁾、Ripper³¹⁾、Digges³²⁾及び山本³³⁾の諸氏の研究もある。又Taylor³⁴⁾、Stanton²⁵⁾、Leyenselter³⁶⁾、Boston³⁷⁾、Herbert³⁸⁾及び關口³⁹⁾の諸氏は切削速度に關して調査を行ひSchwerd氏⁴⁰⁾は高速度に於ける旋削の流れについて研究をして居る。次に切削用としての高速度鋼は以前には主としてムクバイトを廣く使用せられたのであるが最近資源節約の見地より附刃又は盛金バイトが盛に使用されるに到り之に關しては既に著者は第1報¹⁾に於ても記述しあり、又附刃の方法に關し大和久氏⁴¹⁾の報告其の他がある。

本研究に於て著者は切削試験用として寸法 15×15×30 mm. にして 1,300° 焼入 550° 焼戻を施したる第10圖に示す通の18-4-1標準型高速度鋼製チップを寸法 25×37

×380mmなる軟鋼製シャンク材にFe-Mn及び焼崩砂を以て蠟着したる所謂附刃高速度鋼として次に示す要領で切削實用試験を施行した。

第10圖 鍛造比研究用高速度鋼刃先の形状寸法圖



イ、被削材料及び切削條件に被削材料に關しては従來Digges⁴²⁾、Rapatz⁴³⁾、Wallichs & Optitz⁴⁴⁾及びLangenbach⁴⁵⁾氏等の實驗があるが、著者は被削材料として次に示す如き高抗張力鋼を使用した。

被削材料;一材質……高抗張力 Ni·Cr·Mo 鋼
寸法……切削試験前の外径約 500mm
機械的性質…第4表記載の通り

第4表 鍛造比研究用被削材の機械的性質

降伏點 (kg/mm ²)	抗張力 (kg/mm ²)	伸(%)	断面絞 (%)	ブリネル 硬	アイゾット 衝撃値 ft. lbs
83.5	96.7	21.3	55.9	288	41.9~42.6

切削條件;一第5表に示す切削條件で試験をした。

第5表 鍛造比研究用切削條件

速度 (m/min)	切込 (mm)	送り (mm)
15	3	1

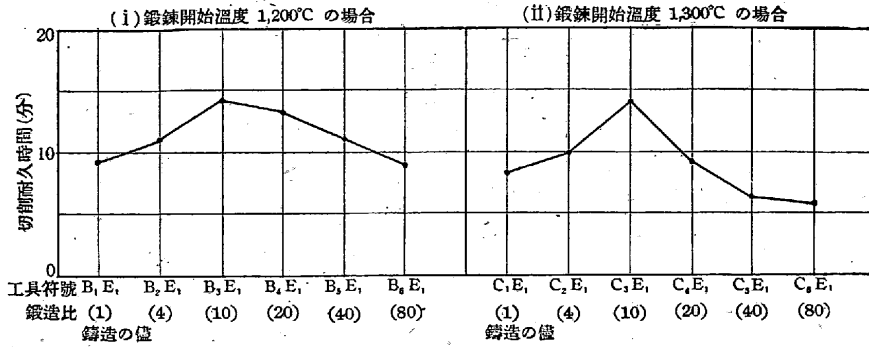
使用旋盤:一製造會社……アームストロング・ウイット
ホース會社

型 式……60 HP 電動機直結型
心 高……18 in
床 長……23 ft

ロ、試験要領 一般に高速度工具の切味を比較する爲には一定時間内に工具が切削に耐へ得る切削速度の値を以て切削能率となし之を比較するのが適當と考へられる。然し其の經濟的價值と謂ふものは使用して居る工作機械の能力又は工具の使用箇所によつて自ら異なるものと考へられるのであつて、例へば工作機械の能力に餘裕なく切削速度を増し得ない場合とか、又は準備時間(工具及び加工品の取付及び取外時間等)に比較して切削耐久時間が比較的短い場合には切削の速さを増すよりも寧ろ連続切削時間の大きなる方が實用上經濟的に効果が大であるとも謂ひ得る。

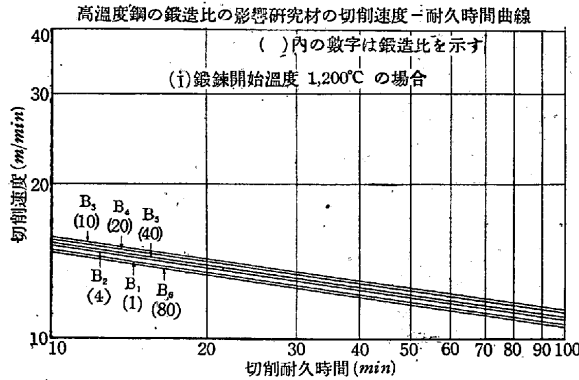
斯かる觀點より本研究に於ては以下述べる通り切削耐久時間と一定時間内に耐へ得る切削速度の比較とを以て供試

第11圖 高速度鋼の鍛造比の影響研究材の切削耐久時間-鍛造比曲線
(切削速度15 m/min) (耐久時間は3回測定の平均を示す)

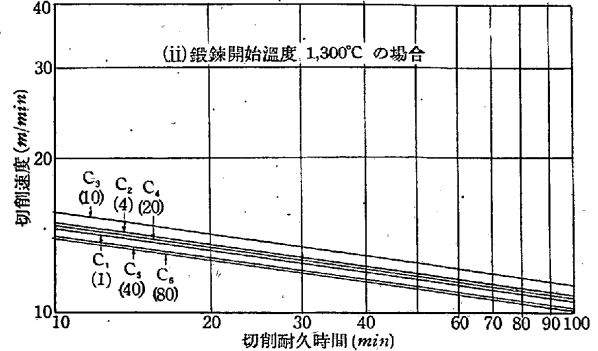


4873-1388

第12圖 (其1)



(其2)



工具の切削試験成績とした。即ち切削試験用高速度鋼を使用し、被削材を切削中双先が著しく摩滅し切削に耐へ得なくなる迄の時間を切削耐久時間とし、之を以て供試工具の切削耐久力の比較を行ひ、併せて切削速度(V)と切削耐久時間(T)に関するTaylor氏の一般式 $VT^n = C$ (const.) より V_{60} (60mm 切削に耐へる工具の切削速度)の値をV-T曲線より求め、之を以て工具の切削能率の比較を行た。

ハ、試験成績 第11圖は供試工具の切削耐久時間と鍛造比の関係曲線を示すものであって、鍛造比10は耐久時間最も長く4及び20之に次ぎ鍛造比40, 80及び鑄造の儘は之より劣る。又鍛鍊開始温度1,200°の方が1,300°よりも一般に耐久時間が稍長い。

第12圖は高速度鋼に関する著者の従來の試験結果に徴し $VT^n = C$ なる一般式に於ける $n=1/7$ としたときの切削速度-耐久時間曲線である。今本曲線より、 V_{60} の値を求めれば第6表の通である。

第6表 鍛造比研究用高速度鋼の切削速度 V_{60} の値

工 具			工 具		
鍛鍊開始温度(°C)	符 號	鍛 造 比	鍛鍊開始温度(°C)	符 號	鍛 造 比
1,200	B 1	1	1,300	C 1	1
	B 2	4		C 2	4
	B 3	10		C 3	10
	B 4	20		C 4	20
	B 5	40		C 5	40
	B 6	80		C 6	80
		V_{60} (m/min)			V_{60} (m/min)
		11.5			11.4
		11.8			11.6
		12.3			12.15
		12.15			11.5
		11.9			10.95
		11.4			10.8

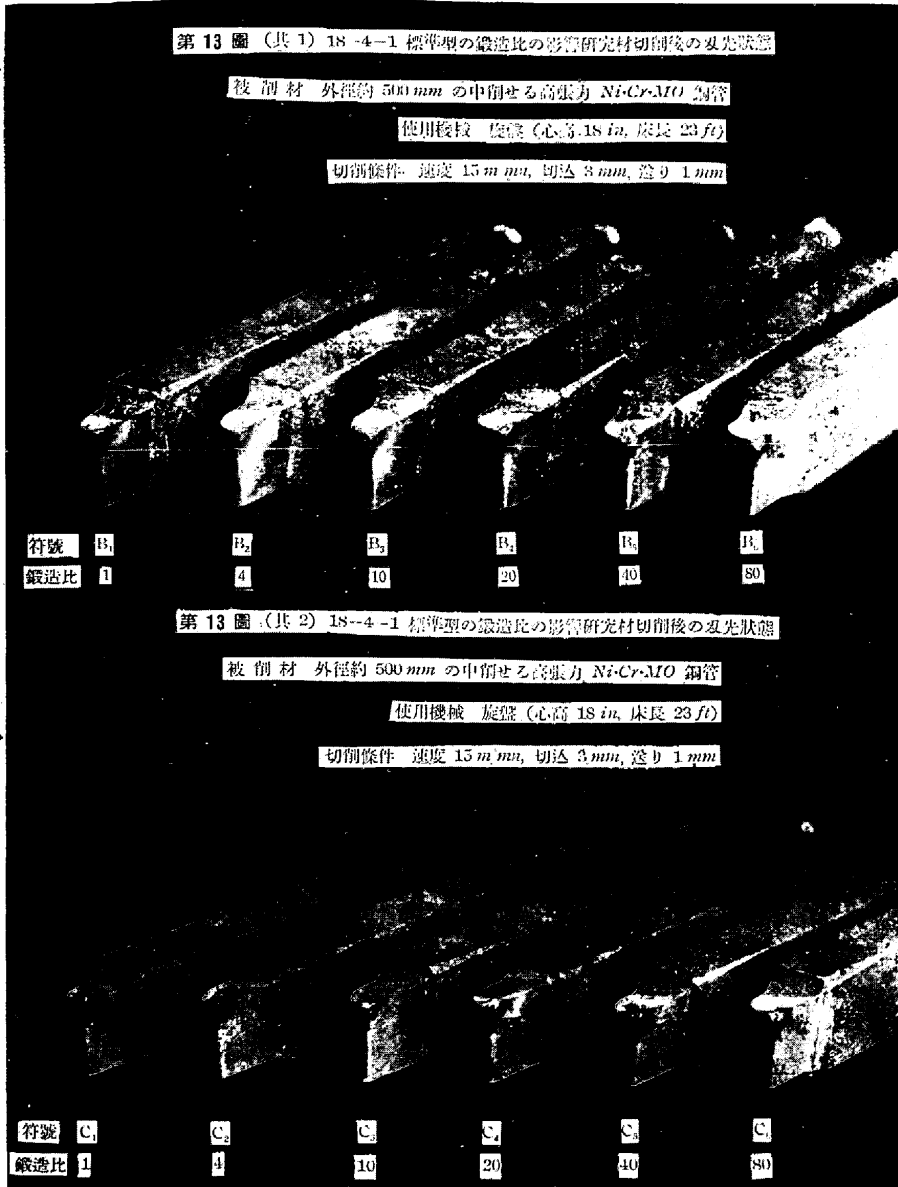
本試験結果に依れば鍛鍊開始温度1,200°の方1,300°

よりも切削能率概して良好である。又鍛造比10のものは最大の切削能率を示し鍛造比20及び4のものは概して切削能率之に次ぎ良好にして鍛造比1(鑄造の儘)は之より稍劣り、鍛造比40とするも切削能率の向上を來さず却て耐久力稍劣る傾向すら有り鍛造比80に到れば、更に之より劣る。即ち鍛造比10のもの切削能率最良で20及び4のものを概して切削能率之に次ぎ良好であつて硬度試験成績及び顯微鏡試験結果と相關的關係があつて最適の切削能率を得るには鍛造比に一定の限度あることを本研究により確め得た。切削試験後の各高速度鋼の双先狀況は第13圖(其1, 2)に示す通りである。

6. 實驗結果の綜合

上記の實驗結果を綜合し18-4-1標準型高速度鋼の硫黄印畫、マクロ腐蝕、硬度、顯微鏡組織、切削耐久力及び能率等に及ぼす鍛造比と鍛鍊温度との影響を試験した結果の概要を述べれば次の通りである。

焼入温度1,300°のもの竝に焼戻温度及び試験温度夫々500°, 550°, 600°及び650°に於て一般に鍛造比1(鑄造の儘)のものよりも鍛造比4の方常温竝に高温硬度高く、鍛造比10となれば之より更に硬度を上昇し概ね最高値を示し、鍛造比20となれば、之より硬度を稍低下し、鍛造比4の場合と略同様となり、40, 80及び160の如く鍛造比が更に大となればなる程却て常温竝に高温硬度を稍



第 13 圖 (其 1) 18-4-1 標準型の鍛造比の影響研究材切削後の刃先状態

被 削 材 外徑約 500 mm の中削せる高張力 Ni-Cr-MO 鋼管
 使用機械 旋盤 (心高 18 in, 床長 23 ft)
 切削條件 速度 15 m/min, 切込 3 mm, 送り 1 mm

符 號	B ₁	B ₂	B ₃	B ₄	B ₅	B ₆
鍛造比	1	4	10	20	40	80

第 13 圖 (其 2) 18-4-1 標準型の鍛造比の影響研究材切削後の刃先状態

被 削 材 外徑約 500 mm の中削せる高張力 Ni-Cr-MO 鋼管
 使用機械 旋盤 (心高 18 in, 床長 23 ft)
 切削條件 速度 15 m/min, 切込 3 mm, 送り 1 mm

符 號	C ₁	C ₂	C ₃	C ₄	C ₅	C ₆
鍛造比	1	4	10	20	40	80

低下する傾向がある。顕微鏡試験の結果、鍛造比 1 (鑄造の儘) は鑄造組織を呈しカーバイドの粒子も極めて粗大で然も少数であるが、鍛造比 4~20 となれば此の粒子が微細化する。更に鍛造比が増して 40 以上となっても、粒子の微細化に餘り影響を及ぼさない。之等の硬度及び顕微鏡試験結果は切削實用試験成績を可成りよく裏書きするものであって、其の切削實用試験の結果鍛造比 10 のものは最高の切削耐久力及び切削能率を示し、鍛造比 20 及び 4 のものは之に次ぎ概して良好で鍛造比 40 及び 80 のものは寧ろ之より劣る傾向を示す。此の切削耐久力及び切削能率と硬度及び顕微鏡試験の結果との間には相關的關係の存在することを明かにし得た。著者の本實驗結果に依れば最高硬度、切削耐久力及び能率等を得るには、鍛造比に一定の限度あることを明かに確め得たのである。

次に鍛鍊開始温度が 1,300° の場合には、温度高き爲結

晶粒及び炭化物の粒子が稍粗大化する結果となり、鍛鍊温度 1,200° の場合よりも成績が劣るものと考へられる。又鍛鍊温度 1,050° のものは餘りに低温なる爲鍛鍊の際龜裂を發生し所望の鍛材が得られなかつたものと考へられる。本試驗成績により鍛鍊温度は 1,200° が最適であることを明かに知り得た。

第 2 實驗 焼入高速度鋼の焼戻硬化現象に関する理論的考察

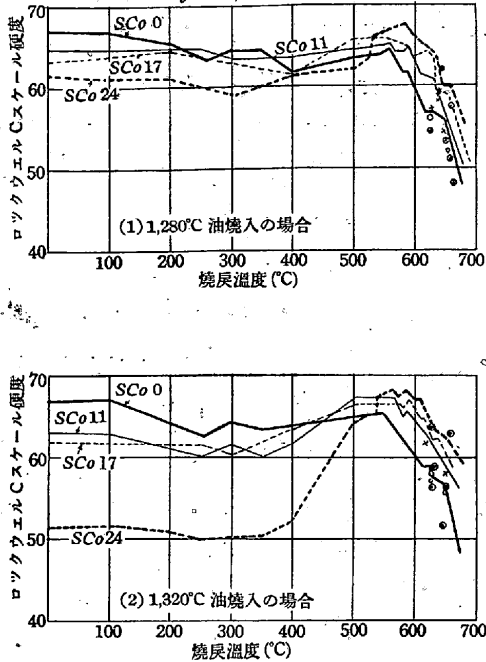
1. 從來唱へられる諸説

高速度鋼の熱處理として 1,300°~1,330° 附近の高温度より焼入した後 500°~600° 附近に焼戻を施行するときは焼入の儘の状態又は他の焼戻温度の時よりも一般に切削能力を増大し硬度の増加を來す所の所謂焼戻硬化の現象を呈することは Kruppsche Monatshefte⁴⁶⁾ にも記載してある通であつて、之に依れば第 14 圖に示す通り 18-4-1 標準型高速度鋼と之に Co 量夫々 11, 17, 及び 24% 添加したものを焼入温度夫々 1,280° 及び 1,320° より油焼入した後焼戻温度夫々 100°, 200°, 250°, 300°, 350°, 400°, 500°, 570°, 600°, 630°, 650° 及び 670° にて夫々 2~3 回焼戻したものと

ロックウエル C スケール硬度は何れも 500°~600° 附近焼戻のものが概ね硬度大である。

此の 500°~600° 焼戻に依る硬化の現象に関する理論的説明に對しては從來多くの人々に依て研究せられたのである。即ち從來高速度鋼の焼戻硬化現象又は變態の説明に關しては石原⁴⁷⁾, 八田⁴⁸⁾, Gill & Brownmann⁴⁹⁾, Bain & Jeffries⁵⁰⁾, Maurer & Schilling⁵¹⁾, Eilender⁵²⁾, Carpenter⁵³⁾, Scott⁵⁴⁾, Yatsevich⁵⁵⁾ 及び Andrew & Green⁵⁶⁾ 等の諸氏の研究があるが現在迄の處之に關し未だ定説あるを聞かない。尙此外 Grossmann⁵⁷⁾, Emmons⁵⁸⁾, Edwards & Kikkawa⁵⁸⁾ 及び Scott⁵⁹⁾, 氏等は 600° 附近に於ける變化は、此の温度附近の焼戻に依て焼入の際の α-γ 變態が一部阻止せられ、殘留オーステナイトがマルテンサイトに分解する爲であると述べて居るのに對し、此の温度附近の焼戻に依て炭化物が析出して硬度

第14圖 焼入した含Co高速度鋼の焼戻温度-硬度曲線
(Kruppsche Monatshefte, Januar/Februar 1932に依る)



○ SCo 0	2回焼戻
⊙ " "	3回 "
× SCo 11	2回 "
⊕ " "	3回 "
+ SCo 17	2回 "
⊗ " "	3回 "
● SCo 24	2回 "
○ " "	3回 "

を増加する所謂析出硬化を示すものなりと述べて居るものがあり、又 Steinberg & Süsin⁶⁰⁾, Michel & Bénzet⁶¹⁾ 及び林、木名瀬潤二氏⁶²⁾等は之は此の温度の焼戻に依りて炭化物の析出硬化を生じ、炭化物の溶解度の減少した残留オーステナイトが冷却中マルテンサイトに變化する爲であると述べて居る。又此の冷却時に起る異状變態は炭化物の析出現象に伴ひ第2次的にオーステナイトよりマルテンサイトへの變態を起すものと考へるのが妥當であると説いて居る人もある。以上述べた通り高速度鋼の焼戻硬化現象に対する理論的説明は現在迄の處區々である。

2. 試料の調製

著者は上記の現象の因て來る所以を明かならしめる目的で硬度、熱膨脹及び顯微鏡試験等を 18-4-1 系標準型高速度鋼竝に之に Co 及び Mo を含有せしめたものに就て焼戻温度 500°~600° に於ける硬化現象の理論を研究したのである。即ち第2表に示す成分のもの即ち 18-4-1 系竝に之に Co 5, 10 及び 15% 夫々添加したもの及び 18-4-1 系に Mo 0.5, 1 及び 1.5% 夫々添加した7種の鋼塊をタンマン式電氣爐で熔解した後各々から本多式示差熱膨脹試験片として径 5mm 長 80mm のものを、又硬度試験片として 16mm 角、高 13mm のものを夫々鍛延後何れもニクロム電熱爐内で 850° に 2h 保温し爐中焼鈍してから機械加工に依て製作した。

次に高速度鋼の焼入の儘の冷却速度に關しては従來

French⁶³⁾, Chapin⁶⁴⁾ 氏等の研究があり、又 Bain & Waring⁶⁵⁾ 氏は高速度鋼の焼入の際の膨脹の變化に就て試験し焼入温度の低いものは膨脹收縮して一定となり焼入温度の高いものは膨脹して一定となると述べて居る。此の他冷却速度に關しては Portevin & Garvin⁶⁶⁾, Heindlhofer⁶⁷⁾ 氏の研究がある。其の熱處理の方法として鹽浴焼入に就ては Robertson⁶⁸⁾, Oknoff⁶⁹⁾, Diergarten⁷⁰⁾, Daesch⁷¹⁾, Hughes & Dowdell⁷²⁾, Goerens⁷³⁾ 氏等の研究があり、又 DeLong & Palmer⁷⁴⁾, Scott⁷⁵⁾, Arnold & Read⁷⁶⁾, Kjermerman⁷⁶⁾, Hall⁷⁷⁾, Bells⁷⁸⁾, Kuerr⁷⁹⁾, Lewis⁸⁰⁾, Davenport & Bain⁸¹⁾ 及び佐藤⁸²⁾の諸氏も熱處理に關し種々述べて居るが、著者は之が熱處理の方法として焼入に際し焼割防止の見地よりニクロム電熱爐内で 850° 迄徐々に豫備加熱を行ひ 40mn 保温した後高温度に長時間加熱することに因る結晶の成長に基く脆性を防ぐため、之より直に 1,300° 及び 1,330° なる温度に保持しあるタンマン式電氣爐内に 15sec 保温した後常温 (25°) の白紋油中に急冷した。焼入した熱膨脹試験片は研磨紙で表面のスケールを除いてから本多式示差熱膨脹測定器に取付け更に 300°, 400°, 500° 及び 600° に夫々加熱後爐中冷却を施して變態點を測定した。又焼入した硬度試験片はニクロム電熱爐内で更に 300°, 400°, 500° 及び 600° に夫々加熱後焼戻を施行し研磨紙で表面のスケールを除去してから其の硬度を測定した。

3. 實驗結果竝に之に對する理論的考察

16mm 角、高 13mm の寸法を有する硬度試験片に就きピツカース硬度を測定した、焼戻温度-硬度曲線は第 15圖の通りで、其の焼戻温度-Co (又は Mo) 含有量-硬度關係曲線は第 16 圖 (其 1~4) に示す通りである。

本試験成績より判明する如く一般に各含 Co 及び含 Mo 高速度鋼共焼入温度 1,300° 又は 1,330° の場合其の焼入の儘よりも之を焼戻温度 300°, 400°, 500° 及び 600° より焼戻した方の硬度が大であつて、焼戻温度 500° の場合は焼戻温度 300° 及び 400° の場合よりも一般に硬度は上昇の傾向を有し、焼戻温度 600° の場合には一般に硬度は更に上昇して居る。

次に焼入温度 1,330° より油焼入を行ひ、表面のスケール等を研磨紙で除去したる示差熱膨脹試験片を本多式示差熱膨脹測定器に取付け 300°, 400°, 500° 及び 600° に夫々焼戻後爐中冷却を行ひ、其の示差熱膨脹曲線を畫けるに第 17 圖 (其 1~28) に示す成績を得た。

本成績の加熱曲線に就て見るに約 100°~250° 附近に於て示差熱膨脹曲線は一般に何れも急激に上昇の傾向を示して居る。之は供試片が此の溫度附近に於て收縮せるを示

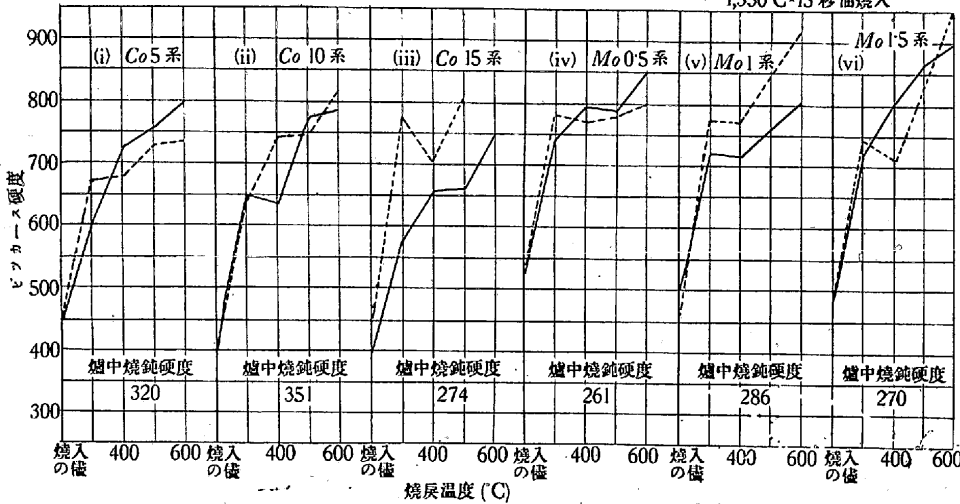
すものであつて、之はαマルテンサイトよりβマルテンサイトの變化を示すものであると考へられる。次に加熱曲線に於ける 300°~400° 附近で概して極めて僅かの膨脹を

伴ふ一般的傾向あるを認めたのであつて、此の現象はγ鐵よりα鐵への變化に伴ふ現象であつてオーステナイトの分解に依りα鐵の出来る爲であると考へられる。此の特異の現象は前述の通り極めて僅少であつて次に述べる冷却曲線に於ける特異の現象程顯著には現はれない。

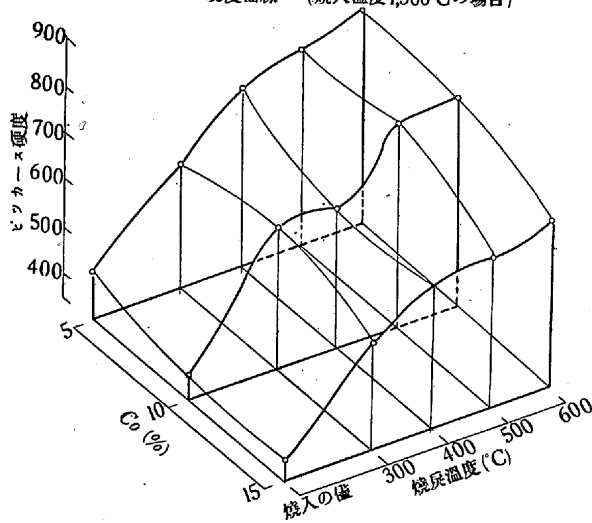
次に示差熱膨脹試験に於ける冷却曲線に就てあるが、前述の如く焼入高速度鋼を加熱溫度 300°、

第15圖 高速度鋼の焼戻硬化現象研究材の焼戻溫度-硬度曲線

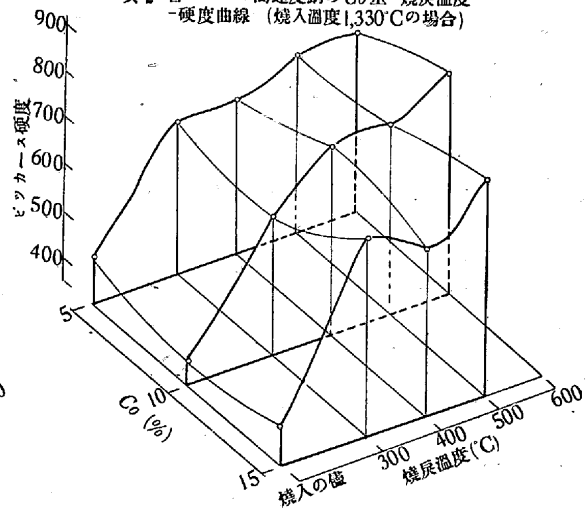
— 1,300°C×15秒油焼入
- - - 1,330°C×15秒油焼入



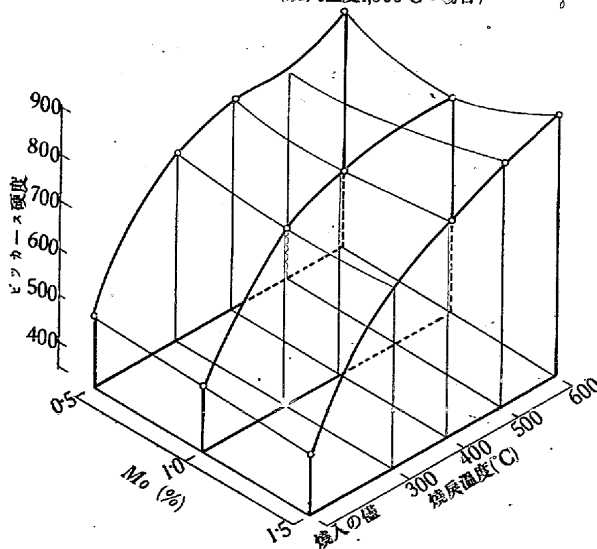
第16圖 其1 含コバルト高速度鋼のCo量-焼戻溫度-硬度曲線 (焼入溫度1,300°Cの場合)



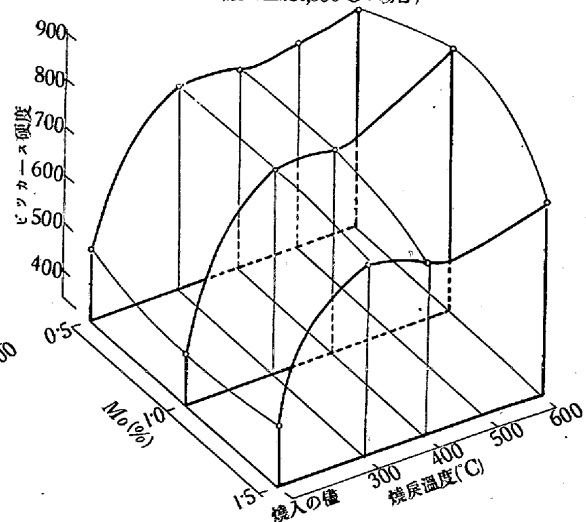
其2 含コバルト高速度鋼のCo量-焼戻溫度-硬度曲線 (焼入溫度1,330°Cの場合)



其3 含モリブデン高速度鋼のMo量-焼戻溫度-硬度曲線 (焼入溫度1,300°Cの場合)

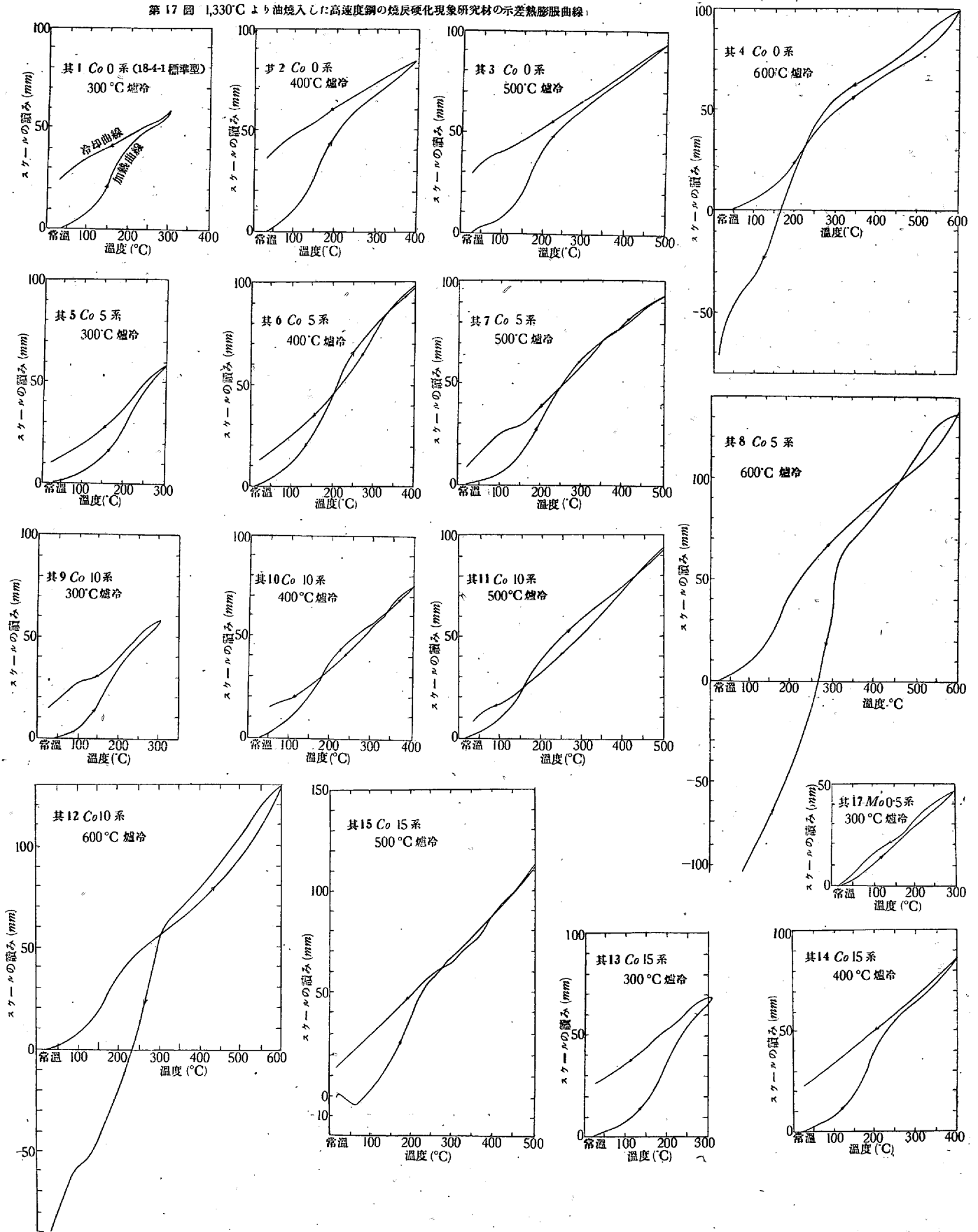


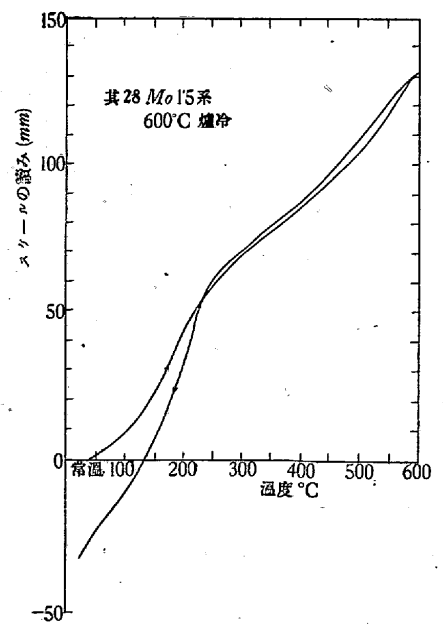
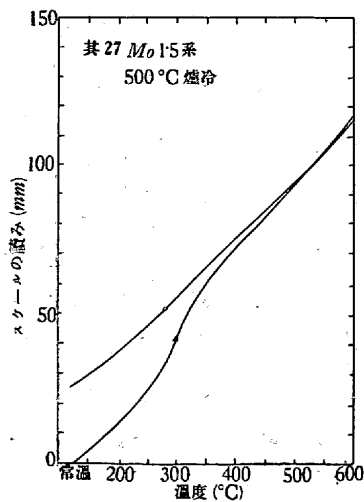
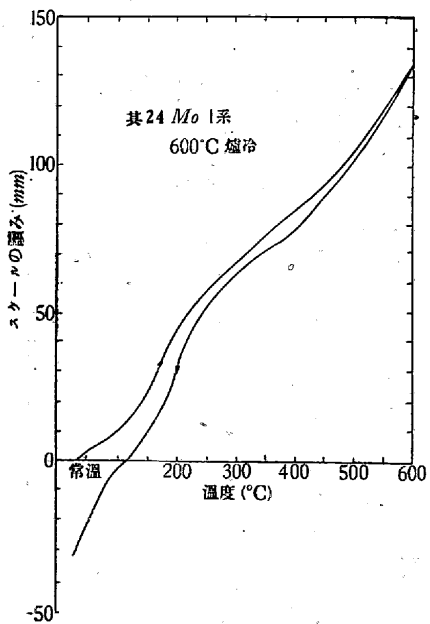
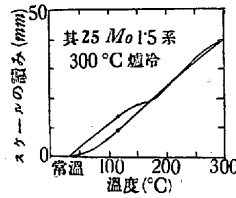
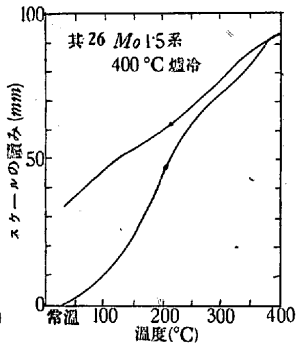
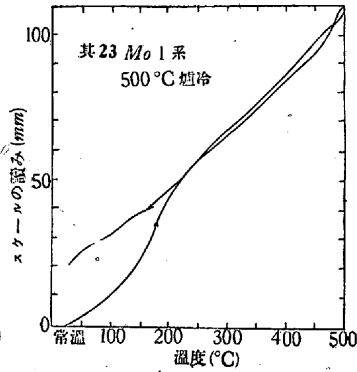
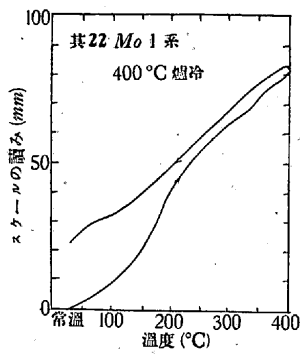
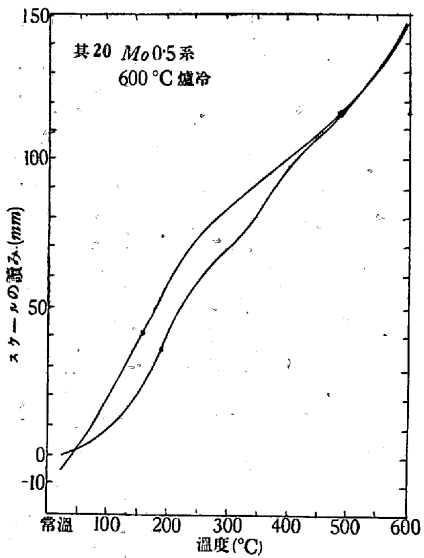
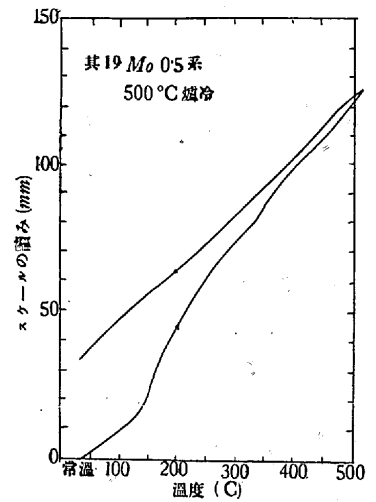
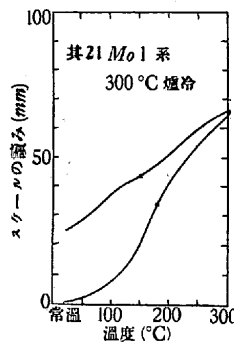
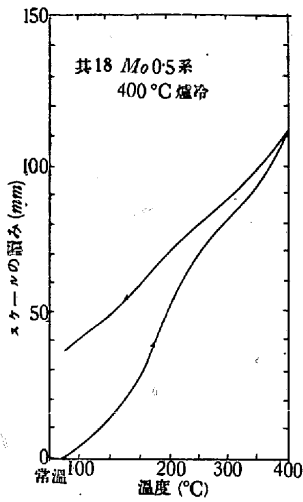
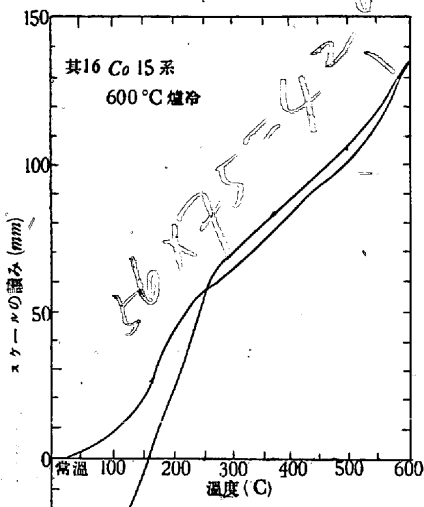
其4 含モリブデン高速度鋼のMo量-焼戻溫度-硬度曲線 (焼入溫度1,330°Cの場合)



567724032

第17図 1,330°Cより油焼入した高速度鋼の焼戻硬化現象研究材の示差熱膨脹曲線:





400° 及び 500° より夫々爐中冷却するものに在ては冷却の際 100°~150° 附近に於て一般に極めて僅少なる收縮を示して居る。之に對し之と同一温度で焼入したる高速度鋼を加熱温度 600° より爐中冷却したものの冷却曲線に於て明かの如く 18-4-1 標準型 (Co 0系) にありては 260° 附近, 18-4-1 型に Co 5% 添加せるもの (Co 5系) 及び 18-4-1 型に Co 10% 添加せるもの (Co 10系) にありては 310° 附近, 18-4-1 型に Co 15% 添加のもの (Co 15系) にありては 280° 附近にて何れも異常膨脹現象を來し, 其の現象は加熱温度 300°, 400° 及び 500° より夫々爐中冷却した場合よりも何れも極めて顯著に現はれる。之は後述する Ar' に相當する異常膨脹を生じ残留オーステナイトが

分解することを示して居るものと考へられる。

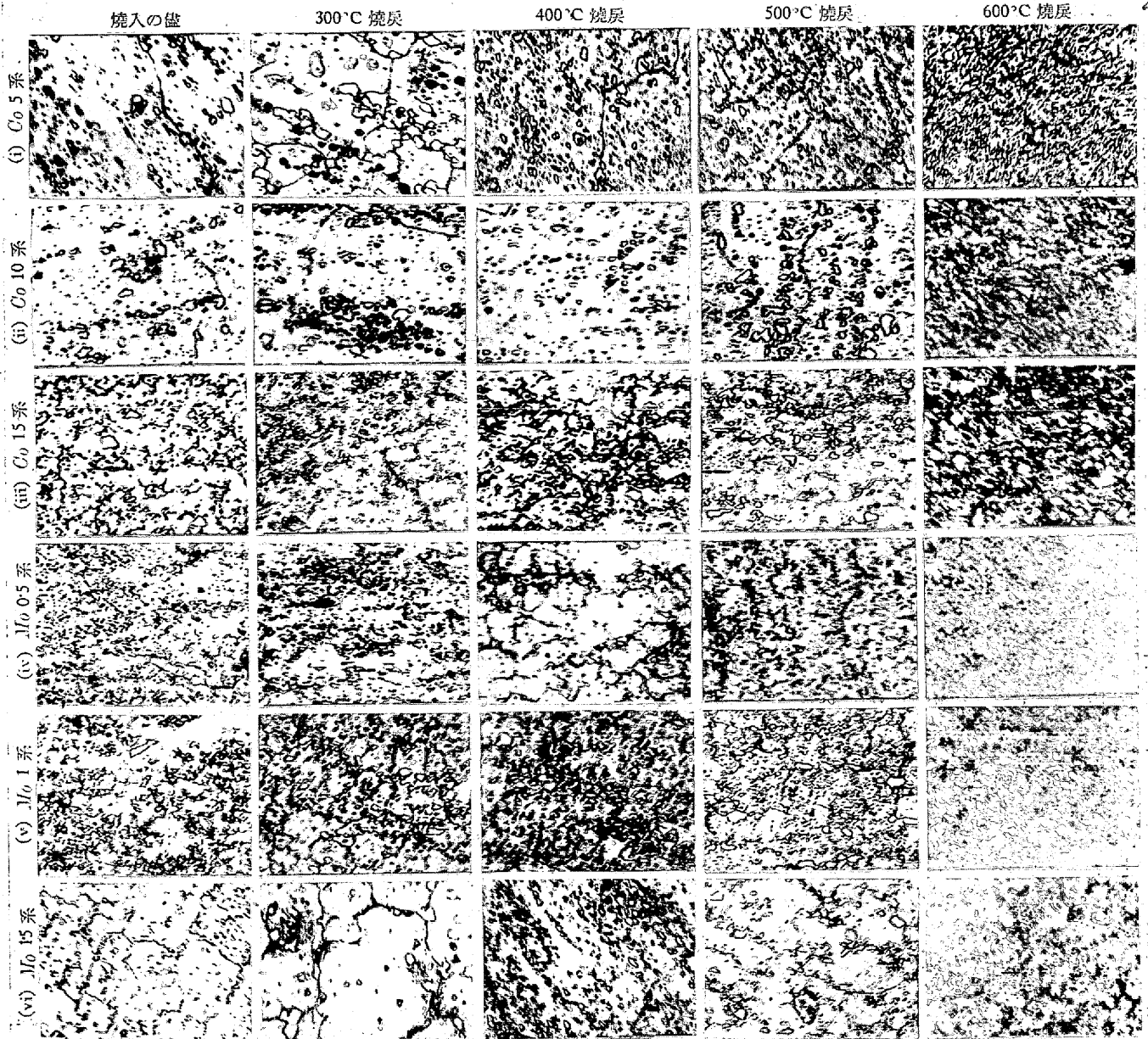
次に焼入高速度鋼を焼戻したものの顯微鏡組織は第 18 圖(其 1, 2) に示す通りにして本顯微鏡試験と硬度試験の結果とより考察すれば焼入高速度鋼を加熱温度 500° より爐冷せるものは加熱温度 300° 及び 400° より爐冷したのものよりも硬度一般に高きは此の焼戻温度に依りての残留オーステナイトが炭化物を析出する爲に硬化せるものなるべく, 此の場合には残留オーステナイトよりマルテンサイトへの變態現象は殆ど現はれないものと考へられる。加熱温度 600° より爐中冷却したものは加熱温度 500° より爐中冷却した場合よりも一般に更に硬度の上昇を示し炭化物の析出を見せて居る。此の 600° に於ける焼戻硬化は熱膨

第 18 圖 焼戻硬化現象研究用高速度鋼の顯微鏡寫眞

1 330°C 焼入

(腐蝕液: グリセリン王水 400 倍)

55x54
297



脹試験成績よりも併せ考察し残留オーステナイトが此の温度にての焼戻に依り炭化物の析出現象を呈するものと考へられる。従て此の炭化物が或程度以上析出するとオーステナイトは次第に其の安定度を減少して不安定となり、 α 鐵即ち一部の炭化物を固溶して居るマルテンサイトに變化し $\gamma \rightarrow \alpha$ の變態を生じて異常膨脹現象を呈するものと考へられる。冷却時に起る變態は焼戻温度の比較的高い 600° 附近に於て顯著に現はれ、焼戻温度 300° 、 400° 及び 500° の如く比較的低い場合には殆ど現はれないのは γ 相即ちオーステナイトの結晶格子内の固溶元素の移動が影響するものと考へられるのであって 600° の場合は比較的溫度が高い爲 γ 相結晶内の固溶元素の移動作用が他の焼戻温度の場合よりも活潑に行はれ得る爲 $\gamma \rightarrow \alpha$ 變態が顯著に現はれるものと想像される。

即ち焼入高速度鋼を焼戻温度 600° より爐中冷却した場合の焼戻硬化の機構としては従來一部の人々に唱へられた如く單なる残留オーステナイトよりのマルテンサイト化ではないのであって、此の温度の焼戻により残留オーステナイトは炭化物を或程度析出し之が爲にオーステナイトは次第に不安定の状態となり、遂に $\gamma \rightarrow \alpha$ 變態を來すものと考へらる。又焼戻温度 500° より爐中冷却した場合には此の焼戻温度に依て残留オーステナイトは炭化物を析出するも温度低き爲 $\gamma \rightarrow \alpha$ 變態は殆ど現はし得ず、其の焼戻硬化は殆ど炭化物の析出のみに因るものと思惟される。

焼戻温度が夫々 400° 及び 300° の場合には炭化物のみ析出現象を呈するが 500° 及び 600° の場合よりも其の量少なく $\gamma \rightarrow \alpha$ 變態は焼戻温度 500° の場合と同様に殆ど現はれない。尙含 Co 高速度鋼(Co 5~15%)は含 Mo 高速度鋼(Mo 0.5~1.5%)よりも焼戻温度 600° よりの冷却時に於ける $\gamma \rightarrow \alpha$ 變態の開始温度は一般に上昇して居ることを知り得た。

上述の如くして、従來理論的説明が可成り區々であつた所の焼入高速度鋼の焼戻温度 300° 、 400° 、 500° 及び 600° に於ける各焼戻過程の硬化機構を本研究によつて明かにした。

4. 實驗結果の綜合

上述の實驗結果を綜合するに焼入した高速度鋼を焼戻した場合焼戻温度 500° の場合は焼戻温度 300° 及び 400° の場合よりも一般に硬度は上昇の傾向を示し、焼戻温度 600° の場合は一般に硬度が更に上昇する。此の焼戻硬化の機構を考察するに 600° 焼戻の場合には單なる残留オ-

ステナイトよりマルテンサイト化ではなく、残留オーステナイトは炭化物を或程度析出する爲オーステナイトは次第に不安定となり $\gamma \rightarrow \alpha$ 變態を來すのであるが、 500° 焼戻のときは残留オーステナイトは炭化物を析出するも温度が 600° より低き爲 $\gamma \rightarrow \alpha$ 變態は殆ど現はれないのである。即ち 500° の焼戻硬化と 600° のそれとでは其の硬化の機構に於て上述の如く異なることを熱膨脹、硬度及び顯微鏡試験等より明かならしめた。

IV. タングステン・カーバイド系焼結 附刃工具に関する實驗の經過

第1實驗 タングステン・カーバイド系焼結附刃工具に 及ぼす製造方法の影響

(特殊考案装置による焼結工具の改良)

1. 従來の製造法と之が改良の爲の特殊考案装置の構造 及び作動

タングステン・カーバイド系焼結附刃工具の製造法の研究として著者は次の3通りの方法に就て試験を施行した。

第1法 間接法(従來一般の方法)

第2法 2段壓迫法(改良法, 其1)

第3法 直接法(改良法, 其2)

タングステン其の他のカーバイド系焼結附刃工具の研究に關しては Hoyt 氏⁸³⁾は各種金屬炭化物の諸性質を調査し、又 Gregg 及び Küttner⁸⁴⁾氏は比較的低温度にては WC 及び W_2C のみが安定なることを述べ Fehse⁸⁵⁾及び Schlesinger⁸⁶⁾氏は焼結合金の使用可能性につき論じ又 St. u. Ei.⁸⁷⁾, Widia Handbuch⁸⁸⁾及び機械學會誌⁸⁹⁾等にも焼結工具につき述べられてある。

此の外 Karl Becker 氏⁹⁰⁾の研究あり、又 Sykes 氏⁹¹⁾は $W-C$ 系平衡状態圖につき述べ Smithells 氏⁹²⁾は之が製法と物理的性質及び檢鏡組織の關係を論じ、其の他 Mc Kenna⁹³⁾, Fink 及び Meyerson⁹⁴⁾, Wyman 及び Kelley⁹⁵⁾等の諸氏の論文も有るが之等従來一般に使用され居るタングステン・カーバイド系焼結工具の製造方法は炭化タングステン(WC)と金屬コバルト其の他の金屬の粉末を夫々一定の割合に混合し之を一旦所要の形狀に壓縮成形し次に之を高温加熱爐中にて焼結して製造する方法が主であつて、著者は此の方法を間接法と假稱する事とするが本法は之等原料粉末を常温にて壓迫して居る爲全般的に壓迫力不充分であり、且工具中心部の質が外表面程緻密とならない事が屢生すると言ふ缺點を有してゐる。著者は斯る

缺點を生ぜざるタングステン・カーバイド系工具双先を得る目的を以て獨特の考案に依り著者が曩に第1報¹⁾に報

告した高温加圧用特殊考案装置に更に壓縮量の自動記録装置を取付けたものを使用し試験した。其の構造圖と外觀寫眞圖は夫々第19圖(其1

及び其2)に示す通りである。

本装置の構造及び作動を述べれば概要次の通りである。第19圖に於てタンマン式電気爐(A)の中に炭素製押型(B)並に工具双先材料(C)を入れ、此の上に外徑約40mmの炭素棒(D)を載せタンマン爐(A)の中心線上に於て軸(E)を中心としてルーズに回轉し、且螺子(F)により高さを調節し得る軟鋼製加壓金具(G)を以て炭素棒(D)を押へ、軟鋼錐(H)に取付けた水準器(I)により此の水平を調節し、然る後其の一端に荷重(T)を吊し軸(K)を支點として試料(C)に荷重を與へ壓迫せしめる。

次に配電盤(I)のジソンネクティング・スウキツチ

(M)並に油入スウキツチ(N)を入れて爐(A)内の試料(C)を加熱すれば、溫度上昇と共に起る試料(C)の變形につれて移動する軟鋼錐(H)の動きを之に連結した小鐵片(O)により、高低調整用縦軸(P)上に支點(Q)を有するレバー(R)に傳へる。此の變形量はレバー(R)上的一端を移行するペン移動軸(S)に取付けられた記録用ペン(J)により自記筒(U)の方眼紙に10倍大に自動的に記録される。自記筒(U)は軟鋼錐(H)の振れ止安全金具(V)を取付けたフレーム(W)上に螺旋止めにしてある。試料の溫度測定はタンマン爐(A)内に挿入した磁製保護管(X)内に入れたPt-Pt·Rh熱電對(Y)に連結した高温計(Z)によつてなされる。

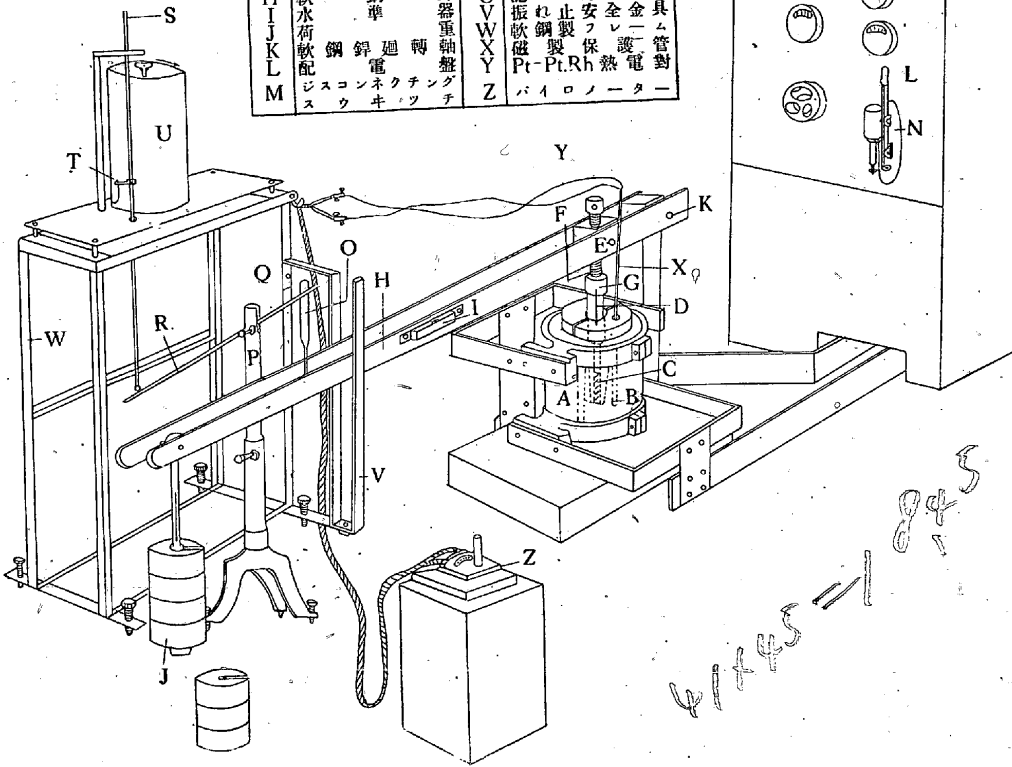
著者は獨特の考案に係る本特殊装置によりタングステンカーバイド系工具双先製造の改良法として、先づ炭化タングステンと金屬コバルト等の原料粉末を夫々一定の割合に

第19圖(其1)

タングステンカーバイド系燒結工具の高温壓縮(壓縮量自記装置付)による特殊考案に係る改良装置構造圖

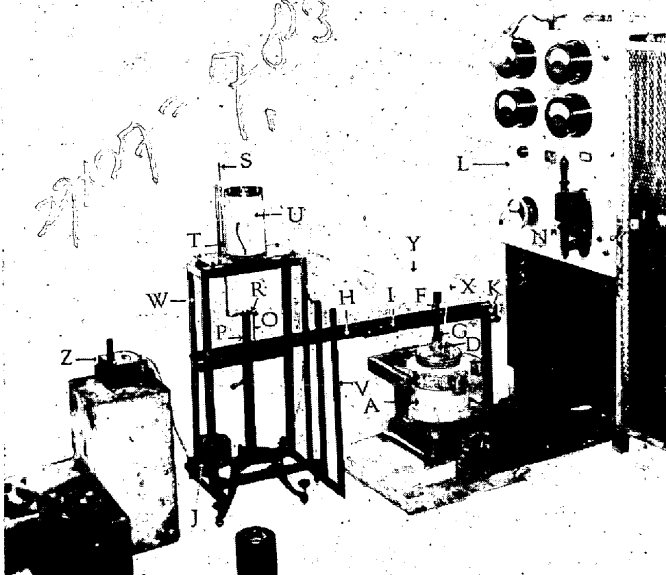
(直接法及2段壓迫法の装置)

符號	名稱	符號	名稱
A	タンマン式電気爐	N	油入スウキツチ
B	炭素製押型	O	小鐵片
C	炭素製工具双先材料	P	高低調整用縦軸
D	炭素棒	Q	支點
E	軸	R	レバー
F	螺子	S	ペン移動軸
G	軟鋼製加壓金具	T	荷重
H	軟鋼錐	U	自記筒
I	水準器	V	安全金具
J	記録用ペン	W	フレーム
K	支點	X	磁製保護管
L	配電盤	Y	熱電對
M	油入スウキツチ	Z	高温計



第19圖(其2)

燒結工具の高温壓縮による特殊考案に係る改良装置の外觀寫眞圖



混合し之を一旦常温にて所要の形状に壓縮成形した後更に之を本特殊装置にて高温度で壓縮と燒結とを同時に行ふ方法を採用した。著者は此の方法を第1の改良法として2段壓迫法と假稱する事とする。次に本特殊装置によるタングステン・カーバイド系工具双先製造の第2の改良法として炭化タングステンと金屬コバルト等の原料粉末を夫々一定の割合に混合したものを直に本特殊装置によつて高温度で壓縮と燒結とを同時に行ふ法を用ひたのであるが此の方法を直接法と假稱することとする。

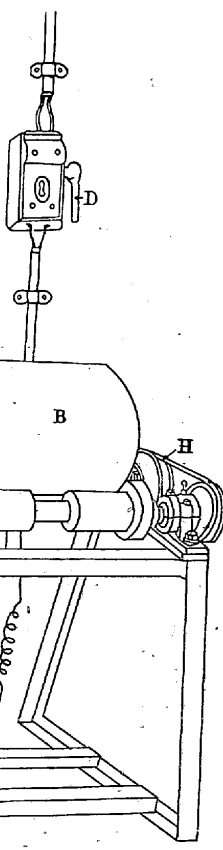
2. 試料の調製及び試験要領

微細にすべき工具粉末試料は WC 94.6%, (C 5%), Co 5% の配合割合で第20圖に示す微粉機にて 150 mesh の微細な粉末状とした。今微粉機の作動を概説すれば圖に於て粉碎すべき工具粉末試料(A)を2個の磁製試料容器(B)内に徑約 30mm の粉碎用石製ボール(C)と共に入れスイッチ(D)を入れ、ば軟鋼製フレーム(E)の下部に取付けた電動機(F)により、主軸(G)ベルト(H)縦軸(I)及びゴム製輪(J)は回轉せられ此のゴム製輪(J)上に載せられた磁製試料容器(B)内の工具試料(A)は石製ボール(C)により、自動的に極めて微細な粉末試料となる。

上記の如くして得たる微細な工具粉末試料を最初間接法

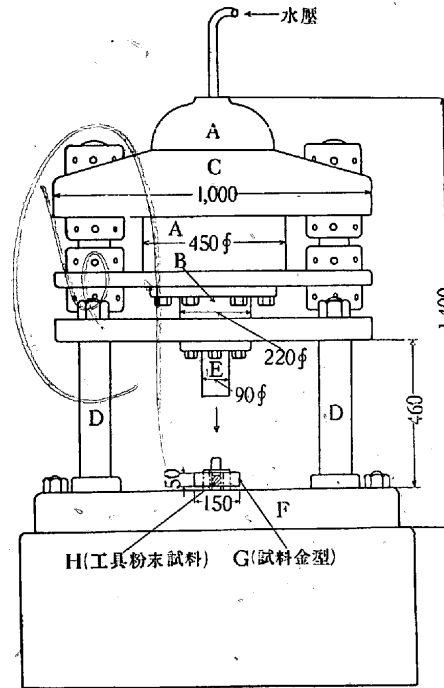
第20圖 燒結工具の製造法研究試料粉碎用微粉機

符號	名稱
A	工具粉末試料
B	磁製試料容器
C	石製ボール
D	スイッチ
E	軟鋼製フレーム
F	電動機
G	主軸
H	ベルト
I	縦軸
J	ゴム製輪



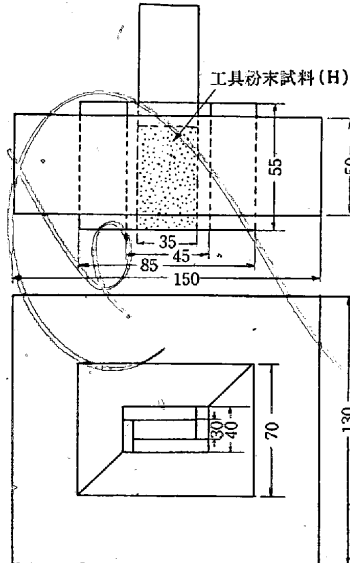
の試料として、第21及び第22圖に示す試作の水壓機並に試料押型にて常温の儘にて 40, 80 及び 120 kg/mm² の3種の壓縮力を以て壓迫し、各試料に就き 1,300°, 1,400° 及び 1,500° の3種類の燒結温度に何れも 1h 保温し燒結した。次に2段壓迫法の試料としては、間接法に用ひたの

第21圖 燒結工具の製造法研究試料壓迫用水壓機の主要部略圖(單位mm)



と同様の試料を水壓機で常温の儘何れも 120 kg/mm² の壓縮力で最初壓迫し次に前記第19圖に示した高温加壓用特殊装置にて、高温壓縮力を 0.2, 0.3, 及び 0.5 kg/mm² の3種に變じたものに就て、夫々燒結温度を各 1,400°, 1,500°, 1,600° 及び 1,700° とした

第22圖 燒結工具の製造法研究試料の押型(符號G)略圖(單位mm)



ものに依り、試験を施行した。次に直接法の試験としては上記2通りの方法と同様の工具粉末試料を高温加壓装置によりて壓縮力を夫々 0.2, 0.3, 及び 0.5 kg/mm² 燒結温度各 1,400°, 1,500°, 1,600° 及び 1,700° に於て壓縮と同時に燒結する所謂直接法に依り製造した工具に就て比較試験を施行した。

3. 温度對高温壓縮曲線

前述の自動記録装置附高温加壓装置を使用し、2段壓迫法及び直接法に於て温度對高温壓縮曲線を求めた。其の試験成績は以下述べる通りである。

a. 2段壓迫法 2段壓迫法に於ける温度對高温壓縮量の關係は第23~25圖に示す通りである。

本曲線に於て横軸は經過時間(min)並に加熱温度(°C)を示し縦軸は自記記録装置に依る壓縮量(mm)を示す。之等の成績を觀るに常溫より加熱後約45~47分の後800°~850°に至り、最初急激に壓縮し初め其の後は稍緩徐となつて居る。各試料を通じて壓縮開始温度は大差を認めない。之は最初常溫で120 kg/mm²なる相當大きな壓力で壓迫した試料である爲其の後に於ける高温壓縮力に依り餘り

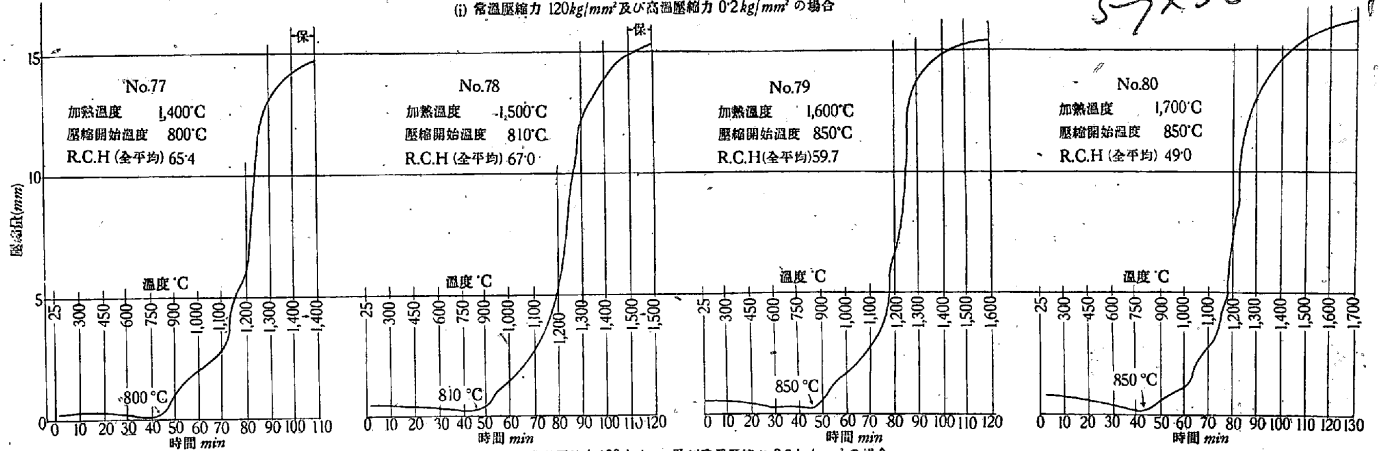
影響を受けない結果であらうと考へられる。

b. 直接法 本法に於て前記自記筒上に自動的に記録される温度對壓縮曲線は夫々第26~28圖に示す通りである。

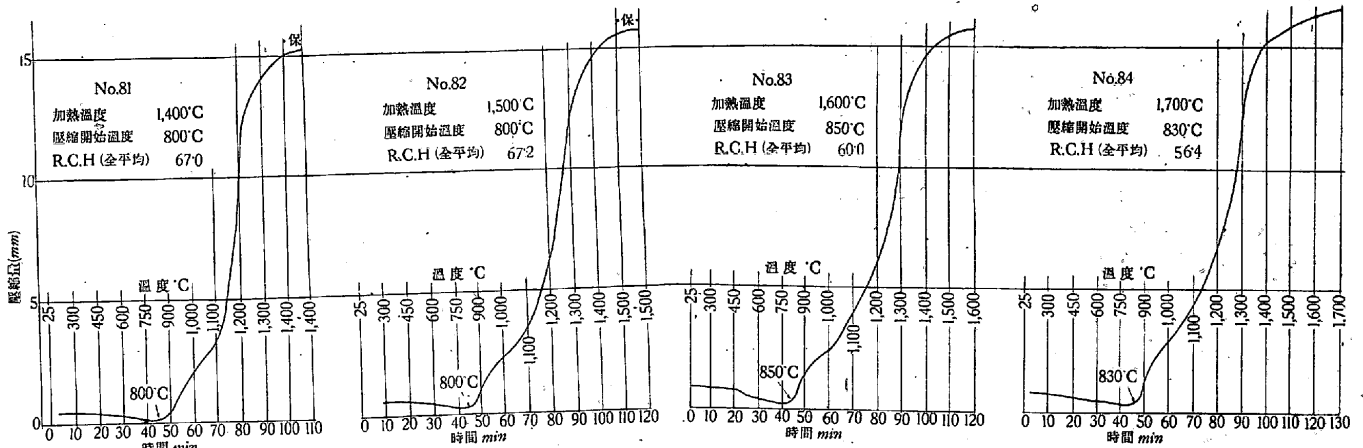
本曲線に於て温度對壓縮量の關係を觀るに常溫より約45mnにして壓縮力0.2 kg/mm²の場合には850°~860°で最初急激な壓縮を開始し次に960°~980°附近で一旦壓縮を停止し約4mnの後1,030°より再び急激な壓縮を續行する。

即ち直接法では本曲線に於ける如く前述の2段壓迫法で

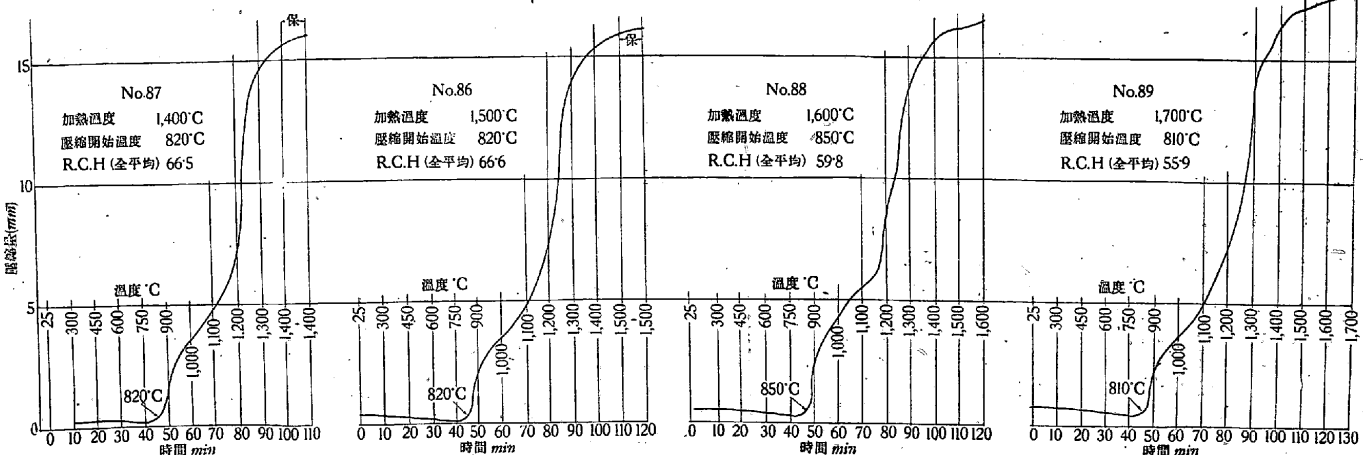
第23圖 タングステンカーバイド系統結晶工具の製造法の影響研究材の考案装置による高温壓縮自記曲線 (2段壓迫法による)
成分(WC94.6% Co5%) 粒子の大き(150mesh) 保熱時間 1,400°C, 1,500°C 各10mn 保熱せず
1,600°C, 1,700°C (保熱せず)



第24圖 (ii) 常溫壓縮力 120 kg/mm² 及び高温壓縮力 0.3 kg/mm² の場合

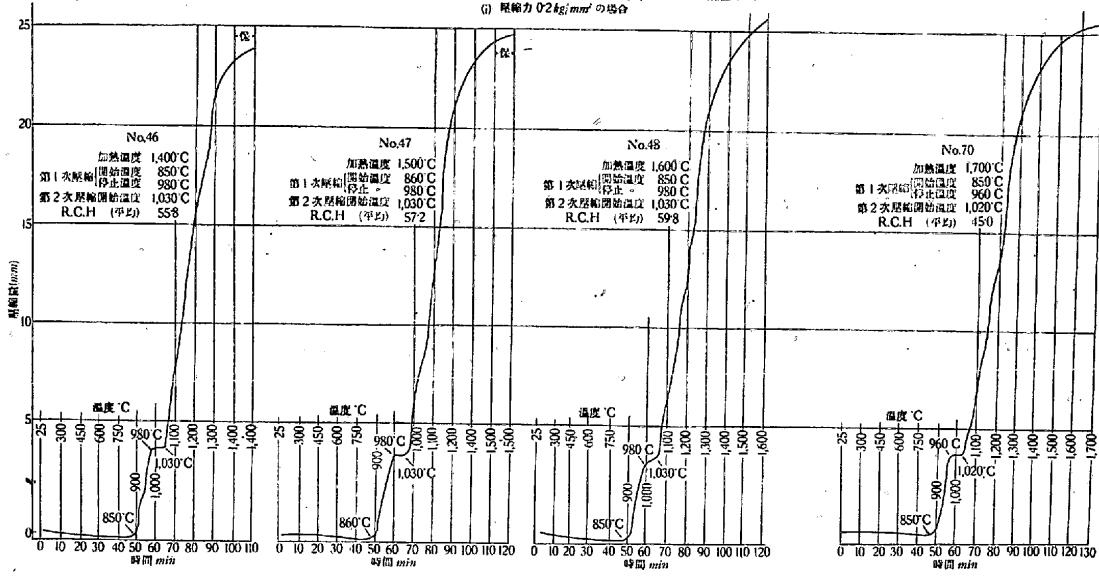


第25圖 (iii) 常溫壓縮力 120 kg/mm² 及び高温壓縮力 0.5 kg/mm² の場合

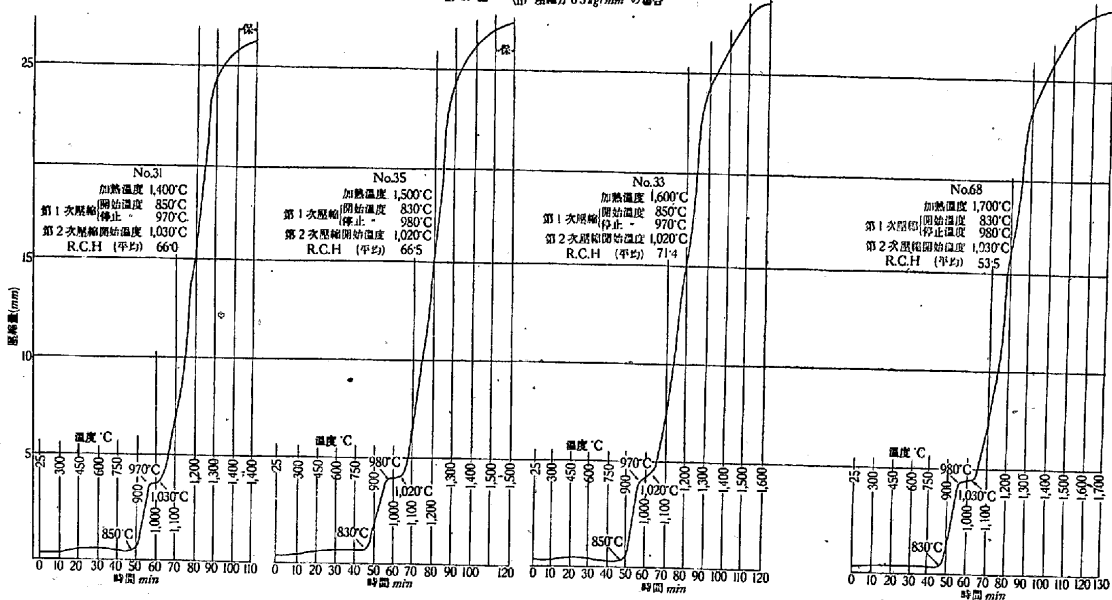


59 x 56 = 3304

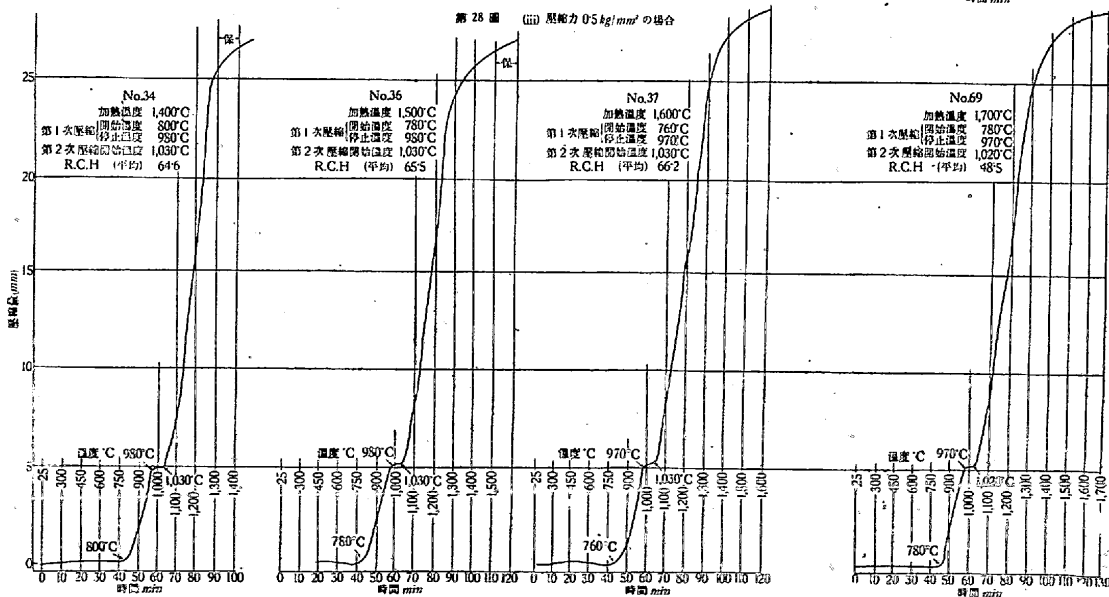
第26圖 タンクステンのローランド系焼結工具の製造法の影響研究の考察結果(1)より高温層相自動曲線 (1は後法に1.5)
成分 (Fe 94.6% Co 5.4%) 粒子の大きさ (150mesh) 保熱時間 1,400°C 1,500°C 各 10 min 保熱す (保熱せず)
(i) 壓縮力 0.2 kg/mm² の場合



第27圖 (ii) 壓縮力 0.3 kg/mm² の場合



第28圖 (iii) 壓縮力 0.5 kg/mm² の場合



は現れなかつた特有の曲線の變化を呈することがある。著者は此の最初に生起する壓縮を**第1次壓縮**と假稱し、2段壓迫法では現れなかつた特有の壓縮を**第2次壓縮**と假稱することとする。次に壓縮力 0.3 kg/mm^2 の場合には所謂第1次壓縮は $830^\circ \sim 850^\circ$ で起り $970^\circ \sim 980^\circ$ で一旦停止し、 $1,020^\circ \sim 1,030^\circ$ で第2次壓縮を續行する。

壓縮力 0.5 kg/mm^2 の場合には第1次壓縮は $780^\circ \sim 800^\circ$ で開始し $970^\circ \sim 980^\circ$ で一旦壓縮を停止し $1,030^\circ$ で第2次壓縮を續行する。

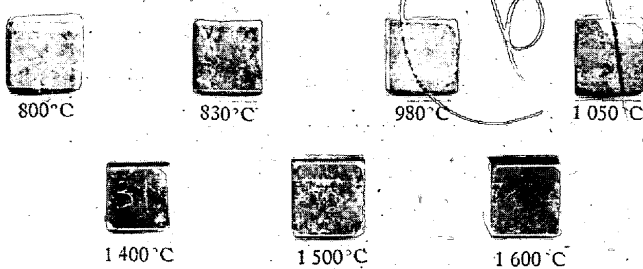
上記の實驗結果より觀るに、壓縮力が大となるに従ひ第1次壓縮溫度は稍降下する傾向がある。次に高溫度中壓縮過程に於ての工具試料の狀況を知る爲荷重 0.3 kg/mm^2 の場合に於ける第1次壓縮開始直後のものゝ狀態に就て觀察すると第7表及び第29圖に示す通りである。

第7表 燒結工具の高溫壓縮燒結過程に於ける狀況
(直接法: 荷重 0.3 kg/mm^2 の場合)

溫度 (°C)	名稱	性状及び硬さ
800	第1次壓縮開始直前	粉末が少しく固まつた程度にしてショアー硬度測定の際ポロポロに粉碎す。
830	第1次壓縮開始直後	成形し得るが硬度測定の際龜裂を生じ割れる。
980	第1次壓縮停止直後	相當堅き成形をなしショアー平均硬度 9.4 を示すも測定の際龜裂を生ずる傾向がある。粉末狀態としての壓縮は之にて終了するものと推定される。
1,050	第2次壓縮開始直後	堅き成形をなしショアー平均硬度 12.1 を示し硬度測定に際し龜裂發生等の異常を認めない。工具として殆ど完全に近き收縮狀態を示すものと考へられる。

本試驗成績より判明する通り第1次壓縮開始直前のものは粉末狀の域を殆ど脱し得ず、 830° 附近の第1次壓縮直後のものは成形され得るが、相當の壓縮力に依り崩壊され易い。 980° の第1次壓縮停止直後のものは、充分成形せられ粉末狀態の壓縮の域を脱し燒結し始めたものと考へられ $1,050^\circ$ の第2次壓縮開始溫度に於ては、燒結工具としての眞の壓縮を開始したものと考へられる。而して前記2

第29圖 燒結工具の高溫加壓過程に於ける變化狀態圖 (×0.8倍)
(直接法による荷重 0.3 kg/mm^2 の場合)



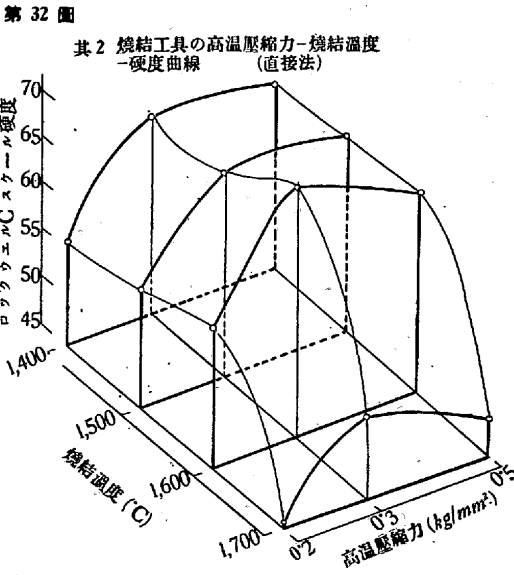
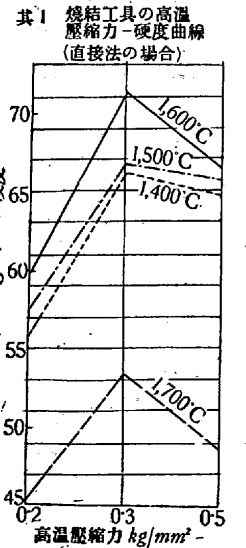
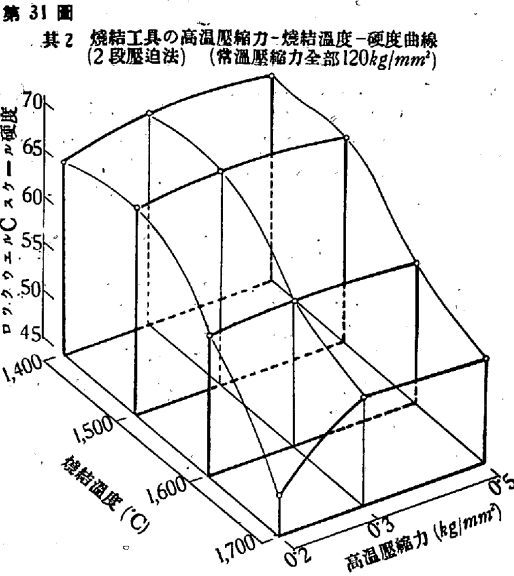
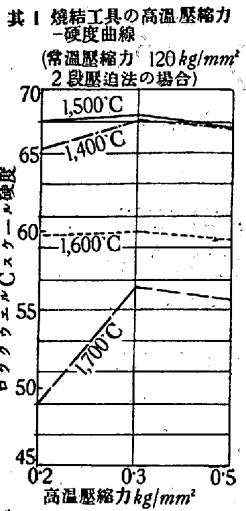
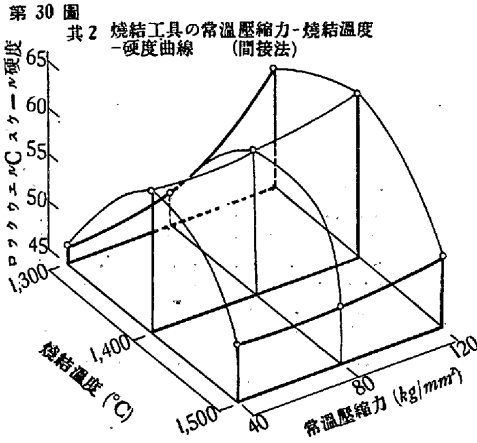
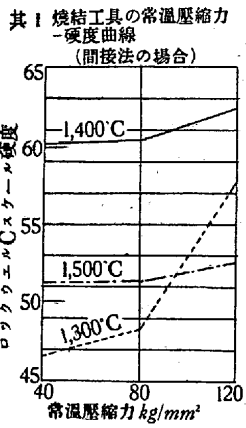
段壓迫法では直接法に於ける如く壓縮停止の起らない理由は恐らく2段壓迫法では、常溫に於て粉末としての壓縮を充分完了し居る爲此の試料を、高溫度で再び壓迫するも壓縮停止を起さない事に因るものと考へられる。又直接法は2段壓迫法に比較し全體を通じて全壓縮量の異なるは前記と略同様の理由に因るものと思惟される。

4. 硬度試験

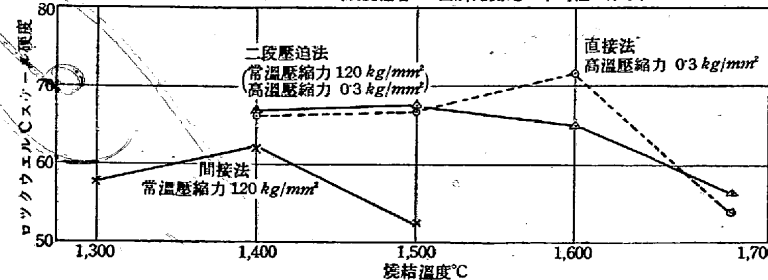
a. 間接法 第30圖(其1, 2)は常溫壓縮力と燒結溫度及び硬度との關係を示した曲線であつて燒結溫度 $1,400^\circ$ のものが硬度最も高く $1,500^\circ$ 之に次ぎ $1,300^\circ$ は之よりも劣り燒結溫度が低い結果、燒結不充分となる爲か硬度測定の際試料がポロポロに缺ける傾向がある。又壓縮力の異なる 120 kg/mm^2 のものは硬度最大で 80 kg/mm^2 及び 40 kg/mm^2 の順序に硬度を低下する。

b. 2段壓迫法 第31圖(其1, 2)は高溫壓縮力と燒結溫度及び硬度との關係を示した曲線であつて、之に就て觀るに燒結溫度 $1,500^\circ$ のものが硬度最も高く $1,400^\circ$ 之に次ぎ $1,600^\circ$ となれば却て硬度を稍減少し $1,700^\circ$ の場合は硬度著しく低下するのが見られる。又荷重は 0.3 kg/mm^2 の場合硬度最高にして $0.5 \sim 0.2 \text{ kg/mm}^2$ の順に之に次ぐ。即ち本2段壓迫法に於て硬度の最高を示したものは高溫度に於ける荷重は 0.3 kg/mm^2 燒結溫度は $1,500^\circ$ の場合に相當する。

c. 直接法 所謂直接法に於て高溫壓縮力及び燒結溫度が硬度に及ぼす影響を検する爲壓縮力 $0.2, 0.3$ 及び 0.5 kg/mm^2 を以て $1,400^\circ, 1,500^\circ, 1,600^\circ$ 及び $1,700^\circ$ 迄夫々溫度を上昇せしめて燒結した各工具の硬度を測定した成績は第32圖(其1, 2)に示す通りである。本圖より明かな如く高溫度壓縮力 0.3 kg/mm^2 のものが硬度最も高く 0.5 kg/mm^2 のもの之より稍下り、 0.2 kg/mm^2 の場合の硬度は一般に最低である。壓縮力と壓縮量との關係を例へば燒結加熱溫度 $1,400^\circ$ の場合に就て考察するに、壓縮力大なるもの程第1次壓縮開始溫度低く、同一溫度に於ける壓縮量大なる成績を示せるは荷重大なるもの程壓迫力充分となり緻密となるものと考へられる。各荷重共、燒結溫度 $1,600^\circ$ の方が $1,500^\circ$ 及び $1,400^\circ$ の場合よりも硬度が高い。之を第26~28圖に示す高溫壓縮自記曲線に就て考案するに、最高燒結溫度高き程全壓縮量大にして之が爲壓迫充分となり、質緻密となるものと考へられる。



第33圖 タングステン・カーバイド系焼結工具製造法影響研究材の硬度-焼結溫度曲線 (硬度値各16箇所宛測定の平均値を示す)



上記の間接法、2段壓迫法及び直接法に於て最も良好なる硬度を示す壓縮力に於ける焼結溫度-硬度曲線は第33圖に示す通りで、一般に2段壓迫法によるもの最も硬度高く直接法之に次ぎ間接法は之等より劣る。

5. 顯微鏡試験

間接法、2段壓迫法及び直接法に依る各試料を總て王水で腐蝕し、顯微鏡試験を施行した結果は夫々第34、35及び36圖に示す通りで何れも、タングステン・カーバイドの析出し居るのを示す。

6. 切削實用試験

切削實用試験用焼結工具として第37圖に示す如くチップ(寸法 12×12×25mm)を0.6%炭素鋼製シャンク(寸法 25×37×300mm)の一端に附設したものを作り次の切削條件で實用試験を施行した。

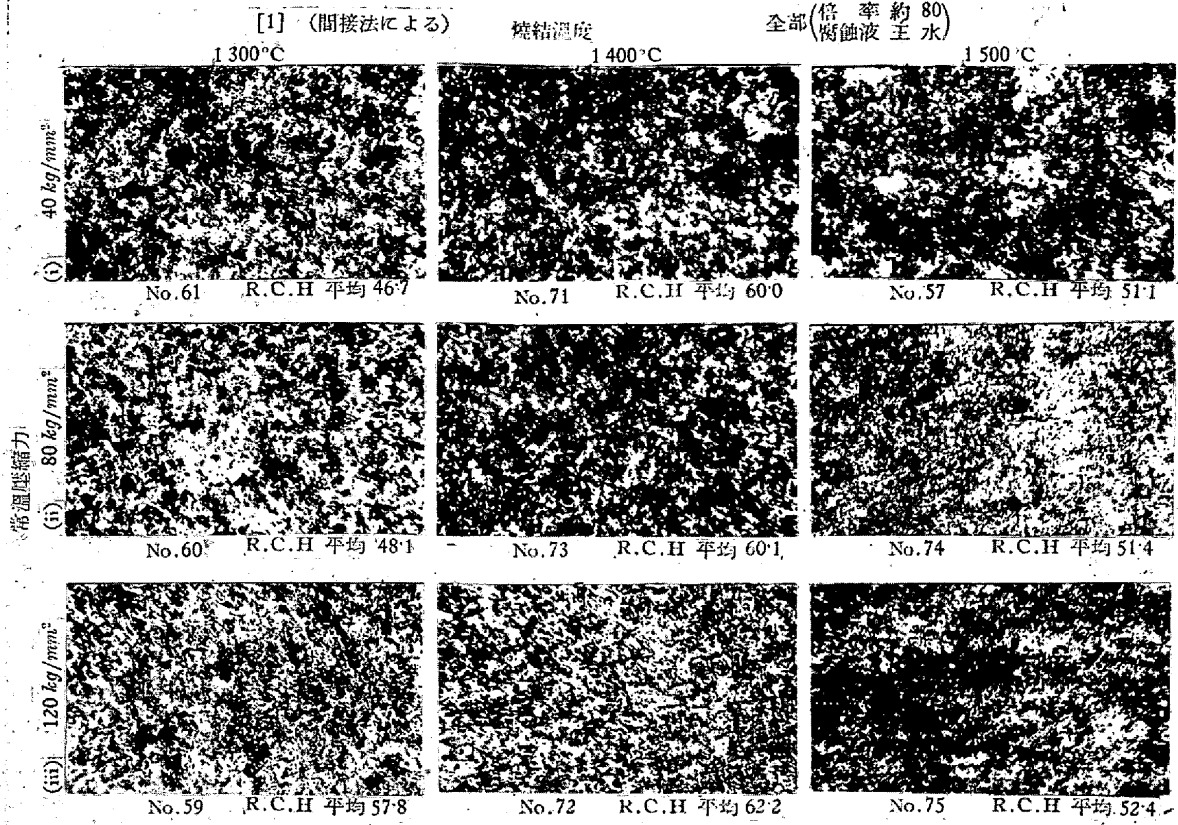
切削條件： 切削速度—20m/min
切 込—3mm
送 り—1mm

被 削 材：—高抗張力 Ni·Cr·Mo 鋼管の中削したもの

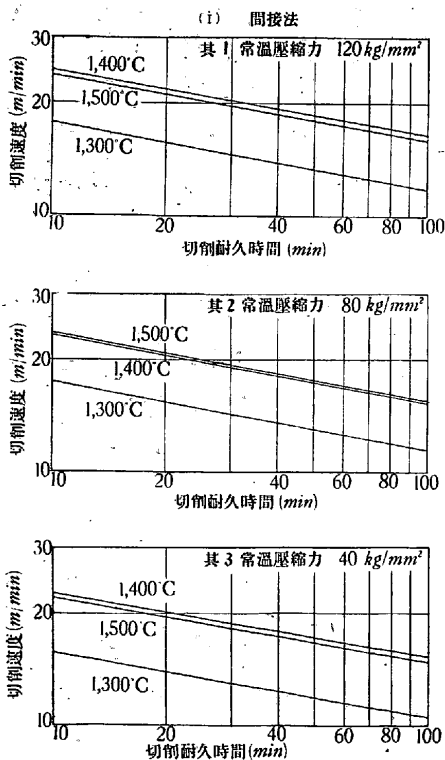
本研究に於ける切削試験要領は前述した高速度鋼の鍛造比の影響を研究した際と同様に之を施行した。但焼結工具に関する著者の従來の試験結果に徴し $VT^n=C$ なる一般式の $n=1/5.8$ とし之より V-T 曲線を作製した。第38~40圖は此の V-T 曲線を表したものであつて第8表は之より V_{60} の値を求めた切削能率の比較表である。

之等の圖表より判明する通り間接法に於ては、荷重 120, 80 及び 40 kg/mm² の場合荷重大なるもの程切削耐久力及び切削能率は最大である。焼結溫度は 1,400°~1,500° の場合は概ね良成績を示し、1,300° は之より劣る。2段壓迫法に於ては何れも常溫壓縮力を 120 kg/mm² とし、高溫壓縮力を 0.5, 0.3 及び 0.2 kg/mm² としたるに 0.3 kg/mm² のもの切削耐久力及び切削能率概して最大である。焼結溫度は 1,500°~1,600° のもの良好にして、1,400° 及び 1,700° の順に劣る。次に直接法に於ても高溫壓縮力 0.3 kg/mm² のもの良好にして、焼結溫度は 1,500°~1,600° のもの

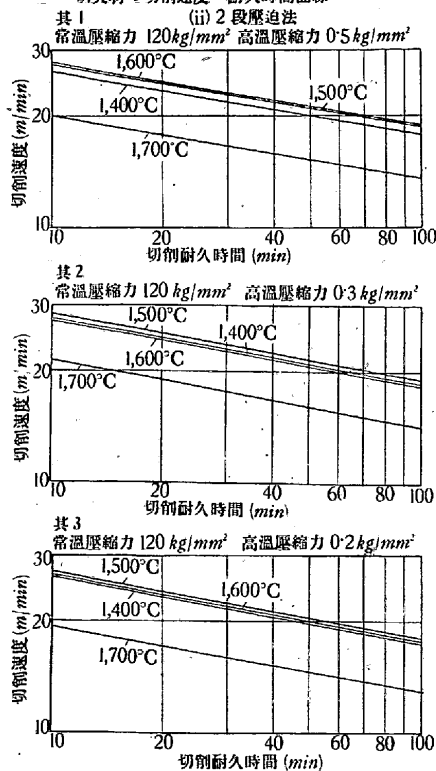
第34圖 タングステンカーバイド系焼結工具の製造法研究材の顕微鏡写真 (其1)



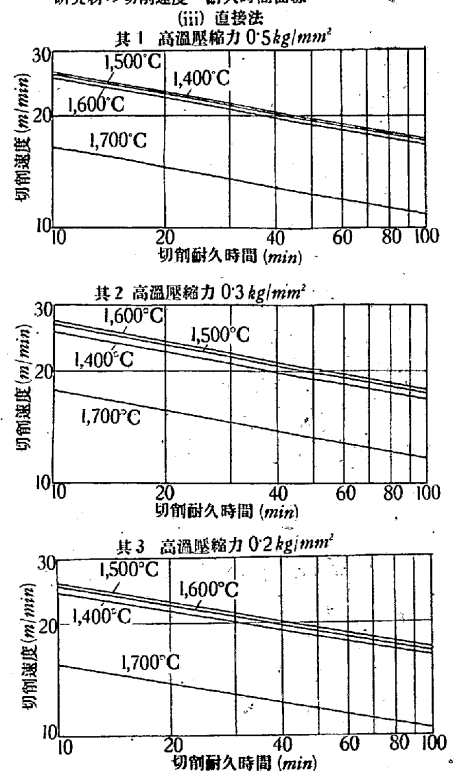
第38圖 タングステンカーバイド系焼結工具の製造法研究材の切削速度-耐久時間曲線



第39圖 タングステンカーバイド系焼結工具の製造法研究材の切削速度-耐久時間曲線



第40圖 タングステンカーバイド系焼結工具の製造法研究材の切削速度-耐久時間曲線

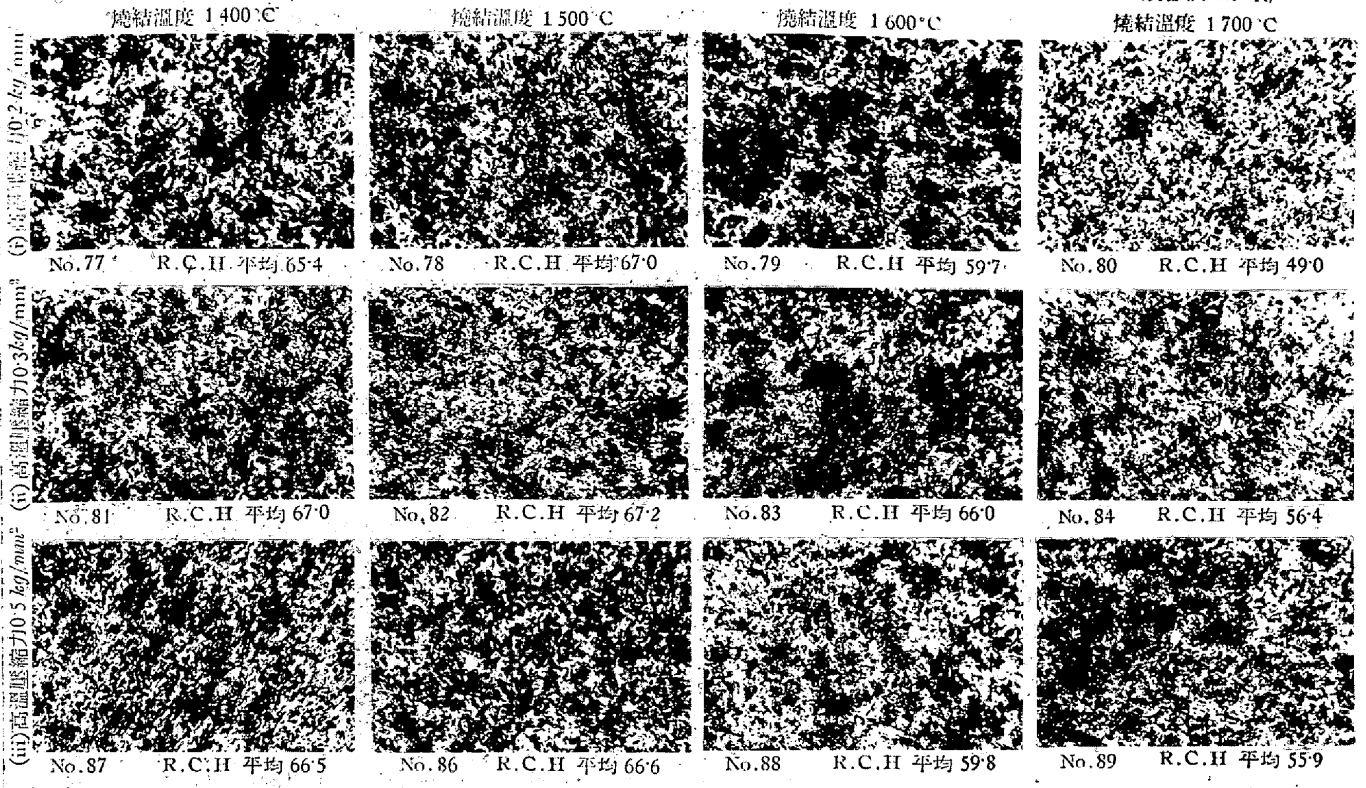


38x55=187

第 35 圖 タングステンカーバイド系焼結工具の製造法研究材の顯微鏡寫眞 (其 2)

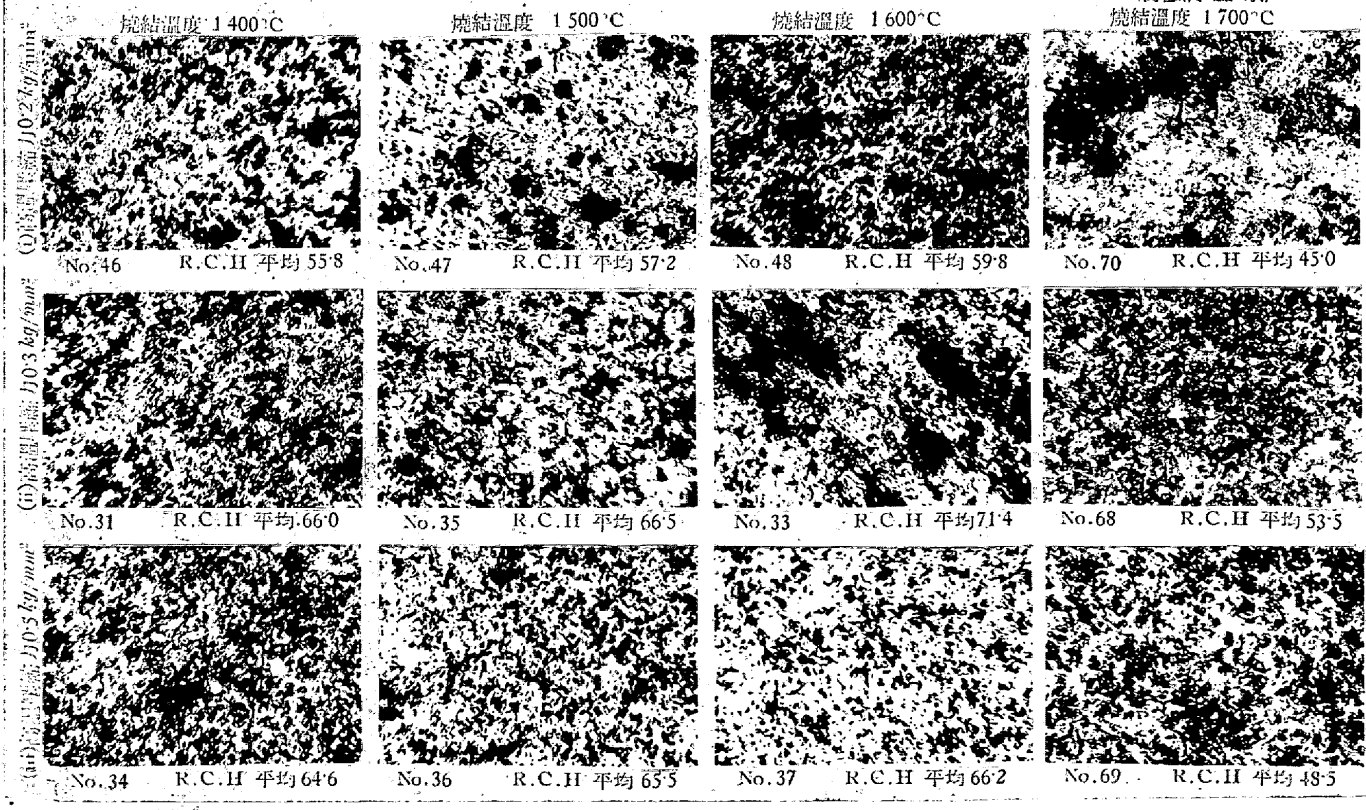
(2 段壓迫法による) 常溫壓縮力 120 kg/mm²

全部 (倍率約 80)
腐蝕液 王水
燒結溫度 1700°C



第 36 圖 タングステンカーバイド系焼結工具の製造法研究材の顯微鏡寫眞 (其 3)

全部 (倍率約 80)
腐蝕液 王水
燒結溫度 1700°C

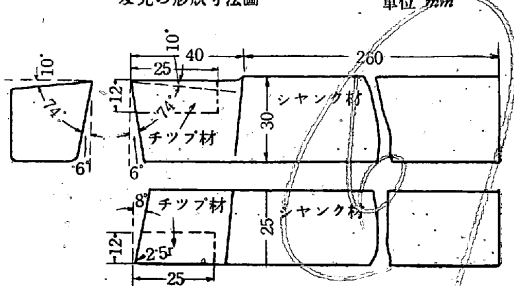


第8表 タングステン・カーバイド系焼結工具の製造法の影響研究材の切削實用試験及び硬度比較成績表

(全部) 切削速度 20m/min. 送り 1mm. 切込 3mm.

名稱	製造方法					ロックウェルC スケール 硬 度	切削耐久時間 平均値 (6回の 平均) (分~秒)	V ₆₀ m/min	各製法別に最良のものを100とし之に對する各製法別の比率		間接法の最良のものを100とし之に對し直接法及び2段壓迫法の最良のものゝ比率	
	工具番 號	常 溫 壓縮力 (kg/mm ²)	高 溫 壓縮力 (kg/mm ²)	燒 結 溫 度 (°C)	保 熱 時 間 (分)				切削耐久 時間比率 (%)	切削能率 V ₆₀ の比 率(%)	切削耐久 時間比率 (%)	切削能率 V ₆₀ の比 率(%)
間 接 法	59	120		1,300	60	57.8	4~41	12.9	14.5	71.6		
	72	"		1,400	"	62.2	32~10	18.0	100.0	100.0		
	75	"		1,500	"	52.4	27~04	17.5	84.1	97.2		
	60	80		1,300	"	48.1	4~44	13.7	14.9	76.1		
	73	"		1,400	"	60.1	23~54	17.0	74.3	94.4	100	100
	74	"		1,500	"	51.4	24~21	17.1	75.6	95.0		
直 接 法	61	40		1,300	"	46.7	2~30	11.5	7.7	64.4		
	71	"		1,400	"	60.0	21~18	16.8	66.2	93.3		
	57	"		1,500	"	51.1	18~05	16.2	56.2	90.0		
	34		0.5	1,400	10	64.6	43~41	18.9	85.2	96.9		
	36		"	1,500	"	65.5	45~15	19.1	88.3	97.9		
	37		"	1,600	"	66.2	38~19	18.5	61.7	94.8		
2 段 壓 迫 法	63		"	1,700	"	48.5	3~33	12.0	6.9	61.5		
	31		0.3	1,400	10	66.0	38~25	18.4	75.0	94.3		
	35		"	1,500	"	66.5	48~38	19.2	94.9	98.4		
	33		"	1,600	"	71.4	51~13	19.5	100.0	100.0	159.3	108.3
	68		"	1,700	"	53.5	5~05	12.9	9.8	66.1		
	46		0.2	1,400	10	55.8	32~39	18.0	63.7	92.3		
間 接 法	47		"	1,500	"	57.2	42~49	18.9	83.5	96.9		
	48		"	1,600	"	59.8	38~18	18.5	74.7	94.8		
	70		"	1,700	"	45.0	2~30	11.5	4.8	58.9		
	87	120	0.5	1,400	10	66.5	50~48	19.4	67.5	92.8		
	86	"	"	1,500	"	66.6	65~14	20.3	86.7	97.1		
	88	"	"	1,600	"	59.8	68~03	20.5	90.4	98.0		
	89	"	"	1,700	"	55.9	10~27	14.8	18.8	70.8		
	81	"	0.3	1,400	10	67.0	66~22	20.4	88.2	97.6		
	82	"	"	1,500	"	67.2	75~13	20.9	100.0	100.0	233.8	116.1
	83	"	"	1,600	"	60.0	61~14	20.0	81.4	95.6		
	84	"	"	1,700	"	56.4	14~40	15.6	19.4	74.6		
	77		0.2	1,400	10	65.4	47~24	19.2	63.0	91.9		
	78		"	1,500	"	67.0	57~27	19.9	76.3	95.2		
	79		"	1,600	"	59.7	50~23	19.4	66.9	92.8		
80		"	1,700	"	49.0	8~07	14.2	10.7	67.9			

第37圖 燒結工具に及ぼす製造方法の影響研究用
及先の形状寸法圖 單位 mm

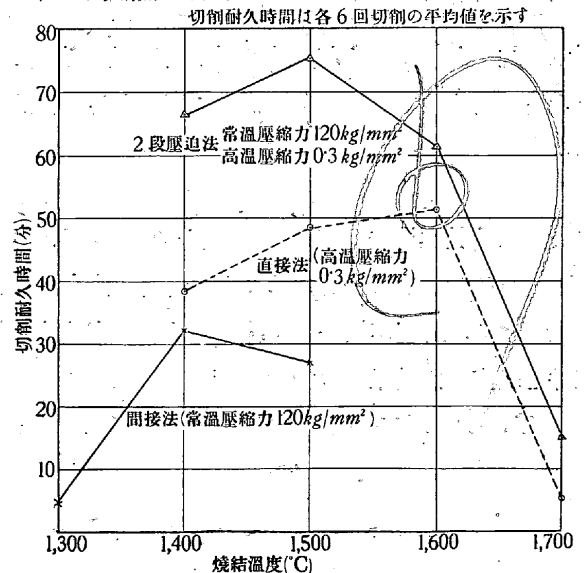


概して最良の成績を示し 1,400° 之より劣り、1,700° は極めて不良である。

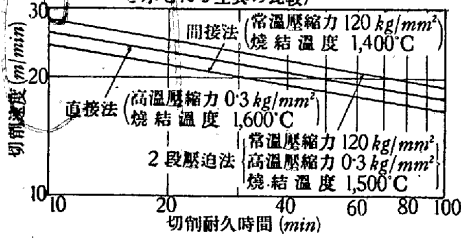
上記間接法、2段壓迫法及び直接法に於て最も良好な切削耐久時間を示す壓縮力に於ける燒結溫度一切削耐久時間曲線は第41圖の通りで之等各製造法に於て最大切削耐久時間を示した壓縮力と燒結溫度とに於ける切削速度一切削耐久時間曲線は第42圖に示す通りである。之等の試験結果に就て觀るに著者の考案に係る2段壓迫法のものゝ最良

の切削耐久力並に切削能率を示して直接法之に次ぎ従来一般に行れてゐる間接法は之より劣て居る。

第41圖 タングステンカーバイド系燒結工具製造法影響研究材の
切削耐久時間-燒結溫度曲線



第42圖 タングステン・カーバイド系焼結工具の製造法
影響研究材の切削速度-切削耐久時間曲線
(各製造法に於ける最大切削耐久時間を
示したる工具の比較)



響の概要を述べれば次の通りである。

従来タングステン・カーバイド系焼結附双工具の製法として一般に行はれ居る方法は、炭化タングステンと金属コバルト其の他の粉末を混合し之を常温で壓迫成形後高温にて焼結する方法(間接法と假稱する)が主であるが本法は常温壓迫なる故に壓迫力不充分となり工具中心部が外表面性質が緻密となり難い事が屢あるので、之が改良の爲、著者は高温にて壓縮量の自記々録装置を附屬せる獨特の試験装置を考案し之により、工具原料を常温にて壓縮成形後之を更に高温にて壓縮と焼結とを同時に行ふ法(2段壓迫法と假稱す)並に工具原料を直に高温にて壓縮と焼結と同時に行ふ方法(直接法と假稱す)を案出し硬度、顯微鏡及び切削實用試験の結果は、所謂2段壓迫法は最良の成績を示し直接法之に次ぎ成績良好で間接法は之より劣ることを確め焼結工具製法の改良に成功した。

常温壓迫後焼結によりて製する従来の間接法による工具は焼結の際の焼過其の他により往々にして龜裂を發生し廢品とする場合があるが、2段壓迫法及び直接法は高温で壓迫する爲焼過割等による廢品防止を行ひ得る利點がある。

又タングステン・カーバイド系工具を使用の際の折損破片及び使用後の屑材は之を蒐集粉末となし高温壓迫によつて再生を試みたのであるが、此の再生品は原質を變ぜず實用上新品と遜色のないことを知り得て廢品利用の目的を達した。

又温度對高温壓縮曲線を自動的に記録せしめた結果直接法に於ては2段壓迫法で現れない特有の變化が1,030°附近で現れることのあるのを認め得た。著者は之を第2次壓縮と假稱する。所謂間接法、2段壓迫法及び直接法の最適の條件を調査した結果第9表の成績を得た。

第9表 焼結工具の各種製法別による最適の條件

製造類別	荷重 (kg/mm ²)	焼結温度 (°C)
間接法	120 (常温)	1,400
2段壓迫法	120 (常温) 0.3 (高温)	1,500
直接法	0.3 (高温)	1,600

7. 實驗結果の綜合

本試驗結果を綜合シタングステン・カーバイド系焼結附双工具の諸性質に及ぼす製造法の影

第2實驗 タングステン・カーバイド系焼結附双工具に及ぼす原料粒子の大きさの影響

1. 試驗要領

上述の實驗は總て工具粉末試料の粒子の大きさを微碎機で粉碎し 150 mesh の一定とせるものにして試験したものであるが、粉末粒子の大小が硬度及び切味其の他に相當影響するものと考へられるに付き、之が影響を試験する目的を以て高温壓縮力を 0.3 kg/mm² とし焼結温度を 1,600° と一定せしめた直接法で數種の粒子の大きさのものに就き試験を施行した。

金屬粉末の大きさの試験法としては Skaupy⁹⁶⁾, Roller⁹⁷⁾ Work⁹⁸⁾, Stadler⁹⁹⁾, Perrott 及び Kinney¹⁰⁰⁾, Jackson 及び Saeger¹⁰¹⁾, Smithells⁹²⁾, 及び Heywood¹⁰²⁾ 等の諸氏の研究があるも實際使用上必要なタングステン・カーバイド系工具の粒子の大きさに就て試験を施行したものは従来稀であるので茲に本試験を施行した。

2. 温度對高温壓縮曲線

直接法による温度對高温壓縮曲線圖は第43圖に示す通り一般に mesh の大なるもの程壓縮量も大である。即ち 250 mesh のものは可成り大なる壓縮量を示し且曲線の形狀は他のものに比較し著しく異なるを見る。

3. 硬度及び比重測定

上述の各試料に就きロツクウェル C スケール 硬度並に比重を測定した結果は第10表に示し、粒子の大きさ-硬度曲線は第44圖に示す通りである。

第10表 焼結工具に及ぼす原料粒子の大きさ研究材の硬度及び比重

試料 No.	110	109	97	111	112
試料の大きさ(mesh)	70	100	150	200	250
R. C. H. (平均)	60.2	62.6	63.6	66.8	66.9
比重	13.5137	13.5435	13.7484	13.6521	14.0221

本成績より判明する通り試料微粒のもの程硬度及び比重高く就中 200 mesh 及び 250 mesh のものは硬度大で殊に 250 mesh のものゝ比重は 14 以上の最高を示し 70 mesh のものに比較して著しく大である。

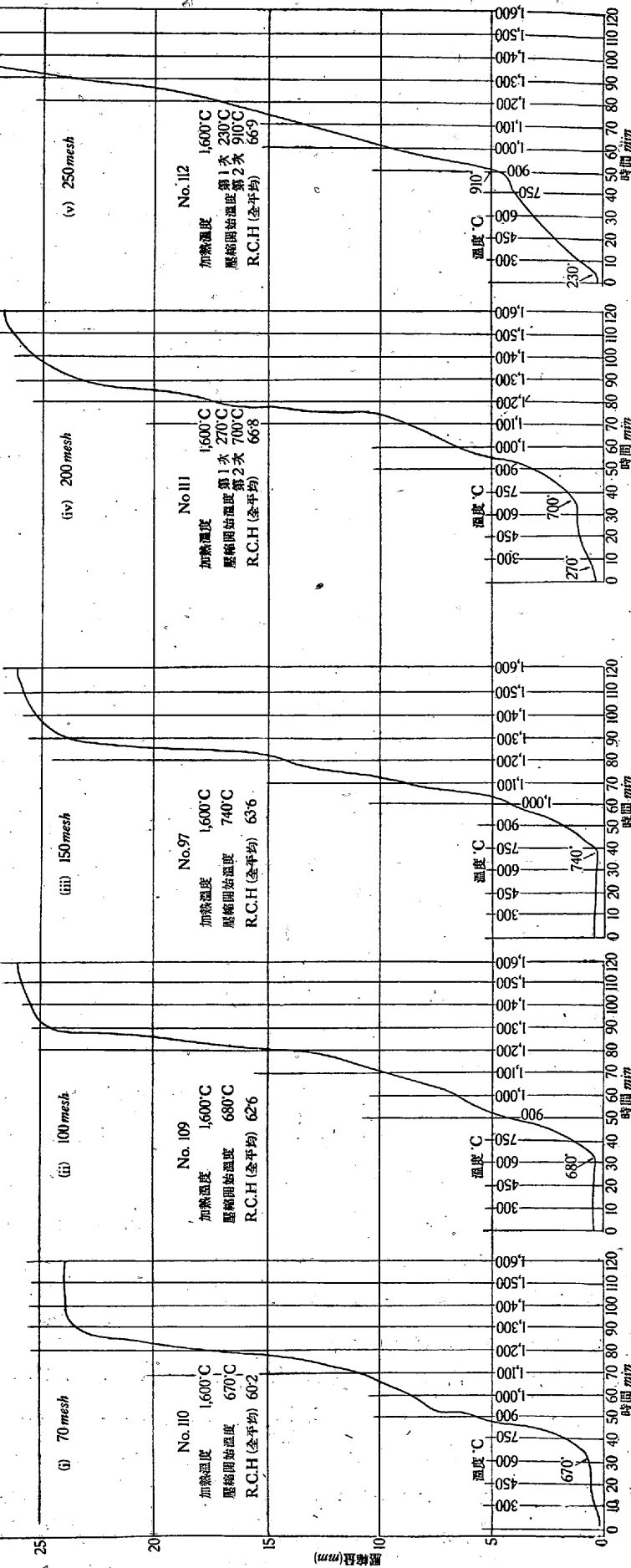
4. 顯微鏡試験

本焼結附双工具チップの顯微鏡寫眞は第45圖に示す通りでタングステン・カーバイドの粒子が可成り微細となつてゐる。

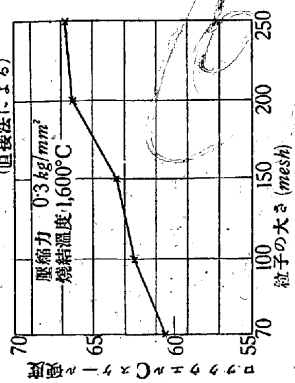
5. 切削實用試験

切削實用試験としてチップは第37圖と同様の形狀寸法を有するもの即ち(寸法 12×12×25 mm)を 0.6% 炭素鋼

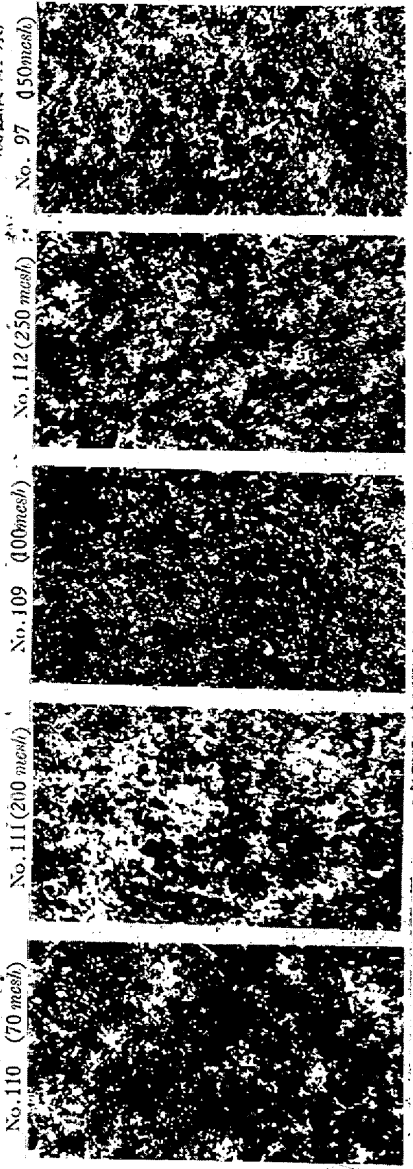
第43圖 タングステンカーバイド系焼結工具の粒子の大きさの研究の考察装置による高温壓縮自面曲線
 (直接法による)
 成分(WC94.6% Co5%)
 壓縮力 0.3 kg/mm²
 燒結温度 1,600°C 保熱せず



第44圖 燒結工具の粒子の大きさ-硬度曲線
 (直接法による)



第45圖 タングステンカーバイド系燒結工具に及ぼす粒子の大きさの影響の研究の顕微鏡寫眞 全部(燒結液主水)

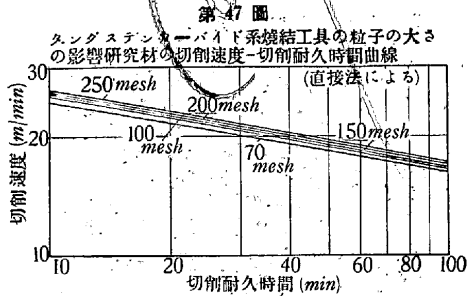
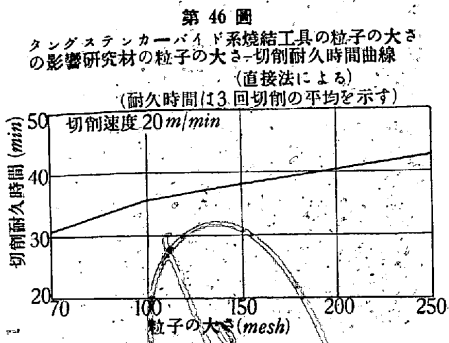


製シャンク (寸法 25×30×300mm) の一端に附双したものに就き次の條件で切削實用試験を施行した。

被 削 材: 高抗張力 $Ni \cdot Cr \cdot Mo$ 鋼管(外徑50mm)

切削條件: 切削速度 20 m/min
切 込 3mm
送 り 1mm

本研究に於ける切削試験要領は前述した通りであつて之が粒子の大きさ一切削耐久時間關係曲線は第46圖に示す。



第11表 燒結工具に及ぼす粒子の大きさ研究材の V_{60} の値

試料粒子の大きさ (mesh)	70	100	150	200	250
V_{60} (m/min)	17.8	18.2	18.4	18.6	18.8

至250 mesh の範圍のものにありては粒子が微細となる程切削耐久力及び能率概して良好である。即ち粒子の大きさ70 mesh のものにあつては之より微粒のものに比較して可成り切削耐久力及び能率劣るが200乃至250 mesh 程度の微粒となると良成績となり、硬度試験成績と略同様の傾向を示して居る。

6. 實驗結果の綜合

本成績を綜合するに、タングステン・カーバイド系燒結附双工具の原料粒子の大きさを夫々70, 100, 150, 200及び250 mesh の5種類に變化したものに付き硬度、比重及び切削實用試験の結果は一般に微粒のもの程良成績を示し殊に200乃至250 mesh 程度の微細のものは成績最良である。従て此の程度の微粒の工具原料が實用上有利であると考へられる。

V. 總 括

上記の諸試験の結果を總括すれば次の通りである。

1. 高速度鋼に及ぼす鍛造比、鍛鍊温度の影響を調査し次で高速度鋼を 1,300° 又は 1,330° に焼入した後 500°~600° に焼戻を施行するときは、焼入の儘の状態又は他の焼戻温度のときよりも一般に切削力を増し、硬度の増加を來す所謂焼戻硬化現象の理論を明かならしめた。又タングステン・カーバイド系超高速度燒結附双工具の研究として、從來の製造法に依るものと、著者の考案による高温壓縮量自記々録装置附の特殊装置による改良法を研究し、試料粒子の大きさの影響等を明かならしめた。

2. 18-4-1 標準型高速度鋼に及ぼす鍛造比を 1, 4, 10, 20, 40, 80, 及び 160 に變化せしめ、鍛鍊温度を夫々 1,050°, 1,200° 及び 1,300° の3種に變化せしめたものに就て、硫黄印畫、マクロ腐蝕、常温硬度、高温硬度、顯微鏡及び切削實用試験の結果最大切削耐久力及び切削能率を得るには、鍛造比に制限が有り、鍛造比は 10 のもの最良の成績を示し、鍛造比 20 及び 4 は概ね之に次ぎ良成績にして鍛鍊温度は 1,200° が最良なることを明かにした。

3. 高速度鋼を 1,300° 乃至 1,330° より焼入した後 300°, 400°, 500° 及び 600° に夫々焼戻し 500°~600° に於ける焼戻硬化現象の理論を研究し、其の硬化機構を明瞭ならしめた。

即ち 600° 焼戻硬化の機構としては單なる殘留オーステナイトよりマルテンサイト化ではなく、殘留オーステナイトは炭化物を或程度析出し、之が爲オーステナイトは次第に不安定となり、 γ - α 變態を來すのであるが、500° 焼戻のときは殘留オーステナイトは炭化物を析出するも、温度低き爲 γ - α 變態は殆ど現はれない。又 Co 5~15% の含 Co 高速度鋼は Mo 0.5~1.5% の含 Mo 高速度鋼よりも 600° 焼戻の冷却時に於ける γ - α 變態の開始温度は上昇し居ることを知り得た。

4. タングステン・カーバイド系燒結附双工具の製造法の研究として、從來一般に行はれる方法(間接法と假稱す)の改良法として著者は、壓縮量の自記々録装置附の高温壓縮燒結の特殊装置を新たに考案し、之により、工具原料粉末を一旦常温で壓縮成形後、之を本装置により高温で壓縮と燒結とを同時に行ふ法(2段壓迫法と假稱す)と、原料粉末を直に本装置に依り、高温で壓縮と燒結とを同時に行

ふ法(直接法と假稱す)により各種の試験を施行した結果、2段壓迫法最良にして、直接法之に次ぎ、間接法は之より劣ることを明かならしめた。

5. 2段壓迫法と直接法に於て、溫度對高溫壓縮量の關係を觀るに、直接法では間接法に現れない特有の曲線の變化を1,030°附近で呈することがある。(第2次壓縮と假稱す)。

6. 硬度、顯微鏡及び切削實用試験の結果、間接法では壓縮力40, 80, 及び120 kg/mm², 燒結溫度1,300°, 1,400° 及び1,500° 中120 kg/mm², 1,400° 最良にして、2段壓迫法にては燒結溫度1,400°, 1,500°, 1,600° 及び1,700° 高溫荷重0.2, 0.3 及び0.5 kg/mm² 中1,500° 0.3 kg/mm² が最良にして、直接法では燒結溫度1,400°, 1,500°, 1,600° 及び1,700° 荷重0.2, 0.3 及び0.5 kg/mm² 中、1,600° 0.3 kg/mm² が最良の成績を示した。

7. 燒結附刃工具に及ぼす原料粒子の大きさの影響を試験した結果、試料粉碎時間の長い微粒のもの程、硬度、比重及び切削耐久力及び切削能率高く、就中200 及び250 mesh のものは最高値を示し、之により粒子の大きさの影響を明かにし得た。

終に臨み、本研究は理博五百旗頭製鋼實驗部長殿の御懇篤なる御指導の下に行はれたものであって、終始多大の御便宜を與へられ且御鞭撻を賜つた御厚志に對し、深甚の謝意を表す。又有益なる御助言を與へられた工博佐々川造兵大佐殿、横田技師殿始め關係各位に對し、厚く御禮を申述べる次第である。

參 考 文 獻

- 1) 堀田秀次; 鐵と鋼 23 (昭. 12) 787~798.
- 2) Oertel & Pakulla; Stahl u. Ei. 44 (1924) 1717~1720.
- 3) Schulz; Z. Metallkunde (1924) 337.
- 4) Löbbeke; Mitt. Forsch.-Inst. Verein, Stahlwerke Dortmund 3.
- 5) 菊田, 森; 鐵と鋼 24 (昭. 13) No. 10.
- 6) 伊丹; 鐵と鋼 21 (昭. 10) 鐵鋼協會第11回研究部會
- 7) G. V. Luerssen u. C. V. Greene; Proc. A. S. T. M. 33 (1933) 315~323.
- 8) 市原; 機械學會論文集 (昭. 10. 2) 20~31.
- 9) d'Arcambal; Trans. A. S. S. T. 2 (1922) 586.
- 10) Hatfield; J. Iron, Steel Inst. 72 (1930) 215.
- 11) Page; Metallurgie 1 (1930) 231.
- 12) Barry; Trans. A. S. S. T. 10 (1926) 257.
- 13) J. V. Emmons; Trans. A. S. S. T. 19 (1932) 289.
- 14) Oscar E. Harder & H. A. Grove; A. I. M. E. Technical Pub. No. 497, (1933).
- 15) F. Rapatz & H. Kallen; Stahl u. Ei. 51 (1931) 1339/40.
- 16) Page; Metallurgie 3 (1931) 85.
- 17) Herbert; Proc. Inst. Mech. Engrs. (1930) 681.
- 18) Hohage & Rollet; Stahl u. Ei. 48 (1928) 1243.
- 19) 杉本, 福田; 鐵と鋼 20 (昭. 9) No. 3.
- 20) Lapatz; Stahl u. Ei. 58 (1938) 265.
- 21) Wallich & Dabringhaus; Stahl u. Ei. 51 (1931) 1375.
- 22) D. Leew; Trans. A. S. M. E. 39 (1917) 194.
- 23) E. Houdremont; Stahl u. Ei. 57 (1937) 1317.
- 24) J. T. Nicolson; Trans. A. S. M. E. 25 (1904) 637.
- 25) 石田, 吉田; 機械學會誌 38 (昭. 10) 797.
- 26) 土井; 機械學會誌 35 (昭. 7) 1026.
- 27) J. Paasche; Maschinenbau der Betrieb 13 (1934) 149.
- 28) G. Schlesinger; Stahl u. Ei. 48 (1928) 307 48.
- 29) C. Agte; Werkst. Tech. 15 (1931) 373.
- 30) H. J. French & T. J. Digges; American Machinist 71 (1929) 935.
- 31) W. Ripper; Engineering, 36 (1913) 737.
- 32) Digges; Bur. Stds. Reserch Paper, 319 (1931).
- 33) 山本; 金研. 11 (昭. 9) No. 9.
- 34) F. W. Taylor; On the Art of Cutting Metals.
- 35) T. E. Stanton; Eng. 119 (1925) 148.
- 36) W. Leyenselter; Maschb. 11 (1932) 503.
- 37) O. W. Boston; Mech. Eng. 49 (1927) 139.
- 38) E. G. Herbert; Eng. 121 (1926) 270.
- 39) 關口; 工作機械
- 40) F. Schwerd; Stahl u. Ei. 51 (1931) 481~490.
- 41) 大和久; 工作機械 (昭. 15. 8)
- 42) T. G. Digges; Bur. Stand. J. Res. 6 (1931) 979~992.
- 43) F. Rapatz; Stahl u. Ei. 47 (1927) 60~69.
- 44) Wallich & Optitz; Masch.-Bau. (1933) 303~306.
- 45) Langenbach; Dr. Ing. Dissertation Aachen, (1932).
- 46) Kruppsche Monatshefte, Jan./Feb. (1932).
- 47) 石原; 金屬學會 4 (昭. 15) 80.
- 48) 八田; 金屬學會 1 (昭. 12) 168.
- 49) Gill & Bowman; Trans. A. S. S. T. 2 (1921) 184.
- 50) Bain & Jeffries; Iron Age, Sept. (1923) 805.
- 51) Maurer & Schilling; Stahl u. Ei. 45 (1925) 1152~1169.
- 52) Eilender; Arch. Eisenhüttenwes. (1932~1933) 563~566.
- 53) Carpenter; J. Iron, Steel Inst. p. 1 (1905) 433.
- 54) Scott; Trans. A. S. S. T. 1 (1921) 511.
- 55) Yatsevich; Rev. d. Met. 15 (1918) 65.
- 56) Andrew & Green; J. Iron, Steel Inst., 99 (1919) 305.
- 57) Grossmann; Trans. A. S. S. T. (1922) 691~695.
- 58) Edwards & Kikkawa; Jour. Iron, Steel Inst. (1915) 6~46.
- 59) Scott; Bur. of Stand. Sci. Paper, (1920).
- 60) S. Steinberg u. V. Süsin; Arch. Eisenhütt. März (1934) 537~538.
- 61) Michel & Bénzet; Rev. d. Mét. (1932) 259~275.
- 62) 林, 木名瀬; 電氣製鋼 第12卷 第6號
- 63) French; Trans. A. S. S. T. 17 (1930) 746~798.
- 64) Chapin; Trans. A. S. S. T. 2 (1922) 597.
- 65) Bain & Waring; Trans. A. S. S. T. 15 (1929) 97.

6

66) Portevin & Garvin; J. Iron, Steel. **99** (1919) 469.
 67) Heindlhofer; Phy. Rev. **20** (1922) 221.
 68) Robertson; Jour. Iron. Steel Inst. (1922) Vol. 119.
 69) Oknoff; Rev. d. Mét. **22** (1925) Extraits 175.
 70) Diergarten; Metal Progress, March (1933).
 71) Daasch; Metal Progress, Nov. (1933).
 72) Hughes & Dowdell; Trans. A. S. S. T. (1934) XXII.
 73) Goerens; Einführung in die Metalle, 5. Auf. (1926).
 74) B. H. DeLong & F. R. Palmer; Trans. A. S. S. T. Vol. XIII. March (1928).
 75) Arnold, J. O. & Read, A. A.; Proceedings I. M. E. No. 2, p. 223, (1914) & No. 2, p. 629, (1925).
 76) Kjerman; Trans. A. S. S. T. **16** (1929) 393.
 77) Hall; Trans. A. S. S. T. **16** (1929) 399.
 78) Bells; Trans. A. S. S. T. **8** (1925) 837.
 79) Kuerr; Trans. A. S. S. T. **15** (1929) 429.
 80) Lewis; Jour. Iron, Steel Inst. (1922) Vol. 119.
 81) Davenport & Bain; Trans. A. I. M. E. Iron & Steel Div. (1930).
 82) 佐藤; 金研 **10** (昭. 8) 15
 83) S. L. Hoyt; Trans. A. I. M. E. Inst. Met. Div. **89** (1930) 9~58.
 84) Gregg & Küttner; Stahl u. Ei. **49** (1929) 674.
 85) Fehse; Masch.-Bau. 5, März (1931) 161~173.
 86) Schlesinger; Werkstoff-tech. I. Juli. (1929) 381~387.
 87) Stahl u. Ei. **51** (1931) 943.
 88) Widia Handbuch, Fried. Krupp, A. G., Essen, (1936).
 89) 機械學會 昭和 11 年 4 月號
 90) Karl Becker: Verlage Chemie "Hartmetall Werkzeuge," (1935).
 91) W. P. Sykes; Trans. A. S. S. T. (1930) No. 14, 1~24.
 92) C. J. Smithells; "Tungsten", London, (1936).
 93) P. M. McKenna; Ind. Eng. Chem. (1936), 28, 767~72.
 94) C. G. Fink & G. A. Meyerson; Iron Age (1932), 130, 8~9.
 95) L. L. Wyman & F. C. Kelley; A. I. M. E. Tech. Publ. No. 354.
 96) Skaupy; Metallkeramik (1930), 16~18.
 97) P. S. Roller; Proc. A. S. T. M. **32** (1932)-2 607-25
 98) L. T. Work; Proc. A. S. T. M. **28** (1928)-2 771~812.
 99) H. Stadler; Trans. I. M. M. (1912~13), 22, 686~95.
 100) J. Peirrott & S. P. Kinney; J. Amer. Ceram. Soc. (1923) 6, 417~39.
 101) C. E. Jackson & C. M. Saeger; Bur. Stand. (1935) 14, 59~65.
 102) H. Heywood; Proc. I. M. E. **125** (1933) 383~416.

鋼品種別符號に關する提案——372 頁よりの續き——

3. **フィッシャー氏の提案** 以上の歴史的考察から著者(フィッシャー氏)は二三の提案をなし得ることを信ずるものである。

1. 第一の提案は需用者の熱處理に關知しないことを原則とする鋼品種並に鋼製品に關するもので符號は次のものからなる。(a). 大文字 B=構築鋼, 及び M=構造鋼 (b). 製鋼者の供給状態に於ける最低抗張力を示す數字で, (a) の後に來る。

2. 第二の提案は主として構造鋼として用ひられる炭素鋼及び合金鋼で單一合金元素量が 5% 以下の肌焼並に調質鋼に關するもので符號は化學記號を主體とする。之に就て次の如く提案する。

(a). 主要元素の化學記號は ABC 順に並べる。炭素に對する C は炭素鋼のみに用ひる。普通 2 字からなる合金元素記號を 1 字に省略することは ISA 17 で各國から否定されたから放棄する。又數字を用ひることは S.A.E. と同じ失敗を繰返すものである。(b) 炭素鋼では C の後に 1/100% を單位とする C 量の標數を記す。(c). 合金鋼では最後の化學記號の後に先づ炭素量の標數をその後合金元素量の標數を合金元素の順に列記する。

合金量標數の確定には種々な方法があり又重要で且つ困難な點でもある。之れが爲に著者は乗數法を提案したがこれが満足なる解決に達すべき唯一の途である。この乗數は合金元素含有量を 1 數字で表はし得る爲に Ni には 2; Cr, Mn 及び Si には 4; Mo 及び V には 10 とした。猶乘數を乘じ切上げ切捨て 1 位の數字とする爲に生ずる僅かの含有量の差が現はれなくなることは S.A.E に於て經驗した所と同じである。

第 1 表は DIN 1661 の肌焼鋼及び調質鋼に對する ISA の記號及び著者の提案 I よりなる。第 2 表は DIN 1662 及び 1663 の特殊鋼及び其他の特殊鋼に對するものである。稍冗長と考へられる文字による鋼種別記號を短縮する目的で 1, 2...x の如き數字記號を用ひる着想は一應よいらしいが發展性を缺き錯誤を生ずる等の爲避けなければならぬ。第 2 表提案 IIA では C 量は 1 位で IIB 及び IIC では 2 位となり IIC では最初に來て, 最も好都合なものと思ふ。

著者の提案に類似の系統(殊に他の文字, 乘數等を有する)がクルップ會社で一部分は約 50 年以前から, 一部分は略 15 年以前から採用されよい成績を擧げてゐることを例に擧げる。Stahl u. Eisen **61** (1941) S. 238/42 抄譯。第 2 表は 410 頁にある。

第 1 表 肌焼並に調質炭素鋼の記號

鋼種	炭素量	記 號		
		DIN 1661	ISA 1940 年 3 月	提 案 I
肌 焼 鋼	0.06~0.13	StC 10. 61	C 10	C 10
	0.11~0.18	StC 16. 61	C 15	C 15
調 質 鋼	約 0.25(0.20)	StC 25. 61	C 20	C 25又はC 20*
	約 0.35(0.30)	StC 35. 61	C 30	C 35又はC 30*
	約 0.45(0.40)	StC 45. 61	C 40	C 45又はC 40*
	約 0.60(0.55)	StC 60. 61	C 55	C 60又はC 55*

* 平均炭素含有量の最後の確定による