

Fig. 4. Master tempering curves for austenitizing at 1150°C with various times.

1,000min の保持によりむしろ悪化する傾向がある。また曲線の形状からみて 950°C は適当な温度とはいえない。1,150°C の場合には 1,050°C の場合より焼もどし軟化抵抗は増大する。

3. 衝撃値に対する影響

ダイス鋼は焼もどし軟化抵抗のみでなく、良好な衝撃特性も要求されるので、衝撃値におよぼすオーステナイト化処理の影響について実験を行なった。焼もどし温度は 650°C 一定としたが、衝撃値と硬度は密接な関係にあるので、この影響を除くために Fig. 2~4 の結果を利用して、硬度が  $H_V 500$  に等しくなるように焼もどし時間を調節した。衝撃試験は、本鋼種がとくに昇温温度範囲で使用される点を考慮して 200°C で行なった。

Fig. 5 にその結果を示す。オーステナイト化の保持時間が長くなるにつれて、1,100°C, 1,150°C の場合を除き衝撃値が増大する傾向を示す。このことは Fig. 1 の結果と相反する現象である。その原因は脱炭層に起因するとも考えられるが、低温側でその影響が顕著である点を考えると、低温の場合は保持時間が長くなるにつれてオーステナイト中への炭化物形成元素の拡散が進行し、焼もどしの際に微細な炭化物が粒内に析出して衝撃値が改善さ

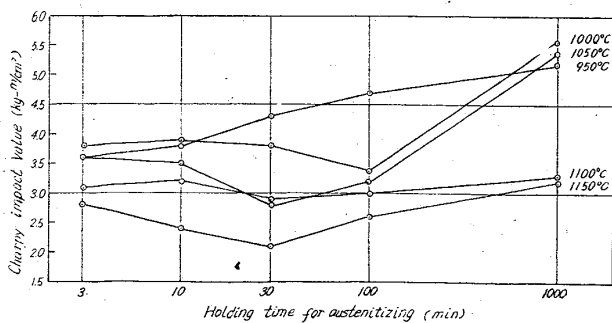


Fig. 5. Effect of austenitizing condition on impact value at 200°C hardness is equalized to  $H_V 500$  by tempering at 650°C.

れるとも推察することができる。また温度による影響も、Fig. 1 の結果から予想されるほど低下していない。焼入れ焼もどし鋼は、一般に焼もどしにおけるサブグレインの影響などのために、オーステナイト結晶粒度と衝撃値との間の関係はかなり複雑になるのではないかと考える。

IV. 結 言

5%Cr ダイス鋼のオーステナイト結晶粒度、焼もどし軟化抵抗、および衝撃値におよぼすオーステナイト化処理の影響について実験を行ない、つぎの結果をえた。

1. オーステナイト結晶粒度の粗大化におよぼす時間の影響は温度の影響よりも小さいが、無視できない程度の大きさである。高温側ではこの影響がやや増大する。
2. 焼もどし軟化抵抗は、焼もどし温度が低い場合や焼もどし時間が短い場合にはオーステナイト化処理の影響を受けやすいが、反対の場合には実質的な影響は受けない。またオーステナイト化温度としては、少なくとも 950°C よりも高い温度が必要である。

3. 本鋼種の場合、同一硬度で比較した衝撃値はオーステナイト結晶粒度と対応しない。保持時間が長くと低温側の場合衝撃値の改善が見られるが、高温側のものには変化がみられない。

文 献

1) J. H. HOLLOWAY and L. D. JAFFE: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 162 (1945), p. 223~249

(138) 8%Cr 基ダイス鋼の鑄造組織および高温変形能におよぼす C の影響

(8%Cr 基冷間加工用工具鋼の研究—I)

愛知製鋼, 研究部

赤沢唯一・小田昭午・鈴木三千彦

Effect of Carbon on Cast Structure and High-Temperature Ductility of Die Steels Containing 8% Chromium.

(Study on the cold working tool steels containing 8% chromium—I)

Ichi AKAZAWA, Shogo ODA, and Michihiko SUZUKI.

I. 緒 言

従来世界の主要国で使用されている高炭素冷間加工用工具鋼を Cr 含有量で大別して、その代表的な鋼種を掲げてみるとほぼ Table 1 のように示される。

つまりこれらの高炭素冷間加工用工具鋼の中で Cr 量は約 13%まで利用されているが、その内容は Table 1 のように全ての Cr 量を網羅しているのではなく 5~10%間の Cr の利用が特に積極的に行なわれていない。ソ連の GOST 規格にみられる Eb 184 は大略 0.9C, 0.7Si, 8.0Cr, 4.0W, 1.3V で Cr 以外に多量の W と V を含有している。

著者らは 8%Cr を基とする冷間加工用工具鋼の開発を目的にして、まづ Cr 量を一定にし C 量を変化させた

Table 1. Several designations of cold work tool steels in and abroad, classified by chromium content.

Cr %	1 ~ 2 % Cr	4 ~ 5 % Cr	7 ~ 9 % Cr	11 ~ 13 % Cr
U. S. A. (A. I. S. I)	O 7	A 2, A 7	None	D1, D2.....D7
England (B. S.)	C	B	None	A1, A2
Germany (VDE)	100 Cr 4, 105 Cr 4	None	None	210 Cr 46, 165 Cr V46
France (AFNOR)	100 C 6, 150 C 6	None	None	Z 200 C 12
USSR (GOST)	X, 9 X,	Eb 276	Eb 184	X 12, X 12M
Japan (J. I. S)	SKS 2, 3	SKD 12	None	SKD, 1, 11, 2

場合に、鑄造組織や高温引張特性がいかに影響されるかを検討した。

II. 実験方法

試料の溶製は 35 KVA の高周波電気炉で行ないまた試料の C 含有量は Fig. 1 に示す。Karl Bungardt などの Fe-Cr-C 平衡状態図の中で特に 8% Cr の切断状態図を参考にして高温および常温近傍における組織成分範囲を全部代表するように定めた。すなわち C 量は Table 2 のように 1.3, 1.8, 2.2, 2.9% の 4 種類に変化させた。

鑄造組織の観察は直径約 70mm φ の鋼塊で行なつた。また高温引張試験片は、砂型で 20mm φ + 150mm l の鑄込試料を作製し、これを 760°C で数時間焼ナマシ後、2.9% Cr の試料を除いて切削加工を行ない、1,000~1,200°C の高温引張試験に供した。高温引張試験時は試料の酸化を極力防止するため 99.99% のアルゴンガスを通過させた。

これらの他に高温における変形能を適確に評価するた

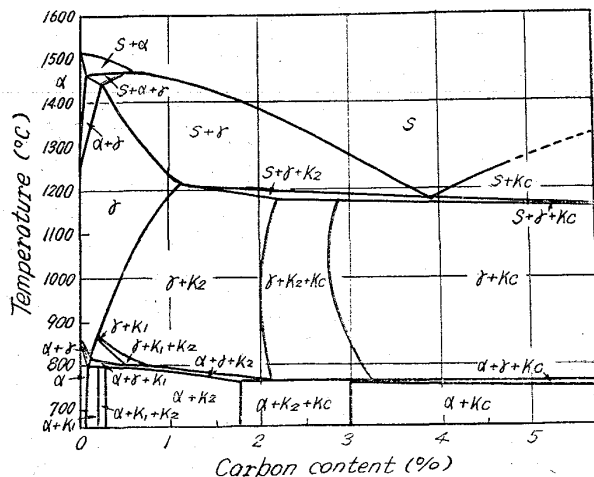


Fig. 1. Equilibrium diagram of Fe-C at 8% Cr. K<sub>1</sub>: M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, K<sub>2</sub>: M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, K<sub>c</sub>: M<sub>3</sub>C.

Table 2. Chemical composition of heats.

Mark	C	Si	Mn	P	S	Cr
1.3C	1.30	0.22	0.32	0.016	0.015	8.17
1.8C	1.80	0.27	0.30	0.018	0.009	8.61
2.2C	2.20	0.21	0.16	0.020	0.008	8.51
2.9C	2.88	0.23	0.36	0.018	0.014	8.14

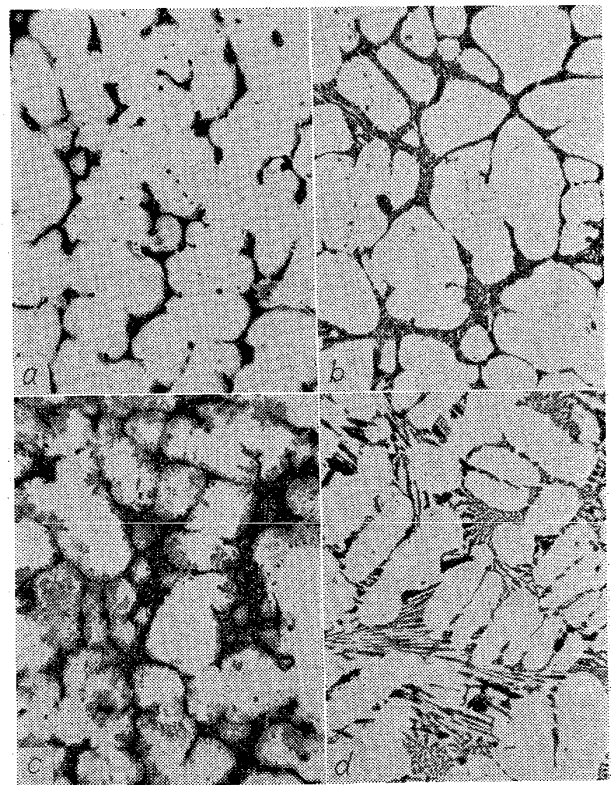
め、鑄造組織をいろいろの温度に再加熱して急冷や徐冷などの操作によつて Crbide の溶解、拡散、あるいは凝集などがいかに生じるかを観察した。

III. 実験結果

(1) 鑄造組織について

Fig. 1 よりわかるように 8% Cr 鋼の平衡状態においては、約 1% 以上 3.8% C までの範囲内では、融体から直接にオーステナイト (γ) および K<sub>2</sub> (M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>) carbide を晶出するはずである。

本実験における C 量の変化はいずれも上記範囲内にあり、したがつて K<sub>2</sub> carbide を融体より直接晶出するもので、その鑄造組織 (鑄込み後空冷) の K<sub>2</sub> carbide の形状、分布などをみるため村上試薬で腐食したのが、Photo. 1 である。こそこよると C 量が増加するにつれて K<sub>2</sub> carbide の量を漸増するが、その程度は 1.3% C



a) 1.3% C b) 1.8% C c) 2.2% C d) 2.9% C  
Photo. 1. Cast structure of 8% Cr steel ingots containing various carbon. Etched by Murakamis-Reagent. ×150 (3/5)

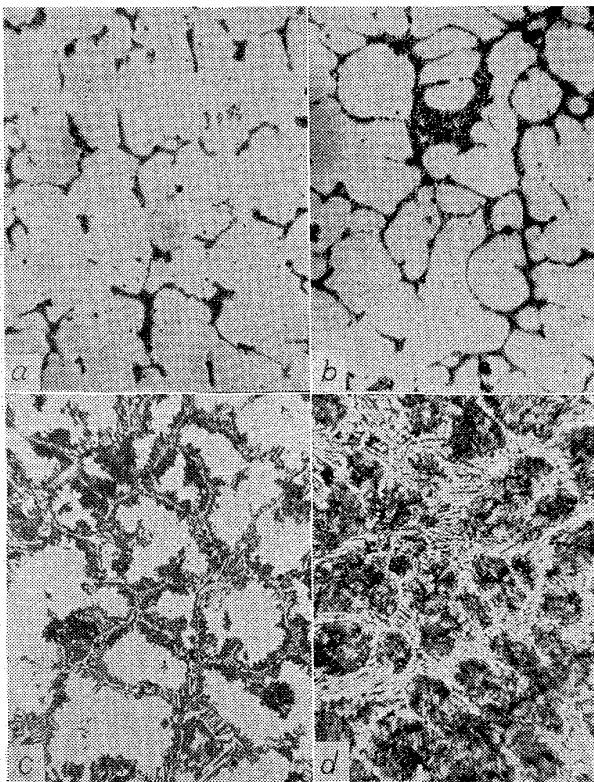
では  $\gamma$  の粒界に切れ切れに現れていたものが、1.8% C では  $\gamma$  の粒界をほとんど連続しさらに粒界 carbide の厚さを大きくしている。2.2% C および 2.9% C と C 量が増加するにつれてこの傾向はさらに大となるが、しかし 1.8% C と 2.2% C の両者は K<sub>2</sub> carbide が微小な粒の集合をなしていることである。

M<sub>7</sub>C<sub>3</sub> の K<sub>2</sub> carbide 以外に M<sub>3</sub>C の K<sub>C</sub> carbide の形状分布をみるために鑄造組織を 5% Nital で腐食したのが Photo. 2 である。ここで注目すべきは 1.3% C および 1.8% C の carbide の組織は Photo. 1 の村上試薬腐食のものと同形状、分布がほとんど同一である。つまり K<sub>C</sub> carbide は認められない。

K<sub>C</sub> carbide が明瞭に認められるのは 2.2% C 以上であり、これらのものでは  $\gamma$  の粒界すなわち K<sub>2</sub> carbide の周辺に K<sub>C</sub> carbide が現われ始め、C を増加するにつれて次第に  $\gamma$  の粒内にまで K<sub>C</sub> carbide が存在するようになる。

(2) 高温変形能について

2.9% C を除く鑄造儘の各試料の 1,000~1,200°C における高温引張試験の結果を Fig. 2 に示す。高温における変形能を伸びおよび絞りで判断すると、1.3% C と 1.8% C とでは大きな差はないが、わずかに 1.8% C の方が ductility に富んでいる。2.2% C になると伸び、絞りともに 1,000~1,500°C まで前二者に比し極端に大きな値を示す。しかし 1,200°C になると伸び、絞りは、1.3% C および 1.8% C よりもさらに低い値に低下し、ductility が減少する。



a) 1.2% C b) 1.8% C c) 2.2% C d) 2.9% C

Photo. 2. Cast structures of 8% Cr steel ingots containing various carbon. Etched by 5% nital.  $\times 150$  (3/5)

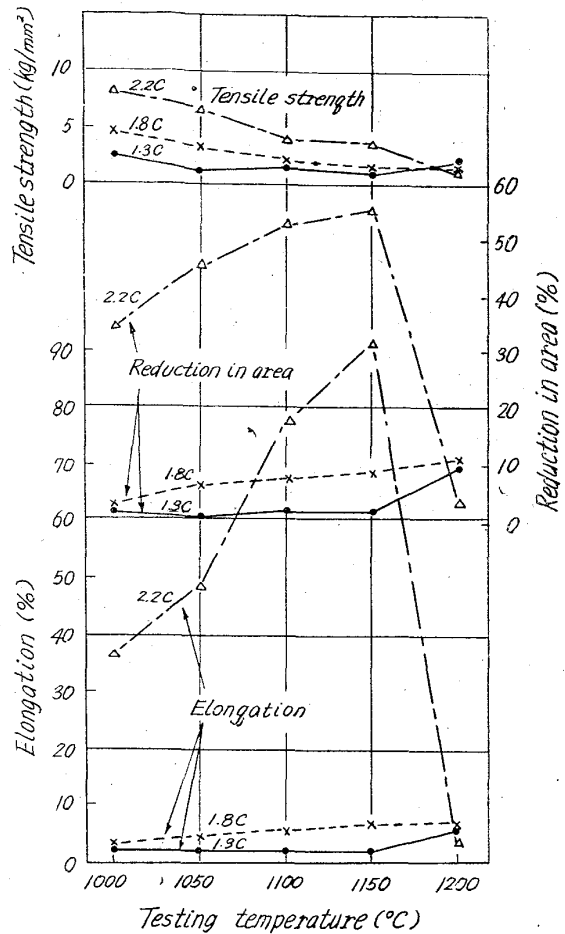


Fig. 2. Tensile properties at elevated temperatures.

抗張力は C 量が増加するにつれて高い値となることから変形抵抗と ductility とは別個に挙動する。

これら一連の動向は鑄造試料を高温に加熱した場合の顕微鏡組織、特に carbide の挙動と密接に関連しており、鑄造儘の状態に存在する carbide が再加熱によって溶解して行く過程では ductility は大となるけれども、溶解、拡散が活発となり凝集肥大したり、あるいは  $\gamma$  の結晶粒が粗大化を始めると ductility が減少する。したがって鑄造儘の carbide の存在状態自体が高温における ductility を決める最も大きな一因となるもので、本実験の範囲内では carbide の多少はあまり影響をおよぼさないものと考えられる。

IV. 結 言

8% Cr を含む工具鋼の C 量を変化させて鑄造組織と高温変形能を調べた結果、次のことが明らかになった。

(1) 鑄造組織中の M<sub>7</sub>C<sub>3</sub> carbide は C 量とともに増加するが、1.8%~2.2% C では微小粒の集合したものであるのに対し、1.3% C および 2.9% C では 1 つの carbide が比較的大きな 1 体を形成している。

M<sub>3</sub>C carbide は 2.2% C の場合 M<sub>7</sub>C<sub>3</sub> の周辺から晶出し始める。

(2) 高温における変形能は C 量とともに大となる傾向があるが、特に 2.2% C が著しく大である。これは高温における組織、特に carbide の挙動と関係している。

変形抵抗はC量の増加とともに大きくなる。

文 献

- 1) KARL BUNGARDT 他: Arch. Eisen., 29 (1958) 3, p. 193

(139) 高 C 高 V Co 系 Mo 高速度鋼について

日本特殊鋼

工博 澤 繁樹・野村 宏・伊藤 武

Study on High-C, High-V, Co-Mo High Speed Steels.

Dr. Shigeki SAWA, Hiroshi NOMURA and Takeshi ITO.

I. 緒 言

高速度鋼中の Mo が本質的に W とほとんど同じ性質をもっていることから、その W の一部または、全部を Mo で置換し、高速度重切削用としての Mo 高速度鋼が急激に機械工業界で増加する傾向にある。

前報<sup>1)</sup>において高 C 高 V Co 系 Mo 高速度鋼と Co 系 W 高速度鋼の比較を行ない、9%W, 5%Mo, 4.5%Cr, 3.5%V, 10.5%Co 高速度鋼の諸性能、とくに、硬度と靱性の関係および、切削性の勝れていることを明らかにした。

本報においては、高 C 高 V 10%Co 系 Mo 高速度鋼の主に W, Mo, 一部 V を変化した高速度鋼について諸性質を調査し、若干の検討を加えた結果を報告する。

II. 供試材および実験方法

(1) 供 試 材

35KVA 高周波誘導炉により溶製した 8kg ingot を 12mm φ, 15mm φ に鍛伸し、これを焼鈍後、各実験に供した。これらの化学成分を Table 1 に示す。

(2) 実験方法

上記焼鈍材より各実験材料を取り、焼入は塩浴炉を用い、加熱時間は 3min とし油中焼入を行なった。また、焼戻は 1 回につき保持時間を 1hr とし、保持後空冷をほどこした。高温硬度の測定は高温硬度計を用い、一試料につき段階的に加熱し、各温度において数分間保持後、マイクロピッカースにて測定した。靱性の判定は静的曲げ試験を用いた。静的曲げ試験は支点間距離 80mm とし、30mm 巾で二点荷重式にてアムスラー試験機により負荷し、破断荷重の測定および、破断の際の撓みを試験片中央部にてダイヤルゲージを用い測定した。なお試験片寸法は 8mm φ × 100mm である。切削試験は旋

盤を用い乾式切削にて行なった。使用したバイトは 10mm φ × 75mm である。被削材は 0.3%C, 3%Ni, 1.6%Cr, 0.4%Mo を含む 52mm φ の Ni-Cr-Mo 鋼を Hb 331~352 に熱処理したものを用いた。工具寿命の判定は切削中刃先が損傷して、光輝帯の発生したところで中止しその切削時間をもつて示した。

III. 実験結果

(1) 熱処理硬度および結晶粒度測定結果

Fig. 1 に焼入温度と焼入硬度および結晶粒の関係を示す。Fig. 1 より W の多い M-d, e 試料は W の少な

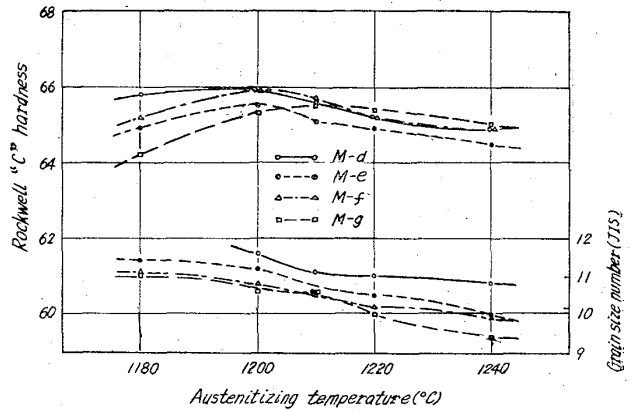


Fig. 1. Effect of austenitizing temperature on hardness and grain size.

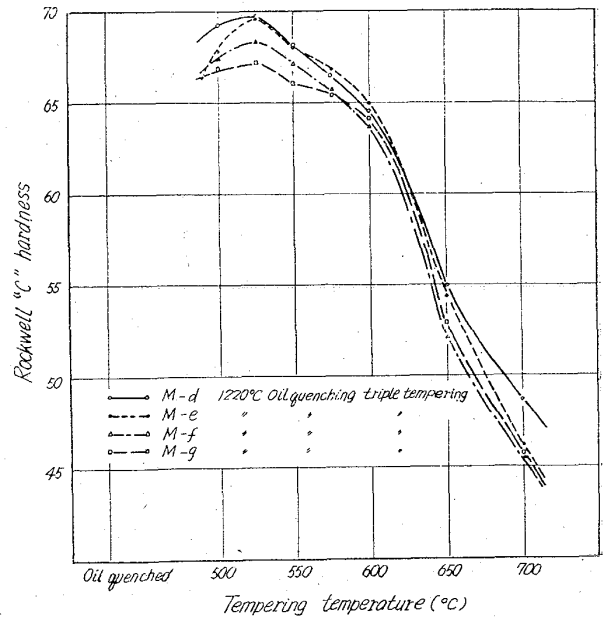


Fig. 2. Effect of tempering temperature on hardness.

Table 1. Chemical composition of specimens. (in wt. %)

Marks	C	Si	Mn	P	S	Cr	W	Mo	V	Co	Remarks
M-d	1.39	0.33	0.37	0.012	0.017	4.56	7.94	6.50	3.42	10.10	(a), (b), (c), (d)
M-e	1.36	0.37	0.33	0.012	0.021	4.65	6.00	6.40	3.46	9.80	(a), (b), (c), (d)
M-f	1.31	0.35	0.37	0.012	0.022	4.49	1.48	10.00	3.50	10.10	(a), (b), (c), (d)
M-g	1.37	0.34	0.38	0.013	0.020	4.58	1.40	10.10	4.21	9.70	(a), (b), (c), (d)

(a) Hardness test (b) High temperature hardness test (c) Bending test (d) Cutting test.