

## クロム-モリブデン系熱間ダイス鋼の

## 熱処理による諸性質について\*

小柴定雄\*\*・田中和夫\*\*\*・稲田朝雄\*\*\*

ON THE PROPERTIES DUE TO HEAT TREATMENT OF Cr-Mo  
DIE STEEL FOR HOT WORK

Sadao Koshiba, Kazuo Tanaka and Asao Inada

## Synopsis:

Lately, some chromium-molybdenum-vanadium tool steel for hot work such as drawing of copper, brass and aluminum pipes or angles are used in Europe and America.

A series of experiments were carried out to study transformation point of some Cr-Mo-V tool steels, and afterward, hardness and rate of deformation of samples subjected to different heat treatments were measured. And then, as the tool steel was used for hot work, changes in hardness and impact value at high temperature were also observed.

Moreover, the authors carried out the comparison with W-Cr-V tool steels which had been used hitherto, and ascertained the optimum heat treatment of some Cr-Mo-V tool steels tested in this investigation.

## I. 緒言

熱間ダイス鋼として従来 Cr-W 系の鋼種が多く使用されているが、Mo の鋼に及ぼす影響は W とよく類似するため W の大部分を Mo によつて置換することができる。よつて著者等は W を Mo で置換せる数種の Cr-Mo 系ダイス鋼を試作熔製し、これらの熱間用ダイス鋼としての特性を究明すると共に Cr-W 系の鋼種との比較をも行つた。

## II. 試料及び実験方法

試料は 50 kg 高周波誘導電気炉により砂鉄系原料鉄を基にして熔製し、30 kg 鋼塊を造つた。Table 1 に試料の化学成分を示す。次にこれを 15mm 角に鍛伸後、850°C にて焼鈍した。しかして焼鈍により炭化物はよく球状化した微細な組織を示す。

先ず変態点の測定は 7mmφ×70mm の試料を用い、本多式熱膨脹計により行つた。加熱速度及び炉冷の場合の冷却速度はそれぞれ 5°C/mn とし、最高加熱温度 1050°C に 10mn 間保持した。次に焼入及び焼戻試験は 15×15×10mm 角試料を用い、850°~1150°C の各温度に 10mn 間保持後水、油及び空冷せるものと、各油中焼入後 800°C 以下の各温度に 1h 焼戻せるものにつきロックウエル硬度を測定した。次に熱間硬度試験は著者の一人が考案せる熱間硬度試験機<sup>1)</sup>を用い、焼入及び焼戻温度の影響を調べた。また熱間衝撃値はシャルピー式衝撃試験機により測定した。次に変形率は 8mmφ×80mm の試料を用い、焼鈍状態における長さ及び直径を基準として焼入及び焼戻による変形率を求めた。

## III. 実験結果

## (1) 変態点の生起状況

Table 1. Chemical composition of specimens.

Specimens	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	W	Mo	V
A 1	0.36	0.35	0.20	0.015	0.017	0.03	3.12	Nil	3.04	0.56
A 2	0.31	0.91	0.16	0.013	0.016	0.35	5.04	〃	5.18	0.41
A 3	0.38	0.66	0.29	0.016	0.017	0.04	2.55	〃	4.64	0.97
A 4	0.37	0.76	0.33	0.017	0.022	Nil	2.53	1.52	4.62	0.97
DC	0.35	0.15	0.37	0.012	0.002	0.08	2.61	5.23	—	0.41
HDC	0.33	0.16	0.37	0.023	0.004	0.10	2.42	9.88	—	0.47

\* 昭和 31 年 4 月本会講演大会にて講演

\*\*\* 株式会社日立製作所安来工場冶金研究所

\*\* 株式会社日立製作所安来工場冶金研究所工博

Table 2. Transformation temperature of specimens.

S.P	Heating transformation		Cooling transformation		
	begin	finish	Furnace cooling		Air cooling
			begin	finish	begin
A 1	860	910	788	738	294
A 2	882	924	768	719	249
A 3	865	935	856	790	321
A 4	865	936	892	808	345
DC	849	895	794	720	329
HDC	827	885	811	728	351

Table 2 に各試料の加熱及び冷却による変態点を示す。A 2 試料は A 1 試料に比し、Si, Cr 及び Mo 量高いため加熱の際変態の開始及び終了温度は高い。一方冷却の場合は逆に低い結果を示す。また A 4 試料は A 3 試料に W 約 1.50% 添加したものであるが、加熱変態点は大差ないが、冷却の際の変態温度はやや高い。

なお Cr-Mo 系の各試料の加熱における各変態温度は DC 及び HDC 鋼に比しいずれも高い。また冷却変態温度は A 3 及び A 4 試料の場合 V 量多い為かやや高い。また空冷の場合 A 2 試料の Ar'' 点が最も低く、V 量約

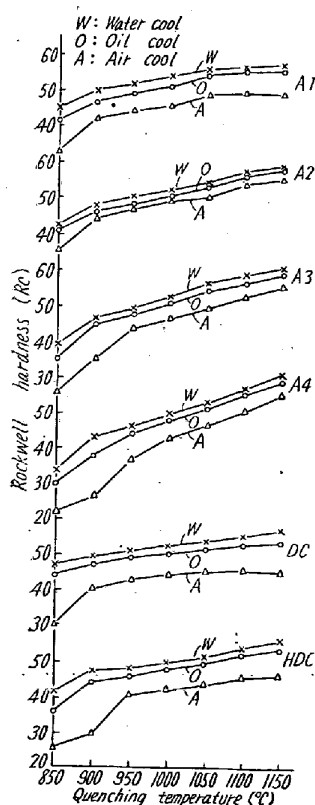


Fig. 1. Relation between quenching temperature and hardness for each specimen.

1% を含む A 3 及び A 4 試料は DC 及び HDC 鋼と大差なく、いずれも 320°~345°C に Ar'' 点を示す。

(2) 焼入硬度試験

Fig. 1 は各試料の焼入温度と硬度との関係を示す。各試料共焼入温度を上昇するに従って硬度を増加する。これはオーステナイト中への炭化物の固溶量が温度の上昇と共に増加するためである。しかし Cr-Mo 系の方は、Cr-W 系に比し焼入温度 1050°C 附近よりの硬度増加大きくその値も高い。またこれら各試料は空冷においても硬化し、すなわち自硬性の大なることを示す。

なお各試料の 1050°C より油焼入せるものの組織を見るにいずれも微細なマル

テンサイト組織にして、Cr 及び Mo 約 3% を含む A 1 試料のみ大なる針状組織を示す。また 1100°C 以上においてはオーステナイト結晶粒が著しく粗大である。

(3) 焼戻硬度試験

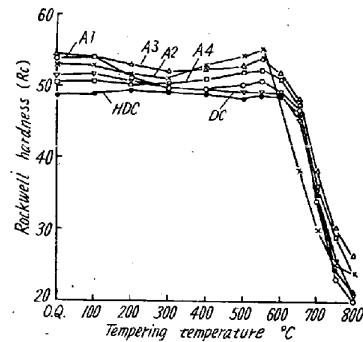


Fig. 2. Relation between tempering temperature and hardness for each specimens. (quenching temperature, 1050°C)

Fig. 2 は 1050°C より油中焼入した試料の焼戻温度と硬度との関係を示す。Cr-Mo 系の各試料共約 550°C 附近に二次硬度を示し、600°C 以上は硬度を減少する。Cr-W 系の DC 及び HDC は約 600°C までほとんど硬度に差異がなく 650°C 以上温度を上昇すると硬度を低下する。

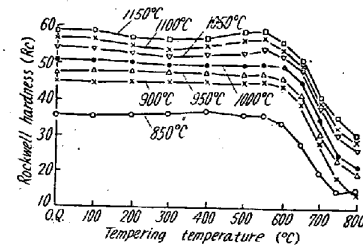


Fig. 3. Relation between tempering temperature and hardness of A 3

次に代表的に A 3 試料について各種焼入温度と焼戻温度による硬度の変化を Fig. 3 に示す。各焼入試料共約 500°~550°C までは硬度の変化は極めて少なく、殊に焼入温度 1050°C 以上の場合は約 550°C 附近に二次硬化を示す。すなわち Cr-W 系鋼種の場合に比較して Cr-Mo 鋼の場合の二次硬化の温度は約 50°C 低い。

(4) 熱間硬度試験

各試料について熱間硬度試験を行つたが、A 3 及び A 4 試料についての測定結果を Fig. 4 及び Fig. 5 に示す。両者共焼入温度を上昇する程硬度は高い。しかし試験温度を上昇する程熱間硬度を漸次低下し、650°C 以上はやや急激な低下を示す。またその傾向は焼入温度の低い方が著しい。なお各試料の軟化率 (800°C における

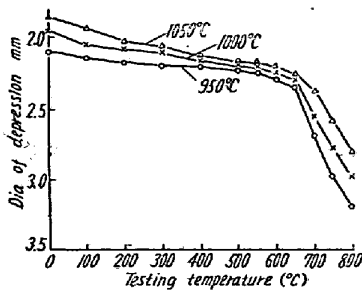


Fig. 4. Relation between quenching temperature and hot hardness of A3. (tempering temperature, 650°C)

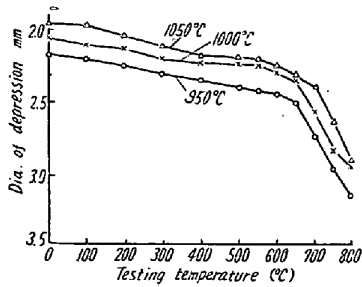


Fig. 5. Relation between quenching temperature and hot hardness of A4. (tempering temperature, 650°C)

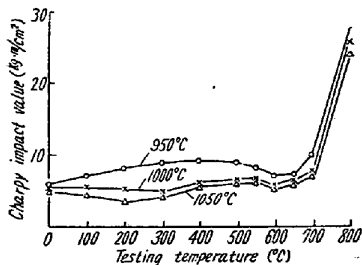


Fig. 6. Relation between testing temperature and Charpy impact value of A3. (tempering temperature, 650°C)

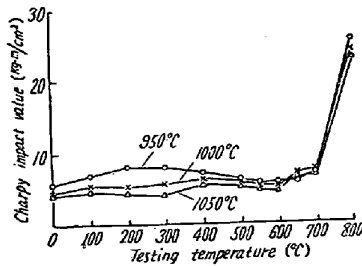


Fig. 7. Relation between testing temperature and Charpy impact value of A4 (tempering temperature, 650°C)

熱間硬度と常温における硬度の差を常温における硬度で除したものである。)を見るにA2が最も小さく、A1が最も大きい。またA3に比しA4の方が僅かに小さく、これら両試料はCr-W系の鋼種と殆んど大差がない。

(5) 熱間衝撃試験

各試料について熱間衝撃試験を行ったが、A3及びA4試料についての測定結果をFig. 6及びFig. 7に示す。両者共焼入温度の低い方が熱間衝撃値は大である。なお焼入温度950°Cの場合は約200°C~400°C附近に極大を示し、一方1000°C及び1050°Cの場合には400°C~500°C附近に極大を示す。

次にCr-W系鋼種との比較を見るに焼入温度1050°Cの場合300°C~700°C間における熱間衝撃値はA2試料を除き、Cr-Mo系のものはCr-W系に比しその値が低い。次に焼入後の焼戻温度の相違による試験温度と熱間衝撃値との関係を見るに(図面省略)Cr-W系のDC及びHDC並びにA1は350°C焼戻のものに比し、650°C焼戻の方が500°C~600°C附近までの衝撃値は高い傾向を示すが、Cr-Mo系の

A2、A3及びA4の各試料はそれぞれ異なつた傾向を示す。すなわちA2試料は200°C、A3及びA4試料は400°C附近の温度まで、350°C焼戻せるものの方がかえつてその衝撃値が高い。

(6) 変形率

各試料の焼入温度1000°C及び1050°Cの場合の焼入変形率をTable 3に示す。各試料共焼入により長さ方向に収縮し、直径方向に膨脹するが、1000°Cの場合に比し、1050°Cの場合の方が長さ方向の収縮程度が小さい。また直径方向の膨脹程度は逆に1050°Cの場合の方が大きい。なお1050°Cより焼入せる場合、各試料間において長さ方向の変形率はA2試料が最も小さく、直径方向においてはHDC鋼が最も小さい。

次に各試料の1050°Cより油中焼入後、焼戻温度による変形率の変化を測定した。その代表的なものとしてA3及びHDCの場合をそれぞれFig. 8及びFig. 9に示す。A3試料の場合は焼戻温度の上昇すると共に僅かながら長さ方向の変形率は増大する。すなわち収縮の程度を増す。しかして600°C以上は再び変形率を減少し約700°Cで極小を示す。一方直径方向の変形率もほぼ同様の傾向を示す。また800°Cになると両変形率共同様の曲線を示す。Cr-W系のHDCの場合には約200°C附近に長さ方向の変形率は僅か減少し、直径方向の変形率は増大する。また前述と同様約700°C附近に長さ方向の変形率は極小を示し、直径方向の変形率は極大を示す。

これらの結果と上述の焼戻硬度曲線と関連し焼戻硬度の最高(二次硬度)と変形率の極大(あるいは極小)を示す焼戻温度は必ずしも一致しないことが判る。

IV. 結 言

数種のCr-Mo系ダイス鋼を試作し、種々の実験を行った結果を要約すると次の如くである。

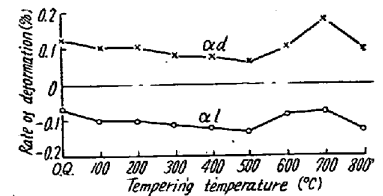


Fig. 8. Relation between tempering temperature and rate of deformation of A3. (quenching temperature, 1050°C)

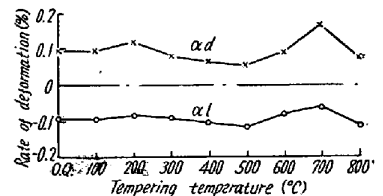


Fig. 9. Relation between tempering temperature and rate of deformation of HDC. (quenching temperature, 1050°C)

Table 3. Rate of deformation as quenched of each specimen.

Specimen Quenching temperature °C	A 1		A 2		A 3		A 4		D C		H D C	
	$\alpha l$	$\alpha d$	$\alpha l$	$\alpha d$	$\alpha l$	$\alpha d$	$\alpha l$	$\alpha d$	$\alpha l$	$\alpha d$	$\alpha l$	$\alpha d$
1000°C	-0.135	0.065	-0.081	0.072	-0.113	0.061	-0.109	0.051	-0.090	0.077	-0.114	0.062
1050°C	-0.035	0.150	-0.019	0.125	-0.072	0.124	-0.087	0.125	-0.040	0.121	-0.092	0.097

$\alpha l$ : rate of deformation in length direction.  
 $\alpha d$ : rate of deformation in radial direction.

(1) Cr-Mo 系のもは Cr-W 系に比して加熱の際の変態温度が高く、また V 量多いものは冷却の際の変態点も高い。

(2) Cr-Mo 系の方が焼入温度 1050°C 以上における硬度は高い。しかして高焼入温度の場合二次硬化を示す焼戻温度は Cr-Mo 系の方が Cr-W 系の鋼種より約 50°C 低い。

(3) 1050°C 油焼入、650°C 焼戻せるものは加熱温度 650°C 附近よりいずれも熱間硬度を低下し、一方熱間衝撃値を増大する。

(4) 各試料共油焼入により長さ方向に収縮を示し、直径方向に膨脹を示す。また焼戻温度の上昇と共に両変形率共種々変化する。しかして長さ方向の変形率は約 700°C 附近に最小を示し、直径方向の変形率は約 700°C 附近に極大を示す。

(5) 各試料の適当な熱処理方法を明らかにした。  
 (昭和 31 年 4 月寄稿)

文 献

- 1) 小柴, 永島: 日立評論, 27 (昭和19), No. 4, 215

## 異方性 MK 磁石の研究 (I)\*

(組成及び添加元素の影響)

三 島 徳 七\*\*・牧 野 昇\*\*\*

### STUDIES ON ANISOTROPIC MK PERMANENT MAGNET (I)

(On the chemical composition and the additional elements)

*Tokushichi Mishima & Noboru Makino*

Synopsis:

The MK permanent magnet Fe-Ni-Al ternary alloy was invented by Tokushichi Mishima (one of authors) in 1930. Since then the magnetic properties of this alloy underwent no improvement to a remarkable degree for sometime. During the 2nd World War, it was discovered that MK magnet containing the certain restricted range of composition could attain to excellent magnetic properties by the heat-treatment in magnetic field.

In our country, the investigation of the magnetic treatment of MK magnet was kept on for a long time in Mishima's laboratory in University of Tokyo. In this report, the results of such investigation on the effects of chemical composition and additional elements on the magnetic properties of this anisotropic MK magnet alloy will be described. The experimental results on the heat-treatment and industrial aspects may be reported later. Briefly this report may be summarized as follows:

According to the increase of Ni content up to 17%, the coercive force is improved, but the residual induction becomes inferior. Increase of Co content up to 28% is preferable for the residual induction, but its content is relative to Ni content and it is desirable to restrict the total content of Ni and Co to 38 or 39%. The magnetic properties is sensitive to

\* 第 41 回本会講演にて発表 (1951年 4 月) \*\* 東京大学名誉教授

\*\*\* 株式会社東京計器製造所磁鋼製造部