

Fig. 2. Comparison of hardness after tempering.

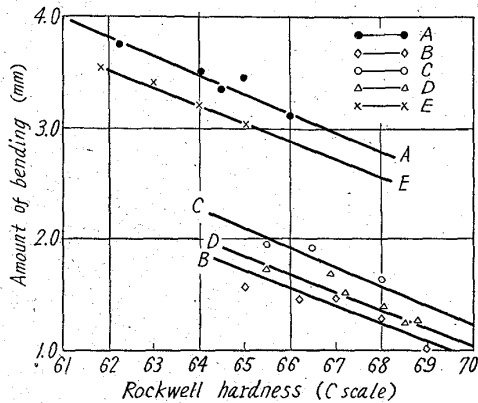


Fig. 3. Results of bending test of each specimen tested at the same hardness.

Bは比較材の試料Eに比して酸化増量も大きくかなり耐酸化性の劣ることが認められた。Co系試料のCおよびDは比較材Eより良好な耐酸化性を示し、CoはMo高速度鋼の耐酸化性を明瞭に増大することを示した。

4) ジン性試験

10×8×100mm 試験片を1230°C~1250°Cに3mm間浸漬後油焼入し、530°Cで2回焼戻を行ないアムスラー万能試験機を用いて支点間距離80mm、押金具先端の半径5Rにより抗折試験を実施し、タワミ量(mm)および抗折力(kg/mm<sup>2</sup>)を測定し、ジン性値の比較を行なった。試験結果の一例をFig. 3に示す。いずれの試料も焼入温度を上昇するほど結晶粒の粗大化にともない抗折荷重を低下し、ジン性を減ずるが、4鋼種のなかでは高C高V系の試料Aが最もすぐれたジン性を示した。

5) 鍛造性

鍛造性を評価する試験方法として破断までの振り回数と最大トルクを自動的に記録される装置を使い、試験条件は900°C, 1000°C, 1100°Cおよび1200°Cの4通りの温度で回転数は115rpm一定として高温捻回試験により各試料の鍛造性を検討した。

高温捻回試験の結果、温度の上昇とともに振り回数は増加するが、いずれの試料も1200°Cになると逆に振り回数が急激に低下する傾向が認められた。これは1200°Cになると粒界での高温脆化が起るためと考えられる。各試料の鍛造性は高C高V系の試料Bが最も悪く、ついでCo系の試料D, Cの順に劣り4鋼種のうちでは高C高V系の試料Aが最も良好な熱間加工性を示した。なお最大トルクの差異はほとんど認められなかつた。これらの結果の1例をFig. 4に示す。

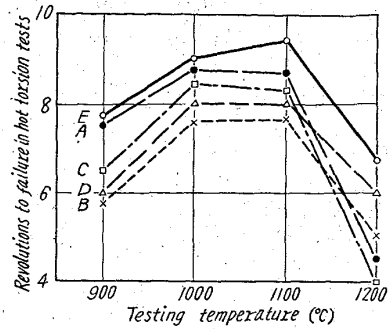


Fig. 4. Revolution to failure in hot torsion tests.

切削試験, 研削性については会場に発表する。

IV. 結 言

以上米国SAE規格相当材のM3, M4(高C高V系試料A, B)およびM35, M36(Co系試料C, D)の4鋼種を選び該合金の熱処理特性および鍛造性を明らかにしたが、高C高V系高速度鋼ではM4はM3に比して硬さの面ではすぐれているがVが高いために研削性に難があることと、鍛造性が悪くかつ熔融温度も低くジン性値も低い点から工具鋼としては、M4よりM3の方が期待できる。

またCo系高速度鋼では硬さとジン性の両面から判断してCoの高いM36の方が工具としてすぐれた性質を具備していることを確認した。

669,14,018,258:621,785,4?  
620,178,152,42:620,178,7  
(135) 数種の熱間ダイス鋼の熱処理について 62315

三菱製鋼長崎製鋼所

竹下勝人・○竹内秀光・大屋正行・林満洲雄

On the Heat Treatment of Several Hot-Work Die Steels. 1454~1456

Masato TAKESHITA, Hidemitsu TAKEUCHI, Masayuki OYA and Masuo HAYASHI.

I. 緒 言

鍛造プレス用の金型鋼としては、一般にSKD-4あるいはSKD-6系統の鋼種が使用されており、さらに近年にいたりMo系ダイス鋼も多く用いられるようになった。しかして、従来はinsert typeがほとんどであったが、プレスの大型化にともない、一体型で再型彫可能な比較的大型の型鋼も使用されるようになった。

これらの大型品では、熱処理後の型彫が可能であつて、かつ韌性に優れていることが要求される。

筆者等は数種の熱間ダイス鋼の成分と熱処理方法について検討したので、その結果を報告する。

II. 実 験 方 法

1. 供 試 材

6kg 鋼塊を高周波溶解炉で溶製し、鍛伸焼鈍後試験に供した。化学成分をTable 1に示す。

2. 熱 処 理 方 法

オーステナイト化温度は、980°C~1060°Cの温度から焼入した試料の焼戻硬度曲線および結晶粒度により決

Table 1. Chemical composition (%) and transformation temperature (°C).

Steels	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	W	Ac <sub>1</sub>	Ac <sub>3</sub>
A	0.36	1.00	0.50	—	5.33	1.64	0.45	1.06	850	888
B	0.25	0.32	0.42	—	2.82	—	0.48	5.89	816	865
C-1	0.30	0.29	0.34	—	2.68	2.75	0.50	—	810	870
C-2	0.19	0.30	0.25	—	4.04	2.80	0.39	—	—	—
C-3	0.19	0.22	0.35	—	2.76	3.00	0.49	—	—	—
C-4	0.34	0.29	0.33	—	3.94	3.25	0.50	—	—	—
D-1	0.30	0.25	0.37	3.21	—	3.02	—	—	698	802
D-2	0.24	0.33	0.64	3.09	—	3.55	—	—	714	825
D-3	0.10	0.20	0.15	2.90	—	3.00	—	—	—	—

定した。すなわち、これら試料ではいずれも炭化物固溶温度が高く、炭化物が完全に固溶する以前に結晶粒の粗大化が始まるので、オーステナイト化温度は、粗大化開始温度より 20°C 低い温度を選んだ。B 試料では 1040°C、その他の試料では 1010°C ~ 1020°C である。

また、オーステナイト化温度からの冷却速度は、比較的大型品の油冷および空冷に相当する 2 種類を採用して比較した。すなわち、実際の冷却速度としては、それぞれ A. C. → bainite isothermal transformation (以下 B. I. T. と略記する) および 3°C/mn を選んだ。なお、等温変態温度は、Ms + 50°C とした。

衝撃試験片は 200°C ~ 700°C × 2h 焼戻後試験に供し、高温硬度は低温焼戻および高温焼戻の両者について比較した。

3. 高温衝撃および高温硬度

衝撃試験片は JIS 4 号 V ノッチシャルピー試験片とし、試験温度は 200°C を選んで比較した。

高温硬度はブリネル硬度計にカーバイド球を取付けて試験した。試験温度は 500°C ~ 650°C で、アルゴン雰囲気中に 30 mn 保持後、加圧した。

III. 実験結果および検討

1. 冷却速度の影響

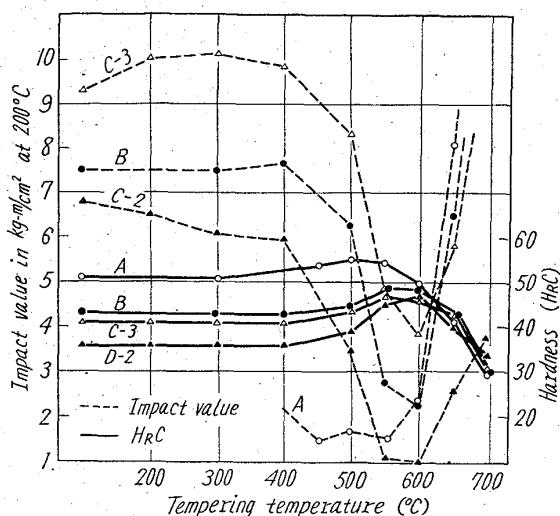


Fig. 1. Rockwell hardness and impact value of hot-work die steel as tempered at 200~700°C.

(A, B & C: isothermal transformation D; 3°C/mn)

Table 2. Heat treatment and hardness.

Steels	Heat treatment	Hardness (Hb)		
		Before testing	After testing	
			500°C	650°C
A	1020°C A.C. → 320°C A.C., 650°C × 2h A.C.	341	352	352
B	1040°C A.C. → 620°C A.C., 650°C × 2h A.C.	415	444	388
C-1	1020°C A.C. → 320°C A.C., 450°C × 2h A.C.	429	415	477
C-1'	ditto 670°C × 2h A.C.	415	415	429
D-1	1020°C A.C. → 320°C A.C., 650°C × 2h A.C.	341	363	321
D-2	1020°C A.C. → 330°C A.C., 400°C × 2h A.C.	356	375	444
D-2'	ditto 650°C × 2h A.C.	341	324	331
D-3	1020°C A.C. → 350°C A.C., 550°C × 2h A.C.	356	375	352

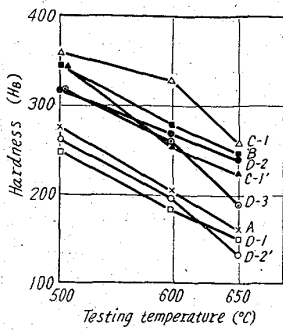


Fig. 2. Brinell hardness at elevated temperature.

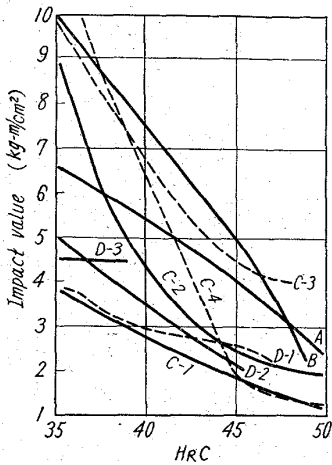


Fig. 3. Relation between hardness and impact value of several hot-work die steels.

3°C/mn の冷却材と B. I. T. 材の組織を比較した場合、matrix には顕著な差が認められないが、若干前者の方が炭化物凝集程度が大いようである。

Mo 系では3°C/mnの冷却材に顕著な粒界炭化物の析出が認められ、これは高温焼入試料ほどいちじるしい。

つぎに、焼入および焼戻硬度は、3°C/mn の冷却材の方が低く、上記組織の差によっても明らかごとく、冷却中の炭化物析出および凝集によるものであろうと考えられる。この3°C/mn 冷却材の硬度の低いことはD試料においてもつともいちじるしいが、D試料では二次硬化域

炭素量と炭化物形成元素の比率について一層の検討を必要とするであろう。Fig. 3 に 600°C 以上の焼戻での硬度と靱性の関係を示す。

IV. 結 言

数種の熱間ダイス鋼の成分と熱処理方法について検討し、つぎの結果をえた。

1. オーステナイト化温度からの冷却速度が小なる場合には、焼入および焼戻硬度が低下する傾向にある。
2. 二次硬化域ではいちじるしく脆化するが、低温焼戻では、一般に比較的優れた靱性を示す。
3. Mo 系ダイス鋼の高温硬度は、低温焼戻試料の方が優れている。
4. 本実験に供した熱間ダイス鋼の焼戻抵抗および高温硬度は鋼種間にいちじるしい差は認められない。

669,151,74,782-194=669,15,26,74  
 478,782-194=669,14,018,295;669,28  
 28=669,74=669,782;621,785,796=620,178,152  
 (136) 低炭素Mn-Si系およびMn-Si-Cr系B処理鋼におよぼす Mo, Si ならびに Mn の影響 623/16

(構造用高抗張力鋼の研究-V)

東都製鋼技術部

工博 浅野栄一郎・石田 徹・丹 秀夫

Effect of Mo, Si and Mn on Boron-Treated Low-C Mn-Si Steel and Low-C Mn-Si-Cr Steel.

(Study on high-strength structural steel - V)

Dr. Eiichirō ASANO, Tōru ISHIDA and Hideo TAN.

I. 緒 言

一般構造物の単位重量を軽減し、かつその性能を向上させるために軟鋼よりも強度の優れた高抗張力鋼が多数開発され、実用化されている。しかし、鋼材を圧延のままあるいは焼ならし処理後使用する場合、溶接性および切欠靱性を損なうことなく強度の高い鋼を得ることを各種合金元素の添加のみに俟つのはすでに限界にきた感が深く、Carilloy "T-1" 鋼そのたにみられるごとく、所期の目的を達成するには焼入れ焼戻しの調質処理後使用するのが一般的に有利である。

著者らは、わが国の国状よりもつとも有利と思われる Mn-Si 系および Mn-Si-Cr 系鋼に Ni, Mo, V, Ti, B などの合金元素を添加した場合の諸性質におよぼす影響につき一連の調査研究を行い報告してきた。

今回は、若干強度の低減を犠牲にしても溶接性、切欠靱性の向上を目的として、従来の供試鋼よりも C% を低く採つた場合の Mn-Si 系ならびに Mn-Si-Cr 系 B 処理鋼の機械的諸性質、焼入性に対する Mo, Si および Mn 添加量の影響につき調査を進めた。

II. 試料および実験方法

実験に使用した鋼は Table 1 に示したとき 3 系、13 種からなり、すべて高周波電気炉にて溶製し、約 7kg の鋼塊に造塊した。これを 16mm φ および 30mm φ の丸棒、15mm φ の角棒に熱間鍛伸後、920°C × 60mm

での硬度は、両冷却材共ほぼ同一の硬度となる。

3. 焼戻硬度および高温硬度

衝撃試験に供した試験片での焼戻硬度を Fig. 1 に、高温硬度を Fig. 2 に示す。また高温硬度測定用の試料の熱処理および常温硬度を Table 2 に示す。

本実験に供した試料の Mo, V および W の atomic% の和が、ほぼ同一であることから、550°C 以上の焼戻硬度および高温硬度はほとんど同様の傾向を示している。A 試料のみ、550°C までの焼戻硬度が高いのは、C および Cr が高く、焼戻の遅滞が大なることによるものであろう。高温焼戻試料と比較し、低温焼戻試料の高温硬度が高いのは、測定中の析出硬化によるものであつて、保持時間を長くすれば、その差はかなり減少するであろう。

4. 衝 撃 値

Fig. 1 の結果によれば、いずれの試料においても二次硬化域での靱性の低下がいちじるしい。この靱性低下のおもな原因は、もちろん硬度の上昇であるが、粒界炭化物の析出も大きく影響しているようである。したがつて粒界炭化物の析出しやすい C-1 および D 試料の脆化がもつとも顕著である。

衝撃値と成分との関係については、本実験の成分範囲内では、低炭素ほど、靱性が優れているようであるが、