

つた。Fig. 5からも明らかなように、S7にVを添加したSV8では Fe_3C の溶けこみが遅滞するなど炭化物の変化はS7より遅れ、 $M_{23}C_6$ の発生もない。すなわちVは炭化物反応をおくらせる作用のあることが推測される。SV10においては、残渣のX線分析によつては M_7C_3 、 $M_{23}C_6$ 、 V_4C_3 が検出され、また抽出レプリカの電顕観察によつては低パラメータ値側で Fe_3C が少量存在するのを確認した。したがつてSV10の焼戻時効過程では $Fe_3C \rightarrow$ 固溶消失 $\rightarrow M_7C_3 \rightarrow M_7C_3 + M_{23}C_6 \rightarrow M_7C_3 + M_{23}C_6 + V_4C_3$ の変化がおこっている。

S7, SV8, SV10からのカーボン抽出レプリカの電顕観察によると、 Fe_3C はウィドマンステッテン状を呈しており、また合金炭化物は析出初期においては微細な粒状で、パラメータ値の増大とともに成長しそして凝集によつて粗大化している状況が明瞭に認められた。

4. 結 言

3Cr-1.5Mo型のS7, 3Cr-1.5Mo-0.3V型のSV8, 8Cr-1Mo-1.5V型のSV10の鋼を400~700°Cにおいて1000hrまでの焼戻時効したときに生ずる現象をまとめるとつぎのとおりである。

(1) S7, SV8, SV10の各鋼種とも、それぞれ $P = 16.5, 17.5, 17.0$ までは硬度はほとんど一定値を示すが、これらの点を越すと急激に軟化する。またS7とSV8を比較すると、Vを含有するSV8の方が軟化抵抗は大きい。

(2) 衝撃値は各鋼種とも $P = 18.5$ 付近まではほとんど一定であるが、ここを過ぎると急激に増大する。したがつてこれらの衝撃値増大点は軟化点よりパラメータ値の大きい側にずれている。

(3) 先に示した温度と時間内の焼戻時効過程においては、S7では $Fe_3C \rightarrow Fe_3C + Mo_2C \rightarrow Fe_3C + Mo_2C + M_7C_3 \rightarrow Fe_3C + Mo_2C + M_7C_3 + M_6C \rightarrow M_7C_3 + M_6C + M_{23}C_6$ 、SV8では $Fe_3C \rightarrow Fe_3C + M_7C_3 \rightarrow Fe_3C + Mo_2C + M_7C_3 \rightarrow Fe_3C + Mo_2C + M_7C_3 + M_6C \rightarrow Mo_2C + M_7C_3 + M_6C \rightarrow M_7C_3 + M_6C$ 、SV10では $Fe_3C \rightarrow$ 固溶消失 $\rightarrow M_7C_3 + M_{23}C_6 \rightarrow M_7C_3 + M_{23}C_6 + V_4C_3$ のような炭化物反応がおこっている。

文 献

- 1) 西村, 新山: 鉄と鋼, 49 (1963), p. 1537
- 2) 西村, 新山: 鉄と鋼, 49 (1963), p. 1539
- 3) 西村, 新山: 鉄と鋼, 50 (1964), p. 668
- 4) 西村, 新山: 鉄と鋼, 50 (1964), p. 1939
- 5) 西村, 新山: 鉄と鋼, 51 (1965), p. 973
- 6) 西村, 新山: 鉄と鋼, 51 (1965), p. 2059

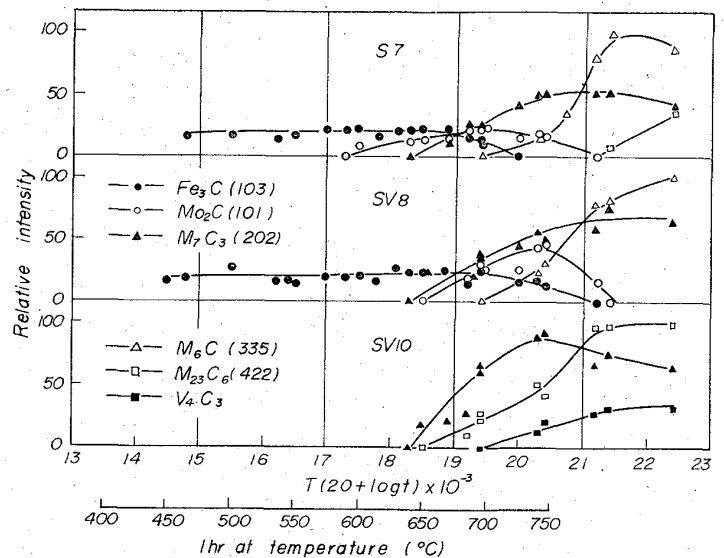


Fig. 5. Relative intensities of X-ray diffraction lines of Fe_3C , Mo_2C , M_6C , $M_{23}C_6$, and V_4C_3 carbides in S7, SV8, and SV10 steels.

(160) 5%Cr 熱間ダイス鋼の階段焼入れについて

金属材料技術研究所 ○渡 辺 敏
東京大学, 工学部 工博 荒 木 透
金属材料技術研究所 宮 地 博文

On the Stepped Quenching of 5%Cr Hot Work Die Steel.

Satoshi WATANABE, Dr. Tōru ARAKI
and Hirobumi MIYAJI.

1. 緒 言

5%Cr 熱間ダイス鋼には多くの種類があるが、MoとVを添加したH-11 typeの鋼種は耐衝撃性が良好で、かつ熱間における機械的諸性質がすぐれているので、各種熱間成型用ダイスの材料として多く使用されている。またこの鋼種は引張強さが 160 kg/mm^2 以上あるうえにオースフォームの効果が大きいので、超鋼力鋼としての用途も開発されつつある。

本鋼の熱処理は通常焼入れ、焼戻しであるが、ダイス鋼は一般に熱伝導率が低いので、大きな形状のものを焼入れる場合はしばしば階段焼入れが行なわれる。またオースフォームは階段焼入れの途中において加工を行なうものとも考えられる。

一般に階段焼入れを行なうと衝撃値が向上するといわれているが、この鋼種に関する研究はあまり見受けられない。そこで本鋼種の階段焼入れによる衝撃値の挙動をしらべると共に、焼戻硬度曲線や組織におよぼす影響についても実験を行なつた。

2. 試料および実験方法

2-1 供試材

供試材はS30Cと砂鉄原料純鉄を主体として高周波誘導炉で溶解し、これにフェロアロイを添加したのちアルミ脱酸して溶製した。

鋼塊は 1140°C に加熱し、鍛造後 20 mm φ と 10 mm φ に圧延した。供試材の化学成分を Table 1 に示す。

圧延材はいずれも 850°C で焼なましを行ない、炉冷した。20 mm φ の鋼材からは主としてシャルピー試験片、また 10 mm φ からは T.T.T. 曲線用試料、硬度試験片などを作製した。

2.2 熱処理

シャルピー試験片の熱処理はすべてソルトバスで行ない、空冷した。その他の試料の熱処理は階段焼入れの場合のみソルトバスをもちい、それ以外はアルゴン気流中で処理した。また T.T.T. 曲線作製の際は、オーステナイト化はアルゴン気流中で行ない、恒温処理にはソルトバスを使用し、変態はディラトメータで検出した。

オーステナイト化は 1,050°C、30 min 間とし、階段焼入れの温度は T.T.T. 曲線の結果を参考にして 400°C と 550°C の二通りに選んだ。

焼戻硬度曲線は焼戻温度を 350°C から 650°C まで 50°C おきに選び、焼戻時間を 10 min, 30 min, 100 min, 300 min, 1000 min とし、それらのおのおのについて測定したビッカース硬度を焼戻しパラメータに対してプロットした。

シャルピー試験は JIS 3号 U ノッチ試験片を用いて行なった。焼戻温度はすべて 550°C としたが、衝撃値は硬度によつて影響されるので、試料の硬度が Hv 500 になるように焼戻硬度曲線にしたがつて時間を選定した。

3. 実験結果および考察

Fig. 1 に本鋼の T.T.T. 曲線を示す。Ms 温度は 275°C であり、パーライトのノーズは 750°C 付近にある。またベイナイトの変態領域にも明瞭なノーズが見られるが、この点は Atlas für Wärmebehandlung der Stähle¹⁾ に集録された相当鋼種 (X38CrMoV51) に類似している。一方 H-11 について測定した SEABRIGHT²⁾ のデータでは、ベイナイト変態が Ms 点から連続した曲線になっており、明瞭なノーズは存在していない。

Fig. 1 の結果から階段焼入れの温度として 400°C と 550°C を選定し、1,050°C、30 min 保持後その温度におおの 10 min, 30 min, 100 min, 300 min, 1,000 min 保持してから空冷した試料を焼戻して硬度を測定し、焼戻硬度曲線を作製した。焼戻しはすべて各温度で 2 回行なった。なお 400°C、1,000 min 保持の場合ベイナイト変態が開始するか否かについてはしらべなかつたが、図から見てその恐れはないと考える。

Fig. 2 に 400°C で階段焼入れした場合の焼戻硬度曲線を示す。また図中に通常焼入れの場合の曲線も同時に示した。焼戻しパラメータ P は、 $P = T(18 + \log t)$ から計算した。 T は絶対温度で表わした焼戻温度、 t は分で表わした時間を示す。階段焼入れを行なったものは、 P の大きい所では通常焼入れのものと異ならないが、小さい所では全般に高い硬度を示す。ただし 1,000 min 保持したものは、10 min 保持したものより若干低下する。しかし、二次硬化のピーク硬度やその位置にはほとんど変化はない。一方 550°C の場合は 400°C、1000 min のものとはほぼ同様であるが、多少ピーク硬度が増大し、また 1000 min 保持のものでは、 P の大きい所で硬度が低下する。なお 550°C の場合は、 P の値が 13000 位

Table 1. Chemical composition of sample.

C	Cr	Mo	V	Si	Mn	P	S	Cu
0.42	4.90	1.20	0.29	1.09	0.16	0.016	0.020	0.07

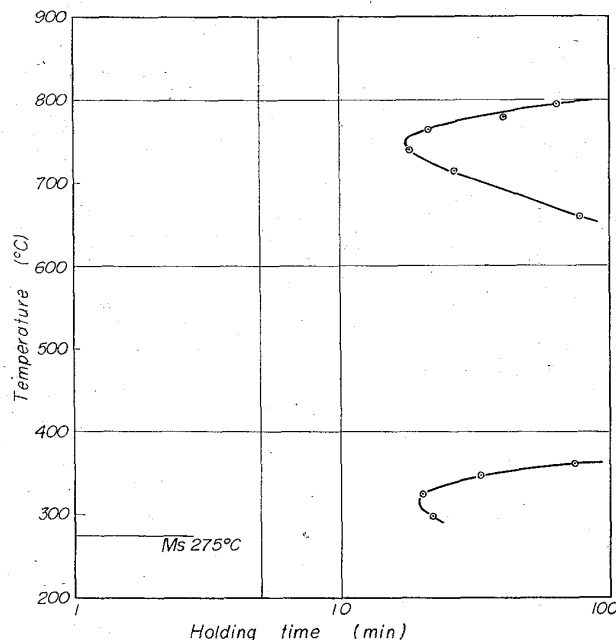


Fig. 1. Isothermal transformation diagram of steel investigated.

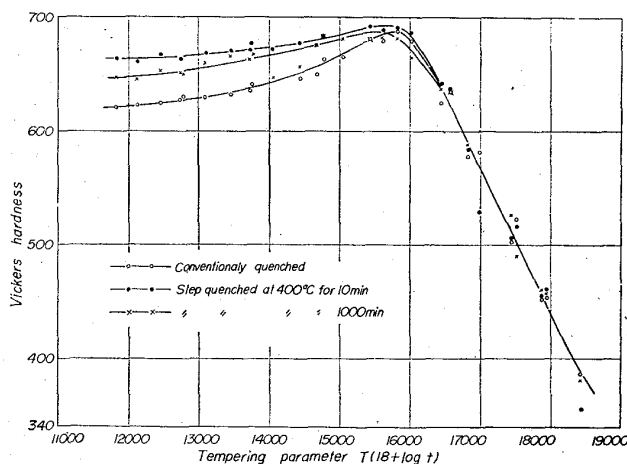


Fig. 2. Master tempering curves to be compared with conventionally quenched and step quenched steel.

の位置に別の小さなピークが現われるように見受けられた。

二次硬化を起すような鋼種をオースフォームすると、二次硬化のピークが明瞭でなくなる現象が報告³⁾されているが、以上の結果から、硬度の絶対値は別としても恒温保持だけでこのような現象が現われることが分つた。

次に本硬度曲線を利用して、シャルピー試験片の硬度がすべて Hv 500 になるように 550°C で焼戻しを行な

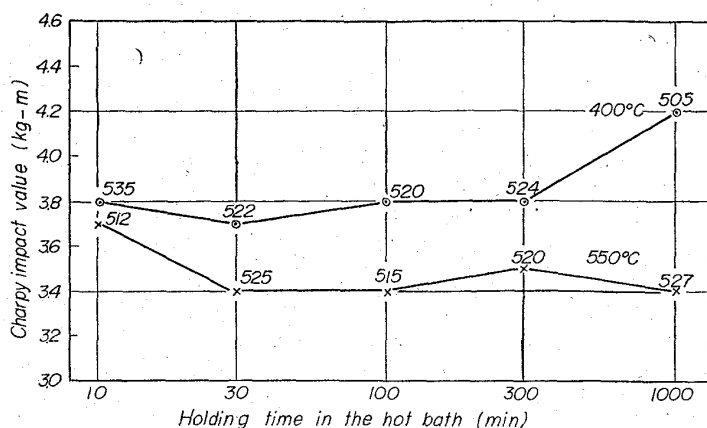


Fig. 3. Effect of the holding time on the Charpy impact value of step quenched steel.

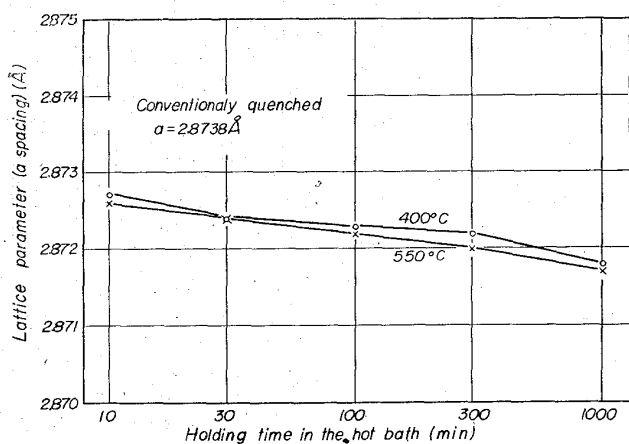


Fig. 4. Effect of the holding time on the lattice parameter of step quenched steel.

つた。シャルピー試験の試験温度は、この鋼の使用条件を考慮してすべて 200°C とした。Fig. 3 にその結果を示す。図中各測定点に書き込まれた数字は、破断試料について実測した硬度を示すが、目標よりやや高目となり、平均して Hv 520 程度であつた。図から分るように衝撃値は階段焼入れの保持時間が増すと 400°C では若干増加し、また 550°C では若干低下する傾向を示すが、その程度はごくわずかで、シャルピー試験の精度を考慮すればむしろ差異はないというべきかも知れない。ただし、測定値のバラツキはごくわずかであつた。また図から分るように 400°C と 550°C の場合では明瞭な差があり、低温に階段焼入れした方が良好な結果を示す。また HARVEY⁴⁾ の例にならつて測定した破断後の試料の塑性ひずみ量でも、耐衝撃性に対してほぼ同様の傾向を示した。

階段焼入れの場合、一たん熱浴に焼入れると、準安定オーステナイトはその温度で焼戻しを受ける結果、素地から次第に炭化物を析出するものと考えられるが、この変化をしらべるために焼入鋼について格子常数を測定した。Fig. 4 はその結果を示すが、10 min 保持後の焼入れによつて a 軸はかなりの収縮を起し、オーステナイト中で炭化物の析出が起つたことを示す。しかし温度の影

響は比較的少なく、 550°C の場合は 400°C の場合よりわずかに低いだけである。一方保持時間の影響はやや顕著であつた。

Photo. 1 に 400°C に階段焼入れした鋼の組織を示すが、素地全体に微細な炭化物が析出している。通常焼入れの場合にも同様な析出物が認められたが、析出範囲はかなり少なく、主として粒界にそつて分布している。また 10 min 保持のものとは 1000 min 保持のものでは、析出状態にそれほど大きな差異はみとめられなかつた。また 550°C の場合も 400°C の場合とほぼ同様であり、これらの結果は Fig. 4 から予想される結果と合致する。

以上を総合して判断すると、これら析出物は必ずしもオーステナイトから直接析出したものばかりでなく、むしろその後の自己焼戻しによつて生じた析出物の方が多いのではないかと考えられる。しかし格子常数の変化から考えてオーステナイトからの析出が促進されることは事実であり、この結果オーステナイトがより不安定となり、Ms 点が増すのでそれだけ自己焼戻しによる析出範囲もひろがるものと思われる。

根本⁵⁾によると、高 C 高 Cr ダイスイ鋼の階段焼入れの場合、保持時間が増すにしたがつて衝撃値が向上すると報告されているが、本鋼種の場合特にそのような傾向はみとめられなかつた。しかし焼入硬度は高 C 高 Cr 鋼の場合と類似した傾向を示した。ただし本鋼の焼入硬度はかなりのバラツキがあり、同一試料内でも測定個所によつて差があるので明確な結論は得られない。 400°C 処理



Photo. 1. Election microstructure of step quenched steel at 400°C for 10min (a) and 1000 min (b).

の場合、焼入硬度は 10 min 保持のもので Hv 710 位であるが、100 min 以上保持すると Hv 720 位に上昇し以後あまり変化しない。一方、通常焼入れの場合は Hv 725 であつた。したがつて保持時間が短いときはオーステナイトは安定化するが、長時間になると焼戻しを受ける結果、次第にオーステナイトが不安定になり、焼入れの際残留オーステナイトが減少するものと考えられる。550 °C の場合は Hv 670 程度であり、時間による変化は少ない。また焼入れ後液体窒素中でサブゼロした場合の硬度は、いずれも Hv 740 位で大差がなかつた。

以上 5% Cr 熱間ダイス鋼の階段焼入れについて若干の実験を行なつたが、これらの結果は今後この鋼種についてオースフォームの実験を行なう際の一助になると思われる。

4. 結 言

5% Cr 熱間ダイス鋼の階段焼入れについて実験を行ない、次の結論を得た。

(1) 階段焼入れを行なう場合、同一硬度で比較した衝撃値は熱浴温度が低い方が高い場合より良好な結果を示す。ただし、保持時間の影響は少ない。

(2) 階段焼入れした鋼の焼戻硬度は、二次硬化の前では通常焼入れ鋼よりも高い。しかし、二次硬化およびそれ以後の硬度にはほとんど影響がない。

文 献

- 1) A. ROSE, et al.: Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle Teil II (1958), II 204D Verlag Stahleisen M. B. H. Düsseldorf
- 2) L. SEABRIGHT: The Iron Age, Oct. (1951) 11
- 3) V. F. ZACKAY, et al.: I. S. I. spec. rep. 76(1962) 14
- 4) R. HARUEY & J. A. BERGER: Metal treatment and drop forging, 32 (1965) 236, p. 162
- 5) 根本正: 日本金属学会誌, 21 (1957) 2, p. 89

(161) ダイカスト用工具鋼の耐アルミニウム溶損性におよぼす合金元素の影響

特殊製鋼

工博 日下 邦男・○村井 弘佑
Effect of Alloying Elements on the Corrosion Resistance of Die Cast Tool Steels in Molten Aluminum.

Dr. Kunio KUSAKA and Kousuke MURAI.

1. 緒 言

ダイカスト型材は繰返し注入される溶融合金によつて型表面にいわゆる溶損現象を生ずる。とくに溶融合金が高温度で、しかも高圧で注入される場合はこの現象が著しい。鉄鋼材料を溶融したアルミニウムまたはその合金と接触させた場合に生ずる現象はアルミナイゾド鋼の研究^{1)~4)}の面から古くから行なわれているが、実用鋼の溶損にかんする報告⁵⁾⁶⁾は少ない。

本報では、ダイカスト型材にみられる実際の溶損現象

を起すような条件を作りだすことは困難であるので、高温の溶融アルミニウム中に試験片を浸漬し、一定時間のちの腐食減量を測定することによつて耐溶損性を検討してみた。

2. 供試材および実験方法

供試料の化学成分を Table 1 に示す。HD-1~21 は

Table 1. Chemical composition of steels tested.

Type	Steels	C	Si	Mn	Cr	Mo	W	V
Cr-Mo-V	SKD-6	0.35	0.85	0.43	5.14	1.26		0.45
	-61	0.35	1.00	0.33	5.00	1.21		0.99
	HD-1	0.35	0.38	0.22	4.75	1.21		1.02
	-2	0.38	1.34	0.29	4.85	1.18		1.02
	-3	0.35	1.77	0.26	4.76	1.23		1.00
	-4	0.36	0.96	0.42	5.16			0.82
	-5	0.39	0.96	0.31	4.95	1.48		0.85
	-6	0.37	0.97	0.38	5.01	2.74		0.99
	-7	0.37	0.94	0.38	4.95	3.40		1.00
	-8	0.35	0.90	0.31	4.80	1.19		
	-9	0.38	0.91	0.35	4.88	1.23		0.44
	-10	0.37	0.87	0.29	4.87	1.18		0.98
	-11	0.36	0.98	0.32	4.76	1.10		1.97
-12	0.41	0.89	0.35	4.86	1.21		2.46	
-13	0.35	0.93	0.29	4.80	1.21		3.06	
Cr-W-V	SKD-4	0.30	0.30	0.24	2.44			0.44
	HD-14	0.27	0.24	0.45				0.41
	-15	0.27	0.25	0.38	1.98		5.77	0.39
	-16	0.26	0.25	0.37	3.76		5.78	0.41
	-17	0.25	0.25	0.36	5.62		5.60	0.42
	-18	0.22	0.23	0.41	2.48			0.41
	-19	0.23	0.28	0.45	2.48		2.22	0.42
	-20	0.23	0.29	0.44	2.41		4.26	0.42
-21	0.24	0.25	0.39	2.32		7.87	0.39	
Extra-low C	LC	0.02	0.20	0.10	0.01	0.02	0.01	0.01

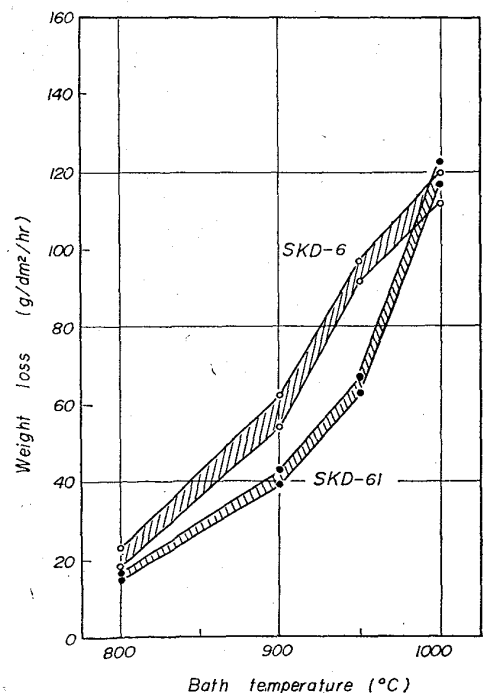


Fig. 1. Change of weight loss of Cr-Mo-V steels in molten aluminum at 800~1000°C.