

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<sup>1)~4)</sup>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<sup>5)6)</sup>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

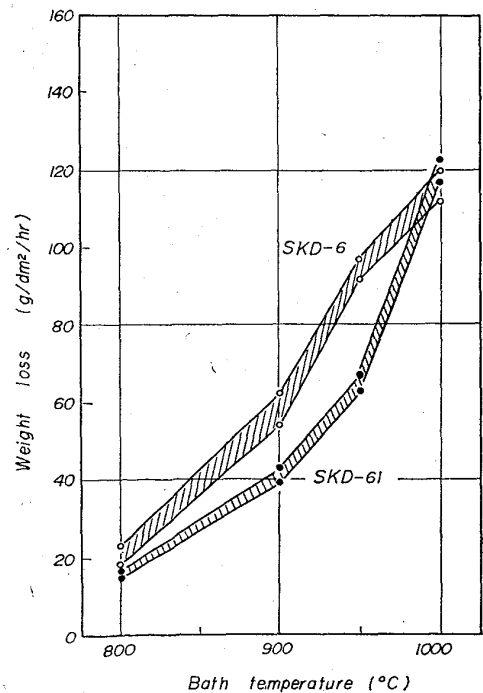


Fig. 1. Change of weight loss of Cr-Mo-V steels in molten aluminum at 800~1000°C.

Cr-Mo-V および Cr-W-V 鋼における合金元素の影響をみるため 3kW 高周波誘導炉で溶製した 500g 鋼塊から作られたものである。試験片は  $\phi 12 \times 12$  mm に加工し、所定の熱処理をほどこしたのち研磨仕上して重量と表面積を測定し、脱脂処理してから溶融アルミニウム浴に浸漬した。浴より取出した試験片は 20% の NaOH 溶液に投入し、アルミニウム成分を十分溶解除去したのち水洗、乾燥して再び秤量を行ない、腐食減量を

を測定した。浸漬浴はアルミナルツボに一回の試験ごとに 50g のアルミニウム(純度 99.8%) を溶解して行なつた。なおアルミニウム浴への浸漬時間は 30 min の一定とし、腐食減量は  $g/dm^2/hr$  で算出した。

3. 実験結果

3.1 Cr-Mo-V および Cr-W-V 鋼の溶損

SKD6 および -61 を 800°C, 900°C および 1000°C の溶融アルミニウム浴に浸漬した場合の腐食減量を Fig. 1 に示す。また同じ試験温度で行なつた SKD4 および LC (極低炭素鋼) の腐食減量を Fig. 2 に示してある。いずれも溶融アルミニウム浴温度の上昇にともなつて腐食減量が増加する。SKD6 および SKD 61 は 0.4C-5Cr-1Mo で V を 0.5~1.0% 含む代表的な熱間加工用工具鋼であるが、1%V の SKD 61 が 900~950°C で腐食が少なく、ややすぐれた結果を示している。いっぽう 0.3C-2.5Cr-5W-0.4V の SKD4 においても腐食減量は Cr-Mo-V 系と大差なく SKD6 と SKD 61 との中位に属する。しかし溶融アルミニウム浴が 1000°C の高温になると三者における差はまったくみられない。

比較材として行なつた LC は図からもわかるように 800~1000°C の全般にわたり溶損が大きい。

3.2 合金元素の影響

Cr-Mo-V 鋼の合金成分 Si, V および Mo を変化させ、800°C, 900°C および 1000°C の溶融アルミニウム浴で溶損試験を行なつた場合の腐食減量を Fig. 3 に示す。V の添加は 800°C では腐食減量に差がみられないが、900°C では 1% 前後の添加で最小値となる。アルミニウム浴が 1000°C と高い場合は 2% 以上の添加で腐食減量はやや少なくなつてゐる。また Mo 1~2% の添加は 800~900°C の溶融アルミニウムに対しては良好な耐溶損性を示すが、1000°C になると添加元素の影響が明瞭ではなく、全般に腐食量が増加する。いっぽう Si は 800~1000°C いずれにおいても Si 量増加にともない腐食は増大しており、浴温度が高くなるほどこの傾向が著しい。

つぎに Cr-W-V 鋼の合金成分 Cr および W を変化させた場合の腐食減量をかく試験温度についてプロットすると Fig. 4 のようになる。900°C 以下の溶融アルミニウム浴では Cr の添加で腐食量はやや増加する傾向にあるが大きな影響はみられない。しかし浴温度が 1000°C と高い場合は 2% 付近で耐溶損性は良くなつてゐる。また W の添加は 900°C 以下の浴では 4% 以上が有効と思われるが、1000°C の高温の浴ではむしろ 4% 以上の W の添加により著しく腐食が進行している。

3.3 高合金鋼の溶損について

耐溶損性におよぼす添加元素の影響からもわかるように添加元素量の増加で腐食量はかならずしも低減するとはかぎらない。効果的な添加量はその鋼自体の組成によつて定まつてくるものと判断される。例えば SUS 27 ステンレス鋼 (C

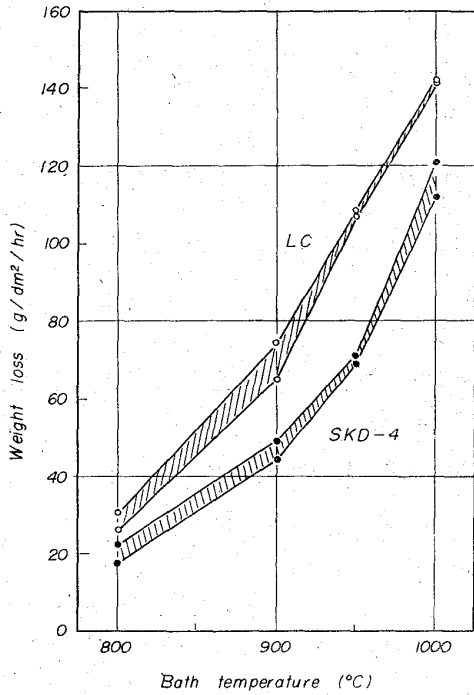


Fig. 2. Change of weight loss of Cr-W-V steel and extra low carbon steel in molten aluminum at 800~1000°C.

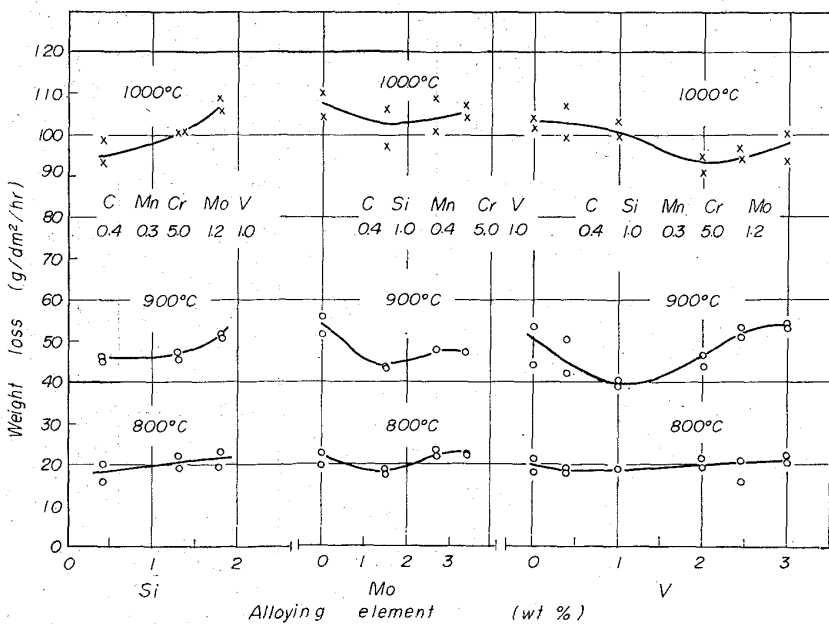


Fig. 3. Effect of alloying elements on weight loss of Cr-Mo-V steels in molten aluminum.

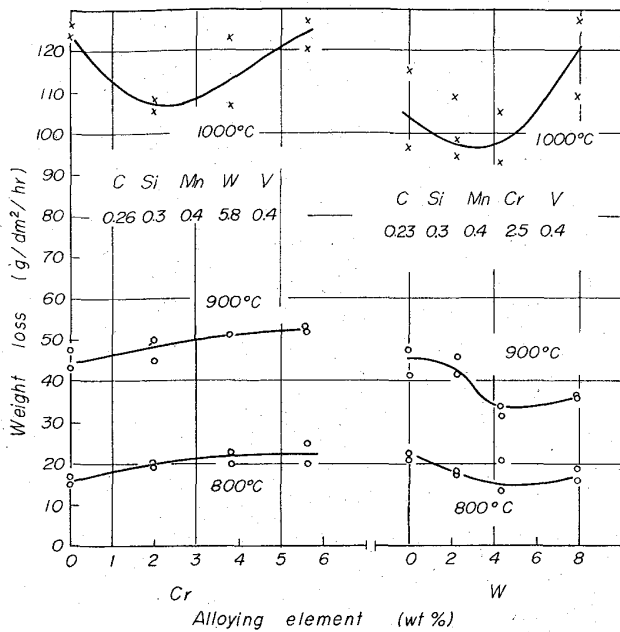


Fig. 4. Effect of alloying elements on weight loss of Cr-W-v steels in molten aluminum.

Table 2. Weight loss of high alloy steels in molten aluminum at 900°C.

Steels	Weight loss
SUS 27	68.5 g/dm <sup>2</sup> /hr
SKH 2	44.2
SEH 3	56.0
Nimonic 95	219.0

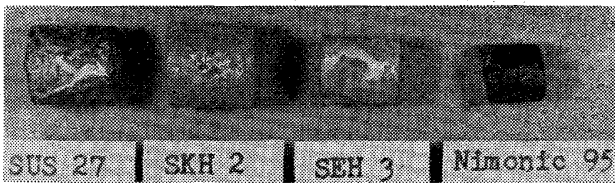


Photo. 1. Outward from of specimen after test.

0.05, Cr 18.05, Ni 9.01), SKH 2 高速度鋼 (C 0.78, W 17.80, Cr 4.14, V 0.99), SEH 3 耐熱鋼 (C 0.36, Cr 11.00, Mo 0.86) および Nimonic 95 (C 0.07, Ni 53.98, Cr 19.83, Co 20.52, Ti 2.97) などの高合金鋼について 900°C における腐食減量を調べると Table 2 のようになり, SUS 27, Nimonic 95 などは熱間工具鋼にくらべはるかに高い腐食減量を示した。

これら試片の腐食後の外観を Photo. 1 に示してある。

#### 4. 結 言

極低炭素鋼, 高合金鋼および Cr-Mo(W)-V 熱間工具鋼を 800~1000°C の溶融アルミニウム浴に浸漬し, その腐食減量を調べて耐溶損性を検討した。また Cr-Mo(W)-V 系については添加元素を変化させ腐食減量におよぼす影響を調べた。これらを要約するとつぎのよう

なる。

(1) 800~950°C では SKD 61 が耐アルミニウム溶損性にすぐれる。

(2) Cr-Mo-V 鋼において, Si の添加は耐溶損性を劣下させる。

(3) 一般に Cr, Mo, W および V の添加により耐溶損性を大巾に改善することはむずかしい。

(4) 高合金鋼のように多量の特殊元素を含む場合でも耐溶損性の向上は認められない。

#### 文 献

- 1) G. GÜRTLER & K. SAGEL: Z. Metallk., 44(1953), p. 154
- 2) K. G. COBURN: J. Metals, 11 (1959), p. 738
- 3) 森永, 加藤: 日本金属学会誌, 19 (1959), p. 578
- 4) 幸田, 諸住, 金井: 日本金属学会誌, 26 (1962), p. 764
- 5) 大日方, 六碓, 寺沢: 日本金属学会誌, 8 (1944), p. 338
- 6) 藁輪, 小坂: 鉄と鋼, 50 (1964), p. 56

669,14,078,252,3;621,97,071:669,111,35

### (162) 高速度鋼の各種応力下での挙動 (工具鋼の靱性に関する研究—I)

日本特殊鋼

工博 沢 繁樹・西村富隆・○伊藤 武

Characteristics of High Speed Steels Under Bending and Torsional Stresses.

(Study on the toughness of tool steels—I)

Dr. Shigeki SAWA, Tomitaka NISHIMURA and Taekshi ITO.

#### 1. 緒 言

従来, 高速度鋼は切削工具として用いられてきたが, 最近, 高速度鋼を冷間工具として使用する傾向があり, その用途が拡大され, 高い靱性が要求されるようになった。そして, 各種応力状態における材料の挙動および, その試験方法によつて得られる靱性を知ることが重要となつた。

高速度鋼のごとく高硬度鋼では塑性変形量が小さく, 降伏点と破断強度の間がせまい。このような材料に対して各種試験方法が検討され数多くの報告がなされている<sup>1)~6)</sup>。通常, 鋼の靱性は各種試験の破断エネルギーで表示されるが, これらの値は破断までの変形曲線下の面積すなわち, 破断に要した仕事として示されている。一方, ROBERTS 等<sup>7)</sup>は破断までの変形能, 材料の変形抵抗の 2 つの因子を考慮に入れて靱性に対する考え方をさらに前進させている。そこで, 本報においては W 系高速度鋼として 18-4-1 型高速度鋼, Mo 系高速度鋼として 6-5-2 型高速度鋼について静的および衝撃曲げ応力, 静的および衝撃振り応力下の挙動について調査した結果を報告する。

#### 2. 供試材および実験方法

##### 2.1 供試材

供試材の化学組成を Table 1 に示す。供試材は所定