

Table 3. Analysis of X-ray diffraction data.

Table of Alloy Data											
σ Phase (Fe-Cr) ~(Fe- Cr- Mo-Ni)		Ni ₃ Al ~ G Phase Ni ₃ (Al, Ti) (Al, rich)	Laves Phase (Ni ₁₃ , Ti ₈ , Si ₆)	M ₆ C (Fe, Cr, Mo) ₆ C	M ₂₃ C ₆ (Cr, Fe, Mo) ₂₃ C ₆ ~ Fe ₂₁ (Cr, Mo) ₂ C ₆	WC	Mo ₂ C	VC	TiC~ Ti(C, N) (C rich)	NbC~ Nb ₄ (C, N) ₃ (C rich)	
8.80		3.561	11.198	4.751~ 4.765	11.04	10.659	2.91	2.994	4.16	4.3285	4.449
M-3	×	⊙ (100)	×	×	×	○(Trace)	×	×	×	○(Trace)	×
M-7	×	⊙ (100)	×	×	×	○(")	×	○(Trace)	×	○(")	×
A-8	×	⊙ (100)	×	×	×	○(")	×	×	×	○(")	×
W-2	×	⊙ (100)	×	×	×	○(")	○(Trace)	×	×	?	×
W-7	×	⊙ (100)	×	×	×	○(")	○(")	×	×	?	×
V-2	×	⊙ (100)	×	×	×	○(")	×	×	○(Trace)	?	×
V-3	×	⊙ (99)	×	×	×	○(")	×	×	○(")	?	×
N-1	×	⊙ (95)	×	×	×	○(")	×	×	×	○(Trace)	○ (5)
N-3	×	⊙ (90)	×	×	×	○(")	×	×	×	○(")	○ (10)
S-1	×	⊙ (90)	×	×	×	○(")	?	×	×	○(")	○ (10)
S-2	×	⊙ (90)	×	×	×	○(")	?	×	?	○(")	○ (10)

Note: ⊙ Present (especially evident), ○ Present.
? Presumably present or absent, × Absent.

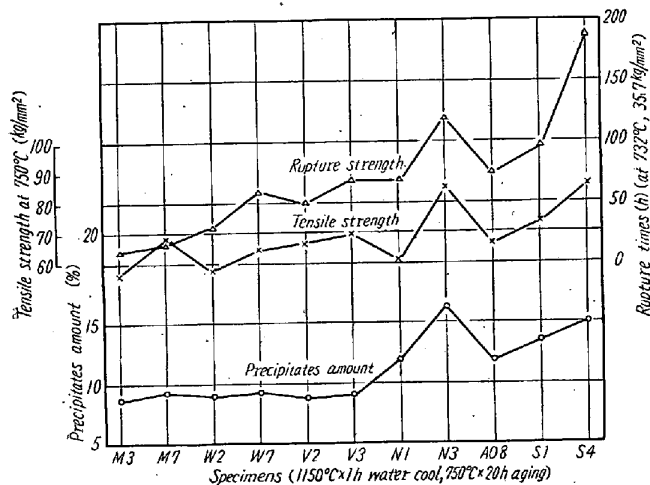


Fig.3. Relation between the amount of precipitates from electrolytic isolation and the strength at high temperatures.

た。高温引張り強さおよびラプチャー強度は析出物量と密接な関係を示し、析出物量の多い試料ほど高温強度を増大する。

文 献

- 1) 小柴, 九重: 鉄と鋼, 46 (1960) 487

(173) 真空溶解における鉄基二元合金の蒸発による組成変化

日本冶金工業川崎製造所

川畑正夫・横田孝三・佐藤洋太・渡辺哲弥

Composition Change of Iron-Base Binary Alloys by Vaporization in Vacuum Melting.

Masao Kawahata, Kozo Yokota,
Yota Sato and Tetsuya Watanabe.

I. 緒 言

誘導式真空溶解では、溶解中に不純物あるいは合金成分として含有される成分は、それぞれの蒸発量の鉄の蒸発量に対する割合に応じて、稀釈または富化される可能性がある。

本実験は実験室的規模の真空溶解装置を用い、鉄基金属の不純物として存在する成分あるいは合金として含有される成分の真空溶解中の蒸発にもとづく組成変化に関するものである。

II. 実験方法

出力 25 kW の真空管式高周波発振器を電源にし加熱コイルが真空槽内に含まれる形式の溶解能力約 10 kg の実験用真空溶解炉により行なつた。付属排気装置は 8 吋油拡散ポンプおよび 1800 l/mn の油回転ポンプである。実験成分は Ni, Co, Mo, Cr, Mn, Cu, As, S, P, Sn, Pb, Sb, Ag および Si についてマグネシヤルツボを使用し、まず電解鉄を溶解し溶落後アルゴンガス大気圧下で純金属または母合金にて添加し、その後急速に排気し約 1 μ Hg の真空中で最高 90 分間 1550~1600°C の間で保持し溶解過程で分析試料を採取し組成変化を調査した。なお溶解量は 3.5 kg で試料採取にさいし一回の sampling ごとに約 100 g の鋼浴量の減少がある。また鋼浴表面積および容積は計算値では 38.5 cm², 437 cm³ である。

III. 実験結果

Fig. 1 に Ni, Co, Mo の溶解過程での濃度変化を示す。これらの成分は溶解中ほとんど変化なくむしろ鉄の

蒸発が優先して若干富化する傾向がある。Fig. 2 は Cr の場合を示し中程度の蒸発傾向を示し、とくに濃度の高い組成では蒸発量もいちじるしい。Fig. 3 は Mn, Cu の場合を示しともにいちじるしい蒸発傾向を示す。Fig. 4 は不純物として存在する As, S, Sn, Sb, Ag, Pb についての濃度変化を示し、S, As はやや減少する傾向があるが真空溶解での蒸発による除去はほとんど期待できない。Ag, Pb はきわめて効果的に除去可能であり Sn, Sb についても同様であるが蒸発傾向は Ag, Pb よりも小である。Fig. 5 は 18-8 ステンレス鋼の組成について約 $1 \mu\text{kg}$ 、および $100 \mu\text{Hg}$ の真空度を異にする雰囲気下で溶解した場合の Ni および Cr の濃度変化を示し、 $100 \mu\text{Hg}$ の溶解では Cr がわずかに蒸発しているがほとんど組成変化はないが、 $1 \mu\text{Hg}$ の溶解では Cr の

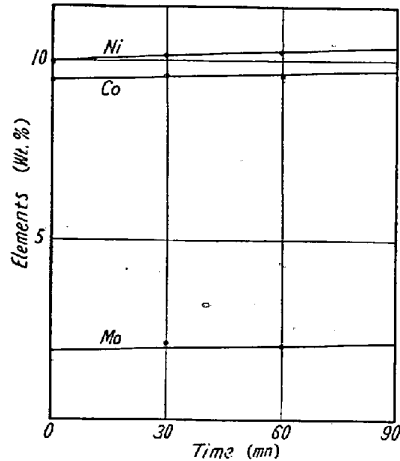


Fig. 1. Change in the amounts of Ni, Co and Mo with time.

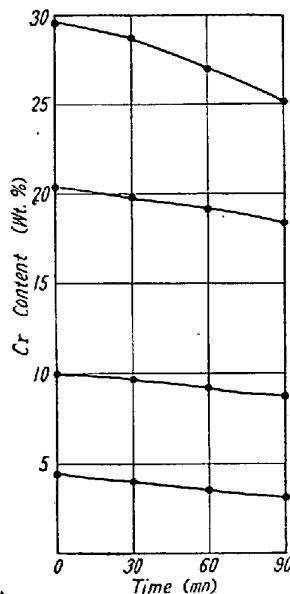


Fig. 2. Change in the Cr content with time.

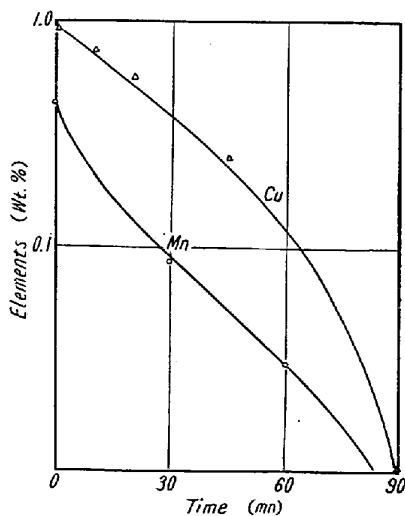


Fig. 3. Change in the Mn and Cu content with time.

蒸発 Ni の富化現象が顕著である。

Si については Al_2O_3 ルツボおよび MgO ルツボを使用した場合および Al_2O_3 ルツボを使用して炭素を共存せしめた場合について行なったが、前者の場合ではいずれのルツボの場合でも減少する傾向があつたが後者の場合は炭素によりルツボ耐火材の還元が行なわれ Al の鋼浴中の導入があり、Si は

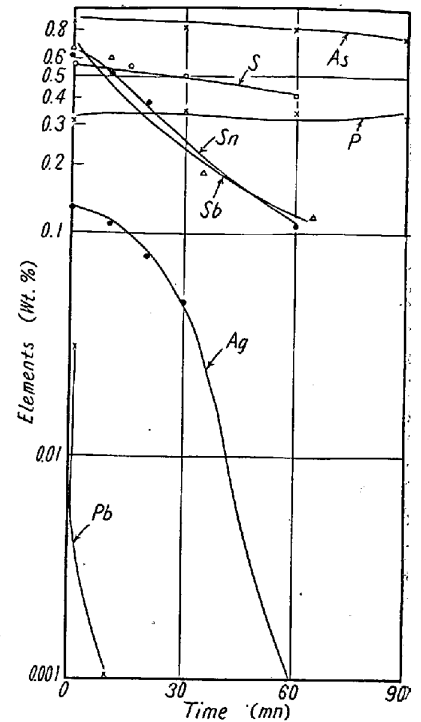


Fig. 4. Change in the composition with time.

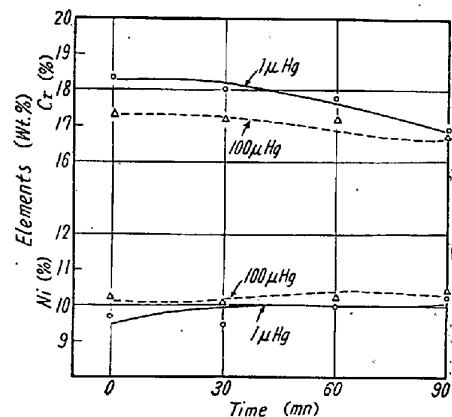


Fig. 5. Change of the composition of 18-8 stainless steel with time.

前者とは逆に富化してゆく傾向が認められた。

IV. 考 察

溶質元素の蒸気圧は RAULT の法則によれば純金属の場合の蒸気圧に対してモル濃度に比例する。しかしこの関係が成立するのは理想溶液のみであり実際溶液では溶質溶媒各元素間の反発あるいは結合せんとする傾向により RAULT の法則に正または負に偏移し、活量により蒸気圧が決定される。

Ni, Co, Mo など純粋系での蒸気圧はきわめて低く、かついずれも溶鉄中で理想溶液を作りしたがって真空溶解で蒸発することはほとんどなく逆に鉄の蒸発により富化することになる。Mn は純粋系での蒸気圧および活量から 1% 溶液での蒸気圧を求めると 0.5 mmHg 程

度の蒸気圧となりきわめて容易に除去される。溶鉄中の Cu は理想溶液を作るとすれば蒸発除去される可能性はないが活量は RAULT の法則からいじめるしく正に偏移するため蒸発することになる。S, As などは純粋系での蒸気圧はきわめて高いにもかかわらず、鉄溶液中の蒸発はあまり行なわれない。Ag, Pb, Sb はいずれも純粋系で蒸気圧はきわめて高く溶鉄中でも蒸発しやすい。Sn は純粋系での蒸気圧は Cu と同程度であり、かつ溶鉄中では理想溶液を形成するといわれているがその蒸発による稀釈は理論的な推定値よりもやや大きい。また Si は蒸気圧および活量からの観点ではきわめて安定で蒸発し難い筈であるが本実験では炭素を共存せしめた場合以外は減少する傾向を示した。これは斎藤らも指摘されたごとく溶鋼中の Si と耐火材との反応あるいは溶鋼中の Si と酸素の反応による suboxide ガスの生成によるものであるかもしれない。このようにルツボ耐火材料と反応する可能性のある元素の蒸発現象はまた別の観点から考察されねばならないことを意味する。

V. 結 言

実験室的規模の誘導式真空溶解炉を用い、MgO ルツボ中での鉄基金属の不純物あるいは合金として含有される成分の真空溶解中の組成変化に関して実験した結果、Ni, Co, Mo はほとんど変化なく、Cr, Mn, Cu, Sn, Pb, Ag, Sb は純金属または鉄溶液中での蒸気圧から推定される場合と同様の傾向を示したが、As, S の除去はあまり効果的でなく、P はまったく除去できない。また Si のようなルツボ材と反応する可能性のある元素は単に鉄溶液中の蒸気圧から単純に蒸発現象を考察することはできないことが判った。

文 献

- 1) 斎藤恒三, 川合保治: 学振 19 委—5862

(174) 高炭素低合金鋼におけるカーバイトの固溶と焼入性について

神戸製鋼所神戸研究部

西原 守・○中野 平・喜多壮大

高砂工場

牧 岡 稔

Relation between Hardenability and Solution of Carbide of High-Carbon Low-Alloy Steels.

Mamoru Nishihara, Taira Nakano,
Sodai Kita and Minoru Makioka.

I. 緒 言

一般にロール材料、軸受鋼、工具鋼などにおいては耐摩耗性と靱性の点からカーバイトの球状化処理が施されて使用される。

この場合オーステナイト化条件によつてカーバイトの溶込みが変化し、そのために焼入性がかなり変化してくることが考えられ、品物の重量と使用条件に応じた焼入条件を採用することが肝要である。かかる観点に立つて数種の高炭素低合金鋼の焼入性を試験したのでその結果を報告する。

II. 供 試 材

供試材は熱間圧延用ロールまたは冷間圧延用ロールなどに使用される Table 1 に示すような 5 種類の高炭素低合金鋼で、いずれも塩基性 500 kg 高周波炉で溶製した 350 kg の鋼塊を 30 mm 角材に鍛伸後焼ナラシ→低温焼鈍を行なつて使用した。

III. 実 験 結 果

1) カーバイトの球状化処理

カーバイトの球状化は Ac_1 点よりも少し高い温度から徐冷を 2 回繰返す方式によつて行ない、R-1, R-2 に対しては 785°C, R-3, R-4, R-5 に対しては 770°C でそれぞれ 4 時間保持し、冷却速度は 5°C/h とした。カーバイトの大きさは電子顕微鏡による観察の結果、0.5~2.0 μ であった。

2) オーステナイト化条件とカーバイトの溶込みとの関係

ジョミニ一端焼入試験によりオーステナイト化温度を 800°C, 850°C, 900°C, 950°C の 4 とおり、保持時間を 5 分, 30 分, 1 時間, 3 時間の 4 とおりに変化させてジョミニ焼入曲線を求めた。その一例として R-1 R-3 の曲線を Fig. 1, 2 に示す。

Table 1. Chemical composition of samples.

Mark	Steel	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V
R-1	Cr-Mo-V steel (low Si)	0.64	0.20	0.64	0.013	0.008	<0.05	<0.05	1.54	0.37	0.23
R-2	Cr-Mo-V steel (high Si)	0.62	0.84	0.74	0.007	0.007	0.06	0.09	1.62	0.46	0.26
R-3	Ni-Cr-Mo-V steel	0.62	0.24	0.65	0.013	0.013	0.05	1.22	1.62	0.40	0.25
R-4	Cr-Mo steel (low C)	0.73	0.20	0.39	0.014	0.014	<0.05	0.06	1.70	0.25	0.11
R-5	Cr-Mo steel (high C)	0.88	0.27	0.37	0.013	0.013	<0.05	<0.05	1.78	0.24	0.11