

るが、この炭化物はオーステナイトの高温域においてもきわめて安定かつ難溶であるため、熱処理に基く合金元素としての効果は期待できない。しかしこのような安定な炭化物あるいは他の合金元素との複炭化物を鋼中で微細に分散させることができれば、凝集、成長を阻止または遅滞させるため、粒界での keying effect によつて抗クリープ性や耐疲労性の改善が期待されるから、今後の研究はこのような面を指向するつもりである。

文 献

- 1) 長谷川, 斧田: 鉄と鋼, 48 (1962) 11, p. 1438~1439
- 2) 長谷川, 斧田: 鉄と鋼, 49 (1963) 2, p. 174~194
- 3) Edited by R. F. KNIGHT & D. K. FAURSCHOU: "The Influence of Uranium Additions to Ferrous Alloys", Dep. of Mines and Technical Surveys-Ottawa, Mines Research Rep. R-95 (Apr. 1962) p. 320

Cr 鋼の溶融アルミニウム合金による溶解速度*

袁 輪 晋**・小坂 岑 雄***

Rate of Solution of Cr-Steel in Liquid Aluminium Alloy.

Susumu MINOWA and Mineo KOSAKA

Synopsis:

From the standpoint of rate theory, the rate of solution of Cr-steel in liquid aluminium alloy was measured at 750~950°C

The results obtained were as follows:

1) The rate of solution of Cr-steel in liquid pure aluminium was $3.69 \sim 19.4 \times 10^{-6}$ [cm/s] and in aluminium alloy (Fe 3%, Si 3.1%) was $1.81 \sim 17.0 \times 10^{-6}$ [cm/s].

2) The value of activation energy for solution (E_V) is equal to the sum of the value of activation energy for diffusion of iron in liquid metal (E_D), heat of solution (E_S) and the activation energy for viscosity of liquid metal (E_η).

Values of E_V are equal to 30.1 and 32.4 [kcal/mol], respectively.

3) The controlling step of Cr-steel at solution process in liquid aluminium is the rate of diffusion of Fe atom in the diffusion layer.

(Received 1 July 1963)

I. 緒 言

アルミニウム合金の鑄造においては、溶湯と鉄鋼材料の接触する機会はきわめて多い。実際に工業においてはアルミニウム合金溶湯の保温炉、熱電対保護管、金型あるいは取鍋など、そのほとんどが鉄鋼材料を使用している。これらの鉄鋼材料はアルミニウム合金溶湯によつて溶損し、アルミニウム合金溶湯中の鉄含量を増加せしめ鑄造製品の品質を低下せしめることとなる。同時に、鉄鋼材料の溶損は操業上種々の不都合を生ぜしめ、その耐用期限の長短は製品原価にも当然影響するものと考えられる。

ところで、鉄鋼材料とアルミニウム合金溶湯が接触した場合に起こる現象についての研究^{1)~4)}は、すでに古くからなされてきているが、とくに最近では、いわゆるアルミナイズド鋼^{5)~7)}の製造を目的としたものが多い。し

かし、上述のように、鑄造作業においてきわめて重要な問題である鉄鋼の溶解もしくは溶損の速度に関する報告例⁸⁾は非常に少ない。

そこで筆者らは、反応速度論的見地から、溶融アルミニウム合金による鉄鋼材料の溶解現象を解明し、上述の諸問題の解決に対する基礎的な知見を得ることを目的として実験を行なつた。本報では、鉄鋼材料に耐熱鋼として比較的使用度の高い Cr 鋼をとりあげ、その純アルミニウムおよび Al-Si-Fe 合金溶湯に対する溶解速度を測定した結果を述べる。

II. 供試材料および実験装置

* 昭和38年5月本会講演大会にて発表

昭和38年7月1日受付

** 名古屋工業技術試験所, 工博

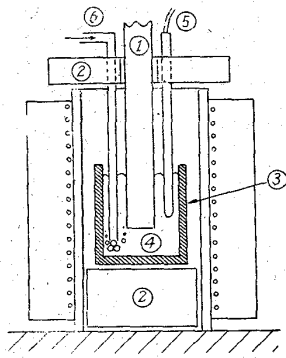
*** 名古屋工業技術試験所

Table 1. Chemical composition of Cr-steel.
(wt%)

Metal	C	Si	Mn	P	S	Cr
Cr-Steel	0.61	0.25	0.44	0.025	0.025	1.8

Table 2. Chemical composition of Al and Al-Fe-Si alloy (wt%).

Metal	Si	Fe	Cu	Ti	Mg
Al	0.002	—	0.001	0.001	—
Al-Si-Fe	3.1	3.0	0.08	—	—



① Cr steel ④ Molten Al or Al-Si-Fe
 ② Refractory ⑤ Thermo-couple
 ③ MgO-crucible ⑥ Ar gas flow

Fig. 1. Experimental apparatus.

1. 供試材料

Table 1 および Table 2 に供試 Cr 鋼とアルミニウム合金地金の組成を示した。Cr 鋼試料はすべて外径 14mm 長さ 250mm の丸棒であり、施盤による研磨仕上りの後、トリクレンで脱脂処理を行なつてから実験に供した。

2. 実験装置

Fig. 1 に実験装置の主要部を略図で示した。使用したマグネシアルツボは外径 65mm, 内径 53mm 高さ 100mm であり、一回のアルミニウム合金の溶解量は 300±10g であつた。アルゴンガスの吹込みは溶湯の攪拌と表面の酸化防止を目的として行なつたもので市販アルゴンガスボンベから、ピロガロールで脱酸素した後、濃硫酸とシリカゲルで脱水分して外径 4mm の石英ガラス管を通して吹込みを行なつた。

加熱炉としてはカンタル線抵抗炉を用い、アルメルクロメル熱電対と千野式温度調節器によつて、所定温度で±2°C に制御した。

III. 実験操作および実験結果

1. 実験操作

実験の操作は次のようである。まず加熱炉の中へアルミニウムまたはアルミニウム合金（以下は簡単のため Al または Al-Si-Fe とのみ記す）をいれたルッポをセットし、アルゴンガスを通じながら所定温度まで加熱して完全に溶解せしめ、温度が均一となつた時、Cr 鋼試料を炉内におろした。溶湯の直上に約 10mm 間放置して充分試料を予熱した後で、溶湯に浸漬する。同時にアルゴンガス吹込み管を浴内にいれて攪拌を行なつた。所定時間の後、Cr 鋼試料を溶湯から引上げて放冷し、室温にいたつたとき、Cr 鋼試料の表面に付着した Al または Al-Si-Fe 合金をスケーリング・ハンマーでたたいて除去し、試料の重量、直径の測定を行なつた。重量の測定には精密級の上皿天秤を、直径の測定にはノギス (1/20mm) をそれぞれ使用した。一方検鏡試料について

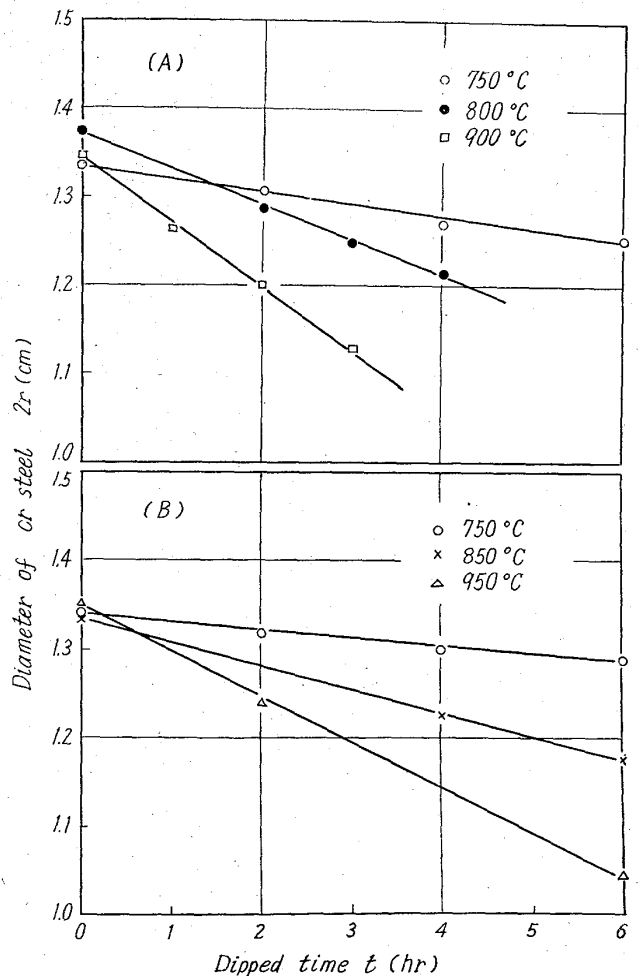


Fig. 2. (A) Relation between the diameter of steel bar and dipped time in liquid Al bath. (Ar gas flow rate=250 cm³/mn)
 (B) Relation between the diameter of steel bar and dipped time in liquid Al-Si-Fe bath. (Ar gas flow rate=250cm³/mn)

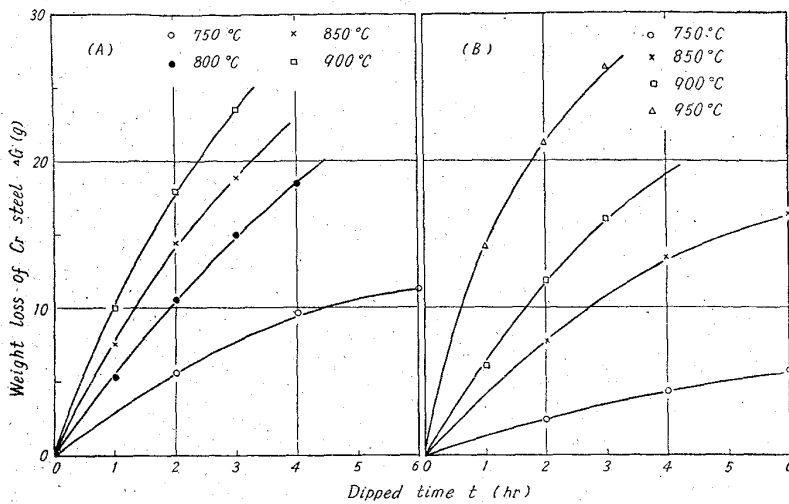


Fig. 3. (A) Change of decreased weight of steel bar in liquid Al bath. (Ar gas flow rate=250cm³/mn)
(B) Change of decreased weight of steel bar in liquid Al-Si-Fe bath (Ar gas flow rate=250cm³/mn)

は、上と同様の操作で浸漬を行なった Cr 鋼試料を水中に急冷した後で切断、研磨を行ない、断面、とくに Cr 鋼試料の溶解面を金属顕微鏡で観察した。

浸漬を行なった温度は 750, 800, 850, 900, 950°C であり、この場合、アルゴンガス吹込み速度は 250cm³/mn に一定とした。また温度を 850°C に一定とし、アルゴンガス吹込み速度を 70~400cm³/mn の範囲に変化させて、一連の実験を行なった。

2. 実験結果

Cr 鋼試料の直径を測定し、時間に対してプロットすると Fig. 2 (A, B) のようである。また重量減少を時間に対してプロットして Fig. 3 (A, B) をえた。

Cr 鋼試料断面の顕微鏡写真の一例を Photo. 1 に示す。Cr 鋼試料の溶解面に存在するアルミニウム-鉄合金層の厚さを顕微鏡に付属の測微計で測定した結果を Fig. 4 (A) に示した。

IV. 実験結果の整理

Fig. 2 に直径測定の結果を示したがこの結果を利用して半径減少速度 (言いかえるならば Cr 鋼試料の溶損される速度), すなわち

$$-dr/dt = V \text{ [cm/h] または (1) [cm/s]}$$

ここに dr は単位時間 dt に溶損された距離を求めてみると、試料面のわずかな凹凸からも、かなりばらつきが大きくなり、測定の精度があまりよくないので Fig. 3 での重量測定の結果を(1)式の V の算出に用いることとした。以下の方法は筆者らが耐火物のスラグによる溶損速度の算出に用いて報告⁹⁾したのと同様であ

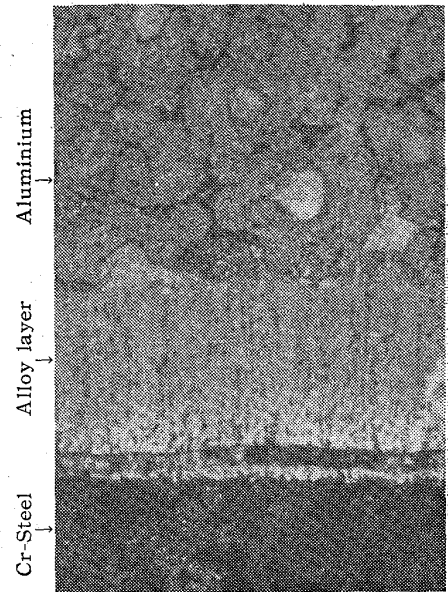


Photo. 1. Micro structures of the interface between Cr-steel and aluminium. (×120) dipped time 1 h.

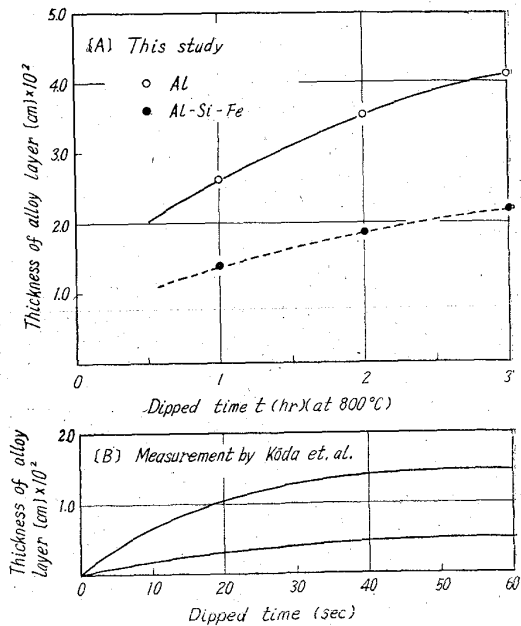


Fig. 4. Relation between the increase of thickness of alloy layer and dipped time (A is this study and B is the measurement by Kōda et al).

る。すなわち、もし、(1)式における V が時間によらない一定値をとるならば、(1)式を積分して境界条件を $t = 0$ のとき $r = r_0$ (r_0 は Cr 鋼の最初の半径) とすれば

$$r/r_0 = 1 - V/r_0 \cdot t \dots \dots \dots (2)$$

となる。ところで試料が丸棒であることを考慮すれば

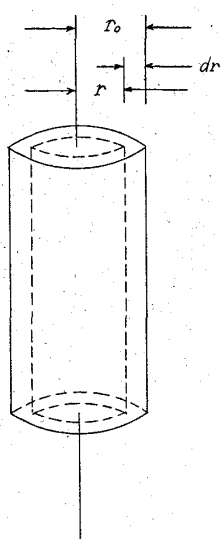


Fig. 5. Model of test bar with corrosion.

Fig. 5 からあきらかに(3)式が成立する。

$$(G_0 - \Delta G) / G_0 = (r / r_0)^2 \quad \dots \dots \dots (3)$$

G_0 : 試料の浸漬部の重量
 ΔG : t 時間で溶解した重量

(3)式を平方して(2)式と等置すれば

$$\{(G_0 - \Delta G) / G_0\} = 1 - V / r_0 \cdot t \quad \dots \dots (4)$$

さらに整理して容易に測定できる項を左辺にあつめると

$$1/2 \cdot r_0 / G_0 \cdot \Delta G / t = V - 1/2 \cdot V^2 / r_0 \cdot t = y \quad \dots \dots \dots (5)$$

(5)式によつて y を計算し、時間 t に対してプロットするならば、 V が一定の値をとるならば直線関係がえられるはずである。この直線を $t = 0$ まで外そうしてえられる y の値は(5)式からあきらかに V と等しい。このように重量の測定結果からも溶解速度 V の値を計算によつて求めることができるが、そのため次のような仮定が行なわれている。すなわち

- (1) 溶解速度が時間によらない一定値をとること。
- (2) 試料がはなはだしい膨張、収縮を起こさないこと。
- (3) 溶湯金属が Cr 鋼試料の表面にはなはだしく残存しない。

仮定(1)については Fig. 2 の結果から、また仮定(2)については試料が Cr 鋼であることから、それぞれ満足できると考えられる。なお仮定(3)については次のような予備実験を行なつてその妥当性を確認した。すなわち、付着した溶湯金属をスケーリングハンマーでたたいて除去した後秤量を行ない、さらにこの試料を 2N-NaOH 熱溶液中に入れて付着していると考えられる Al 成分をできるだけ溶解除去してふたたび秤量を行なつた結果、両者の重量は誤差の範囲で一致した。よつて本測定においてはスケーリング・ハンマーで付着金属を除去して、秤量を行なつてさしつかへないものと判断することができた。

さて、上述の方法によつて求めた y と時間 t の関係を Fig. 6 (A, B) に示した。さらに $t = 0$ に外そうした y の値 (すなわち、溶解速度 V) を最少二乗法で求め、Table 3 にまとめた。実験温度を 850°C に一定とし、

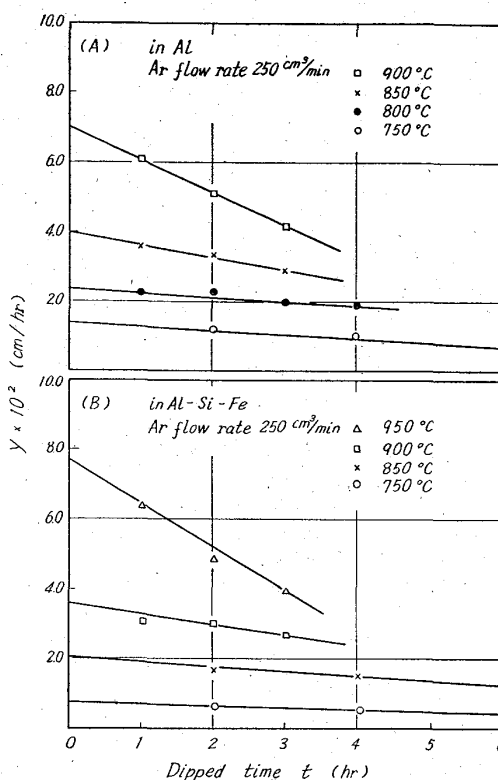


Fig. 6. (A) Relation between y value and dipped time in liquid Al bath.
 (B) Relation between y value and dipped time in liquid Al-Si-Fe bath.

Table 3. The rate of solution of Cr-steel in molten Al and Al-Si-Fe alloy.

Bath	Temp. $^\circ\text{C}$					Dimensions
	750	800	850	900	950	
in Al	3.69	6.81	11.1	19.4	—	$\times 10^{-6}\text{cm/s}$
in Al-Si-F-	1.81	—	5.72	10.1	17.0	$\times 10^{-6}\text{cm/s}$

* Ar gas flow rate = $250\text{cm}^3/\text{mn}$

Table 4. Effect of Ar-gas flow rate on the rate of solution of Cr-steel in molton Al.

Ar-gas flow rate	70	100	200	300	400	cm^3/mn
Rate of solution	7.65	7.31	9.55	13.2	15.3	$\times 10^{-6}\text{cm/s}$

* Temp. = 850°C

アルゴンガス流速を変化せしめた実験の結果も、同様の方法で整理して Table 4 に示した。

V. 考 察

1. 溶解速度 V と拡散理論との関係について。

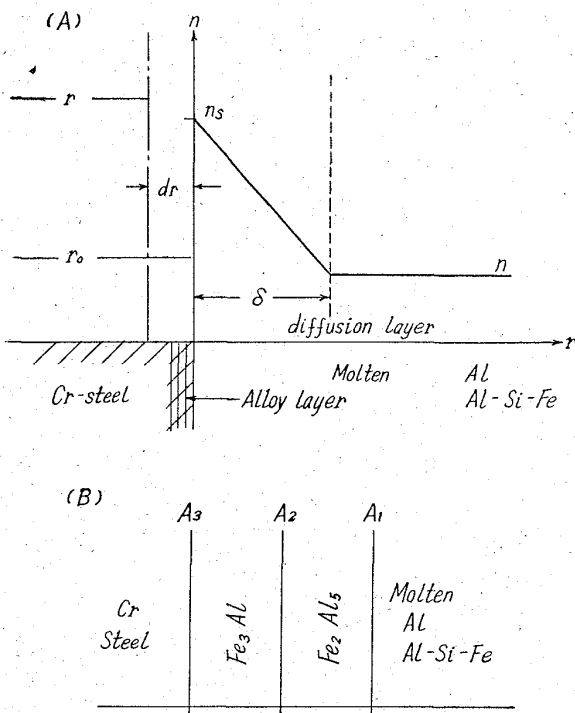


Fig. 7. Model of interface between steel bar and liquid metal, and formed alloy layer (Kōda)

大日方⁹⁾および幸田¹⁰⁾らは鉄鋼材料の溶解面に存在する合金層を観察しその結果を報告しているが、ここでは Fig. 7 (A)に示すように簡略化して考えてみる。Fig. 7 (A)の拡散層の部分に拡散理論¹¹⁾をあてはめるならば、一方拡散であるから Nernst の式によれば、単位面積について次式が成立する。

$$J = D/\delta \cdot (n_s - n) \quad [\text{g/cm}^2 \cdot \text{s}] \quad \dots \dots \dots (5)$$

- D: 拡散定数 [cm²/s]
- δ: 拡散膜厚さ [cm]
- n_s: 飽和濃度 [g/cm³]
- n: 溶湯における濃度 [g/cm³]

上式の次元から考えて、試料の密度 ρ [g/cm³] で (5)式を除せば溶解速度 V_c が得られる。すなわち

$$V_c = j/\rho = D/\delta \rho \cdot (n_s - n) \quad [\text{cm/s}] \quad \dots \dots \dots (6)$$

ここに既存の文献によつて

800°C の場合

- D = 2.12 × 10⁻⁵ [cm²/s]¹²⁾
- n_s = 6.50 wt% Fe¹³⁾
- ρ = 7.74 [g/cm³] (実測)
- δ = 5 × 10⁻² [cm]¹⁴⁾
- n = 0 wt% in Al (Table 2)
- = 3.0 wt% in Al-Si-Fe (Table 2)
- n_s の計算のため Al 溶湯の密度を 2.37 [g/cm³]¹⁵⁾

等の数値をそれぞれ(6)式に代入して計算を行えば

$$V_c = 8.27 \times 10^{-6} \quad [\text{cm/s}] \quad \text{in Al}$$

$$V_c = 2.36 \times 10^{-6} \quad [\text{cm/s}] \quad \text{in Al-Si-Fe}$$

となる。これらの値は Table 3 の実測値とかなりよく一致した数値である。

ところで(6)式には拡散膜厚さ δ のように実測のできない数値が含まれるのであるが、固体に対する液体の速度があきらかであるような場合 (本実験に例をとれば、Cr 鋼試料を一定速度で回転する時のように)、については流体力学の立場からすでに多くの研究¹⁶⁾がなされている。たとえば SCHLICHTING¹⁷⁾ によれば流体力学的境界層の厚さ δ* は

$$\delta^* = K \eta^{1/2} L^{1/2} U^{-1/2} \quad \dots \dots \dots (7)$$

- K: 定数
- η: 動粘度
- L: 試料の代表長さ
- U: 流体の速度

で与えられ、層流域で定数 K はほぼ 1 の値にあるとされている。また、一定の実験条件下では拡散膜厚さ δ は流体力学的境界層の厚さ δ* とほぼ直線的な比例関係¹⁶⁾にあるとみてよい。しかるに、本実験においてはアルゴンの吹込みによつて溶湯の攪拌を行なつたので、(7)式の流体速度 U について明確な評価は行なえない。しかし本実験程度のガス吹込みで得られる攪拌¹⁸⁾は弱いものであるから、実験を行なつた範囲では、ガス吹込み速度 u [cm³/mn] と流体の速度 U [cm/s] はほぼ直線的に比例するものと考えて Table 4 の結果を Fig. 8 のようにプロットしてみた。Fig. 8 からばらつきは大き

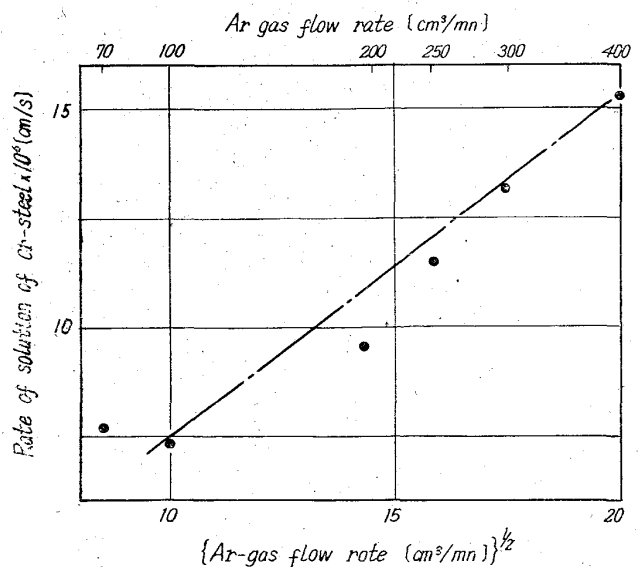
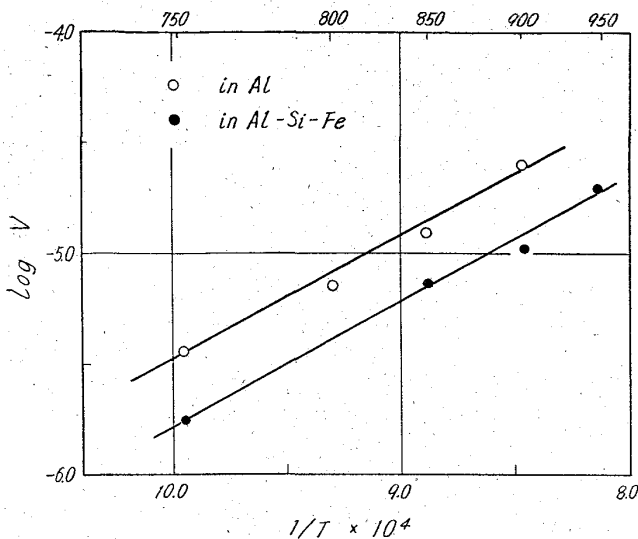


Fig. 8. Relation between Ar flow rate and rate of solution steel in liquid Al bath.

Fig. 9. Relation between $\log V$ us $1/T$.

いがあきらかに直線的な相関がみとめられる。以上の考察の結果、本実験の範囲では、Cr 鋼の溶解速度は拡散層中の Fe 原子の拡散速度から計算される数値とよく一致し、攪拌の効果が相当に大きいことからして、それを律速段階として考えてさしつかえない。

2. 溶解速度 V と温度の関係について

(6)式による試算の結果が比較的良好に実測値と一致することから、溶解速度 V が Arrhenius 型の温度係数をもつものとして Table 3 の値を $\log V \sim 1/T$ 図上にプロットしてみると Fig. 9 に示すようにかなりよい直線関係をうる。

すなわち

$$V = K_1 \cdot e^{-E_V/RT}$$

$$\therefore \log V = \log K_1 - E_V/RT \quad (8)$$

ここに E_V : 溶解の活性化エネルギー

R : 気体定数

T : 絶対温度

K_1 : 定数

Fig. 9 から E_V を平均法によつて計算すると、それぞれ

$$E_V = 30.1 \text{ [kcal/mol] in Al}$$

$$E_V = 32.4 \text{ ["] in Al-Si-Fe}$$

となる。ところで、溶解速度 V が (6) 式にしたがうものとするれば、溶融アルミニウムの場合次式が得られるとしてよい。

$$V = K_2 \cdot D/\delta \cdot n_s \quad (9)$$

ここで $K_2 = 1/\rho$: 定数

$n_s \ll n$ よつて n を省略

ここで DARBY¹⁹⁾らの解析と同様に (9) 式の対数をとれば

$$\log V = \log K_2 + \log D + \log n_s + \log 1/8 \quad (10)$$

拡散定数 D および飽和濃度 n_s については Arrhenius 型の温度関係が成立することはすでによく知られている。

$$\log D = K_3 - E_D/RT$$

$$\log n_s = K_4 - E_S/RT \quad (11)$$

ここに E_D : 拡散の活性化エネルギー

E_S : 溶解熱

K_3, K_4 : 定数

E_D は既存の拡散速度を測定したデータから、 E_S は問題とする系の状態図がえられるならば計算によつて、それぞれ求めることができる。さらに (10) 式における $\log 1/\delta$ の項については、前述の SCHLICHTING の式から一定の実験条件のもとでは

$$\delta^* = K_5 \cdot \eta^{1/2} \quad (12)$$

$$K_5 = K \cdot L^{1/2} \cdot U^{-1/2}: \text{定数}$$

とすることができる。

$$\therefore 1/\delta^* = K_6 \cdot \eta^{-1/2} \quad (13)$$

$$K_6 = 1/K_5$$

$$\therefore \log 1/\delta^* = \log K_6 + \log \eta^{-1/2} \quad (14)$$

ところで粘度 η については Arrhenius の式が成立するから

$$\log \eta = K_7 - E_\eta/RT \quad (15)$$

K_7 : 定数

E_η : 粘性の活性化エネルギー

(15) 式を (14) 式に代入すれば

$$\log 1/\delta^* = K_8 - 1/2 E_\eta/RT \quad (16)$$

$$K_8 = \log K_6 + K_7: \text{定数}$$

(11), (16) 式を (10) 式に代入すると

$$\log V = K_9 - (E_D + E_S + 1/2 E_\eta)/RT \quad (17)$$

$$K_9 = K_3 + K_4 + K_8: \text{定数}$$

がえられる。よつて

$$E_V = E_D + E_S + 1/2 E_\eta \quad (18)$$

が成立すると考えられる。既存の文献から

$$E_D = 5 \sim 7 \text{ [kcal/mol]}^{20)}$$

$$E_S = 19 \sim 20 \text{ ["]}^{21)}$$

$$E_\eta = 3 \sim 5 \text{ ["]}^{22)}$$

とすれば (18) 式によつて計算して

$$E_V = 26 \sim 30 \text{ [kcal/mol]}$$

となる。この値はさきに Fig. 9 から計算して求めた値とくらべ、多少小さいようにも考えられるが、以上の近似的方法による偏差、試料に含まれる Cr 成分、溶湯には溶解しない含有炭素などを考えるとき、比較的良好に一致した値と考えてよいであろう。とくに Cr 鋼中の炭素

は溶解に際して分離されるので、これに要する仕事を考慮すれば、さらに一致はよくなるものと考えられる。

ところで、AGREEW²³⁾らは固体 Fe 中の Al 原子の拡散速度を測定して、 $10^{-8} \sim 10^{-9}$ [cm²/s] の結果を得ており、活性化エネルギー E_D を 44 [kcal/mol] と報告している。また LOMMEL²⁴⁾ らによる表面反応を律速とする溶解速度の測定結果は $10^{-3} \sim 10^{-4}$ [cm/s] であり溶解の活性化エネルギーは 2~4 [kcal/mol] と報告されている。

本測定の結果は、上記のいずれの場合とも一致せず、DARBY¹⁹⁾ らの解析による結果とよく一致した。

3. 合金層について

鉄鋼材料を溶融したアルミニウム (またはその合金) に浸漬すると、鉄鋼の表面に Fe_2Al_5 または $FeAl_3$ からなる合金組織が生成する。このことはすでに HEUMANN²⁵⁾、幸田¹⁰⁾ らによつて報告されており、このとき溶湯に Si, Be などを加えると生成する合金層が非常に薄くなることが知られている。本実験の結果も Fig. 4 (A) に示したように、Al-Si-Fe 溶湯における合金層の厚さは Al 溶湯における場合と比べ、約 1/2 程度であった。参考のため、幸田らの結果を Fig. 4 (b) に示した。筆者らの結果は幸田らの測定結果とくらべ、多少大きいようであり、とくに、幸田らが合金層の厚さは浸漬後数分間でほぼ一定の厚さに生長し、その後はあまり生長しないとしているに対し、本実験においては浸漬して 3 h 後もわずかながら合金層の生長がみられた。これらは実験に供した試料、浸漬時間、攪拌条件の差に起因するものと考えられる。

ところで、Fig. 7 (B) は幸田らの提出した合金層のモデルであるが、合金層の厚さが実験時間中、あまり変化しないことは、Fig. 7 (B) における A_1 面と A_3 面の移動速度がほとんど等しいことを示していると考えられる。すなわち、合金層の生成速度 (A_3 面) は、見掛け上溶解速度 (A_1 面) と等しいと考えてさしつかえない。ところで、ここに生成する合金層 ($FeAl_3$, Fe_2Al_5) の密度²⁶⁾ は鉄鋼素地よりも相当に小さく、合金生成時には体積の膨張ともなつて A_1 面は逆方向への速度を生ずるはずであつて、このため、真の A_1 面の溶解速度は A_3 面の生成速度よりも多少、速くなるものと考えられる。

5. 1. で試算した結果は計算値 V_c の方が多少、実測値よりも大きくなつており、上述の証拠と考えてよいであろう。同時に合金層中での Fe 原子の拡散速度はそれの Al 溶湯中での拡散速度と比較しうる程度に速いものと考えねばならない。HEUMANN²⁵⁾ らは金属間化合物 Fe_2Al_5 が生長の方向にいちじるしい拡散異方性を持つこ

とを報告しているが、現在までのところその数値的な測定はなされていない。

このように合金層の生成と溶解については、さらに詳細な検討が必要と思われるが、本報告の目的からこれ以上の検討は行なわなかつた。

4. 測定値の現場操業への応用

本測定によつて求められた溶解速度 V はその次元が [cm/s] で与えられるため、各種の試算を行なうことが容易である。たとえば厚さ 2cm の同質の鉄鋼容器を使う低圧力铸造機の圧力槽の耐用期限は 750°C で約 20 月間 (Al 溶湯の場合) と計算できる。ところで、現場で使用される溶湯温度は 700°C 前後のことが多いので Fig. 9 から 700°C まで外そうした値で計算すると、約 1 ヶ月となる。Al-Si-Fe 溶湯を使用する場合は上記の約 2 倍程度の耐用期限が算出されるが、これらの数値は国内 A 社における耐用実績とよく一致する。同様に保温槽壁から溶出する Fe による溶湯の Fe 成分の増加速度も溶湯の鉄鋼材料との接触面積がわかれば容易に計算することができる。

5. 一般的結論

鉄鋼材料の Al (またはその合金) 溶湯への溶解は Fe 濃度の差を推進力とする拡散による溶解であつて、鉄鋼材料中の不溶解成分である炭素の影響²⁸⁾ はあるとしても鋼程度の炭素含量にあつては、熱処理あるいは少量の合金元素の添加によつては、溶解速度の大幅な低減はのぞめないと考えられる。よつて決定的な溶解防止方法としては安定な酸化物塗膜によつて溶湯と鉄鋼材料の直接の接触を避ける他にないと考えられる。

付言するならば、筆者らは上述の考察から Al 溶湯に対して安定であり作業性の良好な耐熱塗料を開発した。このことについては他報で報告する予定である。

VI. ま と め

1) Cr 鋼について純 Al および Al-Si-Fe 合金溶湯に対する溶解速度 V を 750°C ~ 950°C で測定した。

2) 測定の結果、Al 溶湯について $V = 3.69 \sim 19.4 \times 10^{-6}$ [cm/s]、Al-Si-Fe 溶湯について、 $V = 1.81 \sim 17.0 \times 10^{-6}$ [cm/s] をえた。

3) 溶解速度の活性化エネルギー E_r は

Al 溶湯で $E_r = 30.1$ [kcal/mol]

Al-Si-Fe 溶湯で $E_r = 32.4$ [kcal/mol]

であつた。

4) 上記の数値を拡散理論にあてはめて考察し、Cr 鋼の溶解過程で律速段階は拡散層中の Fe 原子の拡散速度にあることを知つた。

本実験遂行に際し、終始協力を頂いた水田雅穂、加藤誠両君に深く感謝の意を表する。

文 献

- 1) N. W. AERREW, O. UHER: J. Inst. Metals, 44 (1930), p. 32
- 2) G. RÖHRIG: Z. Metallkde, 26 (1934), p. 87
- 3) E. D. MARTINI: Rev. Metall, 22 (1925), p. 139
- 4) G. GRUBE: Z. Metallkde, 19 (1927), p. 438
- 5) G. GURTER, K. SAGEL: Z. Metallkde, 46 (1955), p. 738
- 6) E. GEBHARDT, W. OBROWSKI: Z. Metallkde, 44 (1953), p. 154
- 7) K. G. COBURN: J. Metals, 11 (1959), p. 38
- 8) 大日方, 六崎, 寺沢: 金属学会誌, 8 (1944), p. 338
- 9) 菱輪, 小坂, 加藤: 鉄と鋼, 49 (1963), p. 423
- 10) 幸田, 諸住, 金井: 金属学会誌, 26 (1961), p. 764
- 11) たとへば, “金属便覧” 丸善, (1952), p. 100
- 12) 上村勝二: 鉄と鋼, 25 (1939), p. 24
26 (1940), p. 813
- 13) W. L. FRINK, L. A. WILLEY: “Metal Hand Book” A.S.M., (1948), p. 1161
- 14) 渡辺元雄: “金属精錬総論” 丸善 (1960), p. 132
- 15) J. D. EDWARDS, T. A. MOORMANN: Chem. Met. Eng., 25 (1921), p. 61
- 16) W. D. KINGERY: “Kinetics of High Temperature Processes” (1959), p. 87
- 17) H. SCHLICHTING: “Boundary Layer Theory” 2nd Ed., (1960), p. 206
- 18) E. QUILLEN: Chem. Eng. 61 (1954), p. 178
- 19) J. B. DARBY, D. B. JUGLE, O. J. KLEPPA: Traas. Met. Soct., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 227 (1963), p. 179
- 20) C. J. SMITHS: “Metals Hand Book”, 2 (1955), p. 613
- 21) N. S. KURNAKOV, G. URASOV: Z. Anorg. Chem., 125 (1922), p. 207
- 22) T. P. YAO, V. KONDICK: J. Inst. Metals, 81 (1952~53), p. 81
- 23) N. W. AGREEW, O. J. UHER: J. Inst. Metals, 44 (1930), p. 83
- 24) J. M. LOMMEL, B. CHALMERS: Trans. Met. Snc. Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 215 (1959), p. 499
- 25) T. HEUMANN, S. DITRICH: Z. Metallkde, 50 (1959), p. 617
- 26) 増本, 斎藤: 金属学会誌, 8 (1944), p. 359

低 Cr 吸気弁用耐熱鋼の研究*

日下邦男**・大沢 恂***・山崎光雄****

Study on Low-Chromium Heat Resisting Steels for Inlet Values.

Kunio KUSAKA, Makoto OSAWA and Mitsuo YAMAZAKI

Synopsis:

Some low-chromium steels containing 2% and 5% chromium for inlet valves have been evaluated by short time tensile test at room and high temperature, hot hardness test, cold workability, scaling test, corrosion test and stress-rupture test at 550°C and 600°C.

The steel containing 0.3% C, 1% Si, 5% Cr and 0.5% Mo has a good combination of strength and ductility, and is found suitable for inlet valves to be operated at under 500°C

(Received 19 June 1963)

I. 結 言

近年、自動車工業の発達にともない、エンジンに高圧縮比が採用され、また高オクタン価のガソリンが使用されるようになってきた。それにとともに排気弁の作動温度も上昇し、高温腐食をうけやすくなってきたので、従来よりも高性能バルブが要求されるようになり、新鋼種の開発もいくつかなされている。しかし吸気弁は排気弁よりも作動温度がはるかに低く、一般には 400°C 以下

であるので、アメリカにおいては軽負荷用のものには SAE 1050 などの炭素鋼や SAE 8645, SAE 3140, SAE 5150 などの低合金鋼が使われ、重負荷用としてシル・クロム鋼が使用されている。

* 昭和37年10月本会講演大会にて発表

昭和38年6月19日受付

** 特殊製鋼株式会社 工博

*** 本田技術研究所

**** 特殊製鋼株式会社研究所