

Lech BAJKA, Leszek MAZUR

Instytut Inżynierii Materiałowej

## BADANIA NAD ROZPUSZCZANIEM WYBRANYCH STOPÓW Fe-C W CIEKŁYM ALUMINIUM

**Streszczenie.** W artykule przedstawiono wyniki badań rozpuszczalności stopów Fe-C w ciekłym aluminium, prowadzone zanurzeniowymi metodami: metodą statyczną i metodą rotacyjną.

Wyniki badań przedstawiono wykreslnie, obserwując liniową zależność rozpuszczalności stopów Fe-C w ciekłym aluminium w funkcji czasu, zarówno w metodzie statycznej jak i rotacyjnej. Stwierdzono, iż żeliwa w porównaniu ze stalami stopowymi charakteryzują się dużo wyższą odpornością na działanie ciekłego Al. Szczególnie wysoką odpornością charakteryzują się żeliwa szare dzięki występowaniu w ich strukturze grafitu płatkowego.

Określenie odporności metalu w stanie stałym na działanie ciekłej fazy metalicznej posiada ogromne znaczenie w procesach metalurgicznych, gdzie proces technologiczny wymaga opisanie zjawisk międzyfazowych w układzie ciało stałe - ciecz. Zjawisko rozpuszczania występuje między innymi w procesach metalizacji zanurzeniowej, w procesach topienia aluminium i jego stopów w tyglach stalowych i żeliwnych, w transporcie elektromagnetycznym ciekłego aluminium oraz w procesach metalurgicznych towarzyszących spawaniu aluminium.

### 1. Wprowadzenie

Jakkolwiek proces rozpuszczania stopów Fe-C w ciekłym Al i jego stopach nie został dotychczas jednoznacznie wyjaśniony, istnieją podstawy teoretyczne ujmujące ten proces w sposób ilościowy i jakościowy.

Szczególne znaczenia nabiera jednak interpretacja danych doświadczalnych, otrzymanych dla ściśle określonych metali i stopów oraz mediów rozpuszczających, przy ścisłym zachowaniu takich parametrów jak: temperatura kąpieli, czas zanurzania itp.

Metodyka badań może dotyczyć prób prowadzonych w sposób statyczny bądź dynamiczny.

Przy określaniu korozji tworzyw przez metale ciekłe ważne jest oznaczenie dwóch wielkości [1]:

- a) izotermicznej szybkości rozpuszczania,
- b) szybkości rozpuszczania w funkcji temperatury.

Wg Straussa [1] zależność rozpuszczalności metalu B w stanie stałym w metalu ciekłym A, jako funkcję temperatury, można przedstawić zależnościami:

$$\frac{d(R \frac{1}{n} N_B)}{d(\frac{1}{T})} = H_B^F + H_B^M \quad (1)$$

Oznaczenia: R - stała gazowa,

$N_B$  - stężenie atomów metalu B w A,

$H_B^F$  - entalpia topnienia,

$H_B^M$  - entalpia mieszania,

T - temperatura.

Wg Straussa [1] istnieje związek między lewą częścią powyższego wyrażenia a stosunkiem promieni atomowych  $r_B/r_A$  przy stałej entalpii topnienia.

Wg Habashi'ego [2] opisywanie zjawisk rozpuszczania na granicy faz między ciałem stałym a cieczą odbywa się z udziałem tzw. warstwy Nernsta. Istnienie tej warstwy przypisuje się po pierwsze własnościom zwilżającym metalu stałego przez metal ciekły a po drugie procesom lepkościowym.

Dzięki wykorzystaniu zwilżania i lepkości współdziałanie granicy rozdziału między ciałem stałym a cieczą składa się z następujących stadiów:

- a) z dyfuzji reagujących atomów do powierzchni rozdziału,
- b) z adsorbcji na powierzchni,
- c) z reakcji na powierzchni,
- d) z desorbcji produktów reakcji,
- e) z dyfuzji produktów reakcji z powierzchni rozdziału do cieczy.

Reakcje ciało stałe-ciecz można opisać trzema możliwymi przypadkami na przykładzie kontaktu płaszczyzny o powierzchni A z ciekłym reagentem o stężeniu C w objętości cieczy i stężeniu  $C_1$  przy powierzchni oraz przy grubości warstwy Nernsta  $\delta$ .

W pierwszym przypadku na powierzchni zwilżonej szybkość reakcji jest znacznie większa od szybkości dyfuzji reagentów do powierzchni, co pozwala przyjąć  $C_1 = 0$ .

Prędkość procesu dyfuzyjnego wyznacza się w tym przypadku z zależności:

$$K = \frac{D}{\delta} A(C - C_1) \quad (2)$$

Oznaczenia: K - szybkość procesu dyfuzji,

D - współczynnik dyfuzji,

A - powierzchnia rozpuszczana,

$\delta$  - grubość warstwy Nernsta,

C - stężenie reagenta w objętości cieczy,

$C_1$  - stężenie reagenta przy powierzchni.

Gdy  $\frac{D}{\delta} = k_1$ , to  $K = k_1 A C$ .

W drugim przypadku szybkość reakcji chemicznej mniejsza jest od szybkości dyfuzji i ona właśnie określa szybkość reakcji rozpuszczania.

Reakcja ta przebiega w obszarze kinetycznym z szybkością  $K$ , przy czym  $C_i = C$ , i wówczas:

$$K = k_2 A C_i^n \quad (3)$$

gdzie  $n$  - rząd reakcji.

W trzecim przypadku szybkość reakcji chemicznej równa jest szybkości dyfuzji i można przyjąć, że reakcja prowadzona jest w warunkach pośrednich, przy spełnieniu zależności:

$$0,1 < \frac{\beta}{k_w} < 10 \quad (4)$$

Oznaczenia:  $\beta$  - szybkość dyfuzji,

$k_w$  - szybkość reakcji powierzchniowej.

W przypadku, gdy  $C_i < 0$ , w warstwie dyfuzyjnej istnieje gradient stężenia a szybkość takiej reakcji wyznaczona jest zależnością:

$$K = k_1 A (C - C_i) = k_2 A C_i^n \quad (5)$$

przy  $n = 1$

$$C_i = \frac{k_1}{k_1 + k_2} C$$

Do wyznaczenia szybkości reakcji z wykorzystaniem stężenia przy powierzchni otrzymamy:

$$K = \frac{k_1 k_2}{k_1 + k_2} A C = k A C \quad (6)$$

gdzie  $k = \frac{k_1 k_2}{k_1 + k_2}$ .

Jeżeli  $k_1 \ll k_2 \rightarrow k = k_1 = \frac{D}{\delta}$ , wtedy proces rozpuszczania opisywany jest dyfuzją.

Jeżeli  $k_2 \ll k_1 \rightarrow k = k_2$ , to proces opisywany jest reakcjami chemicznymi.

Gdy szybkość reakcji zależna jest od dyfuzji, wówczas metodyka badań przy wykorzystaniu kinetyki procesu daje zbyt mało wiarygodnych informacji o mechanizmie reakcji chemicznej. Obszar dyfuzyjny może być jednak opisany równaniami dla reakcji chemicznych.

Jeżeli w układzie ciało stałe - ciecz spowodujemy ruch cieczy, to zwiększy się szybkość rozpuszczania; proces nosi wówczas charakter dyfuzyjny i może być opisany zależnością:

$$K = \frac{D}{\delta} AC \quad (7)$$

Wg Nernsta i Szczukariewa [3] szybkość rozpuszczania metalu w stanie stałym przez metal ciekły można wyznaczyć z zależności:

$$K = \frac{V}{S} \frac{dC}{d\tau} (C_1 - C) \quad (8)$$

Oznaczenia:  $V$  - objętość cieczy,  
 $S$  - powierzchnia kontaktujących się faz,  
 $C$  - stężenie reagenta w objętości  $V$ ,  
 $C_1$  - stężenie reagenta w warstwie przysiciennej,  
 $\tau$  - czas.

Można przypuszczać, że charakter zmiany szybkości rozpuszczania  $K$  w równaniu (8), związany jest z powstawaniem faz międzymetalicznych w czasie rozpuszczania żelaza przez ciekłe aluminium. Późniejsze badania [3] wykazały nieprzydatność wzoru (8) dla określenia rozpuszczalności żelaza Armco przez ciekłe Al.

Przy ilościowym określaniu szybkości rozpuszczania w układzie ciało stałe - ciecz korzysta się najczęściej z metody wirującego krążka [4]. Metoda ta pozwala na kontrolowanie warunków procesu jak również pozwala na liczbowe ujęcie hydrodynamicznych warunków ruchu cieczy.

Ilość materiału  $d_n$ , przemieszczanego z materiału krążka do roztworu w jednostce czasu  $d\tau$ , pozwala określić szybkość procesu, która w obszarze dyfuzyjnym dana jest zależnością:

$$V = \frac{d_n}{d\tau} = \frac{D}{\delta} S (C_1 - C)(1 - N_H)^{-1} \quad (9)$$

Oznaczenia:  $D$  - współczynnik dyfuzji,  
 $\delta$  - grubość warstwy Nernsta,  
 $S$  - powierzchnia próbki kontaktująca się z cieczą,  
 $C_1, C$  - odpowiednie stężenie reagenta w cieczy  
 $N_H$  - udział molowy składnika w roztworze nasyconym,  
 $(1 - N_H)^{-1}$  - poprawka uwzględniająca dyfuzję wzajemną rozpuszczanego metalu i metalu rozpuszczalnika,  
 $\tau$  - czas.

Przy małej rozpuszczalności materiału krążka w cieczy poprawki tej można nie uwzględniać.

W ogólnym przypadku grubość warstwy Nernsta można wyznaczyć przy wykorzystaniu znajomości lepkości cieczy i intensywności mieszania.

$$\delta = 1,61 \left(\frac{D}{8}\right)^{\frac{1}{3}} \sqrt{\frac{v}{\omega}} \quad (10)$$

Oznaczenia:  $v$  - lepkość kinematyczna,  
 $\omega$  - prędkość kątowna próbki,  
 $D$  - współczynnik dyfuzji.

Uwzględniając powyższe wyrażenie i przyjmując kołowy kształt próbki, można napisać:

$$v = 1,95 v_D^{\frac{2}{3}} v^{\frac{1}{6}} (1-N_H)^{-1} (C_1 - C) \sqrt{\omega} \quad (11)$$

Zgodnie z powyższą zależnością szybkość procesu rozpuszczania winna wzrastać proporcjonalnie do pierwiastka kwadratowego z prędkości kątowej.

Wyrażenie powyższe pozwala również wyznaczyć współczynnik dyfuzji przy znanej różnicy stężeń  $(C_1 - C)$  i znanej lepkości  $v$ .

## 2. Przebieg i wyniki badań

### 2.1. Materiał do badań

Do badań wytypowano stale żaroodporne oraz żeliwa, które wg źródeł literaturowych winny wykazywać wysoką odporność na korozję w ciekłym aluminium i jego stopach. Uwzględniono również grupę żeliw zwykłych, stanowiących w niniejszych badaniach materiał porównawczy. Wykaz przyjętych do badań materiałów wraz z ich składem chemicznym przedstawiono w tabelicy 1.

Korozję wybranych stopów żelaza oznaczono przy wykorzystaniu metody zanurzeniowej - statycznej oraz metody zanurzeniowej rotacyjnej.

Materiały oznaczone od 1 do 10 (zgodnie z tabl. 1) poddano badaniom odporności korozyjnej, wykorzystując próbki walcowe o średnicy  $10^{\pm 0,2}$  mm i długości 220 mm. Materiały od 11 do 19 (zgodnie z tabl. 1) poddano badaniom odporności korozyjnej, stosując próbki walcowe o średnicy  $36^{\pm 0,5}$  mm i długości 120 mm przy użyciu metody zanurzeniowo-statycznej.

### 2.2. Metodyka badań

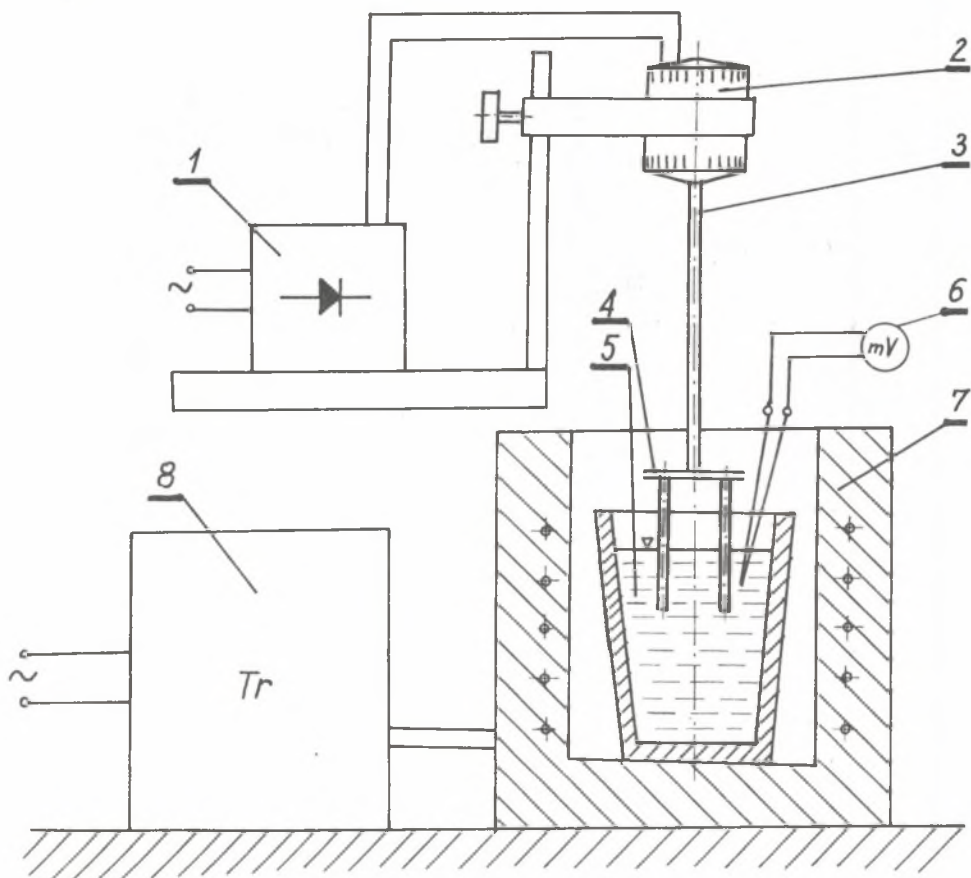
#### 2.2.1. Stanowisko badań

Badanie odporności korozyjnej stopów żelaza w ciekłym aluminium przeprowadzono na dwóch stanowiskach: do badań zanurzeniowo-statycznych oraz do badań zanurzeniowo-rotacyjnych.

Badania odporności korozyjnej metodą zanurzeniowo-rotacyjną przeprowadzono na stanowisku złożonym z pieca sylitowego komorowego typu PSK 1 oraz z urządzenia rotacyjnego, wyposażonego w odpowiedni uchwyt do mocowania próbek. Schemat stanowiska przedstawiono na rysunku 1.

Stale oraz żeliwa wytypowane do badań odporności na korozję w kąpeli aluminium

Lp.	Skład chemiczny									Lp.	Struktura
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Al	P	S	Cu		
1	0,49	0,70	1,60	0,20	0,20	-	0,03	0,03	-	1	Struktura drobnoziarnista perlityczno-ferrytyczna
2	0,11	0,70	0,60	16,8	0,50	-	0,03	0,03	-	2	Struktura ferrytyczna
3	0,18	1,40	2,20	25,1	19,0	-	0,04	0,03	-	3	Struktura austenityczna
4	0,12	0,60	1,90	9,0	-	-	0,04	0,03	-	4	Struktura ferrytyczna z wydzieleniami węglików
5	0,18	0,60	0,70	13,0	0,50	-	0,03	0,03	-	5	Struktura ferrytyczno-martensytyczna
6	0,58	0,70	1,60	0,25	0,20	-	0,03	0,03	-	6	Struktura drobnoziarnista perlityczno-ferrytyczna
7	0,51	0,40	1,60	1,10	0,20	-	0,03	0,03	-	7	Struktura drobnoziarnista perlityczno-ferrytyczna
8	2,90	1,0	2,10	0,16	-	-	0,60	0,10	-	8	Struktura perlityczno-ferrytyczna z grafitem płatkowym
9	3,10	0,90	1,80	0,40	-	-	0,29	0,10	-	9	Struktura perlityczna z grafitem płatkowym
10	3,20	1,30	1,20	0,10	0,20	-	0,30	0,10	-	10	Struktura perlityczna z grafitem płatkowym
11	3,25	0,65	1,85	-	-	-	-	-	-	11	Struktura perlityczno-ferrytyczna z grafitem płatkowym
12	2,70	0,45	1,98	2,60	0,06	3,75	-	-	-	12	Struktura perlitu ścisłego z wydzieleniami węglików pierwotnych
13	2,70	0,43	1,90	5,61	0,11	3,47	-	-	-	13	Perlit ścisły oraz wydzielenia pierwotnego cementytu stopowego
14	2,70	0,40	1,85	7,20	0,09	3,76	-	-	-	14	Perlit ścisły oraz wydzielenia pierwotnego cementytu stopowego
15	2,50	0,45	1,90	7,08	0,24	5,26	-	-	-	15	Perlit ścisły oraz wydzielenia pierwotnego cementytu stopowego wykazującego częściowy rozpad na ferryt i grafit
16	2,50	0,40	1,82	6,95	0,10	7,02	-	-	-	16	Perlit ścisły oraz wydzielenia pierwotnych węglików chromu w osnowie ferrytu stopowego
17	2,45	0,08	1,56	23,46	0,44	0,23	-	-	-	17	W osnowie ferrytu stopowego wydzielenia węglików pierwotnych otoczone perlitem ścisłym
18	2,60	0,05	2,32	5,30	4,40	10,75	-	-	2,70	18	Perlit ścisły, ferryt stopowy oraz grafit iglasty
19	3,15	0,05	2,20	4,82	14,8	0,08	-	-	-	19	W osnowie austenitu stopowego wydzielenia cementytu stopowego pierwotnego oraz grafit płatkowy



Rys. 1. Schemat stanowiska do badania rozpuszczalności stopów Fe-C w kąpieli Al metodą rotacyjną

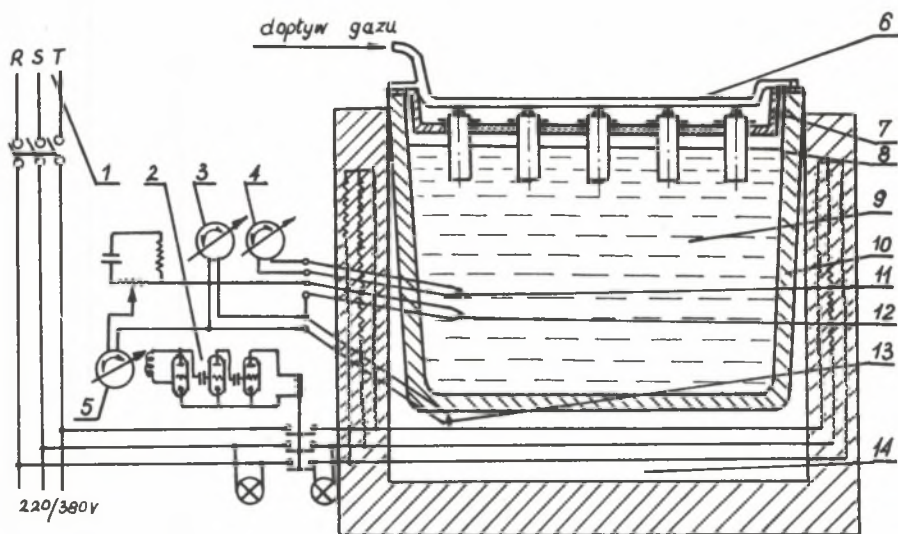
1 - zasilacz prądu stałego, 2 - silnik prądu stałego, 3 - uchwyt do próbek, 4 - próbki, 5 - kapiel Al, 6 - miernik temperatury, 7 - piec sylitowy, 8 - szafa sterownicza pieca

Urządzenie rotacyjne składające się z silnika elektrycznego oraz uchwytu posiadało możliwość pionowego przesuwania się w celu zanurzenia i wynurzenia próbek z kąpieli aluminium w czasie pomiaru korozji. Utrzymywanie stałej temperatury pomiaru zrealizowano w układzie automatycznej regulacji temperatury.

Aluminium topione w tyglu z węglika krzemu.

Badania korozji w kąpieli Al metodą zanurzeniowo-statyczną przeprowadzono na układzie modelowym - przedstawionym na rys. 2.

W metodzie statycznej próbki zanurzano na głębokość 60 mm poniżej zwierciadła metalu i w trakcie przetrzymywania ich w kąpieli nagrzewano je od górnej powierzchni czołowej palnikami gazowymi.



Rys. 2. Schemat stanowiska do badania rozpuszczalności stopów Fe-C w ką-  
peli Al metodą zanurzenia statycznego

1 - zasilanie stanowiska badawczego, 2 - układ automatycznej regulacji  
temperatury, 3-5 - mierniki temperatury, kąpieli Al oraz temperatury komory  
pieca, 6 - palniki gazowe, 7 - płyta główna, 8 - próbki, 9 - kapiel Al,  
10 - tygiel, 11-13 - mierniki temperatury, 14 - komora pieca

### 2.2.2. Przebieg procesu badania odporności korozyjnej

W obu przypadkach badania odporności korozyjnej (metodą rotacyjną i statyczną) stosowano kapiel Al 99,99% o temperaturze  $850 \pm 50^\circ\text{C}$ . Badania rotacyjne ze względu na występującą w tym przypadku zwiększoną intensywność korozji potraktowano jako próbę przyspieszoną i oznaczano odporność w odstępach półgodzinnych do czasu trzech godzin.

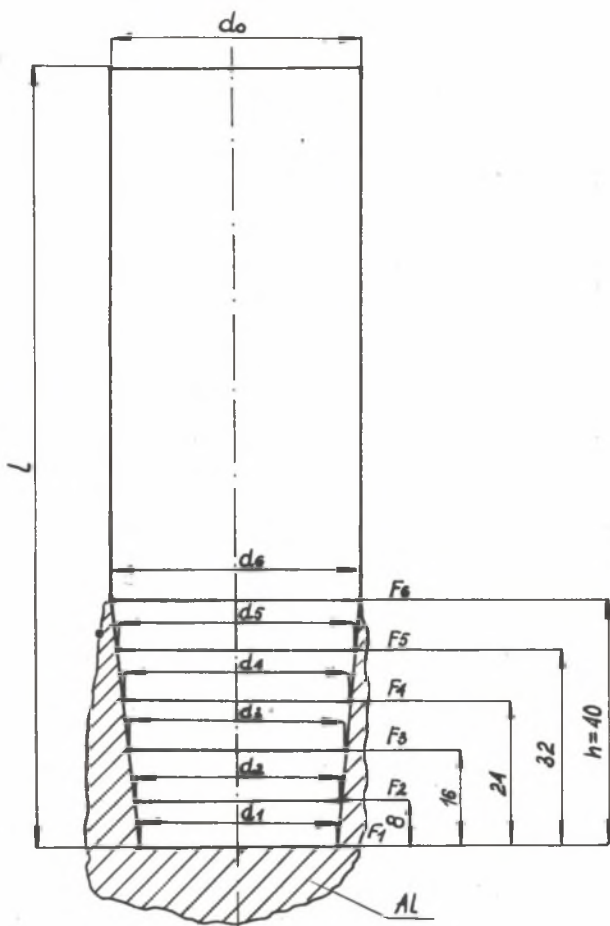
Badania statyczne odporności korozyjnej przeprowadzono w przedziałach 48,96 i 192 godzin.

W celu zachowania jednakowych warunków pomiaru dla uzyskania średniego wyniku, w metodzie rotacyjnej użyto czterech próbek jednocześnie a w metodzie statycznej - trzech próbek.

### 2.2.3. Metodyka pomiaru

W przypadkach obu zastosowanych metod wielkości odporności korozyjnej określano procentowym ubytkiem powierzchni przekroju próbek. W przypadku metody rotacyjnej po zakończeniu prób korozji, próbki przecinano poprzecznie do osi co 8 mm, licząc od czoła próbki, w celu określenia pól powierzchni poszczególnych przekrojów. Średnie przekroje próbek przed i po badaniu odporności korozyjnej były parametrami porównywalnymi.





Rys. 3. Schemat pomiaru ubytku korozyjnego w metodzie rotacyjnej

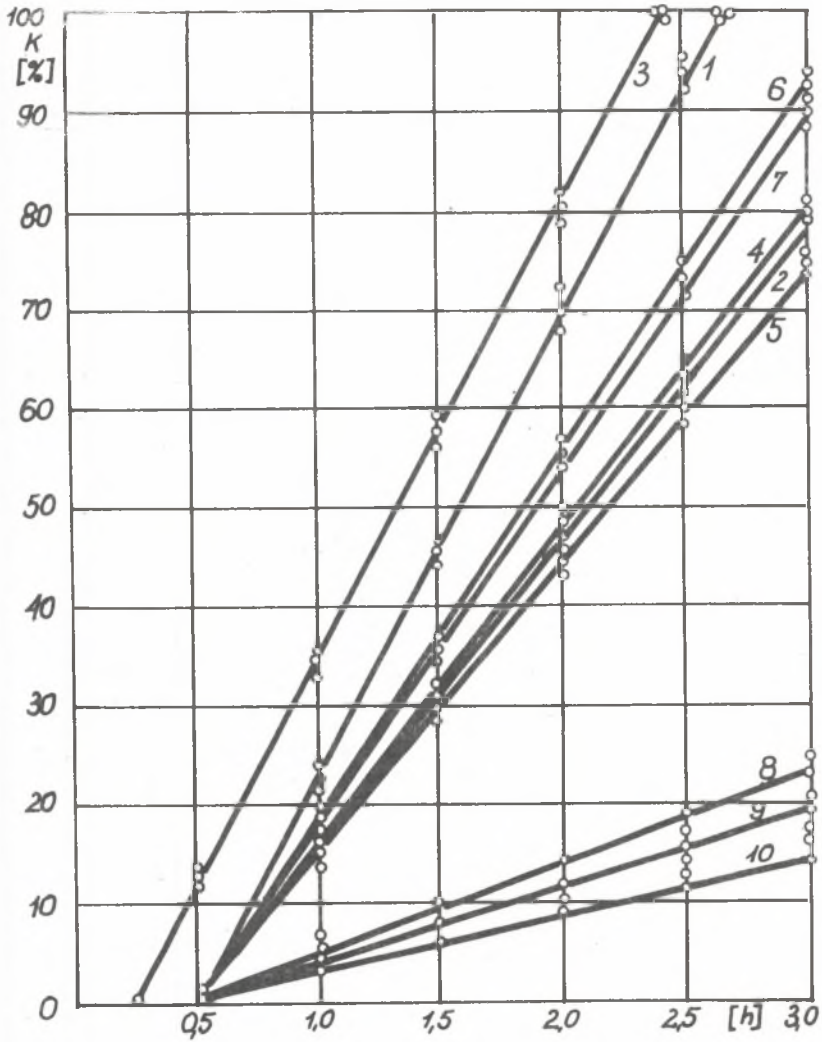
Procentowy ubytek materiału po przeprowadzeniu próby rotacyjnej wyznaczono z zależności:

$$K = \frac{F_0 - F_{\text{śr}}}{F_{\text{śr}}} \cdot 100\% \quad (12)$$

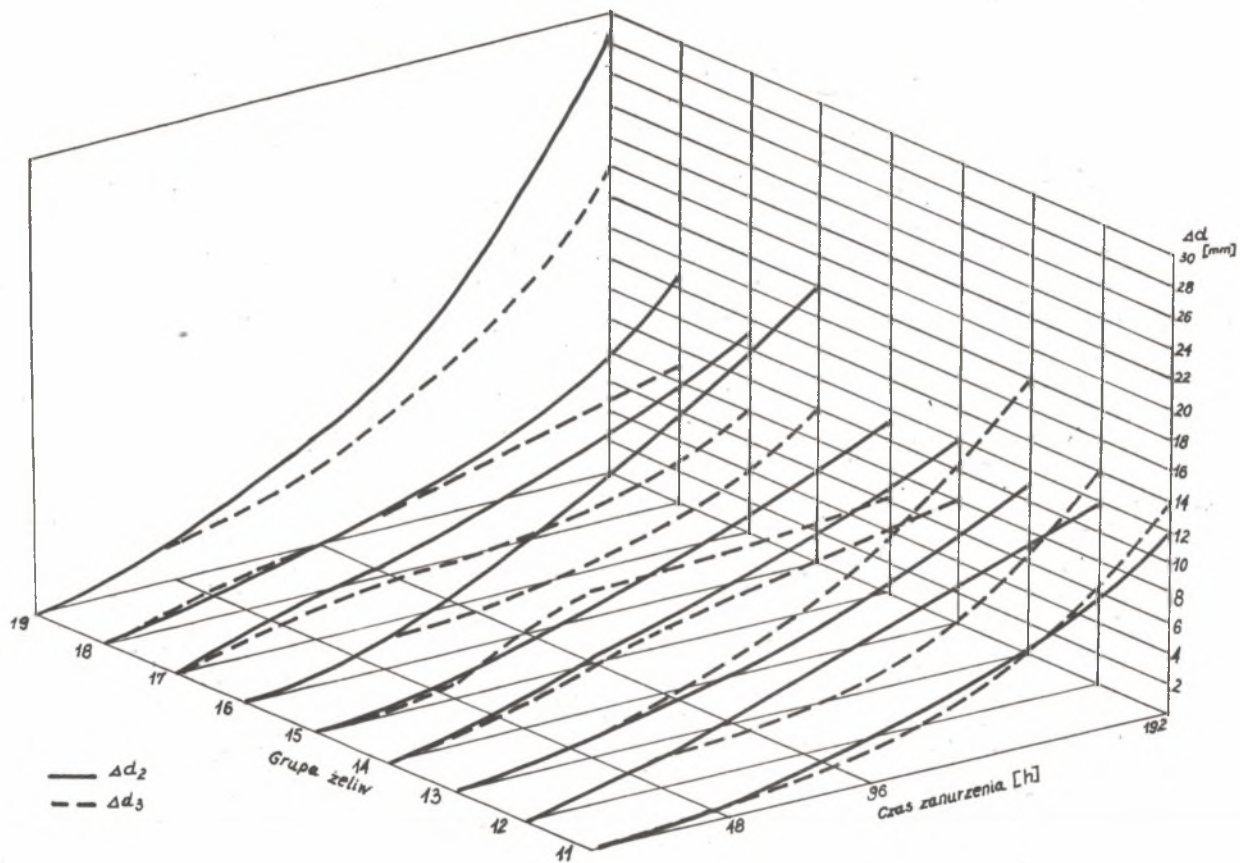
Oznaczenia: K - zużycie,

$F_0$  - powierzchnia przekroju próbki przed badaniem,

$F_{\text{śr}}$  - powierzchnia przekroju próbki po badaniu.



Rys. 4. Wyniki badań rozpuszczalności stopów Fe-C w kąpielii Al otrzymane metodą rotacyjną



Rys. 5. Wyniki badań rozpuszczalności stopów Fe-C w kąpielu Al strzymane metodą statyczną

Średnią powierzchnię przekroju próbek wyznaczano jako średnią arytmetyczną z  $n$  pomiarów.

$$F_{\text{śr}} = \frac{F}{n} \quad (13)$$

Oznaczenia:  $n$  - ilość rozpatrywanych przekrojów,

$F_n$  - suma powierzchni przekrojów.

Sposób dokonywania pomiarów na przekrojach próbek przedstawiono na rysunku 3.

W metodzie statycznej oparto się na dwóch pomiarach średnic próbek, prowadzonych w płaszczyźnie odległej o 5 mm poniżej lustra metalu i oznaczonych jako  $d_2$  oraz 5 mm powyżej pierwotnego czoła zanurzonej próbki, oznaczając je jako  $d_3$ . Średnicę pierwotną oznaczono jako  $d_1$ .

Próbki przed pomiarem średnic trawiono w NaOH celem usunięcia z ich powierzchni produktów korozji (resztek faz międzymetalicznych układu Al-Fe). Ubytki próbek oznaczano jako:

$$\Delta d_2 = d_1 - d_2 \quad (14)$$

oraz

$$\Delta d_3 = d_1 - d_3 \quad (15)$$

### 2.3. Wyniki badań

Skład chemiczny oraz strukturę pierwotną przyjętych do badań materiałów przedstawiono w tablicy 1.

Wyniki pomiarów odporności korozyjnej stali i żeliw na działanie ciekłego Al, prowadzonych metodą rotacyjną, przedstawiono na rys. 4. Wyniki pomiarów odporności korozyjnej żeliw na działanie ciekłego Al, prowadzonych metodą statyczną, przedstawiono na rysunku 5.

### 3. Dyskusja wyników

Badania przyspieszone w formie próby rotacyjnej wykazały jednoznacznie, że dużo wyższą odporność na rozpuszczanie w kąpeli aluminium w stosunku do stali wysokostopowych (grupa 1-7, tabl. 1) posiadają nie zawierające dodatków stopowych zwykłe żeliwa szare (grupa 8-10, tabl. 1).

Wyniki te, przedstawione na rysunku 4, skłoniły do przeprowadzenia w drugiej części badań zanurzeniowo-statycznej próby odporności korozyjnej, rozszerzonej do 9 gatunków żeliw. W próbie tej, obok grupy porównawczej żeliw szarych niskostopowych (grupa 11, tabl. 1) przebadano również żeliwa nisko i średnio chromowo-aluminiowe, żeliwa wysokochromowe, chromoniklowo-aluminiowe z dodatkiem miedzi oraz żeliwa wysokoniklowe (grupa 12-13, tabl. 1).

Analiza wyników badań prowadzonych metodą statyczną pozwoliła również stwierdzić dużą odporność na działanie ciekłego Al w stosunku do niestopowego żeliwa szarego (grupa 11, tabl. 1) oraz żeliw średnio chromowo-aluminiowych, zawierających około 7% Cr i odpowiednio 3,8 i 5,3% Al (grupa 14-15, tabl. 1).

Przyczyną tak dobrej odporności żeliw szarych na działanie ciekłego aluminium (co potwierdzono przy użyciu obu metod badania), jest prawdopodobnie hamujące działanie dyfuzji, spowodowane obecnością grafitu płatkowego, występujące w żeliwie szarym.

Analiza strukturalna żeliw chromowo-aluminiowych (grupa 14 i 15, tabl. 1) pozwala przypuszczać, że przyczyną dobrej odporności tych żeliw na działanie ciekłego aluminium jest występowanie dużych wydzielen pierwowtnege cementytu stopowego, który również stanowi barierę dla dyfuzji Al do materiału próbek ze stopów żelaza.

#### 4. Podsumowanie

Przebieg oraz wyniki przeprowadzonych prób i badań pozwalają stwierdzić, że znacznie wyższą odporność w stosunku do wysokostopowych, żaroodpornych stali wykazują żeliwa. Ze względu na niską rozpuszczalność w ciekłym Al oraz ze względów ekonomicznych żeliwa szare okazały się najodpowiedniejszym materiałem z przebadanych grup, przeznaczonych do współpracy w kąpiel Al. Równie dobrą odporność na działanie ciekłego Al (co potwierdza szereg dotychczasowych badań) wykazują żeliwa białe, średnio-chromowo-aluminiowe, zawierające chrom w ilości około 7% oraz aluminium w zakresie 3,8 i 5,3%.

#### LITERATURA

- [1] Wilson D.R.: Struktura żidkich mietaków i spławow. Mietakżurgia, Moskwa 1973. Tłum. z ang. Metalurgical abstracts Series III. The Institute of Metals London 57.
- [2] Habashi F.: Osnowy prikladnoj mietakżurgii. Mietakżurgia, Moskwa 1975. Tłum. z ang. Principles of extractive metallurgy, Vol. 1 Gordon and Breach.
- [3] Rjabow W.R.: Alitirowanie stali. Mietakżurgia, Moskwa 1973.
- [4] Filippow S.I.: Fiziko-chimiczeskije mietody issliedowanija mietakżurgiczeskich processow. Mietakżurgia, Moskwa 1968.

## ИССЛЕДОВАНИЯ ПО РАСТВОРИМОСТИ СПЛАВОВ Fe-C В ЖИДКОМ Al

## Р е з ю м е

В статье указаны результаты опытов по растворимости сплавов железа в жидком алюминии. В опыте использовано статичный и ротационный метод исследования растворимости сплавов в жидком алюминии. После опытов выявлено, что очень большую стойкость по сравнению со сталями имеют серые чугуны, которые содержали в структуре хлопьевидный графит.

## THE INVESTIGATIONS OF SELECTED Fe-C ALLOYS DISSOLVING IN ALUMINIUM BATH

## S u m m a r y

This paper presents Fe-C alloys solubility in liquid aluminium investigations results, done with the use of two dip methods: rotary and static.

The results of investigations are shown graphically observing a linear dependence of Fe-C alloys solubility in liquid aluminium in time function, both in rotary and static methods. It has been ascertained that cast iron in comparison with alloy steels has a much higher resistance to liquid aluminium action. The grey cast iron has especially high resistance because of lamellar graphite occurrence.