MECHANIKA z. 46

ANDRZEJ BYLICA

WPŁYW KRZEMD I MANGANU ORAZ SZYBKOŚCI GRZANIA I Chłodzenia na temperatory przemiany A₁ W Żeliwie sferoidalnym

POLITECHNIKA ŚLĄSKA ZESZYT NAUKOWY Nr 329 – GLIWICE 1972

POLITECHNIKA ŚLĄSKA

ZESZYTY NAUKOWE

Nr 329

ANDRZEJ BYLICA

WPŁYW KRZEMU I MANGANU ORAZ SZYBKOŚCI GRZANIA I chłodzenia na temperatury przemiany a1 w żeliwie sferoidalnym

PRACA HABILITACYJNA Nr 113

Data otwarcia przewodu habilitacyjnego 22. II. 1972 r.

REDAKTOR NACZELNY ZESZYTÓW NAUKOWYCH POLITECHNIKI ŚLĄSKIEJ

Iwo Pollo

REDAKTOR DZIAŁU

Jan Adamczyk

SEKRETARZ REDAKCJI

Witold Gużkowski

Dział Wydawnictw Politechniki Śląskiej Gliwice, ul. Kujawska 2

 Nakl. 50+175
 Ark. wyd. 5
 Ark. druk. 5,61
 Papier offsetowy kl. 111,70×100, 80 g

 Oddano do druku 7.2.1972
 Podpis. do druku 19. 5.1972
 Druk ukończono w maju 1972

 Zam. 245
 3 2.1972
 R-23
 Cena zł 7,

Skład, fotokopie, druk i oprawę wykonano w Zakładzie Graficznym Politechniki Śląskiej w Gliwicach

SPIS TREŚCI

1.	Wstęp	5
2•	Przegląd piśmiennictwa	7
	2.1. Wykresy równowagi faz	7
	2.2. Przemiana A ₁ w stali i żeliwie	15
	2.2.1. Przemiana A _{c1}	18
	2.2.2. Przemiana A _{r1}	24
	2.2.3. Rozpad cementytu	31
3.	Badania własne	36
	3.1. Cel i zakres badań	36
	3.2. Warunki przeprowadzonych doświadczeń oraz wyniki badań.	39
4.	Omówienie wyników badań	46
	4.1. Omówienie wyników badań temperatury początku grafityza- cji żeliwa sferoidalnego	46
	4.2. Omówienie wyników badań temperatur przemiany A ₁ w żeli- wie sferoidalnym	49
5.	Wnioski	79
	Wykaz literatury	82

2

Str.

1. WSTEP

Rozwój krajowego przemysłu budowy maszyn i urządzeń technicznych wymaga stosowania w coraz szerszym zakresie wysokojakościowych gatunków żeliwa, do których w pierwszym rzędzie należy zaliczyć żeliwo sferoidalne. Wzrastający udział wysokojakościowych gatunków tego tworzywa w świątowej produkcji odlewów jest wynikiem wysokich własności wytrzymałościowych oraz korzystnych właściwości fizycznych, chemicznych i technologicznych 1 - 3. Szerokie zastosowanie żeliwa sferoidalnego wynika także ze względów natury ekonomicznej [4 - 5]. W rozwoju technologii produkcji żeliwa sferoidalnego doniosłe znaczenie posiada zagadnienie podwyższenia własności odlewów na drodze obróbki cieplnej. Dlatego też w większości przodujących zakładów przemysłowych obróbka cieplna żeliwa sferoidalnego, podobnie jak i stali, staje się obowiazującym elementem składowym technologii otrzymywania jakościowych odlewów.

Prawidłowe opracowanie schematów obróbki cieplnej żeliwa sferoidalnego uwarunkowane jest przede wszystkim dokładną znajomością temperatur przemiany A_1 (rys. 1). Przedstawiona praca ma na celu umożliwienie dokładnego wyznaczenia temperatur przemiany A_1 w żeliwach sferoidalnych. Rozwiązanie tego zagadnienia umożliwi prawidłowe wykorzystanie żeliwa sferoidalnego oraz szersze niż dotychczas zastosowanie tego nowoczesnego tworzywa konstrukcyjnego.



Czas

Rys. 1. Schematy obróbki cieplnej żeliwa sferoidalnego [6 - 12]

a) 1 - hartowanie, 2 - hartowanie z przemianą izotermiczną, 3 - normalizowanie, b) 1 - odpuszczanie, 2 - wyżarzanie odprężające, c) 1 - wyżarzanie grafityzujące jednostopniowe, d) 1 - wyżarzanie grafityzujące dwustopniowe, 2 - wyżarzanie grafityzujące metodą kontrolowanego chło-

dzenia, T - początek grafityzacji żeliwa

2. PRZEGLĄD PIŚMIENNICTWA

2.1. Wykresy równowagi faz

Krystalizacja w stanie stałym wywołana jest tym, że nowy układ jest w danych warunkach bardziej stabilny, tj. ma mniejszy zasób energii. Stan energetyczny układu złożonego z wielkiej liczby objętych ruchem cieplnym cząstek określa funkcja termodynamiczna F, zwana energią swobodną.

Energia swobodna F = U - TS, gdzie U oznacza energię wewnętrzną układu, T - temperaturę bezwzględną, S - entropię. Im większa energią swobodna układu, tym mniejsza jest jego trwałość i jeśli to tylko jest możliwe, to w układzie zajdą takie zmiany, by w nowym stanie energią układu była mniejsza. Aby krystalizacja mogła się rozpocząć, niezbędne jest, by proces ten odpowiadał pod względem termodynamicznym układowi i aby towarzyszyło mu zmniejszenie się energii swobodnej układu.



Rys. 2. Krzywe chłodzenia i nagrzewania metalu podlegającego przemianie alotropowej

W określonych warunkach, atomy jakiegoś pierwiastka mogą utworzyć jedynie taki typ sieci, która będzie posiadała najmniejszą energię swobodną. Na tym prawie opiera się zjawisko alo tropii. Przemiana jednej odmiany alotropowej w drugą podczas nagrzewania związana jest z pochłanianiem ciepła i przebiegą przy stałej temperaturze. Podczas chłodzenia następuje wydzielanie się ciepła przemiany, teoretycznie przy tej samej temperaturze co i przy nagrzewaniu, w rzeczywistości jednak przy temperaturze nieco niższej, a to skutek przechłodzenia (rys. 2). na

Przemiana A_1 w stopach żelaza z węglem związana jest bezpośrednio z przemianą alotropową $Fe_{CC} \rightleftharpoons Fe_{\gamma}$. Czyste żelazo ma dwie temperatury przemian alotropowych: 910 i 1400°C (rys. 3). Poniżej 910°C żelazo istnieje w odmianie c, a przy 910°C sieć regularna przestrzennie centrowana Fe_{CC} przemienia się w sieć regularną ściennie centrowaną Fe_{γ} , która przy 1400°C przekształca się ponownie w sieć regularną przestrzennie centrowaną. Przemianie $\gamma \rightarrow c$ towarzy-



Rys. 3. Zależność energii swobodnej od temperatury dla siecioci y w żelazie [13]

szy zmniejszenie się liczby koordynacyjnej z 12 do 8 oraz zwiększenie objętości o 1%. Należy tu zaznaczyć, że naprężenia strukturalne wywołane zwiększeniem się objętości żelaza są znaczne i mają w praktyce duże znaczenie.

Praktycznie przemiana zaczyna się przy określonym przechłodzeniu lub przegrzaniu w stosunku do teoretycznej temperatury krystalizacji (rys. 4). Zgodnie ze schematem przedstawionym na rys. 4 przegrzanie lub przechłodzenie układu jest tym większe, im większa jest szybkość nalub chłodzenia, przy czym grzewania skłonność do przechłodzenia jest większa niż do przegrzania. W warunkach rzeczywistych przemiana przebiega w każdym u-

kładzie w pewnym zakresie temperatur. W razie większej szybkości nagrzewania lub chłodzenia zakres ten odpowiednio się zwiększa.

Nowe odmiany alotropowe powstają przez tworzenie się zarodków i wzrost kryształów analogicznie do krystalizacji ze stanu ciekłego. Podana przez Tammanna zależność szybkości krystalizacji i liczby zarodków krystalizacji od przechłodzenia (rys. 5) występuje nawet w tym przypadku wyraźniej, niż w odniesieniu do krystalizacji pierwotnej. Na proces zarodkowania wpływa również przegrzanie. Wzrost przegrzania zwiększa różnicę energii fazy powstałej i zanikającej, przyspieszając tym samym przemianę [9].



Rys. 4. Wpływ szybkości nagrzewania lub chłodzenia na temperatury przemiany alotropowej [15]

a - dla układu mającego liczbę stopni swobody równą zero, b - dla układu o liczbie stopni swobody równej jeden lub dwa

Rys. 5. Szybkość wzrostu kryształów (s.k) i liczba zarodków krystalizacji (l.z) w zależności od stopnia przechłodzenia Żeliwo oprócz węgla zawiera szereg innych pierwiastków wystepujących jako składniki stopowe i zanieczyszczenia. Z pierwiastków tych dominujące znaczenie posiada krzem, który w sposób zasadniczy wpływa na strukture tego typu stopów żelaza oraz na ich własności. Z tego też względu żeliwo należy rozpatrywać jako wieloskładnikowy stop żelaza z weglem, krzemem i innymi pierwiastkami. Jakkolwiek do analizy składników strukturalnych żeliwa wystarczą wykres dwuskładnikowy żelazo-

węgiel, to do śledzenia zarówno stanu równowagi poszczególnych faz jak i przemian fazowych niezbędny staje się już co najmniej wykres trójskładnikowy żelazo - węgiel - krzem [1]. Podobnie jak dla układu podwójnego żelazo - węgiel, dla układu potrójnego z krzemem istnieją dwie odmiany wykresu równowagi: stabilny i niestabilny (rys. 6,7). Odmiana stabilna układu charakteryzuje się występowaniem węgla w stanie wolnym, natomiast metastabilna w stanie związanym. Ogólnie biorąc, w układzie stabilnym linie przemian przebiegają w wyższych temperaturach niż w układzie metastabilnym. Wiąże się z tym wyższa temperatura punktów S, E oraz C. Punkty te znajdują się przy tym przy nieco mniejszych zawartościach węgla.Również, większość pierwiastków stopowych przesuwa punk+ ty S i E wykresu na lewo, tj. w kierunku mniejszych zawartości węgla (rys. 8).

Rys. 6. Układ Fe - C - Si przy zawartości 2,4% Si [16]

Rys. 7. Układ Fe - Fe₃C - Si przy zawartości 2,5% Si [17]

W praktyce przy krystalizacji stopów technicznych zachodzi bardzo często nakładanie się obu odmian układu, to znaczy występują obok siebie zarówno struktury układu stabilnego, jak i metastabilnego. Typowym przykładem są tutaj żeliwa szare, gdzie z reguły krystalizacja pierwotna przebiega w układzie stabilnym, natomiast wtórna w metastabilnym. Pierwiastki stopowe wchodzące w skład niestopowych żeliw sfero-

Rys. 8. Wpływ pierwiastków stopowych na położenie punktów S i E wykresu Fe - C

idalnych mogą rozpuszczać się w roztworach żelaza oraz węglikach. Rozdzielają się one więc między te dwie fazy (faza węglikowa i roztwory stałe cc, y) w określonym stosunku, zależnym przede wszystkim od zawartości pierwiastką stopowego i węglą [18 - 27]. Rozkład pierwiastków stopowych pomiędzy składniki strukturalne osnowy żeliwa sferoidalnego pokazano na rys. 9. Przebieg krzywych wykazuje, iż rozpuszczalność manganu i chromu w perlicie i węglikach jest największa. Natomiast krzem rozpuszczą się przede wszystkim w ferrycie.

Wszystkie pierwiąstki rozpuszczające się w żelazie, wpływają na zakres istnienia odmian alotropowych żelaza (rys. 10). Większość pierwiastków albo podwyższa temperaturę A_4 i obniża temperaturę $A_{1,3}$ - wskutek czego rozszerza się obszar istnienia odmiany γ (rys. 10a) - albo też obniża temperaturę A_4 a podwyższa $A_{1,3}$, zawężając obszar istnienia odmiany γ (rys. 10b). Wykresy na rys. 10 dają jedynie schemat klasyfikacyjny wpływu różnych pierwiastków stopowych ne przemiany alotropowe

Rys. 9. Zawartość pierwiąstków stopowych w składnikach strukturalnych żeliwa zferoidalnego [22]

12

żelaza w jego stopach podwójnych z różnymi pierwiastkami. W celu dokładnego wyjaśnienia wpływu określonego pierwiastka stopowego na przemiany alotropowe żelaza w żeliwie należałoby rozpatrywać odpowiednie układy potrójne.

Rys. 10. Schemat wykresów równowagi układów żelazo - pierwiastek stopowy

Rozpatrując wpływ pierwiastków stopowych na proces tworzenia sie składników strukturalnych żeliw wygodnie jest posługiwać się izotermicznymi przekrojami układów równowagi [11,12]. Przy pomocy wykresów izotermicznych można wyznaczyć zakres temperatur przemiany A,, skład chemiczny austenitu oraz określić kierunek zmiany koncentracji pierwiąstków stopowych na międzyfazowej powierzchni rozdziału w procesie wzrostu nowej fazy [28]. Przy równowadze austenitu z grafitem, wszystkie pierwiąstki skoncentrowane są w austenicie. Zwiększenie zawartości pierwiastków stopowych, szczególnie takich, jak: krzem, aluminium, nikiel, które zwykle sprzyjają grafityzacji, będzie zmniejszać równoważną zawartość węgla w austenicie, tj. będzie przesuwać linię równowagi Cylen w lewą stronę (rys. 11a). Analogiczny wpływ wykazują i inne pierwiastki stopowe tylko stopień przesunięcia linii równowagi Cy_6 będzie w tych przypadkach znacznie mniejszy.

Warunki równowagi trzech faz określa trójkąt konod, którego kąty odpowiadają równoważnym składom tych faz przy danej temperaturze. Równowagę trzech faz: austenitu z ferrytem i grafitem można zaobserwować w eutektoidalnym zakresie stabilnego układu potrójnego żelazo - węgiel - pierwiastek stopowy (rys. 11b i c). Istotne znaczenie przy ułożeniu się trójkąta konod będzie mieć wpływ pierwiastka stopowego na temperatury przemiany CZ %. W stopach potrójnych żelazo - węgiel - pierwiastek sto-

Rys. 11. Izotermiczne przekroje potrójnego układu równowagi przechodzące przez obszar równowagi dwu faz: austenitu i grafitu (a) i obszar równowagi trzech faz: austenitu, ferrytu i grafitu, kiedy pierwiastek stopowy obniża temperatury przemiany ∞ → y(b) i podwyższa temperatury przemiany ∞ → y (c) [28]

powy równowagę trzech faz: austenitu z ferrytem i węglikiem (K) można zaobserwować w zakresie eutektoidalnym układu metastabilnego (rys. 12). Jeśli pierwiąstek stopowy obniża eutektoidalny zakres temperatur to trójkąt koncentracji położony jest tak. że zawartość pierwiastka stopowego w austenicie jest zawsze wyższa niż w ferrycie (rys. 12a i b).Przy obecności pierwiąstka stopowego podwyższającego eutektoidalny zakres temperatur zawartość tego pierwiastka wferrycie jest zawsze wyższa niż w austenicie (rys. 12c i d). Podane wykresy pomagają określić charakter zmiany składu składników strukturalnych przy założeniu, że w każdej temperaturze powstaje w stopie stan bliski równowagi. Przemiana A, przy grzaniu lub chłodzeniu z różnymi prędkościąmi zachodzi drogą tworzenia się początkowo nierównoważnych według skłądu faz. Omawiane zależności sa bez-

względnie słuszne dla końcowych etapów przemiany, kiedy badany układ zbliża się do stanu równowagi.

Zawartość węgia, %

Rys. 12. Izotermiczne przekroje potrójnego układu równowagi przechodzące przez obszar równowagi trzech faz: ferrytu, węglika i austenitu a - pierwiastek stopowy nie tworzący węglików i obniżający temperatury przemianyœzy, b - pierwiastek stopowy węglikotwórczy i obniżający temperatury przemianyœzy, c - pierwiastek stopowy nie tworzący węglików i podwyższający temperatury przemianyœzy, d - pierwiastek stopowy węglikotwórczy i podwyższający temperatury przemianyœzy, d - pierwiastek stopowy węglikotwórczy i podwyższający temperatury przemianyœzy, d - pierwiastek stopowy węglikotwórczy i podwyższający temperatury przemianyœzy, d - pierwiastek stopowy węglikotwórczy i podwyższający temperatury przemianyœzy, d - pierwiastek stopowy węglikotwórczy i podwyższający temperatury przemianyœzy, d - pierwiastek stopowy węglikotwórczy i podwyższający temperatury przemianyœzy, d - pierwiastek stopowy węglikotwórczy i podwyższający temperatury przemianyœzy, d - pierwiastek stopowy węglikotwórczy i podwyższający temperatury przemianyœzy, d - pierwiastek stopowy węglikotwórczy i podwyższający temperatury przemianyœzy, d - pierwiastek stopowy węglikotwórczy i podwyższający temperatury przemianyœzy, d - pierwiastek stopowy węglikotwórczy i podwyższający temperatury przemianyœzy, d - pierwiastek stopowy węglikotwórczy i podwyższający temperatury przemianyœzy, d - pierwiastek stopowy węglikotwórczy i podwyższający temperatury przemianyœzy, d - pierwiastek stopowy węglikotwórczy i podwyższający temperatury przemianyœzy, d - pierwiastek stopowy węglikotwórczy i podwyższający temperatury przemianyœzy, d - pierwiastek stopowy węglikotwórczy i podwyższający temperatury przemianyœzy, d - pierwiastek stopowy węglikotwórczy węglikotwórczy i podwyższający temperatury przemianyczy, d - pierwiastek stopowy węglikotwórczy węglikotwórcz

2.2. Przemiana A, w stali i żeliwie

W publikacjach na temat wpływu składu chemicznego oraz szybkości grzania lub chłodzenia na przemianę A₁ najczęściej spotkać można analizę tego zagadnienia w odniesieniu do stali. Ponieważ istnieje daleko idące podobieństwo tego zagadnienia w stali i w żeliwie, omawiano je zarówno na przykładzie stali jak i żeliwa.

Przemiana A_1 polega na przemianie perlitu w austenit przy grzaniu lub austenitu w struktury perlityczne przy chłodzeniu. Przemiana A_1 jest wynikiem tego, że wskutek zmiany temperatury, jeden stan staje się mniej trwały w sensie termodynamicznym niż drugi (rys. 13). W czystym żelazie przemiana $Fe_{CC} \rightarrow Fe_{\gamma}$ zachodzi w temperaturze 910°C.W stopach żelaza z węglem ziarna ferrytu w perlicie są w kontakcie z cementytem i ta mieszanina przemienia się w Fe_γ w temperaturze 723°C. Przemiana ta jest możliwa w tak niskiej temperaturze dzięki kontaktowi z cementytem i zachodzi na powierzchni płytek ferryt - cementyt. Jeżeli zatem

Rys. 13. Zmiana energii swobodnej austenitu (F_A), martenzytu ($F_{\overline{M}}$) i perlitu ($F_{\overline{P}}$) w zależności od temperatury (schemat)

przemiana Fe_{cc}-Fe_Y w perlicie może zachodzić w temperaturze niższej niż 910⁰C dzięki istnieniu międzyfazowej powierzchni ferryt cementyt, to zarodkowanie musi odbywać się właśnie na tej powierzchni. Ponieważ powierzchnia styku ferryt - cementyt w perlicie jest bardzo duża (2000 - 10000 DOMstawanie zarodków austenitu jest ułatwione [15]. Jak wspomniano. przemiana zaczyna się poprzez A, zarodkowanie, a następnie rozrost utworzonych zarodków. Procesowi zarodkowania towarzyszy fluktuacja

energii i fluktuacja składu chemicznego, w wyniku czego powstaje zarodek nowej fazy. Jeżeli do jakiegoś miejsca na międzyfazowej granicy zostanie dostarczona w wyniku fluktuacji energia większa od energii krytycznej oraz w wyniku fluktuacji koncentracji miejsce to posiada odpowiedni skład chemiczny, wówczas są warunki do powstania zarodka nowej fazy.

Rys. 14. Położenie bariery energetycznej Q [29]

Przemiana austenitu w perlit (w układzie żelazo - węgiel) może zajść tylko w temperaturze niższej niż 723°C, kiedy $F_A > F_P$, a przemiana perlitu w austenit może zajść tylko w temperaturze wyższej niż 723°C, kiedy $F_P > F_A$ (rys. 13). Jednakże sama tylko różnica energii swobodnej nie wystarcza aby atomy mogły przejść w nowe położenie. Muszą one pokonać barierę energetyczną Q o większej energii swobodnej (rys. 14). Aby atomy mogły pokonać tę barierę, muszą otrzymać dodatkowo pewną dawkę energii, najczęściej cieplnej. Zarodkami nowej fazy mogą być cząstki posiadające energię równą lub większą od bariery energetycznej Q, energię tę otrzymuje zarodek w wyniku fluktuacji. O wielkości energii Q mówi energia zarodkowania. Oprócz energii, na proces zarodkowania nowej fazy wpływa również fluktuacja koncentracji. Aby mogły powstać zarodki nowej fazy, muszą one posiadać skład chemiczny odpowiadający nowej fazie uzyskany drogą fluktuacji.

Powstałe zarodki zwiększają swoje wymiary w wyniku dyfuzji. Proces dyfuzyjnego wzrostu nowej fazy przebiega w wyniku dyfuzyjnego ruchu granic faz [30]. We wszystkich przypadkach dyfuzyjnego przemieszczania się granic rozdziału, przemiana jednej fazy w drugą rozwija się na granicy rozdziału fazy powstałej i zanikającej. Pojawiające się kryształy nowej fazy posiadają mniejszą energię swobodną od energii swobodnej fazy zanikającej, ale pojawienie się tych kryształów prowadzi do powstania nowej powierzchni rozdziału, która zwiększa energię swobodną nowej fazy. Tak więc, zmiana energii swobodnej przy powstawaniu i wzroście zarodków nowej fazy stanowi różnicę pomiędzy zmniejszeniem ener-

Rys. 15. Rozkżad energii swobodnej powstającej fazy

1 - energia swobodna nowych granic rozdziału,2suma wpływów 1 i 3, 3 energia swobodna powstałych objętości nowej fazy, r - promień zarodka gii w wyniku pojawienia się obszarów o mniejszej energii swobodnej a zwiększeniem energii w wyniku pojawienia się nowych granic rozdziału [29]. W miarę wzrostu nowej fazy obie energie rosną, jak pokazano na rys. 15.

Powstawanie pierwszych zarodków odbywa się w wyniku fluktuacji energii i koncentracji. Szybkość zarodkowania (liczba zarodków l.z. - rys. 16) w przypadku przechłodzenia zależy od energii zarodkowania (krzywa B) i od współczynnika dyfuzji(krzywa A), który zmniejsza się wraz z przechłodzeniem [29]. Ogólna szybkość przemiany (krzywa c - rys. 17) zależy od liczby zarodków krystalizacji (krzywa a) i liniozej

17

szybkości krystalizacji (krzywa b). Kinetyka przemiany dyfuzyjnej austenitu zależeć będzie również od rodzaju atmosfery [31, 63]. Wymieniona zależność związana jest ze zmianą stężenia wakansów w warstwie powierzchniowej, co wpływa na szybkość migracji atomów osnowy podczas przemiany eutektoidalnej.

Rys. 16. Wpływ przechłodzenia na energię zarodkowania i dyfuzję

Rys. 17. Wpływ przechłodzenia na szybkość przemiany [29]

2.2.1. Przemiana A_{c1}

Pierwsze zarodki austenitu powstają głównie w miejscach zetknięcia ferrytu i cementytu. Przy braku cząstek cementytu zarodki austenitu tworzą się na granicach i stykach ziarn ferrytu, a także w cząstkach styku z obcymi wtrąceniami. Liczba zarodków austenitu zależy w pierwszym rzędzie od zawartości węgla w stali, stopnia dyspersji cementytu w strukturze wyjściowej i od temperatury nagrzania. Przy jednakowej temperaturze nagrzania, czym wyższa zawartość węgla i czym bardziej dyspersyjny cementyt, tym więcej tworzy się zarodków austenitu. Im wyższa temperatura nagrzania (przy pozostałych warunkach jednakowych),tym intensywniej przebiega proces tworzenia zarodków austenitu.

Jeśli powstający zarodek austenitu rozprzestrzenia się w miejscu styku ferrytu i cementytu, to po jego utworzeniu, zamiast jednej wcześniej występującej powierzchni rozdziału faz ferryt - cementyt, będą występowały dwie powierzchnie przylegania: ferryt - austenit i austenit - cementyt (węglik). Koncentrację węgla po obu stronach każdej granicy rozdziału można określić zgodnie z układem równowagi (rys. 18).

Rys. 18. Część wykresu układu równowagi żelazo - węgiel

Dzięki różnicy koncentracji węgla w austenicie na różnoimiennych granicach rozdziału, zachodzi dyfuzja dążąca do wyrównania składu austenitu. Jeśli proces ten przebiega w stałej temperaturze, to dla podtrzymania równoważnych przygranicznych składów, granica rozdziału austenit - cementyt będzie się przemieszczać w stronę cementytu, a granica rozdziału austenit , ferryt w stronę ferrytu. Szybkość wzrostu austenitu określona jest równaniem

$$V = D \cdot \frac{dc}{dx} \left(\frac{1}{\Delta c} \frac{1}{\gamma \pm cc} + \frac{1}{\Delta c} \frac{1}{\gamma \pm c} \right),$$

to znaczy wartością współczynnika dyfuzji węgla w austenicie, różnicą przygranicznych składów na odpowiadającej granicy rozdziału i wielkością gradientu koncentracji, pod wpływem którego węgiel dyfunduje w austenicie. Ostatnia wielkość jest wprost proporcjonalna do różnicy przygranicznych koncentracji węgla w austenicie i odwrotnie proporcjonalna do odległości, na której powinna przebiegać dyfuzja. Wtedy szybkość wzrostu cząstki austenitu wyniesie:

$$V = D \cdot \left(\frac{C_{\chi \to w} - C_{\chi \to cc}}{x}\right) \left(\frac{1}{\Delta c^{\chi \to cc}} + \frac{1}{\Delta c^{w \to \chi}}\right),$$

gdzie: x jest wielkością cząstki austenitu. Rozwój cząstki austenitu jest uwarunkowany procesem dyfuzji wegla w austenicie. Jednakże na granicy rozdziału ferryt - austenit różnica przygranicznych koncentracji węgla jest znacznie mniejsza niż na granicy rozdziału austenit - cementyt. Dlatego szybkość wzrostu czastki austenitu w kierunku ferrytu jest znacznie większą niż w kierunku cementytu. Cząstki austenitu mogą rozwijać się nie tylko pod wpływem dyfuzji węgla w austenicie. W szeregu przypadkach istotne znaczenie mogą mieć procesy dyfuzyjne zachodzące w ferrycie. Zawartość wegla w ferrycie znajdującym się na granicy rozdziału z austenitem w temperaturze Т. T1 (rys. 18) powinna być równa C , a koncentracja węgla w tymże ferrycie na granicy rozdziału z cementytem będzie wynosiła C Zachodząca w wyniku tego dyfuzja dąży do wyrównania składu ferrytu w ca-Żej objętości i ma tendencję zwiększenia zawartości węglą w ferrycie na granicy rozdziału z austenitem i do zmniejszenia zawartości wegla na granicy rozdziału z cementytem. Prowadzi to do przesuniecia granicy rozdziału ferryt - austenit w strone ferrytu, a na granicy rozdziału ferryt - cementyt w strone cementytu. Innymi słowy dyfuzją zachodzącą w ferrycie powinna sprzyjać z jednej strony jeszcze większej intensywności wzrostu cząstki austenitu w kierunku ferrytu a z drugiej strony rozpuszczaniu w ferrycie bliżej leżących węglików, wokół których jeszcze nie zaczął powstawać austenit.

Jeśli w miejsce cementytu, lub wraz z nim, struktura wyjściowa zawiera grafit, to proces powstawania austenitu będzie rozwijać się podobnie, tylko skład cząstki austenitu przylegającej do grafitu będzie określony położeniem linii E'S', a na granicy rozdziału grafit - austenit będzie występował spadek koncentracji C $_{Grad}$ C_{grad} Ogólne prawidłowości dyfuzyjnego powstawania austenitu w stalach węglowych po-

20

winny być słuszne w przypadku nagrzania stali stopowych powyżej temperatur zakresu eutektoidalnego. Jednakże pod wpływem pierwiastków stopowych zmieniają się warunki równowagi faz co wywierać będzie określony wpływ na proces tworzenia się austenitu. Możliwość jednoczesnej dyfuzji węgla, żelaza i pierwiastka stopowego, a także możliwość zmiany przygranicznych koncentracji faz na powierzchniach rozdziału komplikuje proces dyfuzyjnego powstawania austenitu w stalach stopowych i utrudnia analizę tego procesu.

W procesie powstawania austenitu istnieje okres inkubacji,który zależy od składu chemicznego, struktury wyjściowej oraz od temperatury. Przy ustalonym składzie chemicznym i strukturze wyjściowej wzrost temperatury powoduje skrócenie czasu inkubacji. Na rys. 19 przedstawiono wykresy izotermicznego tworzenia się austenitu w żeliwie sferoidalnym, zawierającym 1,74% Si (linia ciągła), 1,68% Si (linia kreska - kropka) oraz 1,65% Si (linia kreska - kreska).

Rys. 19. Wykresy izotermicznego tworzenia austenitu w żeliwach sferoidalnych

Ilość austenitu w żeliwie zawierającym 1,74% Si (1-1%, 2-10%, 3-50%, 4-70%, 5-100%), 1,86% Si (6-1%, 7-100%), 1,65% Si (8 - 1%, 9 - 100%)

W odróżnieniu od żeliwa z grafitem płatkowym, gdzie rozpuszczanie się grafitu zachodzi intensywnie na całej granicy grafit - ferryt,w że-

liwie sferoidalnym najbardziej intensywnie rozpuszcza sie grafit na stykach granic ziarn ferrytu [32]. Szybkość rozpuszczania się grafitu rośnie wraz z temperaturą oraz ze zmniejszeniem rozmiarów sferoidów grafitu 33. Rozpuszczanie się grafitu sferoidalnego zależy również od składu chemicznego żeliwa [34 - 36]. W żeliwie sferoidalnym, po zakończeniu przemiany perlitu (ferrytu) w austenit, rozpuszczeniu pozostałych węglików i wyrównaniu zawartości węgla, austenit ciągle jeszcze będzie niejednorodny w sensie rozłożenią w nim pierwiąstków stopowych. Granice komórek eutektycznych oraz te miejsca, gdzie znajdowały się węgliki będą bogatsze w pierwiastki węglikotwórcze a uboższe w pierwiastki nie tworzące węglików. Dopiero po dłuższym wyżarzaniu koncentracja pierwiastków stopowych w austenicie wyrównuje się [19-22,37, 38]. Przedstawiony na rys. 20 schemat izotermicznego tworzenia jednorodnego austenitu w żeliwie sferoidalnym opracowano na podstawie schematu tworzenia austenitu w stali, przedłożonego przez Gulajewa [15].

Rys. 20. Wykres izotermicznego tworzenia austenitu w żeliwie sferoidał nym

Na podstawie opisanych wyżej prawidłowości izotermicznego powstawania austenitu można wysnuć wnioski o mechaniźmie i kinetyce tworzenia austenitu podczas ciągłego grzania oraz o wpływie szybkości grza nia na ten proces. Przemiana perlitu w austenit może przebiegać zgodnie z wykresem równowagi tylko podczas bardzo wolnego nagrzewania.Przy wszystkich realnych szybkościach grzania przemiana będzie zachodzić w pewnym zakresie temperatur, tym wyższym, im większa szybkość grzania. Perlit przegrzany powyżej temperatury A_{c1} przemienia się w austenit z różną szybkością, zależnie od stopnia przegrzania (rys. 21). Linie

Rys. 21. Przemiana perlitu w austenit w stali 0,86% C [15]

 v_1 i v_2 przedstawiają grzanie stali z pewną określoną szybkością. Według Gulajewa [29], w odróżnieniu od przemiany austenitu w perlit, przy powstawaniu austenitu szybkość grzania prawie nie wpływa na temperaturę A_{c1}^{p} (rys. 22 i 23). Nieco inny charakter wpływu szybkości grzania na temperatury przemiany A, w eutektoidalnej stali węglowej przyjmuje Popow [28] (rys. 24).

Rys. 24. Wpływ szybkości grzania na tworzenie austenitu w stali eutektoidalnej [28]

 1 - początek tworzenia austenitu, 2 - koniec rozpuszczania ferrytu, 3koniec rozpuszczania cementytu, 4 - pełne wyrównanie składu austenitu, 5,6 - dolna i górna krytyczna szybkość grzania

2.2.2. Przemiana A_{r1}

Przemiana austenitu w perlit polega na rozkładzie austenitu na prawie czyste żelazo oci cementyt

$$Fe_{\gamma}(C) \longrightarrow Fe_{\gamma}C + Fe_{3}C$$

Przy temperaturze równowagi A₁ przemiana austenitu w perlit jest niemożliwa, ponieważ przy tej temperaturze energie swobodne austenitu i perlitu są równe (rys. 13). Im niższa będzie temperatura przemiany,tj. im większe przechłodzenie, tym większa będzie różnica energii swobodnych i tym szybciej przebiega przemiana. Fazy powstające w wyniku przemiany perlitycznej różnią się znacznie od fazy wyjściowej (austenitu). Tymi fazami są: ferryt, prawie wcale nie zawierający węgla i cementyt o zawartości 6,67% węgla. Dlatego przemiana austenit — perlit towarzyszy dyfuzja, połączona z przegrupowaniem atomów węgla. Szybkość dyfuzji raptownie zmniejsza się przy obniżaniu się temperatury; w związku z tym wzrost przechłodzenia powinien wywołać zmniejszenie szybkości przebiegu przemiany. Szybkość rozkładu austenitu przedstawia krzywa v

Rys. 25. Zależność szybkości rozkładu austenitu (krzywa y), szybkości dyfuzji (krzywa D) i różnicy energii swobodnych (krzywa ΔF) od stopnia przechłodzenia (temperatury) na rys. 25. Tworzenie się struktury perlitycznej jest procesem powstawanią zarodków i narastanią kryształów perlitu (rys. 26). Szybkość tworzenia sie struktury perlitycznej przedstawiają krzywe na rys. 27. W początkowym okresie przemiana odbywa się z bardzo małą szybkością. Jest to tak zwany okres inkubacyjny, który zależy przede wszystkim od przechłodzenia i składu chemicznego [40 - 42]. Okres inkubacyjny zmniejsza się ze wzrostem przechłodzenia. Zwiększenie zawartości węgla w stali zwiekszą okres inkubacyjny.

Parametr l.z. jest bardzo wrażliwy na zmiany w strukturze stali lub żeliwa i zależy od sposobu wytapia-

Rys. 26. Szybkość narastania kryształów (s.k.) i liczba zarodków (l.z.) perlitu w zależności od temperatury i stopnia przechłodzenia

Rys. 27. Krzywe kinetyczne przemiany austenitu w perlit przy różnych temperaturach $(t_1 > t_2 > t_3 \cdots)$ nia, stopnia odtlenienia, ilości nierozpuszczonych cząstek, stopnia jednorodności i wielkości ziarna austenitu. Wielkość s.k. przy danym skłądzie chemicznym staje się naturalną charakterystyką stali, zależną jedynie od stopnia przechłodzenia [43].

Przy określaniu kinetyki dyfuzyjnej przemiany austenitu duże znaczenie posiada stopień przesycenia austenitu w stosunku do powstających faz. Powstawanie roztworu stałego oc jest możliwe tylko wtedy, kiedy punkt występowania rozpadającego się austenitu znajduje się poniżej linii GS lub jej przedłużenia (rys. 28). Jeżeli punkt ten będzie się znajdował poniżej linii E'S' (lub jej przedłużenia), to istnieje możli-

Rys. 28. Stosunek szybkości tworzenia oddzielnych faz i składowych strukturalnych przy dowolnie wybranej temperaturze poniżej linii przemiany eutektoidalnej

wość powstawania grafitu, a w temperaturach leżących poniżej linii ES (lub jej przedłużenia) nie tylko grafitu ale także i cementytu.Jednoczesne tworzenie się roztworu stałego oc i grafitu jest możliwe w tym przypadku, kiedy austenit przesycony jest zarówno względem grafitu jak i względem roztworu stałego oc, to znaczy kiedy punkt występowania austen: tu znajdować sie bedzie poniżej przedłużonych linii E'S' i GS. Jeżeli punkt występowania austenitu znajdować sie bedzie poniżej przedłużonych linii GS i ES, to austenit bedzie przesycony w stosunku do roztworu stałego C, grafitu i węglika i dlatego możliwe jest tworzenie

się wszystkich trzech faz. W zależności od zawartości węgla w austenicie wyjściowym stosunek szybkości tworzenia oddzielnych faz i składowych strukturalnych pokazano na rys. 29. Stosunek szybkości tworzenia oddzielnych faz i składowych strukturalnych oraz wykresy kinetyki izotermicznej przemiany austenitu przedstawiono na rys. 30.

Rys. 29. Stosunek szybkości tworzenia oddzielnych faz i składowych strukturalnych przy różnych temperaturach (bez uwzględnienia zmiany składu austenitu w procesie przemiany)

Rys. 30. Stosunek szybkości tworzenia oddzielnych faz i składowych strukturalnych przy różnych temperaturach (lewa część rysunku) oraz wykresy kinetyki izotermicznej przemiany austenitu nadeutektoidalnego (prawa część rysunku)

Przedstawione wykresy nie uwzględniają zmiany składu austenitu pod wpływem częściowego tworzenia się oddzielnych faz lub składowych strukturalnych. W rzeczywistości procesy te mogą spowodować istotną zmianę składu nieprzemienionej części austenitu i co za tym idzie zmianę kinetyki przemiany. Szczególnie duży wpływ na zmianę składu nieprzemienionej części austenitu powinno mieć powstawanie takich faz, jak ferryt, cementyt lub grafit. Wpływ pierwiastków stopowych obniżających temperatury przemiany $c = \gamma$ oraz podwyższających temperatury przemiany $c = \gamma$ na szybkość różnych procesów przemiany, możliwych przy danych stopniach przechłodzenie, przedstawiono na rys. 31 i 32. Należy jednak uwzględniać, że dyfuzyjny rozpad austenitu zależy nie tylko od stopnia przesycenia austenitu, ale także od współczynnika dyfuzji pierwiast ków stopowych [44,45], od wpływu pierwiastków stopowych na współczynniki dyfuzji węgla itp. Jeśli przyjąć, że sumaryczne działanie pozo-

Rys. 31. Izotermiczne przekroje potrójnego układu żelazo – węgielpierwiastek stopowy obniżający temperaturę przemiany $\alpha \gg \gamma$ w temperaturach powyżej 723°C (a) i poniżej (b) oraz możliwy charakter wpływu pierwiastków stopowych na szybkość różnych przemian dyfuzyjnych (c,d), $\gamma c_1, \gamma c_2, \gamma c_3$ – pola austenitu z zawartościami węgla C_1, C_2, C_3 .

Rys. 32. Izotermiczne przekroje potrójnego układu żelazo – węgiel – pierwiastek stopowy podwyższający temperatury przemiany ∞ w temperaturach powyżej 723°C (a) i poniżej (b) oraz możliwy charakter wpływu pierwiastka stopowego na szybkość różnych przemian dyfuzyjnych (c,d), yc, yc, yc, - pola austenitu z zawartościami węgla C₁, C₂, C₃

Rys. 33. Wpływ pierwiastków stopowych na współczynnik dyfuzji węgla w żelazie [44]

stałych czynników będzie opóźniać procesy dyfuzyjne przy wzroście zawartości pierwiastka stopowego, to charakter zmiany szybkości procesów dyfuzyjnych przedstawiają na rys. 31, 32 linie przerywane. Jeśli sumaryczne oddziaływanie pozostałych czynników sprzyja przyspieszeniu procesów dyfuzyjnych przy wzroście zawartości pierwiastka stopowego, to rzeczywistą szybkość różnych procesów przedstawiają na rys. 31, 32 linie kreska - kropka. Pierwiastki stopowe wywierają duży wpływ na współczynnik dyfuzji węgla w żelazie (rys. 33).

 1 - początek tworzenia się mieszaniny ferryt - grafit, 2 - początek tworzenia się mieszaniny ferryt - węglik, 3 - koniec przemiany, 4 - przystanek przemiany, 5 - początek tworzenia się martenzytu, 6 - początek tworzenia się grafitu, 7 - początek tworzenia się weglika ' Na rys. 34 przedstawiono wg Popowa [28] wpływ szybkości chłodzenia na temperatury rozpadu austenitu w stali węglowej nadeutektoidalnej z uwzględnieniem możliwości tworzenia grafitu i mieszaniny ferryt - grafit.Charakter wpływu szybkości chłodzenia na temperatury dyfuzyjnej przemiany austenitu przedstawiony przez Gulajewa [15] pokazano na rys. 35. Podobnie ujmuje to zagadnienie Błantier [44].

Badania dyfuzyjnej przemiany austenitu w żeliwie umożliwiły opracowanie wykresów przedstawionych na rys. 36. Linia WB oznacza wydzielanie się grafitu z przechłodzonego austenitu; wy-

dzielanie się grafitu zaczyna się od samego początku trwania przemiany, ponieważ żeliwo szare zawiera już grafit i nawarstwienie na nim grafitu eutektoidalnego zachodzi bezinkubacyjnie. Linia CD wyznacza początek wydzielania się ferrytu, ME - cementytu, PJ - koniec rozpadu austenitu, MH - koniec rozpadu cementytu eutektoidalnego.

30

Rys. 35. Wykres anizotermiczny rozpądu austenitu

W żeliwie sferoidalnym izotermiczna przemiana austenitu może przebiegać zarówno w wyniku prostej przemiany austenit-ferryt + grafit, jak też i pośrednio poprzez rozpad cementytu (rys. 36 a i b). Tłumaczy się to niejednorodnością austenitu oraz tym, że zakresy dyfuzyjnej przemiany austenitu w układzie metastabilnym i stabilnym częściowo się pokrywają.

Rys. 36. Wykresy izotermicznej przemiany austenitu w żeliwie 31

2.2.3. Rozpad cementytu

W zakresie temperatur przemiany A₁ w żeliwie sferoidalnym jak też przed i po tej przemianie może zachodzić rozpad cementytu. Rozpad cementytu (grafityzacja)polega na dyfuzji atomów węgla ku zarodkom grafityzacji poprzez warstwę roztworu stałego, tj. austenitu lub ferrytu. Szybkość rozpadu cementytu zależy w pierwszym rzędzie od temperatury i składu chemicznego żeliwa. Ze wzrostem temperatury wyżarzania szybkość rozpadu cementytu wzrasta. Schwartz [46] rozpatruje grafityzację żeliwa białego w stanie stałym jako składającą się z czterech podstawowych procesów. Są to:

- dysocjacja cementytu na atomy żelaza i węgla;

- rozpuszczanie się atomów węgla ze zdysocjowanego cementytu w austenicie, tj. przechodzenie do roztworu;
- dyfuzja atomów węglą poprzez austenit do zarodków grafityzacjioraz
- krystalizacja atomów węgla na zarodkach grafityzacji.

Rys. 37. Szybkość grafityzacji w zależności od procesu

1 - dysocjacja cementytu, 2 - rozpuszczanie węgla w roztworze, 3 dyfuzja węgla, 4 - krystalizacja W - stopień grafityzacji,t-czas

Temperatury wyżarzania: 1 - 920°C, 2 - 900°C, 3 - 850°C 32 Na rys. 37 przedstawiono przebieg grafityzacji w zależności od czasu, wyznaczono też wypadkową krzywą grafityzacji, postępującą według procesu podstawowego, który w danym momencie zachodzi najwolniej.

W dalszym ciągu pracy przedstawiono wpływ niektórych pierwiastków na szybkość procesu grafityzacji cementytu eutektycznego i eutektoidalnegowżeliwie sferoidalnym. Krzem wywiera istotny wpływ na rozpad cementytu eutektycznego 47 3 wpływ tego pierwiastka jest bardzo wyraźny przy niższych temperaturach wyżarzania (rys.38). Zwiększenie zawartości krzemu od 1 do 3% zwiększa szybkość rozpadu cementytu eutektycznego od 6 do 8 razy [48]. Na temat wpływu manganu na rozpad cementytu eutektycznego w żeliwie sferoidalnym brak jest danychliteraturowych. Fosfor w ilościach spotykanych w ferrytycznym żeliwie sferoidalnym w zasadzie nie wpływa na szybkość rozpadu cementytu eutektycznego. Wedlug

Waszczenki [48] szybkość rozpadu cementytu w żeliwie z grafitem sferoidalnym jest 15-20% większa niż w żeliwie z grafitem płatkowym.

Rys. 39. Wpływ chromu na rozpad cementytu eutektycznego [49]
Skład chemiczny dla krzywych 1,2,3 - 3,1% C, 2,52% Si, 0,69% Mn, 0,3% Cr, dla krzywej 4 - 3,2% C, 2,5% Si,0,7 % Mn. Temperatury wyżarzania: 1 - 980 C, 2 - 950 C, 3 - 900 C, 4 - 950 C

i

Chrom w żeliwie sferoidalnym wyraźnie zmniejsza szybkość rozpadu cementytu eutektycznego (rys. 39). Wpływ krzemu i chromu na proces grafityzacji cementytu eutektoidalnego przedstawiono na rys. 40.

Rys. 40. Wpływ chromu i krzemu na rozpad cementytu eutektoidalnego [50]

Z przebiegu krzywych wynika, że im wyższa zawartość krzemu w żeliwie, tym więcej potrzeba chromu do stabilizacji cementytu eutektoidalnego. Krzem, jakkolwiek w bardzo małym stopniu rozpuszczony w cementycie, wpływa na jego rozpad poprzez zmianę aktywności atomów żelaza,chromu i węgla. Ze wzrostem zawartości manganu zwiększa się czas potrzebny dla grafityzacji cementytu eutektoidalnego (rys. 41). Wpływ fosforu na grafityzację cementytu eutektoidalnego przedstawiono na rys. 42.Zwiększenie zawartości fosforu powoduje zwiększenie ilości nierozłożonego perlitu, który w przypadku istnienia w strukturze wydzieleń eutektyki fosforowej, grupuje się wokół nich.

Rys. 41. Wpływ manganu na rozpad cementytu eutektoidalnego [47] Skład żeliwa dla krzywych: 1,2 - 3,2% C, 2,9% Si, 0,47% Mn, 3,4 - 3,2%C, 2,8% Si, 0,75% Mn. Temperatura wyżarzania: 1,3 - 740°C, 2,4 - 700°C

Rys. 42. Wpływ fosforu na rozpad cementytu eutektoidalnego [51] . Temperatura wyżarzania 740°C

Dla określenia kinetyki grafityzacji żeliwa sferoidalnego w II stadium, polegającym na przemianie perlitu (lub innego składnika będącego wynikiem rozpadu austenitu) na ferryt i grafit, Burke [32] zastosował następujący wzór:

$$W = 1 - \exp\left[-\left(\frac{t}{kw}\right)^{n}\right]$$

gdzie: W - stopień przemiany, t - czas, kw,n - współczynniki. Wpływu pierwiastków na grafityzację żeliwa sferoidalnego nie udało się dotychczas wyrazić prostymi zależnościami, zarówno przy oddziaływaniu pojedynczym, a tym bardziej kompleksowym. Dane z prac badawczych [52] wskazują na to, że wpływ określonego pierwiastka na grafityzację nie jest wyłącznie funkcją jego zawartości w żeliwie, lecz zależy także od obecności i ilości innych pierwiastków w składzie żeliwa. 3. BADANIA WŁASNE^{X)}

3.1. Cel i zakres badań

Obróbka cieplna żeliwa sferoidalnego staje się obowiązującym elementem składowym technologii otrzymywania odlewów o wysokich właściwościach mechanicznych i eksploatacyjnych.

Opracowanie prawidłowych schematów obróbki cieplnej uwarunkowane jest przede wszystkim dokładną znajomością temperatur przemiany A₁. Przy całej wadze zagadnienia, określanie temperatur przemiany A₁ w żeliwie sferoidalnym jest w literaturze technicznej w niewystarczającym stopniu opracowane.

Temperatury przemiany A, zależą od składu chemicznego żeliwa oraz od szybkości grzania lub chłodzenia. Według Rilley'a i Dodd'a [53] w żeliwie sferoidalnym zawartość węgla w granicach 2,5 - 3,5% nie wywiera istotnego wpływu na położenie temperatur krytycznych. Zgodnie z pracami Rehder'a [51], Hodgsona i Fairhusta [54], Gorszkowa i Wołoszczenki [56] Bylicy [57] krzem w znacznym stopniu powoduje podwyższenie zakresu temperatur przemiany A1. Według Rehder'a [51], Piaskowskiego i Jankowskiego [7], Bylicy [57] zwiększenie zawartości manganu obniża temperatury krytyczne. Zgodnie z prącą Piąskowskiego i Jankowskiego [7]fosfor do zawartości około 0,2% podnosi zakres temperatur krytycznych o około 2,2°C na każde 0,01%P. Prawdopodobnie wpływ ten maleje Drzy większych zawartościąch krzemu. Zawartość 1% Ni obniżą ząkres temperatur krytycznych o około 17°C [7]. Wpływ zawartości magnezu, miedzi i chromu nie zostął dotychcząs oprącowany w sposób ścisły. Wpływ pozostąłych pierwiastków na położenie i zakres temperatur przemiany A. w żeliwie sferoidalnym może być pominięty z uwagi na znikome ilości tych pierwiastków.

^XBadania przeprowadzono w Katedrze Odlewnictwa Politechniki Śląskiej w Gliwicach.
Jak wynika z przytoczonych danych, z szeregu pierwiastków znajdujących się w żeliwie sferoidalnym, decydujący wpływ na temperatury przemiany A_1 posiada krzem i mangan. Wymienione prace ujmowały wpływ krzemu przy stałej zawartości manganu, lub wpływ manganu przy stałej zawartości krzemu, co w znacznym stopniu utrudniało ustalenie właściwego schematu obróbki cieplnej. Dlatego też w Katedrze Odlewnictwa Politechniki Śląskiej przeprowadzono badania ujmujące łączny wpływ zmiennej zawartości krzemu i manganu na temperatury przemiany A_1 w żeliwie sferoidalnym [22]. Według Bylicy [22] temperatury przemiany A_1 w żeliwie sferoidalnym można obliczyć z następujących wzorów:

 $TA_{c1}^{p} = 758 + (30,6 - 12,5 Mn) (Si - 0,6)...., ^{o}C$ $TA_{c1}^{k} = 793 + (38,7 - 12,4 Mn) (Si - 0,6)...., ^{o}C$ $TA_{r1}^{p} = 740 + (60,0 - 33,3 Mn) (Si - 1,6)..., ^{o}C$ $TA_{r1}^{k} = 708 + (38,3 - 33,3 Mn) (Si - 1,6)..., ^{o}C$

gdzie Mn i Si - zawartości procentowe tych pierwiastków. Stwierdzono ponadto, iż wpływ krzemu na podwyższenie temperatur przemiany A_1 wzrasta ze zmniejszeniem zawartości manganu. W zakresie występujących w ferrytycznym żeliwie sferoidalnym zawartości krzemu (2,3 - 3,2%) i manganu (0,35 - 0,65%) ze zmniejszeniem zawartości manganu wpływ krzemu na podwyższenie temperatury końca przemiany A_{r1} wzrasta liniowo od 1,7 - 2,7°C/0,1% Si.

Dotychczas brak danych określających w wystarczającym stopniu wpływ szybkości grzania lub chłodzenia na temperatury przemiany A₁ w żeliwie sferoidalnym. W żeliwie tym, podobnie jak w stali, wzrost szybkości grzania powoduje przesunięcie zakresu krytycznego do wyższych temperatur, natomiast wzrost szybkości chłodzenia przesuwa zakres temperatur krytycznych do temperatur niższych. Według Piaskowskiego i Jankowskiego [7] przy szybkości chłodzenia 5,6°C/godz. następuje obniżenie zakresu krytycznego o 2,8°C, podczas gdy szybkości chłodzenia 28℃/godz. następuje obniżenie zakresu krytycznego o 14°C. Zgodnie z praca [58].eutektoidalny przedział dla żeliwa ciągliwego (zawierającego 1,3% Si) przy nagrzewaniu mieści się w zakresie temperatur 740 - 800⁰C, a przy chłodzeniu - w zakresie temperatur 780 - 730⁰C. Temperaturę początku przemiany w żeliwie ciągliwym, w zależności od zawartości pierwiastków stopowych i szybkości chłodzenia można obliczyć ze wzoru podanego przez Rehdera [59]:

t = 722 + 37 Si + 220 P - 37 Mn - 0,28 v,

gdzie Si, ^P, Mn - zawartości procentowe tych pierwiastków, zaś v szybkość chłodzenia w ^OC/godz. W przypadku nagrzewania temperatura przemiany jest o 33^OC wyższa [59].

Jak wyniką z podanego przeglądu literatury zagadnienie określania temperatur przemiany A_1 w żeliwie sferoidalnym nie zostało dotychczas rozwiązane. Dlatego celem badań własnych było zbadanie procesu przemiany A_1 oraz opracowanie metody określania temperatur przemiany A_1 w żeliwach sferoidalnych. Ponieważ na temperatury przemiany A_1 w szarym żeliwie sferoidalnym istotnie wpływa zawartość krzemu i manganu oraz szybkość grzania i chłodzenia odlewów, badania ograniczono do określenia łącznego wpływu tych czynników na temperatury przemiany A_1 .

^Badaniom poddano następujące żeliwa sferoidalne, różniące się istotnie zawartością krzemu i manganu:

- żeliwo 1 o niskiej zawartości krzemu (2,20%) i manganu (0,40%);
- żeliwo 2.1 i 2.2 o niskiej zawartości krzemu (1,95; 1,95%) i wysokiej zawartości manganu (1,00; 0,90%);
- żeliwo 3.1 i 3.2 o wysokiej zawartości krzemu (3,48; 3,31%) i niskiej zawartości manganu (0,30; 0,33%);

- żeliwo 4 o wysokiej zawartości krzemu (2,90%) i manganu (0,80%).

Zastosowane w badaniach żeliwa obejmują grupę najszerzej stosowanych w praktyce przemysłowej niestopowych, szarych żeliw sferoidalnych, a przyjęte szybkości grzania i chłodzenia mieszczą się w przedziale od 15°C/godz. do 300°C/godz. i obejmują również szybkości, zwykle stosowane przy obróbce cieplnej odlewów z żeliwa sferoidalnego. Rozwiązanie zagadnienia określania temperatur przemiany A₁ w żeliwie sferoidalnym rozszerzyłoby zakres wiedzy z dziedziny obróbki cieplnej i umożliwiłoby prawidłowe wykorzystanie oraz szersze niż dotychczas zastosowanie w praktyce przemysłowej tego nowoczesnego tworzywa konstrukcyjnego.

3.2. Warunki przeprowadzonych doświadczeń oraz wyniki badań

Przebieg wytopów

Żeliwa sferoidalne poddane badaniom wytapiano w żeliwiaku 🖗 900 o wyprawie kwaśnej, pracującym na zimnym dwmuchu. Namiar do pieca zawierał:

450 kg złomu stalowego (PN-59/H/15000),
90 kg koksu pakowego,
25 kg kamienia wapiennego,
oraz żelazostopy.

Skład chemiczny złomu stalowego wahał się w granicach:

0,1 - 0,5% C 0,2 - 0,5% Si 0,3 - 0,7% Mn ca 0,06% Ni ca 0,10% Cr ca 0,08% Cu ca 0,05% P ca 0,03% S.

Do wytopów używano wyłącznie koks pakowy, zawierający bardzo małe ilości popiołu i siarki. Zawartość pierwiastków w żeliwie ustalano dodając odpowiednią ilość żelązostopów. Stosowany złom stalowy i koks pakowy zawierał bardzo mąłe ilości siarki, w związku z tym zawartość tego pierwiastka w żeliwie wyjściowym do sferoidyzacji wynosiła ca 0,06%, dlatego wstępnego odsiarczania nie prowadzono. Sferoidyzację przeprowadzono w szczelnej kadzi bębnowej o pojemności 1,5 t, przy użyciu prętów elektronowych (92% Mg) w ilości nieprzekraczającej 0,16% ciężaru ciekłego żeliwa. Po wykonaniu próby technologicznej, określającej efektywność działania magnezu (RN-53/MPM-22032), żeliwo modyfikowano 75% Fe-Si (o granulacji 3-5 mm). Żelazokrzem dodawano w ilości 0,8% ciężaru ciekłego żeliwa. Po dokładnym wymieszaniu kąpieli i zgarnięciu żużla zalewano formy z wlewkami. Wlewki, z których wykonywano wszystkie próbki do badań, odlewano zgodnie z normą PN-62/H-83124. Temperatura metalu na rynnie mierzona pirometrem optycznym (bez poprawki) wynosiła 1420 - 1440°C, temperatura zalewania form 1330-1350°C.

Pobieranie i przygotowanie próbek do analizy chemicznej odbyło się zgodnie z normami PN-62/H-83124 oraz PN-64/H-04007. Zawartość podstawowych pierwiastków, jak: C, Si, Mn, P, S, Cr, Ni i Cu określono przy pomocy analizy klasycznej, natomiast zawartość pozostałych pierwiastków określono przy pomocy analizy spektralnej. Skład chemiczny badanych żeliw podano w tablicy 1.

Tablica 1

Symbol		Zawartość	pieruias	tka 💌 żel:	iwie w %	
pierwiastka	Żeliwo 1	Żeliwo 2.1	Żeliwo 2.2	Żeliwo 3.1	Żeliwo 3.2	Żeliwo 4
S1	2.20	1,92	1.95	3,48	3.31	2,90
Mp	0.40	1.00	0,90	0,30	0.33	0,80
С	3.43	3.30	3.40	3,32	3.37	3.68
Cr	0.13	0.09	0,07	0,11	0.09	0.06
P	0.07	0,04	0.03	0.04	0.035	0.03
Ni	0.05	0,05	0,05	0.05	0.05	0,05
Cu	0,08	0,08	0,08	0.08	0.08	0,08
S	0.006	0.01	0.01	0,012	0,012	0.01
Mg	0.03	0,03	0,03	0.03	0,03	0.03
Zawartość pozostałych pierwiastków wynosiła poniżej 0,1% Al,0,01% Sn, 0,01% Sb, 0,01% Ti, 0,01% Bi, 0,01% Mo						

Skład chemiczny badanych żeliw

Badania dylatometryczne

Badania temperatur przemiany A_1 w żeliwach sferoidalnych przeprowadzono na dylatometrze bezwzględnym typu IS4 z rejestracją świetlną. Użyte do tych badań próbki miały średnicę 6 ± 0,05 mm i długość 30 ± 0,005 mm. Pomiaru temperatur dokonywano przy pomocy termopary Ni Cr-Ni oraz kompensatora technicznego typu KT3. Zimne końce termopary zanurzone były w termosie z lodem. Żądaną szybkość grzania i chłodzenia otrzymano przez zastosowanie odpowiedniej krzywki programującej zmianę temperatury w próbce. W celu wyeliminowania wpływu utleniania, próbki przez cały czas trwania doświadczeń przedmuchiwane były argonem.

Badaniom dylatometrycznym poddano sześć żeliw sferoidalnych różniących się istotnie zawartością krzemu i manganu (tabl. 1). Próbkę dylatometryczną wkładano do pieca dylatometru nagrzanego do temperatury 400°C i od tej temperatury grzano do temperatury 900°C, a następnie chłodzono z żądaną szybkością. Przy badaniu żeliwa 1 próbki grzano i chłodzono z szybkością 15°C/godz., 30°C/godz., 45°C/godz., 90°C/godz., 120°C/godz. 150°C/godz., 240°C/godz. i 300°C/godz.

Przy badaniu żeliw 2.1, 2.2, 3.1, 3.2 i 4 - zaniechano grzania i chłodzenia z szybkością 120[°]C/godz. i 240[°]C/godz., ponieważ pozostałe stosowane szybkości 15[°]C/godz., 30[°]C/godz., 90[°]C/godz., 150[°]C/godz., 300[°]C/godz. wyznaczają krzywą zależności.

Badania dylatometryczne przeprowadzono na dwóch próbkach dla każdej szybkości grzania i chłodzenia, a przy analizie posługiwano się średnią arytmetyczną otrzymanych z dylatogramów wyników. W ten sposób wyznączono temperaturę początku grafityzacji cementytu (T_{gr}) , temperaturę początku przemiany A₁ przy grzaniu (TA_{c1}^{P}) , końcą przemiany A₁ przy grzaniu (TA_{c1}^{k}) , początku przemiany A₁ przy chłodzeniu (TA_{r1}^{P}) i końca przemiany A₁ przy chłodzeniu (TA_{r1}^{R}) . Na rysunku 43 przedstawiono przykładowo dylatogram żeliwa 2.2, otrzymany przy szybkości grzania i chłodzenia 30[°]C/godz. Do punktu Gr ze wzrostem temperatury wzrasta długość próbki w wyniku rozszerząlności cieplnej. Od punktu Gr przyrost długości próbki jest większy niż by te wynikało z rozszerząlności cieplnej, w związku z zachodzącą grafityzacją cementytu. W punkcie A_{c1}^P długości próbki. W czasie przemiany A_{c1} (linia od punktu A_{c1}^{p} do A_{c1}^{k}) zmiana długości próbki jest wypadkową zmian długości związanej z

- rozszerzalnością cieplną;
- grafityzacją cementytu;
- przemianą ferrytu lub perlitu w austenit.



Rys. 43. Dylatogram żeliwa sferoidalnego 2.2

Od punktu A_{c1}^k zwiększenie długości próbki następuje w wyniku rozszerzalności cieplnej. Przy chłodzeniu do punktu A_{r1}^p próbka kurczy się w wyniku rozszerzalności cieplnej. W punkcie A_{r1}^p zaczyna się przemiana A_{r1} , która charakteryzuje się zwiększeniem długości próbki. W czasie przemiany A_{r1} (linia od punktu A_{r1}^p do A_{r1}^k) zmiana długości próbki jest wypadkową zmian długości związanej z

- rozszerzalnością cieplną;
- przemianą austenitu w perlit lub ferryt i grafit;
- grafityzacją cementytu.

Od punktu A^k_{r1} zmiana długości próbki związana jest tylko z rozszerzalnością cieplną.

Temperatury początku grafityzacji cementytu oraz przemiany A₁ przy grzaniu i chłodzeniu otrzymane w wyniku badań dylatometrycznych żeliw sferoidalnych podano w tablicach 2-6.

Tablica 2

Szybkość grzania	Temperatura początku grafityzacji żeliwa - T _{gr} O _C						
°C/godz.	1	2.1	2.2	3.1	3.2	4	
15	667,5	680,7	664 ,0	656,0	657,5	647 ,0	
30	681,0	693,3	681,5	669,0	665,0	660,0	
45	703,5	708,5	697,0	680,0	680,5	667,5	
90	710,0	720,0	711,5	701,0	700,0	681,5	
120	721,0	-	-	-	-	-	
150	729,0	735,3	730,0	718,0	706,0	700,5	
240	740,0	-	-	-	-	-	
300	754,5	750,0	738,0	739,0	732,5	727,0	

Temperatury początku grafityzacji żeliw

Celem uchwycenia zmian struktury osnowy metalicznej żeliw,zachodzących w czasie badań dylatometrycznych, przeprowadzono badania metalograficzne. Zgłady wykonane z próbek dylatometrycznych trawiono alkoholowym roztworem HNO₃. Wyniki badań metalograficznych omówiono w rozdziale następnym.

Tablica 3

Szybkość grzania	Tempera	Temperatura początku przemiany A _{C1} w żeliwie - TA p _{C1}						
			C					
°C/godz.	1	2.1	2.2	3.1	3.2	4		
15	761.0	769,6	769.0	831.0	820.0	771.5		
30	777,0	777,0	769,5	830,5	814,0	781,0		
45	779,5	777,0	772,0	836,5	822,5	786,0		
90	786,5	779,3	774.0	840,5	833,0	793,0		
120	790,5	-	-	-	-	-		
150	793,5	781,3	780,0	846,0	834,0	804,0		
240	801,0	-	-	-	-			
300	807,0	787,3	781,5	857,0	848,0	810,5		

Temperatury początku przemiany A_{c1} w żeliwach

Tablica 4

Szybkość grzania	Tempera	tura końca	a przemiar	^{ay A} cî	w żeliwie	- TA _{c1} ^k
°C/godz.	1	2.1	2.2	3.1	3.2	4
15	808,5	800,3	800,0	861,0	860,0	822,0
30	813,0	811,3	805,0	862,5	847,5	829,5
45	820,0	810,0	810,5	868,5	856.0	830.5
90	824,5	811,3	810,5	873,5	874,0	841,0
120	830,0	-	-	-	-	89
150	830,0	814,0	819,0	882,5	875,0	848,0
240	839,0	_	-	-	-	- 1
300	840,5	811,0	820,0	893,5	887,5	856,0

11

Temperatury końca przemiany A_{c1} w żeliwach

Szybkość grza- nia i chłodze- nia o.,	Tempera	Temperatura początku przemiany A_{r1} w żeliwie - T A_{r1}^p						
C/godz.	1	2.1	2.2	3.1	3.2	4		
15	777,5	747,6	750,0	849,0	838,5	797,0		
30	777,0	750,3	748,0	841,0	842,0	795,0		
45	781,0	749,0	748,0	841 ,0	832,0	794 ,0		
9 0	772,0	745,3	738,5	839,5	832,5	793,0		
120	771,5	-	-		-	-		
150	768,0	739,3	734,0	841,0	828,0	788,5		
240	769,0	-	-	-	-	-		
300	762,5	734,0	731,5	832,5	820,5	780,0		

Temperatury początku przemiany A_{r1} w żeliwach

Tablica 6

Szybkość grzania i	Temperat	Temperatura końca przemiany A _{r1} w żeliwie - TA _{r1} ^O C							
chłodzenia ^o C/godz.	1	2.1	2.2	3.1	3.2	4			
15	730,0	718,6	710,5	798,5	792,0	739,0			
30	730,0	720,0	712,0	796,0	791,0	731,5			
45	730,0	718,3	710,0	792,5	778,0	728,5			
90	725,0	713,7	706,5	789,5	774,0	725,0			
120	727,5	-	-	-	-	_			
150	720,5	712,3	706,5	787,0	770,5	721,5			
240	722,0	-		-	-	-			
300	722,5	712,3	707,0	777,5	767,0	721,0			

Temperatury końca przemiany A_{r1} w żeliwach

4. OMÓWIENIE WYNIKÓW BADAŃ

4.1. <u>Omówienie wyników badań temperatury poczatku grafityzacji żeliwa</u> <u>sferoidalnego</u>

Wpływ szybkości grzania na temperaturę początku grafityzacji badanych żeliw przedstawiono na rys. 44. Z przedstawionych danych wynika, iż wzrost szybkości grzania powoduje, w całym stosowanym zakresie szybkości grzania, wyraźny wzrost temperatury początku grafityzacji żeliw. Na podstawie przeprowadzonej przy pomocy maszyny cyfrowej analizy przebiegu krzywych, zmianę początku grafityzacji żeliwa w zależności od szybkości grzania można z dużą dokładnością przedstawić przy pomocy równania

gdzie a i b - współczynniki zależne od składu chemicznego żeliwa, v - szybkość grzania w ^OC/godz.

Obliczone przy pomocy maszyny cyfrowej (9100 CALCULATOR PRINTER, HA-WLETT PAGKARD) współczynniki a i b równania temperatury początku grafityzacji oraz współczynniki korelacji r dla badanych żeliw przedstawiono w tablicy 7. W tablicy tej podano również, w oparciu o pracę Van der Waerdena [60], dwustronne granice ufności w stosunku do uzyskanych wyników badań.

Współczynnik korelacji r przedstawionych równań jest wysoki i waha się w zakresie 0,98673 - 0,99694, co odpowiada wartości 0,1% dwustronnych granic ufności.



2

Rys. 44. Temperatury początku grafityzacji żeliw - T (skala podwójnie logarytmiczna)

Oznacze- nie że- liwa	Współczynn ^T gr	iki równania = b∙v ^a	₩spółczynnik korelacji	Dwustronne granice ufności
	a	Ъ	r	%
1	0,03902	599,76976	0,98846	0,1
2.1	0,03288	622,35914	0, 99654	O, 1
2.2	0,03660	603,24300	0,99099	0,1
3.1	0,04087	584,17452	0,99694	0,1
3.2	0,03645	592,11101	0,98901	0,1
4	0,03827	579,35293	0,98673	0,1

Współczynniki a i b, współczynnik korelacji r oraz dwustronne granice ufności równania temperatury początku grafityzacji żeliw

Przy zwiększeniu szybkości grzania od 15 do 300⁰C/godz., temperatura początku grafityzacji cementytu wzrastą

W	żel iwie	1	0	83°C,
W	żeliwie	2.1	0	71°C,
W	żeliwie	2.2	0	78°C,
W	żeliwie	3-1	0	85°C,
W	żeliwie	3.2	0	75°C,
W	żeliwie	4	0	78°C.

Temperatury początku grafityzacji w badanych żeliwach zmieniają się w zakresach od 643 - 680°C przy szybkości grzania 15°C/godz. oraz od 721-751°C przy szybkości grzania 300°C/godz. Niższe temperatury początku grafityzacji cementytu spowodowane są większą zawartością krzemu w żeliwach. Natomiast większa zawartość manganu w żeliwach powoduje opóźnianie procesu grafityzacji cementytu.

Z przeprowadzonych badań wynika, iż poza wyraźnym wpływem szybkości grzania, temperatura początku grafityzacji żeliwa sferoidalnego będzie zależała nie tylko od zawartości krzemu i manganu, ale również od zawartości innych pierwiastków. Dlatego też celem rozwiązania zagadnienia określania temperatury początku grafityzacji żeliwa sferoidalnego, należy skład chemiczny badanych żeliw dobrać pod kątem jego wpływu na ten proces. Zagadnienie to, wykraczające poza zakres przedstawionej pracy będzie tematem następnych badąń.

Jak już wspomniano, w celu umożliwienia przeprowadzenia analizy zmian struktury osnowy metalicznej żeliw zachodzących w czasie badań dylatometrycznych – przeprowadzono badania metalograficzne. Struktury żeliw istotnie różniących się zawartością krzemu i manganu pokazano na następujących rysunkach:

rys. 45, 48, 51, 54 - wyjściowe struktury żeliw 1, 2.2, 3.2, 4; rys. 46, 49, 52, 55 - struktury żeliw 1, 2.2, 3.2, 4, po grzaniu i chłodzeniu z szybkością 300[°]C/godz.;

rys. 47, 50, 53, 56 - struktury żeliw 1, 2.2, 3.2, 4 po grzaniu i chłodzeniu z szybkością 15⁰C/godz.

W zależności od składu chemicznego, wyjściowa osnowa próbek zmieniała się od perlitycznej (żel. 2.1, 2.2) do ferrytycznej z niewielką ilością perlitu (żel. 3.1, 3.2). Po przeprowadzeniu badań dylatometrycznych z szybkością grzania i chłodzenia 300°C/godz. osnowa próbek zmieniała się od perlitycznej z niewielką ilością ferrytu (żel. 2.1, 2.2) do ferrytycznej z niewielką ilością perlitu (żeł. 3.1, 3.2). Wraz ze zmniejszaniem się szybkości grzania i chłodzenia, zwiększała się ilość ferrytu w osnowie; przy szybkości grzania i chłodzenia 15°C/godz, osnowa próbek zawierała ferryt z nieznaczną ilością perlitu.

Na podstawie badań metalograficznych można przyjąć, iż dylatometr rejestrował temperatury przemiany A, w stabilnym układzie Fe-C-Si.

4.2. <u>Omówienie wyników badań temperatur przemiany A</u><u>w żeliwie sferoi-</u> <u>dalnym</u>

Przemiana A₁ w szarym żeliwie sferoidalnym, związana z przemianą alotropową żelaza ($\alpha \Rightarrow \gamma$), zachodzi w wyniku jednego z wymienionych niżej procesów:

		perlit	+	grafit	-	austenit	+	graiit,
ferryt	+	perlit	÷	grafit	-	austen it	+	grafit,
		ferryt	+	g r afit		austenit	+	grafit.



Rys. 45. Struktura żeliwa 1 w stanie surowym:perlit, ferryt i grafit sferoidalny, 100x



Rys. 46. Struktura żeliwa 1 po grzaniu i chłodzeniu z szybkością 300⁰/godz.: ferryt, perlit i grafit sferoidalny, 100x



Rys. 47. Struktura żeliwa 1 po grzaniu i chłodzeniu z szybkością 15°C/godz.:ferryt, ślady perlitu i grafit sferoidalny,100x



Rys. 48. Struktura żeliwa 2.2 w stanie surowym: perlit i grafit sferoidalny, 100x



Rys. 49. Struktura żeliwa 2.2 po grzaniu i chłodzeniu z szybkością 300°C/ godz.: perlit, ferryt i grafit sferoidalny, 100x



Rys. 50. Struktura żeliwa 2.2 po grzaniu i chłodzeniu z szybkością 15 0/godz. ferryt, perkit i grafit sferri 100x



Rys. 51. Struktura żeliwa 3.2 w stanie surowym: ferryt, perlit i grafit sferoidalny, 100x



Rys. 52. Struktura żeliwa 3.2 po grzaniu i chłodzeniu z szybkością 300°C/ godz.: ferryt, ślady perlitu i grafit sferoidalny, 100x



Rys. 53. Struktura żeliwa 3.2 po grzaniu i chłodzeniu z szybkością 15 C/godz.; ferryt, ślady perlitu i grafit sfercidalny,100x



Rys. 54. Struktura żeliwa 4 w stanie surowym:perlit,fer ryt i grafit sferoidalny, 100x



Rys. 55. Struktura żeliwa 4 po grzaniu i chłodzeniu z szybkością 300°C/godz.:ferryt, perlit i grafit sferoidalny, 100x



Rys. 56. Struktura żeliwa 4 po grzaniu i chłodzeniu z szybkością 15 C/godz.: ferryt, ślady perlitu i grafit sfercidalny, 100x Stąd pierwiastki stopowe zmieniające temperatury przemiany alotropowej żelaza ($\alpha \Rightarrow \gamma$) będą wpływały analogicznie w żeliwie sferoidalnym.Zwiększenie zawartości manganu w badanych żeliwach spowodowało obniżenie zakresu przemiany A_1 , natomiast podwyższenie zawartości krzemu spowodowało podwyższenie zakresu przemiany A_1 . Wpływ krzemu na podwyższenie temperatur przemiany A_1 w żeliwie sferoidalnym wzrasta ze zmniejszeniem zawartości manganu.

Główna siła napędowa przemiany A,, to znaczy różnica swobodnych energii perlitu i austenitu, będzie rosła ze wzrostem stopnia przegrzania lub przechłodzenia, zwiększając tym samym szybkość przemiany. Histereza przemiany A, w żeliwie sferoidalnym, występująca w procesie ciągłego grzania lub chłodzenia wynika z dyfuzyjnego a więc czasowego charakteru przemiany. Wpływ szybkości grzania lub chłodzenia na histerezę przemiany A, w tym żeliwie będzie tym większy, im wolniej będzie zachodziła przemiana, to znaczy im większą bezwładnością będzie charakteryzował się układ. Kinetyka dyfuzyjnej przemiany 🗛 w 🛛 szarym żeliwie sferoidalnym zależy w pierwszym rzędzie od zawartości krzemu i manganu, od ilości, kształtu i wielkości wydzieleń grafitu, od stopnia ujednorodnienia osnowy metalicznej oraz od atmosfery 22, 55, 61, 63 Wpływ pierwiastków stopowych na kinetykę przemiany A, nie jest addytywny.

Analizę wyników badań dylatometrycznych przeprowadzono pod kątem wpływu zawartości krzemu i manganu oraz szybkości grzania lub chłodzenia na przemianę A, w żeliwie sferoidalnym.

Temperatury przemiany Ac1

Wpływ szybkości grzania na temperaturę początku i końca przemiany A_{c1} w badanych żeliwa przedstawiono na rys. 57 i 58. Z przedstawionych danych wynika, iż wzrost szybkości grzania powoduje w całym stosowanym zakresie szybkości grzania, wyraźny wzrost temperatury początku i końca przemiany A_{c1}. Na podstawie przeprowadzonej przy pomocy maszyny cyfrowej analizy przebiegu krzywych zmianę temperatury początku i końca przemiany A_{c1} w żeliwie sferoidalnym, w zależności od szybkości grzania można z dużą dokładnością przedstawić przy pomocy równania

$$TA_{c1}^{p(k)} = b \cdot v^{a} C$$



v - szybkość grzania w ^OC/godz.



Rys. 57. Temperatury początku przemiany A w żeliwach - TA podwójnie logarytmicze





W tablicy 8 i 9 podano współczynniki a i b, korelacji r oraz dwustronne granice ufności równania temperatury początku i końca przemiany A_{c1} w badanych żeliwach. Współczynnik korelacji przedstawionych

równań jest wysoki (r \sim 0,9), co odpowiada niskiej wartości (\sim 1%) dwustronnych granic ufności.

Tablica 8

Oznacze- nie żeliwa	Współczyn TA _c	niki równania ^p = b . v ^a	Współczynnik korelacji	Dwustronne gra- nice ufności ø
	а	Ъ	r	70
1	0,01758	727,98045	0,98752	0,1
2.1	0,00657	757,43922	0,96375	1
2.2	0,00600	755,11410	0,96062	1
3.1	0,01044	804,26399	0,95817	1 .
3.2	0,01233	786,79897	0,91901	1
4	0,01667	737,54011	0,99562	0,1

Współczynniki a i b, współczynnik korelacji r oraz dwustronne granice ufności równania temperatury początku przemiany A_{c1} w żeliwach

Tablica 9

Współczynniki a i b, współczynnik korelacji r oraz dwustronne granice ufności równania temperatury końca przemiany A_{c1} w żeliwach

Oznacze- nie żeliwa	Współczym TA _c	niki równania ^C = b v ^a	Współczynnik korelacji	Dwustronne gra- nice ufności
	a	b	r	76
1	0,01324	778,65365	0,99056	0,1
2.1	0,00382	796,80340	0,80823	5
2.2	0,00845	782,62 0 32	0,96655	1
3•1	0,01265	828,42912	0,97295	1
3.2	0,01332	819,55201	0,86153	5
4	0,01378	790,75602	0,99308	0,1

Przy zwiększeniu szybkości grzania od 15 do 300⁰C/godz.temperatura początku i końca przemiany A_{c1} wzrasta

				TA _{c1}	TAc1
				-	
W	żeliwie	1	0	41 °C	32°C
W	żeliwie	2.1	0	16 ⁰ C	10 ⁰ 0
W	żeliwie	2.2	0	15 [°] C	21°C
W	żeliwie	3.1	0	28 ⁰ 0	33°C
W	żeliwie	3.2	0	31°C	34°C
W	żeliwie	4	0	40 [°] C	35 °C

W badanym zakresie składu chemicznego żeliw temperatura początku przemiany A_{c1} zmienia się

od 763 do 828°C przy szybkości grzania 15°C/godz. i od 782 do 854°C przy szybkości grzania 300°C/godz.,

natomiast temperatura końca przemiany A_{ot} zmienia się

od 800 do 859°C przy szybkości grzania 15°C/godz. i

od 815 do 890°C przy szybkości grzania 300°C/godz.

Oźnacza to, że zmiana składu chemicznego badanych żeliw powoduje istotne zmiany temperatury początku przemiany A_{c1}

do 65[°]C przy szybkości grzania 15[°]C/godz. i do 72[°]C przy szybkości grzania 300[°]C/godz.

oraz temperatury końca przemiany A

do 57°C przy szybkości grzania 15°C/godz. i do 75°C przy szybkości grzania 300°C/godz.

Wysoka zawartość manganu w żeliwie obniża temperaturę początku i końca przemiany A_{c1}, zwłaszcza przy niskiej zawartości krzemu.Natomiast większa zawartość krzemu w żeliwie powoduje wyraźne podwyższenie temperatury początku i końca przemiany A_{c1}. Z analizy dylatogramów wynika, że w czasie grzania przed przemianą A_{c1} zachodzi w znacznym stopniu grafityzacja żeliw z wyższą zawartością krzemu. Wpływ szybkości grzania na względny (w zakresie szybkości grzania od 15 do 300°C/godz.) wzrost temperatury początku i końca przemiany A_{c1} jest najmniejszy w żeliwie z wysoką zawartością manganu i niską zawartością krzemu. W badanych warunkach szybkość grzania nie wpływa istotnie na szerokość zakresu przemiany A_{c1} .

Niżej przedyskutowano wyniki badań wpływu zawartości krzemu i manganu oraz szybkości grzania na temperatury przemiany A_{c1} w żeliwie sferoidalnym.

Dyfuzyjna przemiana perlitu w austenit charakteryzuje się zmniejszeniem objętości o około 1%. Zmniejszenie objętości towarzyszące przemianie ułatwia i przyspiesza powstawanie oraz późniejszy wzrost zarodków austenitu. Zmiana składu chemicznego w badanych żeliwach w znacznym stopniu zmieniała warunki tworzenia się austenitu. Pierwsze zarodki austenitu powstają głównie w miejscąch zetknięcia ferrytu i cementytu, z tego względu w żeliwie o wyjściowej osnowie perlitycznej austenit tworzy się łatwo - łatwiej niż w jakiejkolwiek innej przemianie w żeliwie. W żeliwie z wyjściową osnową ferrytyczną pierwsze zarodki austenitu powstają na stykach granic "iarn ferrytu i dlatego proces tworzenia się tych zarodków jest w porównaniu z poprzednim przypadkiem znacz nie utrudniony. Powoduje to zwiększenie bezwładności układu a za tym zwiększenie wpływu szybkości grzania na histerezę przemiany A_{c1}.Wzrost zawartości manganu w żeliwie zwiększa w strukturze osnowy ilość perlitu i stopień dyspersji cementytu. Wskutek tego liczbą powstających zarodków austenitu i średnia liniowa szybkość ich wzrostu będzie się zwiekszać a tym samym proces dyfuzyjnego tworzenia austenitu będzie zachodził szybciej. Najszybciej tworzy się austenit z wyjściowej osnowy perlitycznej, zawierającej równomiernie rozmieszczony drobny grafit. Dużo wolniej tworzy się austenit z wyjściowej osnowy ferrytycznej, zawierającej duże wydzielenia grafitu sferoidalnego. Szybkość rozpuszczania się grafitu rośnie wraz z temperaturą oraz ze zmniejszeniem rozmiarów sferoidów grafitu [33]. Istotne znaczenie posiada tutaj długość drogi dyfuzji węglą do zarodków austenitu. W przypadku wyjściowej osnowy perlitycznej droga dyfuzji węgla do zarodków austenitu jest znacznie krótszą w porównaniu z wyjściową osnową ferrytyczną. Zwiększenie szybkości grzania zwiększa gradient koncentracji węgla zarówno w ferrycie jak i w austenicie oraz zmniejsza różnice przygranicznych koncentracji, tak na granicy rozdziału austenit - ferryt, jak i na granicy rozdziału cementyt - austenit. Wszystkie te czynniki zwiekszają liniową szybkość wzrostu cząstki austenitu w miarę zwiększania szybkości grzania. W przypadku większej ilości grafitu w strukturze wyjściowej stan układu zbliża się do układu równowagi i w związku z tym,że linia E'S'układu żelazo - węgiel - krzem znajduje się na lewo od linii ES austenit będzie powstawał w warunkach mniejszych różnic koncentracji w jego przekroju, aniżeli w przypadku większej ilości cementytu. Dlatego intensywność procesów dyfuzyjnych i w następstwie szybkość przemiany A____ będzie w przypadku większej ilości grafitu w strukturze wyjściowej, mniejsza. Oprócz tego dzięki większej różnicy koncentracji na granicy rozdziału grafit – austenit niż na granicy rozdziału cementyt - austenit przesunięcie cząstki austenitu w stronę grafitu będzie bardziej wolne niż w przypadku kiedy w układzie nie znajduje się grąfit a cementyt.

Zwiększenie zawartości pierwiastka stopowego zawężającego obszar austenitu jakim jest krzem, będzie prowadzić do zmniejszenia różnicy koncentracji węgla w austenicie na różnoimiennych powierzchniach rozdziąłu, a w następstwie do zmniejszenia intensywności procesów dyfuzyjnych w przekroju tworzącej się cząstki austenitu i odpowiedniego zmniejszenia szybkości liniowej jej wzrostu. Natomiast zwiększenie zawartości pierwiastka stopowego poszerzającego obszar austenitu, jakim jest mangan, uwzględniając zmianę gradientu koncentracji węgla w przekroju tworzącej się cząstki austenitu, będzie zwiększać szybkość dyfuzyjnego tworzenia się austenitu.

Zwiększenie szybkości grzania intensyfikuje również procesy dyfuzyjne, zarówno w ferrycie jak i austenicie w wyniku zwiększenia współczynników dyfuzji. Powoduje to zmniejszenie amplitudy histerezy i zwiększenie szybkości przemiany A_{c1} . Dlatego też histereza przy nagrzewaniu jest mniejsza niż przy chłodzeniu (przy jednakowej szybkości zmiany temperatury), stąd też zakres przemiany A_{c1} jest mniejszy od zakresu przemiany A_{n1} .

Przy analizie przemiany A_1 należy zwrócić również uwagę na zjawiska cieplne towarzyszące tej przemianie. Przemiana $\infty - \gamma$ związana jest z pochłanianiem ciepła. Stąd wpływ szybkości grzania na histerezę przemiany A_{c1} będzie mniejszy aniżeli w przypadku przemiany A_{r1} , przy tej samej szybkości zmiany temperatury. Tym też tłumaczy się fakt, iż zakres przemiany A_{c1} jest mniejszy od zakresu przemiany A_{r1} .

Na podstawie przeprowadzonych badań można stwierdzić, że ogólny charakter wpływu szybkości grzania na temperatury przemiany A_{c1} w żeliwie sfe**roi**dalnym jest podobny do przedstawionego przez Popowa (rys. 24) i Gulajewa (rys. 21) charakteru wpływu szybkości grzania – na temperatury przemiany A_{c1} w stali. Natomiast przedstawiony przez Gulajewa (rys.23) wykres przemiany perlitu w austenit, jak również wykres wpływu szybkości grzania na temperatury przemiany alotropowej dla układu o liczbie stopni swobody równej jeden lub dwa (rys. 4), odbiega od opracowanego na podstawie przeprowadzonych badań wykresu wpływu szybkości grząnia na temperatury przemiany A_{c1} w żeliwie sferoidalnym. Należy zaznaczyć, iż wyznaczenie temperatury początku przemiany A_{c1} w stali lub żeliwie jest trudne z uwagi na początkowo bardzo małą szybkość przemiany. Wykrycie bardzo małych ilości austenitu jest również trudne,stąd można spotkać w literaturze różniące się oceny temperatury początku przemiany A_{c1}. Temperatury przemiany A₁ mogą się różnić nieco w zależności od przyjętej metody badań (analiza cieplna, badania metalograficzne, badania dylatometryczne, metoda rentgenowskiej analizy strukturalnej).

Temperatury przemiany Ari

Wpływ szybkości chłodzenia na temperaturę początku i końca przemiany A_{r1} w badanych żeliwach przedstawiono na rys. 59 i 60. Z przedstawionych danych wynika, iż wzrost szybkości chłodzenia powoduje, w całym stosowanym zakresie szybkości chłodzenia, obniżenie temperatury początku i końca przemiany A_{r1} . Na podstawie przeprowadzonej przy pomocy maszyny cyfrowej analizy przebiegu krzywych zmianę temperatury początku i końca przemiany A_{r1} w żeliwie sferoidalnym, w zależności od

szybkości chłodzenią można z dużą dokładnością przedstawić przy pomocy równania

$$TA_{r1}^{p(k)} = b \cdot v^{a} c$$



Rys. 59. Temperatury początku przemiany A_{r1} w żeliwach - TA_{r1}^p (skala podwójnie logarytmiczna)

gdzie: a i b - współczynniki zależne od zawartości krzemu i manganu w żeliwie,

v - szybkość chłodzenia w ^OC/godz.





W tablicy 10 i 11 podano współczynniki a i b, korelacji r oraz dwustronne granice ufności równania temperatury początku i końca przemiąny $\rm A_{r1}$ w badanych żeliwach. Współczynnik korelacji przedstawionych równań jest wysoki (r \sim 0,9), co odpowiada niskiej wartości (\sim 1%) dwustronnych granic ufności.

Tablica 10

Oznacze- nie żeliwa	Współczynniki równania TA _{ri} = b.v ^a		Współczynnik korelacji	Dwustronne granice ufności	
	8	b	r	%	
1	-0,00646	794,70343	0,86892	1	
2+1	-0, 00689	766,01300	0,88512	2	
2.2	-0,00950	771,74670	0,96358	1	
3.1	-0,00497	858,34426	0,87414	5	
3.2	-0,00760	859,13371	0,91001	2	
4	-0,00658	813,33160	0,91879	1	

Współczynniki a i b, współczynnik korelacji r oraz dwustronne granice ufności równanią temperatury początku przemiany A_{r1} w żeliwach

Tablica 11

Współczynniki a i b, współczynnik korelacji r oraz dwustronne granice ufności równania temperatury końca przemiany A_{ri} w żeliwach

Oznacze- nie żeliwa	Współczynniki równania TA _{r1} = b.v ^a		Współczynnik korelącji	Dwustronne granice ufności	
DOTING	<u>a</u>	b	с	%	
1	-0,00451	740,54494	-0,86092	1	
2.1	-0,00400	727,94551	-0,90231	2	
2.2	-0,00253	716,31143	-0,82823	5	
3•1	-0,00838	818,36179	-0,96884	1	
3.2	-0,01171	817,85000	~ 0, 95270	1	
4	-0,00822	753,21609	-0,96387	1	

Przy zwiększeniu szybkości chłodzenia od 15 do 300°C/godz. temperatura początku i końca przemiany Ar, wzrasta

				TA p r1	TA k r1
W	żeliwie	1	0	15 [°] C	9°c
W	żeliwie	2.1	о	15 [°] C	8°C
W	żeliwie	2.2	0	21°C	6°C
W	żeliwie	3•1	о	12°C	20 ⁰ C
W	żeli wi e	3.2	0	19 [°] C	27 °C
W	vżeliwie	4	0	16 [°] C	18 ⁰ 0

W badanym zakresie składu chemicznego żeliw temperatura początku przemiany A_{r1} zmieniała się

od 847 do 752[°]C przy szybkości chłodzenia 15[°]C/godz. i od 835 do 731[°]C przy szybkości chłodzenia 300[°]C/godz., natomiast temperatura końca przemiany A_{r1} zmieniała się od 800 do 712[°]C przy szybkości chłodzenia 15[°]C/godz. i

od 780 do 706°C przy szybkości chłodzenia 300°C/godz.

Oznacza to, że zmiana składu chemicznego badanych żeliw powoduje bardzo duże zmiany temperatury początku przemiany A_{n1}

do 95°C przy szybkości chłodzenia 15°C/godz. i

do 104°C przy szybkości chłodzenia 300°C/godz.,

oraz temperatury końca przemiany Ari

do 88°C przy szybkości chłodzenia 15°C/godz. i do 74°C przy szybkości chłodzenia 300°C/godz.

Wysoka zawartość manganu w żeliwie obniża temperaturę początku i końca przemiany A_{r1}. Natomiast wysoka zawartość krzemu w żeliwie powoduje wyraźne podwyższenie temperatury początku i końca przemiany A_{r1}, zwłaszcza przy niskiej zawartości manganu.

Na podstawie przeprowadzonych badań dylatometrycznych oraz metalograficznych stwierdzono, iż w czasie grzania i chłodzenia próbek następował rozpad cementytu eutektoidalnego, zwłaszcza przy mały . szybkościach grzania i chłodzenia. Wpływ szybkości chłodzenia na względny (w zakresie szybkości chłodzenia od 15 do $300^{\circ}C/godz$.) spadek temperatur przemiany A_{r1} jest znacznie słabszy od wpływu szybkości grzania na względny (w zakresie szybkości grzania od 15 do $300^{\circ}C/godz$.) przyrost temperatur przemiany A_{c1}. W badanych warunkach szybkość chłodzenia nie wpływa istotnie na szerokość zakresu przemiany A_{r1} w żeliwie sferoidalnym.

Niżej przedyskutowano wyniki badań wpływu zawartości krzemu i manganu oraz szybkości chłodzenia na temperatury przemiany A_{r1} w żeliwie sferoidalnym.

Im mniejsza będzie energia zarodkowania, tym więcej powstanie zarodków nowej fazy o promieniu większym lub równym promieniowi krytycznemu. Wielkość promienia krytycznego zależy w dużym stopniu od przechłodzenia. Im większy stopień przechłodzenia, tym mniejszy będzie promień krytyczny zarodka i tym szybciej będzie zachodzić przemiana. Wraz ze zmniejszeniem przechłodzenia zmniejsza się rozmiar zarodka krytycznego mogącego się rozwijać i w ten sposób zmniejsza się energia 🛛 powstawania kryształów nowej fazy. Dyfuzyjna przemiana austenitu w perlit charakteryzuje się zwiększeniem objętości o około 1% co wywołuje naprężenia strukturalne utrudniające tworzenie się zarodków krystalizacji 🛏 raz późniejszy wzrost tych zarodków. W czasie przemiany austenitu perlit może zachodzić proces rozpadu cementytu eutektoidalnego, co powoduje wzrost objętości wyjściowej o 14%. Wydzielony z osnowy grafit wywołuje naprężenia ściskające, które hamują zarówno przemianę austenitu w perlit, jak też sam rozpad austenitu 64.

Opierając się na danych, przedstawionych na rys. 26, w badanych warunkach wzrost stopnia przechłodzenia (szybkości chłodzenia) powinien zwiększać liczbę zarodków krystalizacji. Szybkość tworzenia oddzielnych faz i składowych strukturalnych zależy również od liczby powstających zarodków. Na ilość powstających zarodków krystalizacji mogą mieć wpływ dodatkowe czynniki decydujące o swobodnym tworzeniu się zarodka. Dlatego należy oczekiwać, że obecność różnego rodzaju wtrąceń (np.grafitu), które mogą spełniać rolę podłoża dla zarodków krystalizacji, zwiększenie długości granic ziarn austenitu – zwiększa ilość zarodków krystalizacji, a tym samym szybkość tworzenia się wolnych składowych

strukturalnych (np. grafitu). Opierając się na danych przedstawionych na rys. 26, w badanych warunkach wzrost stopnia przechłodzenia powinien zwiększać również szybkość krystalizacji. Szybkość tworzenia się oddzielnych faz i składowych strukturalnych będzie tym większa, im większy stopień przesycenia austenitu w stosunku do tych faz (rys. 28).

Podwyższenie zawartości krzemu i manganu powoduje przesunięcie powierzchni C $\gamma \rightarrow w$ w lewą stronę, to znaczy w stronę mniejszych zawartości węgla w austenicie. Dlatego wzrost zawartości tych pierwiastków prowadzi do zwiększenia przesycenia austenitu w stosunku do cementytu, a tym samym przyspiesza proces powstawania cementytu.

Zgodnie z wykresami podanymi na rys. 31, 32 wzrost zawartości manganu w austenicie opóźnia znacznie proces powstawania mieszaniny ferryt - cementyt, natomiast wzrost zawartości krzemu przyspiesza proces tworzenia perlitu. Im pierwiastek stopowy przesuwa silniej powierzchnię $C_{\gamma \rightarrow Gr}$ (rys. 28), tym bardziej będzie przyspieszony proces powstawania grafitu. Krzem szczególnie silnie przesuwa powierzchnię $C_{\gamma \rightarrow Gr}$ w lewą stronę, zwiększając stopień przesycenia austenitu, a tym samym szybkość krystalizacji grafitu.

W żeliwie sferoidalnym proces grafityzacji może zachodzić w ślad za procesem wydzielania się cementytu, lub w tych przypadkach kiedy w układzie ustala się metąstąbilną równowaga między cementytem a austenitem lub ferrytem. W tych warunkach duże znaczenie ma wpływ pierwiastków stopowych nie na bezwzględne położenie powierzchni stabilnego układu równowagi a na odległość między odpowiednimi liniami układu stabilnego i metastabilnego (C_{1-Gr} i C_{1-W}). Zmniejszenie tych odległości powinno zmniejszyć stopień przesycenia wyjściowego austenitu w stosunku do grafitu, a tym samym opóźniać proces tworzenia grafitu. Dyfuzyjny rozpad austenitu zależy nie tylko od stopnia przesycenia austenitu, ale także od współczynnika dyfuzji pierwiastków stopowych, od wpływu pierwiastków stopowych na współczynnik dyfuzji węgla w austenicie i ferrycie, itp. Zwiększenie zawartości manganu lub krzemu w żelazie zmniejsza nieco współczynnik dyfuzji węgla w żelazie (rys. 33). Zmniejszenie współczynnika dyfuzji (rys. 25) przy przechłodzeniu utrudnia dyfuzję, co powoduje większą bezwładność temperaturową. Przemianie fortowarzyszy wydzielanie się ciepła przemiany, ale przy temperaturze niższej na

skutek przechłodzenia. Równocześnie z przemianą austenitu, a tym bardziej, po jej zakończeniu, zachodzą w żeliwie sferoidalnym dodatkowe procesy, przybliżające układ do stanu równowagi. W skład tych procesów w pierwszym rzędzie należy zaliczyć wydzielanie węglików z przesyconego, niezrównoważonego w danej temperaturze roztworu stałego c, sferoidyzację i koagulację tych węglików, rekrystalizację ziarn ferrytu [65] oraz rozpad cementytu.

Na podstawie przeprowadzonych badąń można stwierdzić, iż ogólny charakter wpływu szybkości chłodzenia na temperatury przemiany A_{r1} w żeliwie sferoidalnym jest podobny do przedstawionego przez Popowa (rys. 34), Gulajewa (rys. 35) oraz Błantiera (44) charakteru wpływu szybkości chłodzenia na temperatury przemiany A_{r1} w stali. Natomiast kształt krzywych zmian temperatur przemiany A_{r1} w żeliwie sferoidalnym odbiega od przedstawionych przez Gulajewa (rys. 4) kształtu krzywych wpływu szybkości chłodzenia na temperatury przemiany alotropowej dla układu o liczbie stopni swobody równej jeden lub dwa.

Opracowanie wyników badań

Celem ujęcia wyników badań w równania, umożliwiające wyznaczenie temperatur przemiany A, w żeliwie sferoidalnym w zależności od zawartości krzemu i manganu oraz szybkości grzania lub chłodzenia,wyznaczono parametry zastępczych żeliw 2 i 3. Skład chemiczny (tabl. 12) oraz temperatury przemiany A1 w żeliwie 2 i 3 (tabl. 13) w zależności od szybkości grzania lub chłodzenia wyznaczono graficznie (rys. 61, 62). Na rys. 61 liniami kreskowanymi przedstawiono przykładowo sposób wyznaczenia zawartości Si i Mn oraz temperatury A p w żeliwie 2, przy szybkości grzania v = 15°C/godz. Punkty 2' i c2, wyznaczają średnie arytmetyczne zawartości krzemu i manganu oraz temperatur przemiany żeliw 2.1 i 2.2. Zawartość krzemu oraz temperaturę przemiany A p w żeliwie 2 wyznacza punktu przebicia linii c₁-c₂, z płaszczyzną stałej zawartości manganu (0,8% Mn). Następnie obliczono współczynniki a i b równań temperatur przemiany A, w żeliwie 2 i 3 (tabl. 14). Przyjmując, iż w badanym zakresie wpływ zawartości krzemu lub manganu na temperatury jest liniowy, zbudowano wykresy ujmujące zależność współczyn-



Rys. 61. Wyznacze nie zawartości Si i Mn oraz temperatur przemiany A_{c1} w żeliwie 2 i 3



Rys. 62. Wyznaczenie zawartości Si i Mn oraz temperatur przemiany An w żeliwie 2 i 3

ników a i b 1ównań temperatury przemiany A₁ w zależności od zawartości krzemu i manganu (rys. 63, 64, 65, 66). Na podstawie otrzymanych wykresów, w oparciu o zasady geometrii analitycznej, opracowano wzory pozwalające obliczyć współczynniki a i b równań temperatur przemiany A₁ w żeliwie sferoidalnym w zależności od zawartości krzemu i manganu



Rys. 63. Współczynniki a i b równania $TA_{c1}^{p} = b_{v}v^{q}$ w zależności od zawartości Si i Mn



Rys. 64. Współczynniki a i b równania TA $_{c1}^{k} = b \cdot v^{a}$ w zależności od zawartości Si i Mn

(tabl. 15). Przedstawione w tablicy 15 wzory umożliwiają obliczenie temperatur przemiany A, w żeliwie sferoidalnym w zależności od

- zawartości krzemu w zakresie 2,0 - 3,3%;

- zawartości manganu w zakresie 0,4 - 0,8% oraz

- szybkości grzania lub chłodzenia w zakresie 15-300°C/godz.




Porównanie wartości temperatur doświadczalnych i obliczonych według równania

$$\frac{p(k)}{TA_{c(r)1}} = b_{*}v^{a}$$

przedstawiono na rys. 67-70; rozrzut wyników nie przekracza ± 1%.



Rys. 66. Współczynniki a i b równania $TA_{r1}^k = b \cdot v^a$ w zależności od zawartości Si i Mn



Rys. 67. Porównanie wartości temperatur doświadczalnych i obliczonych według równania $TA_{c1}^p = b \cdot v^a$

Celem umożliwienia w praktyce przemysłowej szybkiego wyznaczenia temperatur przemiany A₁ w żeliwie sferoidalnym skonstruowano nomogramy przedstawione na rys. 71-74.

Sposób wyznaczania z nomogramów temperatur przemiany A₁ w żeliwie sferoidalnym: dla zadanej zawartości krzemu i manganu z wykresów w lewej części nomogramu odczytuje się wartość współczynnika a i b,współczynniki te nanosi się na skalo a i b w prawej części nomogramu. Zadaną



Rys. 68. Porównanie wartości temperatur doświadczalnych i obliczonych według równania $TA_{c1}^k = b \cdot v^a$

wartość szybkości grzania lub chłodzenia nanosi się na skalę v. Przez określone punkty skali v i a przeprowadza się prostą do przecięcia z linią nieoznaczoną, następnie przez punkt przecięcia z linią nieoznaczoną oraz punkt wyznaczający wartość współczynnika b przeprowadza się prostą, która przecinając skalę temperatury TA₁ wyznacza temperaturę przemiany. Sposób wyznaczania temperatur przemiany A₁ przedstawiono przykładowo liniami kreskowanymi na rys. 71-74.



Rys. 69. Porównanie wartości temperatur doświadczalnych i obliczonych według równania $TA_{r1}^p = b \cdot v^a$







Rys. 71. Nomogram do wyznaczania temperatury TA_{c1}^P w żeliwie sferoidalnym



Rys. 72. Nomogram do wyznaczania temperatury TA_{c1}^k w żeliwie sferoidalnym



Rys. 73. Nomogram do wyznaczania temperatury TA^P_{r1} w żeliwie sferoidalnym

E 740

TA_{r1}, ℃

r 840



Rys. 74. Nomogram do wyznaczania temperatury TA_{r1}^k w żeliwie sferoidalnym

Symbol	Zawartość pierwiastka w żeliwie w %					
pierwiastka	żeliwo 2	żeliwo 3				
C	3,35	3,34				
Si	2,01	3,31				
Mn	0,80	0,40				
P	0,35	0,38				
S	0,010	0,012				
Cr	0,08	0,10				
Ni	0,05	0,05				
Cu	0,08	0,08				
Mg	0,03	0,03				
Zawartość pozostałych pierwiastków wynosiła poniżej O,1% Al, O,01% Sn, O,01% Sb, O,01% Ti, O,01% Bi, O,01% Mo.						

Skład chemiczny żeliwa 2 i 3

Tablica 13

Temperatury	przemiany	A, V	/ że	liwach	2	i	3
-------------	-----------	------	------	--------	---	---	---

Szybkość grzania	Temperatury przemiany A ₁ w ^O C					
C/godz.	TA _{c1} ^P	TA k	TA _{r1}	TA _{r1} k		
		żel	liwo 2			
15 30 45 90 150 300	767,5 803,5 772,0 807,0 775,0 810,5 780,0 816,0 783,5 820,0 789,5 824,0		761,0 757,5 755,0 750,5 748,0 744,0	721,0 719,5 718,0 716,0 715,0 713,0		
	żeliwo 3					
15 30 45 90 150 300	812,0 819,0 823,0 830,0 835,0 842,0	848,0 856,0 860,0 868,0 873,5 882,0	836,0 832,5 830,0 827,0 824,5 820,5	786,0 780,0 777,0 772,0 768,5 763,5		

Temperatura	Współczynniki równań $TA_{c(r)1}^{p(k)} = b \cdot v^{a}$					
przemiany	żel	iwo 2	żeliwo 3			
	а	b	a	b		
TA _{c1} ^P	0,00947	748,0	0,01212	786 ,0		
TA _{c1} ^k	0,00834	785,5	0,01315	817,9		
TA _{r1} ^p	-0,00755	776,9	-0,00630	85 0, 9		
TA _{r1} ^k	-0,00369	727,9	-0,00967	805,0		

Współczynniki równań temperatur przemiany A₁ w żeliwie 2 i 3

Tablica 15

Współczynniki równań temperatur przemiany A, w żeliwach sferoidalnych

Componeture	Współczynniki równań $TA_{c(r)1}^{p(k)} = b \cdot v^{a}$						
przemiany	$a = a_0 + (a_1 \cdot Mn \cdot a_2) \cdot (Si + a_3)$						
	a _o	a ₁	^a 2	a3			
TA _{c1} P	0,01510	0,03245	-0,01771	-2,680			
TAc1	0 ,01315	0,0 1558	-0,00623	-2,782			
TA _{r1} ^p	-0,00635	0,00225	-0,00068	-3,077			
TA _{r1} ^k	-0,00293	-0,00110	-0,00421	-1,860			
	$b = b_0 + (b_1 \cdot Mn + b_2) \cdot (Si + b_3)$						
	bo	^b o ^b 1		^b 3			
TA _{c1} ^p	742,4	-159,28	115,06	-2,461			
TAc1	788,3	- 72,40	64,10	-2,468			
TA _{r1} ^p	743,0	- 25,00	60,45	-1,170			
TA _{r1} ^k	725,1	- 71,80	85,77	-1,910			

TA_{c(r)1} - temperatura początku lub końca przemiany A₁ przy grzaniu lub chłodzeniu;

Si, Mn - zawartość krzemu lub manganu w %;

v - szybkość grzania lub chłodzenia w ^OC/godz.

6. WNIOSKI

- Przeprowadzone badania przemiany A₁ w żeliwie sferoidalnym, przy spotykanych w praktyce przemysłowej zawartościach krzemu i manganu oraz szybkościach grzania i chłodzenia, wykazały że
 - temperatura początku grafityzacji żeliwa zmienia się w zakresie od 643°C do 751°C;

- temperatury przemiany A_1 zmieniają się w zakresie od 890[°]C do 706[°]C. Wielkość zmian temperatur określa rangę zagadnienia wyznaczenia temperatur przemiany A_1 w żeliwie sferoidalnym.

2. Temperatura początku grafityzacji żeliwa sferoidalnego zależy w pierwszym rzędzie od szybkości grzania oraz od składu chemicznego; wzrost szybkości grzania powoduje wyraźny wzrost temperatury początku grafityzacji żeliwa. Opierając się na wynikach badań na rys. 75 przedstawiono poglądowy wykręs wpływu szybkości grzania na temperaturę początku grafityzacji żeliwa.



Rys. 75. Ogólny charakter wpływu szybkości grzania na temperature oczątku grafityzacji żeliwa sferoidalnego

Wpływ szybkości grzania oraz składu chemicznego na temperaturę początku grafityzacji żeliwa sferoidalnego można przedstawić przy pomocy równania

gdzie a i b - współczynniki zależne od składu chemicznego, v - szybkość grzania w ^OC/godz.

Wzrost zawartości krzemu przyspiesza początek grafityzacji żeliwa, natomiast wzrost zawartości manganu powoduje opóźnienie tego procesu. Rozwiązanie zagadnienia wyznaczenia temperatury początku grafityzacji żeliwa sferoidalnego wymaga dalszych badań.

3. Temperatury przemiany A₁ w żeliwie sferoidalnym zależą przede wszystkim od zawartości krzemu i manganu oraz od szybkości grzania lub chłodzenia. Wysoka zawartość manganu w żeliwie obniża temperatury przemiany A₁, natomiast wysoka zawartość krzemu powoduje wyraźne podwyższenie tych temperatur. Wpływ krzemu na podwyższenie temperatur przemiany A₁ wzrastą ze zmniejszeniem zawartości manganu. Wzrost szybkości grzania powoduje wyraźny wzrost temperatur przemiany A_{c1}, natomiast wzrost szybkości chłodzenia powoduje spadek temperatur przemiany A_{r1}.

Opierając się na wynikach badań na rys. 76 przedstawiono poglądowy wykres wpływu szybkości grzania na temperatury przemiany A_{c1} oraz szybkości chłodzenia na temperatury przemiany A_{rt}. Wpływ szybkości grzania lub chłodzenia oraz zawartości krzemu i manganu na temperatury przemiany A₁ w żeliwie sferoidalnym można przedstawić przy pomocy równania

$$TA_{c(r)}^{p(k)} = b \cdot v^{a}, ^{o}C$$

przy czym

$$a = a_{0} + (a_{1} \cdot Mn + a_{2}) (Si + a_{3}),$$

$$b = b_{0} + (b_{1} \cdot Mn + b_{2}) (Si + b_{3}),$$

gdzie:

ao.1.2.3. bo.1.2.3 - stale podane w tablicy 15;

Si, Mn - zawartość krzemu i manganu w %;

v - szybkość grzania lub chłodzenia w ^oC/godz.



Rys. 76. Ogólny charakter wpływu szybkości grzania i chłodzenia na temperatury przemiany A, w żeliwie sferoidalnym

Współczynnik korelacji r przedstawionych równań wynosi $\sim 0,9$, co odpowiada wartości $\sim 1\%$ dwustronnych granic ufności.

4. Wynikiem przeprowadzonych badań, analizy i opracowania nomograficznego są wykresy przedstawione na rys. 71-74, umożliwiające w praktyce przemysłowej dokładne i szybkie wyznaczenie temperatur przemiany A₁ w żeliwie sferoidalnym zawierającym 2,0 - 3,3% Si, 0,4 -0,8% Mn przy szybkości grzania i chłodzenia 15 - 300°C/godz. Tym samym wyniki przeprowadzonych badań umożliwiają dokładne i szybkie wyznaczenie temperatur przy opracowywaniu podanych na rys. 1 schematów obróbki cieplnej żeliwa sferoidalnego.

LITERATURA

[1]	SAKWA W.: Współczesne metody wytopu żeliwa.Dział Wydawnictw Poli- techniki Śląskiej, Gliwice 1970.
[2]	TYSZKO Z.: Materiały międzynarodowej Konferencji Żeliwa Wysokoja- kościowego, Ołomunc, 1967.
[3]	Praca zbiorowa: Program rozwoju produkcji żeliwa sferoidalnego w kraju do 1985 roku, Instytut Odlewnictwa, Kraków 1969.
[4]	LEBIEDIEW A.A.: Litiejnoje proizwodstwo, 12, 1969, 3.
[5]	HALLOT I.: Metallurgie, 1, 1968.
[6]	SAKWA W., BYLICA A.: Materiały VI Konferencji Odlewniczej Komite- tu Hutnictwa PAN, Katowice, 1968, 167.
[7]	PIASKOWSKI J., JANKOWSKI A.: Żeliwo sferoidalne, PWT, Warszawa, 1957.
[8]	BYLICA A.: Wybrane zagadnienia z odlewnictwa, cz. 2, Politechnika Śląska i STOP, Gliwice, 1965, 20.
[9]	BYLICA A.: Wybrane zagadnienia z odlewnictwa, cz. 2, Politechnika Śląska i STOP Gliwice, 1965, 15.
[10]	COX G.J.: Metallurgia (Manch.), 64, 381, 1961, 15.
[1]	KUNIAWSKI M.N., DIEMIDOWA T.G.: Połuczenie otliwok iz wysokoprocz- nogo czuguna, Moskwa, 1955.
[12]	KUDRIAWCEW J.W. i inni: Konstrukcjonnaja procznost czuguna s sza- rowidnym grafitom, Moskwa, 1957.
[13]	STAUB F.: Metaloznawstwo, Dział Wydawnictw Politechniki Śląskiej, Gliwice, 1965.
[14]	SAKWA W.: Wybrane zagadnienia z metalurgii żeliwa, Częstochowa, 1963.
[15]	GULAJEW A.P.: Metaloznawstwo, Wyd. Śląsk, Katowice, 1969.
[16]	PIWOWARSKY E.: Hochwertiges Gusseisen, Berlin, 1961.
[17]	BOGACZEW J.W.: Mietałłografia czuguna, Mietałłurgizdat, Moskwa, Świerdłowsk, 1962.
[18]	JOLLEY G., BELK H.A: BCIRA, Journal 5, 1964.
[19]	WASZCZENKO K.J., TODOROW R.P.: Litiejnoje proizwodstwo 4, 1959, 20.
[20]	MALINOCZKA J.N.: Metałżowiedienie i termiczeskaja obrabotka mie- tałżow, 11, 1963, 20.
82	

- [21] WOŁOSZCZENKO M.W., DZYKOWICZ J.J.: Litiejnoje proizwodstwo, 9, 1965,7.
- [22] BYLICA A.: Praca doktorska. Biblioteka Politechniki Śląskiej,Gliwice, 1967.
- [23] IEW J.E. i inni: Fizyka mietałłow i mietałłowiedienije,20, 1965, 236.
- 24 THIELMANN T.: Giessereitechnik, 8, 1970.
- 25 LUBCZENKO S.P., MOŻAROW M.W.: Litiejnoje proizwodstwo,4,1965,30.
- [26] FORGENE W.G., MACLUCHON T.K.: Cast.Metals.Res. J, 1965.
- 27 MASLENKOW S.B.: Litiejnoje proizwodstwo, 8, 1969, 25.
- [28] POPOW A.A.: Fazowyje prewraszczenia w metalliczeskich spławach, Mietałłurgizdat, Moskwa, 1963.
- [29] GULAJEW A.P.: Tiermiczeskaja obrabotka stali, Moskwa, 1962.
- [30] KRISZTAŁ U.A.: Difuzjonnyje procesy w żeleznych spławach, Moskwa, 1963.
- [31] BUNIN K.P.: Mietałłowiedienie i tiermiczeskaja obrabotka mietałłow, 9, 1960, ⁸.
- 32 BURKE J.: Journal of the Iron and Steel Instytute, 196,1,1960,42.
- 33 SCAPPLE R.V.: Iron and Steel, 10, 1950, 379.
- 34 DUBROW W.W.: Wysokoprocznyje czuguny, Kijew, 1954.
- 35 PIASKOWSKI J .: Prace Instytutu Odlewnictwa, Kraków, 12, 1,1962,66.
- [36] PIASKOWSKI J.: Teoria procesów technologicznych w odlewnictwie metali, Warszawa, 1965.
- [37] BYLICA A.: Wybrane zagadnienia z odlewnictwa, Politechnika Śląska i STOP, Gliwice, cz. 2, 1966, 33.
- [38] LEGER M.T., DETREZ P.: Materiały 32 Międzynarodowego Kongresu Odlewnictwa, Warszawa, 1965.
- [39] GULAJEW A.P.: Tiermiczeskaja obrabotka stali, Moskwa, 1960.
- [40] KONTOROWICZ J.E.: Isledowanie priewraszczenia perlita w austenit, Moskwa, 1950.
- [41] BŁANTIER M.E.: Fazowyje priewraszczenia w stali. Moskwa, 1961.
- [42] GUDCOWA N.T. i inni: Mietałłowiedienie i tiermiczeskaja obrabotka stali i czuguna, Moskwa, 1956.
- [43] CZAŁMIERS W.: Fizyczeskije mietałłowiedienie, Moskwa, 1963.
- [44] BŁANTIER M.E.: Fazowyje prewraszczenia pri tiermiczeskoj obrabotkie stali, Mietałłurgizdat, 1955.
- [45] ENTIN R.J.: Priewraszczenia austenita w stali. Mietałłurgizdat, 1960.
- [46] SCHWARTZ H.A.: Transactions of the American Society Metals, 30,4, 1942, 1329.

techniki Śląskiej, Gliwice, 1958. 48 WASZCZENKO K.J., SOFRONI L.: Magniewyj czugun, Kijew - Moskwa, 1957, 1960. 49 HAZOWA A.W., DIEMIDOWA T.G., KUNIAWSKLJ M.N.: Litiejnoje proizwodstwo, 4, 1952, 22. 50 DRAPAL S.: Hutnicke Listy. 1, 1958, 42. [51] REHDER J.E.: Mémoires du Congrés International de Fonderie. Bruxelles, 1951, 313. 52 ŻUKOW A.A.: Litiejnoje proizwodstwo, 3, 1960, 24. 53 RILLEY R.V., DODD J.: Foundry Trade Journal, 1889, 1952, 555. 54 HODGSON C.C., FAIHRURST W.: Metallurgia, t.45, 272, 1952, 283. [55] BYLICA A.: Wybrane zagadnienia z odlewnictwa, Politechnika Śląska i STOP Gliwice, cz.2, 1965, 16. [56] GORSZKOW A.A., WOŁOSZCZENKO M.W.: Miechaniczeskije swojstwa litogo mietałła, Moskwa, 1963. [57] BYLICA A .: Wybrane zagadnienia z odlewnictwa, Politechnika Śląska i STOP, Gliwice, cz.1, 1966, 21. [58] GIRSZOWICZ N.G.: Krystalizacja i swojstwa czuguna w otliwkach, Moskwa, 1966. 59 REHDER J.E.: Foundry, 6,7, 1965. [60] VAN DER WAERDEN B.L.: Mathematische Statistik. Berlin - Gottingen - Heidelberg, 1959. [61] SAKWA W., BYLICA A.: Materiały V Konferencji Odlewniczej Komitetu Hutnictwa, PAN, Zakopane, 1968, 8. 62 SAKWA W.. BYLICA A.: Materiały VII Konferencji Odlewniczej Komitetu Hutnictwa, PAN, Kraków, 1970, 28. [63] PIEPRZNIK S .: Praca doktorska, Biblioteka Politechniki Częstochow skiej, Częstochowa, 1962. [64] SNIEŻNOJ R.Ł., TITIENSKIJ E.G.: Woprosy tiermodynamiki i fizyczeskoj kinetyki strukturo-obrazowania w czugunie i stali.Tuža.1964.

47] BYLICA A .: Magisterska praca dyplomowa, Katedra Odlewnictwa Poli-

 [65] BYLICA A.: Wybrane zagadnienia z odlewnictwa. Politechnika Śląska i STOP Gliwice, 1967, 22. WPŁYW KRZEMU I MANGANU ORAZ SZYBKOŚCI GRZANIA I CHŁODZENIA NA TEMPERATURY PRZEMIANY A, W ŻELIWIE SFEROIDALNYM

Streszczenie

Przeprowadzono badania przemiany A_1 w żeliwach sferoidalnych różniących się istotnie zawartością krzemu i manganu przy szybkościach grzania i chłodzenia 15 - 300°C/godz. Wykonano wytopy żeliw sferoidalnych, badania chemiczne składu żeliw, badania metalograficzne struktury osnowy metalicznej, badania dylatometryczne temperatur przemiany A_1 , analizę wyników badań z udziałem maszyny cyfrowej oraz opracowano wyniki badań w postaci równań i nomogramów.

Temperaturę początku grafityzacji żeliwa sferoidalnego T_{gr} przedstawiono przy pomocy równania

 $T_{gr} = b \cdot v^a \cdots c^o$

gdzie

a i b - współczynniki zależne od składu chemicznego, v - szybkość grzania w ^OC/godz.,

Temperatury przemiany A₁ w żeliwie sferoidalnym przedstawiono przy pomocy równania

$$TA_{c(r)1}^{p(k)} = b \cdot v^{a} \cdots c$$

przy czym

$$a = a_0 + (a_1 \cdot Mn + a_2) (Si + a_3)$$

 $b = b_0 + (b_1 \cdot Mn + b_2) (Si + b_3)$

gdzie:

a_{0,1,2,3}, ^b_{0,1,2,3} - stałe, Si, Mn - zawartość krzemi lub manganu w %, v - szybkość grzania lub chłodzenia w ⁰C/godz.

Współczynnik korelacji przedstawionych równań z wynikami pomiarów wynosi $\sim 0,9$ co odpowiada wartości $\sim 1\%$ dwustronnych granic ufności. Temperatury początku grafityzacji żeliwa i przemiany A_{c1} w funkcji szybkości grzania oraz temperatury przemiany A_{r1} w funkcji szybkości chłodzenia zmieniają się jak pewna potęga tej szybkości.

Opracowano nomogramy umożliwiające w praktyce przemysłowej dokładne i szybkie wyznaczenie temperatur przemiany A₁ w żeliwie sferoidalnym zawierającym 2,0 - 3,3% Si, 0,4 - 0,8% Mn, przy szybkości grzania i chłodzenia 15 - 300⁰C/godz. ВЛИЯНИЕ КРЕМНИЯ И МАРГАНЦА, А ТАКЖЕ СКОРОСТИ НАГРЕВАНИЯ И ОХЛАЖЦЕНИЯ НА ТЕМПЕРАТУРЫ ПРЕВРАЩЕНИЯ А В МАГНИЕВОМ ЧУГУНЕ

Резрме

Проведены исследования превращения A₁ в магниевых чугунах, существенно различающихся содержанием кремния и марганца при скоростях нагревания и охлаждения 15-300°С/ч. Произведены выплавки магниевого чугуна, проведены исследования химического состава чугуна, металлографические исследования структуры металлической основы, дилатометрические исследования температур превращения A₁, анализ результатов исследований с применением ЭВМ и обработаны результаты исследований в виде уравнений и номограмов.

Температуру начала графитизации магневого чугуна Т_{гр} представлено в виде уравнения

T_{rp} = b.v^a ^oC

rge

а и b - коэффициенты, зависящие от химического состава,

- скорость нагревания в ^ОС/ч.

Температуры превращения А₁ в магн;евом чугуне представлены с помощью уравнения

 $TA_{c(r)1}^{p(k)} = b.v^{R} \dots c_{C}$

причём

 $a = a_0 + (a_1 \cdot Mn + a_2)(Si + a_3)$ $b = b_0 + (b_1 \cdot Mn + b_2)(Si + b_3)$

где

```
а<sub>0,1,2,3</sub>, <sup>b</sup>0,1,2,3 - постоянные,
Si, Mn - содержание кремния или марганца в %,
v - скорость нагревания или охлаждения в <sup>С</sup>С/ч.
```

Коэффициент корреляции представленных уравнений к результатам измерений составляет ~0,9 что отвечает величине ~1% двустронных границ достоверности. Температуры начала графнтизации чугуна и превращения A_{с1} в функции скорости нагревания и температуры превращения A_{г1} в функции скорости охлаждения сменяються как какая то степень этой скорости.

Разработаны номограммы, с помощыю которых можно в производственной практике точно и быстро определять температуры превращения A₁ в магневом чугуне содержащем 2,0 - 3,3% Si, 0,4 - 0,8% Mn при скорости нагревания и охлаждения 15 - 300°C/ч. SILICON AND MANGANESE, HEATING AND COOLING RATE EFFECT ON TEMPERATURES OF TRANSFORMATION A, IN SPHEROIDAL CAST IRON

Summary

Transformation A_1 in spheroidal cast irons of different silicon and manganese content have been studied for the range of heating and cooling rate 15 - 300°C/h. Melts of spheroidal cast irons, chemical investigations of cast iron composition, metalographic investigations of metallic coating structure, dilatometric studies of A_1 temperatures and computer analyses of the results have been performed. Final results are presented as equations and nomograms.

Initial temperature of spheroidal cast iron graphiting process, Tgr, is expressed by the following equation:

$$T_{gr} = b \cdot v^a \cdots c^a$$

where

a and b - factors dependant upon chemical composition, v - heating rate in ${}^{O}C/h$.

The temperatures of transformation A₁ in spheroidal cast iron are expressed by the following equation:

$$TA_{c(r)1}^{p(k)} = b \cdot v^{a} \cdots C$$

when

$$a = a_0 + (a_1 \cdot Mn + a_2) (Si + a_3)$$

 $b = b_0 + (b_1 \cdot Mn + b_2) (Si + b_3)$

whereas

ao,1,2,3, bo,1,2,3 - constant, Si, Mn - silicon or manganese content in %, v - heating or cooling rate in ^oC/h.

Coefficient of correlation between a.m. equations and the measurement results is ~ 0.9 , whih appears to be $\sim 1\%$ of bilateral confidence limits. Initial temperatures of the cast iron graphiting process and transformations A_{c1} in function of heating rate change themselves like a certain power of this rate; so do the temperatures of transformation A_{r1} in function of cooling rate.

The nonograms developed can be used by industry for quick and accurate determining temperatures of transformation A_1 in spheroidal cast iron containing 2,0 - 3,3% Si, 0,4 - 0,8% Mn, when the heating and cooling rate is 15 - 300°C/h.

ZESZYTY NAUKOWE POLITECHNIKI ŚLĄŚKIEJ

ukazują się w następujących seriach:

A. AUTOMATYKA

- B. BUDOWNICTWO
- Ch. CHEMIA
- E. ELEKTRYKA
- En. ENERGETYKA
- G. GÓRNICTWO
- H HUTNICTWO
- IS. INŻYNIERIA SANITARNA
- JO. JEZYKI OBCE
- MF. MATEMATYKA-FIZYKA
 - M. MECHANIKA
- NS. NAUKI SPOŁECZNE

Dotychczas ukazały się następujące zeszyty serii M:

Mechanika z. 1, 1954 r., s. 90, zł 8,45 Mechanika z. 2, 1955 r., s. 92, zł 13,50 Mechanika z. 3, 1956 r., s. 88, zł 13,-Mechanika z. 4, 1957 r., s. 122, zł 27,-Mechanika z. 5, 1958 r., s. 169, zł 33,-Mechanika z. 6, 1960 r., s. 167, zł 43,35 Mechanika z. 7, 1960 r., s. 48, zł 14,-Mechanika z. 8, 1961 r., s. 77, zł 15,30 Mechanika z. 9, 1961 r., s. 86, zł 20,60 Mechanika z. 10, 1962 r., s. 100, zł 7,45 Mechanika z. 11, 1962 r., s. 152, zł 11,75 Mechanika z. 12, 1962 r., s. 39, zł 2,90 Mechanika z. 13, 1962 r., s. 83, zł 6,25 Mechanika z. 14, 1962 r., s. 50, zł 3,75Mechanika z. 15, 1962 r., s. 83, zł 7,65 Mechanika z. 16, 1962 r., s. 129, zł 10,95 Mechanika z. 17, 1963 r., s. 116, zł 6,90 Mechanika z. 18, 1963 r., s. 72, zł 5.50Mechanika z. 19, 1963 r., s. 79, zł 4,50 Mechanika z. 20, 1963 r., s. 78, zł 4,50 Mechanika z. 21, 1964 r., s. 64, zł 5,25 Mechanika z. 22, 1965 r., s. 104, zł 7,20

Mechanika	z.	23,	1965	r.,	s.	98,	zł	5,70
Mechanika	z.	24,	1965	r.,	s.	125,	zł	9,—
Mechanika	z.	25,	1966	r.,	s.	111,	zł	6,—
Mechanika	z.	26,	1966	r.,	s.	119,	zł	10,—
Mechanika	z.	27,	1967	r.,	s.	108,	zł	6,—
Mechanika	z.	28,	1967	r.,	s.	75.	zł	6,—
Mechanika	z.	29,	1967	r.,	s.	112,	zł	7,—
Mechanika	z.	30,	1968	r.,	s.	93,	zł	6,—
Mechanika	z.	31,	1968	r.,	s.	80,	zł	5,—
Mechanika	z.	32,	1 96 8	r.,	s.	73,	zł	5,—
Me chan ika	z.	33.	1968	r.,	s.	117,	zł	8,—
Mechanika	Ζ.	34.	1968	r.,	s.	79.	zł	6,—
Mechanika	z.	35.	1968	r.,	s.	92,	zł	8,—
Mechanika	z.	36.	1968	r.,	s.	125.	zł	7,—
Mechanika	z.	37,	1969	r.,	s.	87	zł	4,50
Mechanika	z.	38,	1969	r.,	s.	92	zł	6,—
Mechanika	z.	39,	1969	r.,	s.	159	zł	10,—
Mechanika	z.	40,	1969	r.,	s.	118	zł	6,—
Mechanika	z.	41,	1969	r.,	s.	189	zł	10,—
Mechanika	z.	42,	1969	r.,	s.	136	zł	7,50
Mechanika	z.	43,	1969	r.,	s.	160	zł	12,—
Mechanika	Ζ.	44,	1971	r.,	s.	88	zł	5,
Mechanika	z.	45,	1971	r.,	s.	55	zł	5,—