

AKADEMIA TECHNICZNO-ROLNICZA
IM. JANA I JĘDRZEJA ŚNIADECKICH
W BYDGOSZCZY

Rozprawy
Nr 7

Henryk Oleszycki

ROLA ZABIEGÓW CIEPLNYCH
W KSZTAŁTOWANIU STRUKTURY PERLITYCZNEJ
I WŁAŚCIWOŚCI MECHANICZNYCH
INIESTOPOWEGO ŻELIWA SFEROIDALNEGO

BYDGOSZCZ - 1982



AKADEMIA TECHNICZNO-ROLNICZA
IM. JANA I JĘDRZEJA ŚNIADECKICH
W BYDGOSZCZY

Rozprawy
Nr 7

Henryk Oleszycki

ROLA ZABIEGÓW CIEPLNYCH
W KSZTAŁTOWANIU STRUKTURY PERLITYCZNEJ
I WŁAŚCIWOŚCI MECHANICZNYCH
NIESTOPOWEGO ŻELIWA SFEROIDALNEGO

BYDGOSZCZ - 1982

PRZEWODNICZĄCY KOMITETU REDAKCYJNEGO
doc. dr hab. Juliusz Skonieczny

RECENZENCI

prof. dr hab. inż. J. Rączka
prof. dr hab. inż. Cz. Podrzucki

REDAKTOR NAUKOWY

dr hab. inż. J. Szala

OPRACOWANIE REDAKCYJNE I TECHNICZNE

mgr Halina Koziolkiewicz, Alfons Grzenkiewicz

Wydano za zgodą Rektora
Akademii Techniczno-Rolniczej
w Bydgoszczy



**WYDAWNICTWO UCZELNIANE AKADEMII TECHNICZNO-ROLNICZEJ
W BYDGOSZCZY**

Wyd. I. Nakład 100+50. Ark. aut. 14,1. Ark. druk. 11,50. Papier kl. V, 70 g, 70 × 100. Oddano do druku
18.3.82 r. Druk ukończono w czerwcu 1982 r. Zamówienie nr 229/82. Cena zł 106,- MNSzWiT C-6/23
WSiP - Zakłady Graficzne w Bydgoszczy

SPIS TREŚCI

1. Wprowadzenie	5
2. Wyżarzanie normalizujące żeliwa sferoidalnego. Stan badań	7
2.1. Zakres temperatury przemiany eutektoidalnej (temperatury krytyczne)	7
2.2. Przemiany strukturalne żeliwa sferoidalnego podczas nagrzewania	9
2.2.1. Przemiany zachodzące poniżej temperatury Ac_1^f	9
2.2.2. Przemiany zachodzące w zakresie międzykrytycznym $Ac_1^f \div Ac_1^k$	12
2.2.3. Przemiany zachodzące w temperaturze wyższej od Ac_1^k	13
2.2.4. Wykresy CTPi dla nagrzewania żeliwa sferoidalnego	20
2.3. Przemiany strukturalne żeliwa sferoidalnego podczas chłodzenia	21
2.3.1. Izotermiczna przemiana przechłodzonego austenitu żeliwa sferoidalnego. Wykresy CTPi	22
2.3.2. Przemiana austenitu podczas chłodzenia ciągłego. Wykresy CTPc	27
2.4. Segregacja chemiczna i jej wpływ na przemiany zachodzące w żelwie sferoidalnym podczas jego nagrzewania i chłodzenia	31
2.4.1. Zjawisko segregacji	31
2.4.2. Wpływ segregacji na proces obróbki cieplnej i jej zmiany w trakcie obróbki	33
2.4.3. Cementyt wtórny w żelwie sferoidalnym	36
2.5. Warunki wyżarzania żeliwa sferoidalnego mające na celu otrzymanie w nim osnowy perlitycznej	40
2.5.1. Schematy obróbki stosowanej w badaniach i praktyce wyżarzania normalizującego żeliwa sferoidalnego	40
2.5.2. Rola zabiegów cieplnych w kształtowaniu struktury i właściwości mechanicznych żeliwa sferoidalnego o końcowej osnowie perlitycznej	42
2.5.2.1. Rola sposobu i szybkości nagrzewania	42
2.5.2.2. Rola temperatury i czasu austenitowania	44
2.5.2.3. Rola szybkości i sposobu chłodzenia	51
2.5.3. Wskaźniki materiałowe i zmiany ich wartości w wyniku normalizowania	52
2.5.4. Rola drugiej operacji cieplnej w procesie otrzymywania żeliwa sferoidalnego o końcowej strukturze perlitycznej	54
2.6. Wpływ rodzajów obróbki cieplnej mającej na celu otrzymanie osnowy perlitycznej na właściwości mechaniczne żeliwa sferoidalnego	59
2.7. Wpływ fosforu na właściwości mechaniczne żeliwa sferoidalnego	63
2.8. Wpływ grubości ścianek odlewu na właściwości mechaniczne żeliwa sferoidalnego	63
3. Badania własne	67
3.1. Cel i zakres pracy	67
3.2. Wpływ warunków obróbki cieplnej na położenie temperatur krytycznych niestopowego żeliwa sferoidalnego (I seria badań)	68
3.2.1. Materiał, program i metodyka badań	68

3.2.2. Wyniki badań i ich analiza	69
3.2.3. Podsumowanie wyników badań	76
3.3. Przemiany strukturalne w niestopowym żeliwie sferoidalnym podczas grzania i chłodzenia (II seria badań)	78
3.3.1. Materiał, program i metodyka badań	78
3.3.2. Wyniki badań	82
3.3.2.1. Przemiany strukturalne w żeliwie sferoidalnym podczas nagrzewania	88
3.3.2.2. Przemiany strukturalne w żeliwie sferoidalnym podczas chłodzenia	95
3.3.3. Podsumowanie wyników badań	112
3.4. Zmiany segregacji (mikrosegregacji) składników chemicznych żeliwa sferoidalnego w czasie obróbki cieplnej (III seria badań)	115
3.4.1. Badania, wyniki i ich analiza	115
3.4.2. Podsumowanie wyników badań	131
3.5. Wpływ warunków przeprowadzania zabiegów cieplnych na zawartość cementytu wtórnego w żeliwie sferoidalnym (IV seria badań)	133
3.5.1. Badania, wyniki i ich analiza	133
3.5.2. Podsumowanie wyników badań	138
3.6. Wpływ różnych procesów obróbki cieplnej perlityzującej na właściwości mechaniczne niestopowego żeliwa sferoidalnego otrzymywanego z żeliwiaka (V seria badań)	139
3.6.1. Materiał	140
3.6.2. Obróbka cieplna i metodyka badań	140
3.6.3. Wyniki badań i ich analiza	143
3.6.4. Podsumowanie wyników badań	161
4. Zakończenie	163

1. WPROWADZENIE

Obróbka cieplna prowadząca do otrzymania w żeliwie sferoidalnym struktury perlitycznej kojarzy się najczęściej z wyżarzaniem normalizującym.

Wyżarzanie normalizujące jest rodzajem obróbki cieplnej zwykłej stopów żelaza. Obróbka ta polega na nagrzaniu przedmiotu do temperatury powyżej Ac_3 lub Ac_{cm} (w przypadku stali nadeutektoidalnej), wygrzaniu w tej temperaturze i studzeniu w spokojnym powietrzu, w celu uzyskania drobnych ziarn lub równomiernego rozłożenia składników strukturalnych (PN-76/H-01200).

Tak określona temperatura nagrzewania i cel wyżarzania normalizującego są zasadniczo słuszne dla stali. Żeliwo nagrzewa się bowiem do temperatury powyżej Ac_1 , a istotnym celem wyżarzania jest uzyskanie w pełni perlitycznej osnowy metalowej, a przez to podwyższenie własności wytrzymałościowych odlewów. Często wyżarzanie normalizujące żeliwa, szczególnie sferoidalnego, jest połączone z wyżarzaniem grafityzującym (rozpad cementytu eutektycznego) lub ujednorodniającym (zmniejszenie stopnia segregacji). W obu przypadkach czas wygrzewania zostaje odpowiednio przedłużony lub zostaje podniesiona temperatura wygrzewania.

Zatem wyżarzanie normalizujące żeliwa różni się w swej istocie od takiejże obróbki stali. Wspólną cechą tej obróbki dla stali i żeliwa jest chłodzenie w powietrzu po wygrzaniu, jakkolwiek i tu często występują pewne różnice. Na przykład chłodzenie żeliwa sferoidalnego często wykonuje się stopniowo. Wpierw żeliwo podchładza się w piecu do temperatury nieco wyższej od Ar_1 , a następnie dochładza się w powietrzu do temperatury otoczenia.

Nagrzewanie stali do temperatury niższej od Ac_1 nie zmienia zasadniczo jej struktury, a chłodzenie po austenitzowaniu w powietrzu powiększa ilość perlitu kosztem ferrytu w stali podeutektoidalnej lub kosztem cementytu wtórnego w stali nadeutektoidalnej. W żeliwie podczas nagrzewania, w temperaturze niższej od Ac_1 , zachodzi proces rozpadu cementytu (grafityzacja), w związku z czym zmienia się struktura osnowy: zawartość ferrytu się zwiększa, a zawartość perlitu się zmniejsza. W momencie osiągnięcia w nagrzewanym żeliwie temperatury Ac_1 zawartość ferrytu może być bardzo znaczna a nawet, w szczególnych przypadkach, może osiągnąć 100% osnowy.

Podczas wygrzewania żeliwa w temperaturze wyższej od Ac_1 , jego austenityczna osnowa może mieć bardzo różną zawartość węgla: od zawartości odpowiadającej zawartości w ferrycie do zawartości odpowiadającej maksymalnemu nasyceniu w tem-

peraturze wygrzewania (linia S'E' układu Fe—C—Si). Źródłem nasycenia austenitu żeliwa w węgiel są wydzielenia grafitowe. Możliwe jest zatem otrzymanie żeliwa perlitycznego na drodze wyżarzania normalizującego żeliwa, które w stanie surowym (lanym) było ferrytyczne. Jednakże otrzymanie w niestopowym żeliwie sferoidalnym po normalizowaniu w pełni perlitycznej osnowy, bez względu na strukturę początkową, jest dość trudne, a w praktyce przemysłowej prawie niemożliwe. Istniejąca w żeliwie w stanie surowym segregacja (a właściwie mikrosegregacja) pierwiastków osnowy, jak również jej zmiany zachodzące w trakcie wyżarzania normalizującego, powodują że przy graficie występują pełne lub niepełne otoczki ferrytu.

Z uwagi na powyższe należy sądzić, iż na przebieg i wynik wyżarzania normalizującego niestopowego żeliwa sferoidalnego znacznie większy wpływ, niż dla stali, wywierają poszczególne zabiegi cieplne: nagrzewanie, wygrzewanie i chłodzenie. Rola tych zabiegów nabiera szczególnej wymowy wobec występującej w żeliwie niestopowym silnej segregacji pierwiastków chemicznych: węgla, krzemu i manganu. Różna zawartość wymierzonych pierwiastków w różnych mikroobszarach żeliwa wywiera w pierwszym rzędzie wpływ na temperatury krytyczne tych mikroobszarów, a więc na przebieg i wynik wyżarzania normalizującego.

Celem zatem niniejszej pracy jest zbadanie i analiza roli zabiegów cieplnych: nagrzewania (szybkość), wygrzewania (temperatura, czas) i chłodzenia (ciągłe, stopniowe) podczas wyżarzania normalizującego (perlityzującego) na zawartość perlitu i ewentualnie innych składników w metalowej osnowie niestopowego żeliwa sferoidalnego (np. cementytu wtórnego) i na właściwości mechaniczne.

2. WYŻARZANIE NORMALIZUJĄCE ŻELIWA SFEROIDALNEGO. STAN BADAŃ

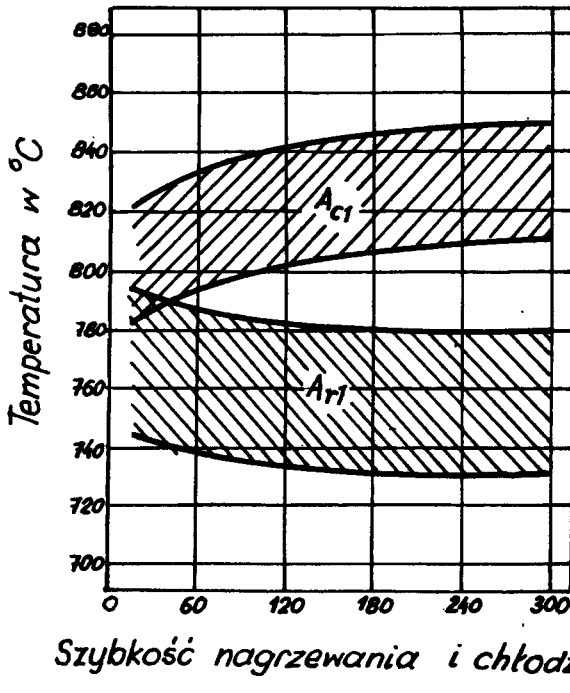
2.1. ZAKRES TEMPERATURY PRZEMIANY EUTEKTOIDALNEJ (TEMPERATURY KRYTYCZNE)

Wpływ zawartości pierwiastków osnowy na położenie i zakres temperatury przemiany eutektoidalnej jest znany, nie wymaga zatem omówienia [14, 18, 52, 113, 132, 157, 158, 160].

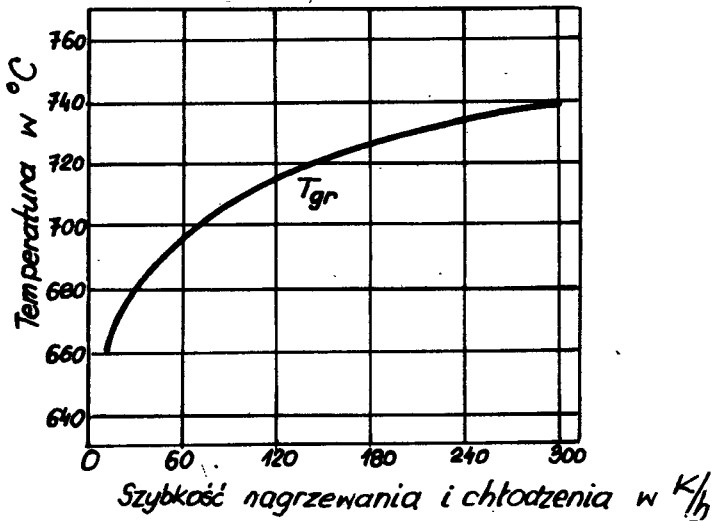
A. Bylica w obszernej pracy [13] przedstawił wyniki badania wpływu szybkości nagrzewania i chłodzenia żeliwa sferoidalnego w zakresie 15–300 K/h (0,00417–0,08333 K/s) z jednoczesnym uwzględnieniem wpływu zawartości krzemu i manganu na temperatury krytyczne. Ogólny charakter wpływu szybkości nagrzewania i chłodzenia na temperatury krytyczne żeliwa sferoidalnego przedstawia rys. 1, a na temperaturę początku rozpadu cementytu eutektoidalnego według [13] – rys. 2. Oba wykresy zostały wykonane przez A. Bylicę w oparciu o badania żeliwa sferoidalnego zawierającego od 2,0 do 3,3% Si oraz $0,4 \div 0,8\%$ Mn.

Według A. Bylicy [13] stosowane w badaniach szybkości nagrzewania i chłodzenia odpowiadają szybkościom występującym zwykle przy obróbce cieplnej odlewów z żeliwa sferoidalnego. Jednakże załączone w publikacji mikrografie wskazują wyraźnie, że nawet szybkość chłodzenia 300 K/h (0,08333 K/s) nie powiększa w żadnym żeliwie zawartości perlitu w stosunku do stanu surowego, a wręcz odwrotnie, zmniejsza jego zawartość na korzyść ferrytu. Zatem maksymalna, stosowana w badaniach szybkość chłodzenia, nie odpowiada szybkości zwykle stosowanej podczas wyżarzania normalizującego, a właśnie wyżarzanie normalizujące obok wyżarzania grafityzującego (ferrytyzującego) należy do najczęściej stosowanych rodzajów obróbki cieplnej żeliwa sferoidalnego.

Temperatury krytyczne żeliwa wyznacza się najczęściej na próbkach w stanie surowym. Nie zawsze takie postępowanie jest słuszne. W pewnych przypadkach stosuje się bowiem obróbkę cieplną dwu- i wielooperacyjną, na przykład: wyżarzanie normalizujące i wyżarzanie w temperaturze podkrytycznej, podwójne wyżarzanie normalizujące itp., a w takich przypadkach potrzebna jest znajomość wpływu temperatury i czasu austenitzowania w pierwszej operacji na wartości temperatur krytycznych dla drugiej operacji. Już w pracy [83] stwierdzono, że wstępne wyżarzanie



Rys. 1. Ogólny charakter wpływu szybkości nagrzewania i chłodzenia na temperatury przemiany A_1 w żelwie sferoidalnym [13]



Rys. 2. Ogólny charakter wpływu szybkości nagrzewania na temperaturę początku rozpadu cementytu eutekoidalnego w żelwie sferoidalnym [13]

żeliwa sferoidalnego mające na celu rozpad cementytu eutektycznego i jednocześnie otrzymanie maksymalnej zawartości perlitu w osnowie żeliwa wywołało zmiany temperatur krytycznych oraz zmiany wielkości zakresu temperatury przemiany eutektoidalnej. Na przykład w żeliwie o składzie chemicznym: 2,92% C, 2,71% Si i 0,83% Mn, zakres temperatur Ac_1 wynosił w stanie surowym 75 K, a Ar_1 44 K, natomiast po wyżarzaniu wynosił odpowiednio: 57 K i 59 K.

W żeliwie sferoidalnym niestopowym występuje segregacja węgla, krzemu, manganu i fosforu. Siarki w żeliwie sferoidalnym jest tak mało, że zazwyczaj pomija się w badaniach jej segregację. Krzem charakteryzuje się segregacją zwykłą, a więc wzbogaca centralne obszary ziarn eutektycznych. Węgiel, mangan i fosfor wykazują segregację odwrotną, więc wzbogacają obszary peryferyjne ziarn. Z wymienionych czterech pierwiastków węgiel nie wywiera wpływu na wartości temperatur krytycznych [52, 113], krzem i fosfor podwyższają je, a mangan obniża [113, 132].

Ponieważ segregujące pierwiastki wywierają różny wpływ na wartości temperatur krytycznych, należy sądzić, że te ostatnie będą zależały nie tylko od średniej zawartości krzemu i fosforu w niestopowym żeliwie sferoidalnym ale również od ich wartości w poszczególnych mikroobjętościach. Ujednorodnienie żeliwa, które zwykle się traktować głównie jako zmniejszenie stopnia segregacji (mikrosegregacji) w stopach, powinno więc w znacznym stopniu wpływać na wartości temperatur krytycznych. Badania przedstawione w publikacji [96] wykazały, że ujednorodnienie żeliwa sferoidalnego wpływa znacznie na rozpiętość zakresu temperaturowego Ac_1 , słabo natomiast na rozpiętość zakresu temperaturowego Ar_1 , a poza tym powoduje obniżenie temperatury Ac_1 tym silniej, im więcej żeliwo zawiera manganu. Problem ten wymaga jednak dokładniejszego zbadania. Szczególnie zbadać należy wpływ temperatury i czasu austenitacji na położenia temperatur krytycznych i rozpiętości zakresów Ac_1 i Ar_1 .

Przeprowadzone również w cytowanej pracy badania struktury osnowy nie wykazały widocznej zależności między tą strukturą a położeniem punktów krytycznych. Wysunięto natomiast hipotezę, że ujednorodnienie żeliwa powoduje takie zmiany stopnia segregacji składników chemicznych żeliwa, które w istotny sposób wpływają na położenie punktów krytycznych. Z obniżenia wartości Ac_1 dla niektórych warunków obróbki cieplnej próbek wstępnych wyciągnięto wnioski, że w tych przypadkach następuje w czasie obróbki cieplnej nasilenie się segregacji.

2.2. PRZEMIANY STRUKTURALNE ŻELIWA SFEROIDALNEGO PODCZAS NAGRZEWANIA

2.2.1. PRZEMIANY ZACHODZĄCE PONIŻEJ TEMPERATURY Ac_1

Przemiany strukturalne stali podczas nagrzewania są na ogół dobrze znane. Przemiany zachodzące podczas nagrzewania żeliwa są dopiero rozpoznawane.

Podczas nagrzewania żeliwa sferoidalnego, przed osiągnięciem temperatury przemiany eutektoidalnej, zachodzi w jego osnowie proces sferoidyzacji i rozpadu cementytu [5, 32, 81, 84, 88, 89, 142, 143]. Zarówno sferoidyzacja, jak też rozpad cementytu eutektoidalnego rozpoczyna się wprawdzie w najbliższym otoczeniu sferoidów grafito-

wych i w miarę upływu czasu, podczas wygrzewania lub przy ciągłym wzroście temperatury, kieruje się w głąb osnowy. Ponieważ rozpadowi cementytu towarzyszy tworzenie się i wzrost ferrytu, następuje ferrytyzacja osnowy.

Według S. Drapala [32] proces sferoidyzacji cementytu zachodzi w okresie poprzedzającym jego rozpad. W pracy [84] stwierdzono, że podczas wygrzewania surowego żeliwa sferoidalnego w temperaturze podkrytycznej zachodzi wprawdzie sferoidyzacja cementytu pod wpływem napięcia powierzchniowego na granicy ferryt-cementyt, lecz proces ten jest trudny do zbadania. Za tezę o poprzedzaniu rozpadu cementytu eutektoidalnego przez jego sferoidyzację pod wpływem napięcia powierzchniowego przemawia przypadek otrzymania cementytu kulkowego w żeliwie szarym zwykłym, opisany w publikacji [91]. W ściance kotła destylacyjnego, wykonanego z żeliwa szarego zwykłego, stwierdzono od strony nagrzewanej wystąpienie w pełni kulkowego cementytu bez żadnych śladów wolnego ferrytu. Po przeciwnej stronie ścianki (od strony nagrzewanego medium) osnowa żeliwa była perlityczna, również bez śladów wolnego ferrytu. Należy dodać, że kocioł destylacyjny pracował 8 lat, a temperatura po stronie nagrzewanej wynosiła około 350°C.

Według S. Drapala [32] sferoidyzacji cementytu towarzyszy zmniejszenie się twardości żeliwa. Fakt ten jest zresztą powszechnie znany w obróbce cieplnej stali.

Grafityzacja żeliwa podczas ciągłego nagrzewania rozpoczyna się w stosunkowo wysokiej temperaturze (powyżej 600°C). Mangan i inne ewentualnie występujące w żeliwie pierwiastki węglilotwórcze przesuwają początek grafityzacji (T_{gr}) do wyższej temperatury. W warunkach obróbki cieplnej izotermicznej, grafityzacja może wystąpić w niższej temperaturze po odpowiednim czasie wygrzewania [84].

Grafityzacja rozpoczyna się w żeliwie w najbliższej okolicy sferoidów grafitu, a w miarę jej postępu – w okolicy grafitu występuje ferryt, dalej ferryt z cementytem o różnym stopniu sferoidyzacji i w końcu, w obszarach granic ziarn eutektycznych, perlit płytkowy. Charakterystyczną cechą przemian struktury żeliwa w temperaturze podkrytycznej jest zanik wyraźnej granicy między ferrytem i perlitem, co utrudnia analizę ilościową składników struktury [89].

Podczas izotermicznego wygrzewania żeliwa surowego w temperaturze podkrytycznej zauważyć można zmiany w budowie perlitu płytkowego występującego na granicach ziarn eutektycznych [88, 89]. W stanie surowym i po krótkim czasie wygrzewania jest to zazwyczaj bardzo ścisły perlit, natomiast po dłuższym czasie wygrzewania poszczególne płytki cementytu są wyraźnie widoczne, nawet pod małym powiększeniem mikroskopowym. Zjawisko to występuje również podczas ciągłego nagrzewania, lecz jest słabiej zauważalne. Należy sądzić, że cementyt płytkowy w tych obszarach ulega koagulacji. Niektóre płytki cementytu ulegają rozpadowi, a węgiel przechodzi na sąsiednie poprzez ferryt. Koagulacja cementytu jest zjawiskiem znanym i występującym również w strefach sferoidyzacji w stali [10] i w żeliwie [5, 84, 88]. W czasie izotermicznego wygrzewania w temperaturze podkrytycznej mogą również powstawać nowe ziarna cementytu, głównie na granicach ziarn ferrytu wskutek ich przesylenia i jednoczesnego zmniejszania gradientu zawartości węgla [88]. Może również powiększać swe rozmiary cementyt wtórny, występujący na granicach ziarn eutektycznych.

Ferryt otrzymany po rozpadzie cementytu ma liczne subgranice, które po dłuższym

czasie wygrzewania zanikają w wyniku rekrystalizacji [88]. Według A. M. Petricenki i współpracowników [142] rozpad perlitu prowadzi do powstania dużej ilości granic wąsko- i szerokokątowych, co ułatwia dyfuzję atomów pierwiastków i zmienia obraz segregacji.

Stopień ferrytyzacji osnowy żeliwa podczas nagrzewania jest zależny od składu chemicznego: jest on tym większy im więcej żeliwo zawiera węgla i krzemu, a mniej manganu. Istnieją poglądy, że podczas ciągłego nagrzewania struktura żeliwa w temperaturze Ac_1 może być niemal w pełni ferrytyczna [143]. Najczęściej jednakże zawiera pewne ilości perlitu na granicach komórek eutektycznych [109, 142, 143]. Ferrytyzacja osnowy żeliwa w temperaturze podkrytycznej zależy również od innych cech stanu początkowego żeliwa. Według Bradshawa [9] ferrytyzacja przebiega najszybciej w żeliwie hartowanym, słabiej w normalizowanym i najslabiej w surowym. Według tegoż autora ujednorodnienie utrudnia ferrytyzację zarówno żeliwa normalizowanego jak też hartowanego.

Węgiel wydzielający się w temperaturze podkrytycznej krystalizuje na istniejących sferoidach grafitowych, prawie nie zmieniając ich kształtu [143].

Przemiany zachodzące w żeliwie sferoidalnym, podczas nagrzewania do temperatury Ac_1 , prowadzą do ciągłego zmniejszania się twardości, która osiąga minimalną wartość w temperaturze Ac_1 [134, 143, 160].

Tak więc podczas nagrzewania żeliwa sferoidalnego do temperatury Ac_1 dokonuje się w nim szereg procesów wywołujących zmiany jego struktury. Do najważniejszych należą: sferoidyzacja i koagulacja cementytu oraz jego rozpad i związana z nim ferrytyzacja metalowej osnowy żeliwa.

Żaden z tych procesów dokonujących się podczas nagrzewania nie został ilościowo zbadany. Nie wiadomo zatem, jaką strukturę mieć będzie żeliwo sferoidalne w momencie nagrzania go do temperatury Ac_1 , w zależności od składu chemicznego żeliwa i szybkości nagrzewania, oraz jakie to może mieć konsekwencje w procesie przemiany eutektoidalnej.

Proces rozpadu cementytu dokonujący się od środka ziarna eutektycznego do jego krawędzi niewątpliwie spowoduje wzbogacenie ferrytu w mangan i jednocześnie jego kierunkową dyfuzję do nie rozłożonego cementytu. Zmieni to obraz segregacji w obszarze ziarna eutektycznego i wywrze wpływ na temperatury krytyczne tegoż obszaru.

Należy sądzić, że stopień sferoidyzacji i koagulacji cementytu, podczas szybkiego nagrzewania żeliwa, będzie nieznaczny i nie będzie mieć wpływu na proces ujednorodnienia austenitu. Iraczej będzie podczas powolnego nagrzewania. W tym przypadku stopień sferoidyzacji i koagulacji cementytu może być dość znaczny. Sferoidalny cementyt, znacznie wzbogacony w mangan, będzie trudniej rozpuszczał się w austenicie. Szczególnie trudno rozpuszczać się będą ziarna cementytu wtórnego powiększone wskutek koagulacji. Cementyt ten może pozostać w strukturze żeliwa po jego ochłodzeniu.

Z chwilą przekroczenia podczas nagrzewania żeliwa temperatury Ac_1 rozpoczyna się tworzenie zarodków austenitu i jego wzrost. Zarodki austenitu powstają najczęściej w obszarach perlitu resztkowego [109, 142, 143], jak również w ferrycie [52, 143]. Poglądy na tworzenie się austenitu są zróżnicowane. K. Herfurth i E. Gansauge [52] uważają, że węgiel dyfundujący od grafitu wzdłuż granic ziarn ferrytu, a następnie od granic w głąb ziarn, prowadzi do takiego nasycenia osnowy ferrytycznej, że w tych miejscach tworzą się ziarna austenitu w kształcie wysp. L. A. Solncev ze współpracownikami [143] wyraża pogląd, że tworzenie się austenitu zachodzi w zasadzie w ośrodku o małej zawartości węgla i że może to być niskowęglowy metastabilny austenit, który następnie nasycy się węglem. To nasycenie wymaga dyfuzyjnego strumienia atomów węgla od kulek grafitowych do ziarn austenitu. Według autorów [143] austenit tworzy się przede wszystkim w tych obszarach, gdzie pozostał perlit, to jest na granicach ziarn eutektycznych, o mniejszej zawartości krzemu, a następnie w ferrycie. Według autorów [143], w rezultacie niepełnej przemiany, w osnowie żeliwa sferoidalnego tworzy się następnie szczególnie typ struktury, która ma postać płytek lub igieł, wskutek tego, że dyfuzja łatwiej zachodzi wzdłuż granic ziarn i bloków. Ten iglasty charakter struktury nie zanika, mimo długotrwałego wygrzewania (10 h i więcej). W miarę podwyższania temperatury w przedziale od Ac_1 do Ac_2 liczba ziarn austenitu o kształcie płytkowym rośnie, lecz typ struktury pozostaje zachowany. *

J. Piaskowski i A. Jankowski w monografii [112, 113] podają, że w temperaturze 800°C (temperatura międzykrytyczna) szybkość rozpuszczania grafitu jest niewielka, oraz że w tej temperaturze następuje raczej dyfuzja węgla z cementytu do grafitu niż z grafitu do osnowy metalowej.

Według A. Kocha i K. Herfurtha [69] w żeliwie sferoidalnym są dwa źródła węgla dla nawęglania austenitu tworzącego się podczas nagrzewania: cementyt eutektoidalny i grafit. Podczas przemiany eutektoidalnej żeliwa ferrytycznego austenit nawęglą się z grafitu, natomiast podczas przemiany żeliwa ferrytyczno-perlitycznego lub perlitycznego austenit nawęglą się z cementytu i grafitu. Autorzy [69] wychodząc z założenia, że krzem utrudnia dyfuzję węgla, oraz że rozpuszczalność krzemu w ferrycie jest znacznie większa aniżeli w austenicie stwierdzają, że podczas wygrzewania żeliwa sferoidalnego w zakresie współistnienia ferrytu i austenitu, krzem jest spychany przed front przemiany ferryt \rightarrow austenit i wzbogaca nieprzemieniony ferryt. To zjawisko powoduje podniesienie temperatury przemiany ferrytu w austenit i jednocześnie hamuje dyfuzję atomów węgla z grafitu do austenitu.

Z przeglądu literatury wynika, że przemiana alotropowa rozpoczyna się podczas nagrzewania w obszarach perlitu, a następnie również w ferrycie. Źródłem nawęglania austenitu jest cementyt i grafit, przy czym panuje na ogół przekonanie, że oba te źródła są czynne od momentu przekroczenia temperatury Ac_1 podczas nagrzewania żeliwa. Spotyka się jednak opinie odmienne, że w temperaturze międzykrytycznej należy liczyć się raczej z dyfuzją węgla z cementytu do grafitu niż od grafitu do osnowy metalowej.

Problem, który składnik struktury jest źródłem nawęglania austenitu w temperaturze międzykrytycznej od Ac_1 do Ac_2 nie jest jasny i nie był przedmiotem badań.

Wniosek, że grafit bierze udział w nawęglaniu osnowy metalowej żeliwa (ferrytu, austenitu) już od momentu przekroczenia temperatury A_{c1} podczas nagrzewania, wydaje się być niesłuszny. W czasie bowiem podgrzewania żeliwa do temperatury A_{c1} , w osnowie żeliwa jest znaczny gradient zawartości węgla wywołujący jego dyfuzję w kierunku grafitu. Rozpoczęcie się przemiany perlitu w austenit niewątpliwie spowoduje zmianę tegoż gradientu na przeciwny w najbliższej okolicy rosnących ziarn austenitu, lecz w pozostałej nieprzemienionej osnowie, a w szczególności w okolicach grafitu, gradient ten może ulec tylko nieznacznej zmianie w tych warunkach, to znaczy w temperaturze międzykrytycznej. Trudno jest przyjąć istnienie dyfuzji węgla z grafitu do osnowy metalowej żeliwa, szczególnie w żeliwie perlitycznym i perlityczno-ferrytycznym. Należy wszakże podać, że F. J. Jakovlev [62] stwierdził wystąpienie dookoła grafitu otoczek martenzytycznych na tle ferrytu po hartowaniu indukcyjnym żeliwa sferoidalnego. Obecność takich otoczek na tle ferrytu wskazuje na dyfuzję węgla z grafitu w temperaturze międzykrytycznej, wynik ten jednak otrzymano przy bardzo dużej szybkości nagrzewania.

Ponieważ przemiana osnowy żeliwa w austenit dokonuje się w mikroobjętościach ferrytu wzbogaconego w węgiel i ponieważ dyfuzja węgla w temperaturze międzykrytycznej zachodzi głównie po granicach ziarn i bloków – otrzymuje się w tych warunkach szczególny typ struktury, charakteryzujący się występowaniem wysp i igieł austenitu na tle ferrytu. Lecz te wyspy i igły powstaną w wyniku nasycenia i przesylenia tych mikroobszarów przez dyfuzję węgla od cementytu do grafitu, a nie odwrotnie.

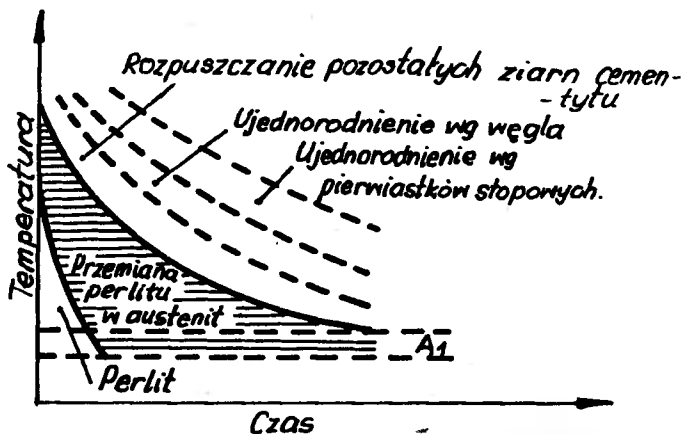
2.2.3. PRZEMIANY ZACHODZĄCE W TEMPERATURZE WYŻSZEJ OD A_{c1}

W zakresie nadkrytycznym cała osnowa żeliwa jest austenityczna. Wystąpienie w żeliwie sferoidalnym ferrytu, po jego wygrzaniu w temperaturze nadkrytycznej, dowodzi jedynie niedogrzenia. Powyższa uwaga dotyczy przypadku, kiedy żeliwo po wygrzaniu jest chłodzone w oleju lub wodzie.

Austenit otrzymany w osnowie żeliwa jest jednak niejednorodny. Występuje w nim zmienna zawartość węgla, krzemu, manganu, fosforu i ewentualnie innych składników chemicznych. Ponadto może występować cementyt eutektyczny, bądź nie rozpuszczony cementyt eutektoidalny lub wtórny.

Podczas nagrzewania i wygrzewania żeliwa sferoidalnego w zakresie austenitycznym zachodzą w żeliwie przede wszystkim następujące procesy: nawęglanie, rozpuszczanie ostateczne cementytu eutektoidalnego i ewentualnie wtórnego oraz eutektycznego, ujednorodnienie i wzrost ziarn, przy czym wszystkie te procesy zachodzą na ogół równocześnie. Zakończenie niektórych z wyżej wymienionych procesów przedstawione jest schematycznie na wykresie CTPi dla grzania żeliwa na rys. 3.

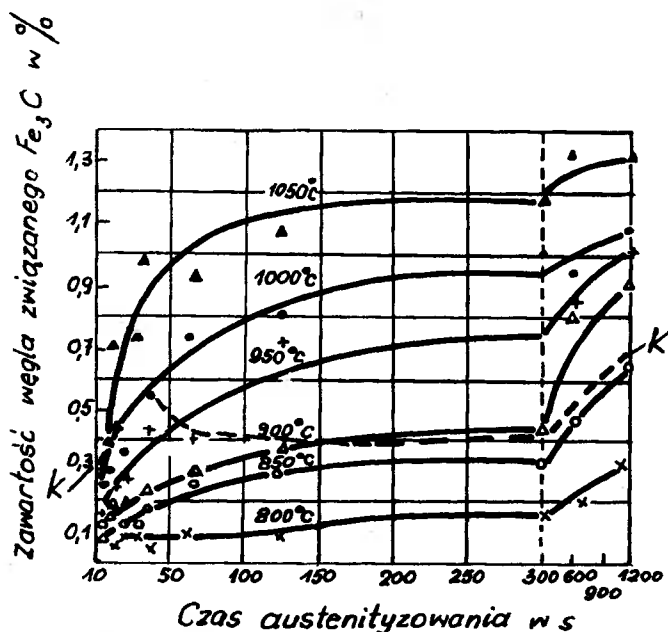
H. Koch i K. Herfurth [69] uważają, że istnieją dwa stopnie nawęglania austenitu żeliwa sferoidalnego. Jako pierwszy stopień przyjmują nawęglanie węglem z cementytu, a jako drugi nawęglanie węglem z grafitu. Według nich austenit żeliwa perlitycznego po nagraniu go do temperatury 850°C i wygrzaniu przez 10 s zawiera 0,6% węgla i ta zawartość utrzymuje się przez cały czas wygrzewania stosowany w doświadczeniu, to jest przez 20 minut. Ich zdaniem austenit ten został nawęglony do stanu nasycenia po czasie 10 s wyłącznie węglem z cementytu (pierwszy stopień nawęglania). Natomiast



Rys. 3. Wykres izotermicznego tworzenia austenitu (CTPI) w żeliwie sferoidalnym [13]

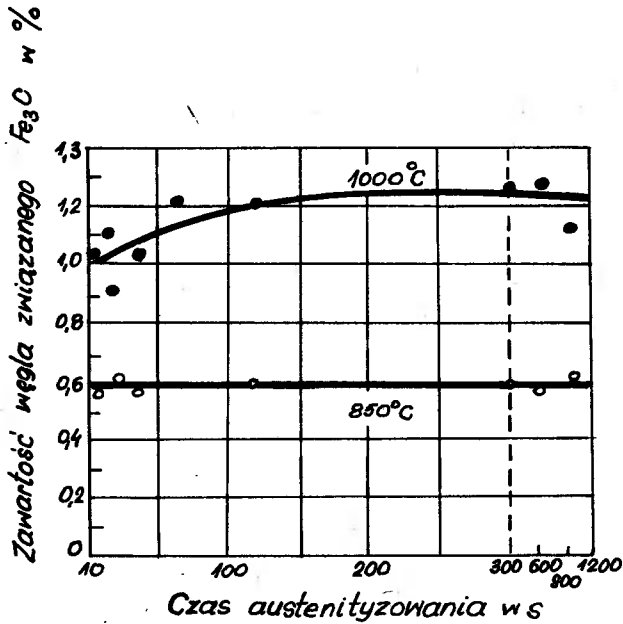
nawęglanie austenitu tegoż żeliwa w temperaturze 1000°C dokonuje się już z dodatkowym udziałem dyfuzji węgla z grafitu (drugi stopień nawęglania).

Według autorów [69] żeliwo perliyczne nagrzane do zakresu austenicznego szybciej nasyci się węglem w każdej temperaturze wygrzewania (850 ÷ 1000°C), niż żeliwo ferrytyczne. Ten fakt potwierdza wielu metaloznawców. Jednakże z pracy wyżej wymienionych autorów wynika, że żeliwo perliyczne nagrzane do 850°C i wygrzane przez 10 s jest już nasycone węglem i zawiera go 0,6%. Przedłużenie czasu wygrzewania do 20 minut nie zmienia tej zawartości węgla. Natomiast żeliwo ferrytyczne nagrzane

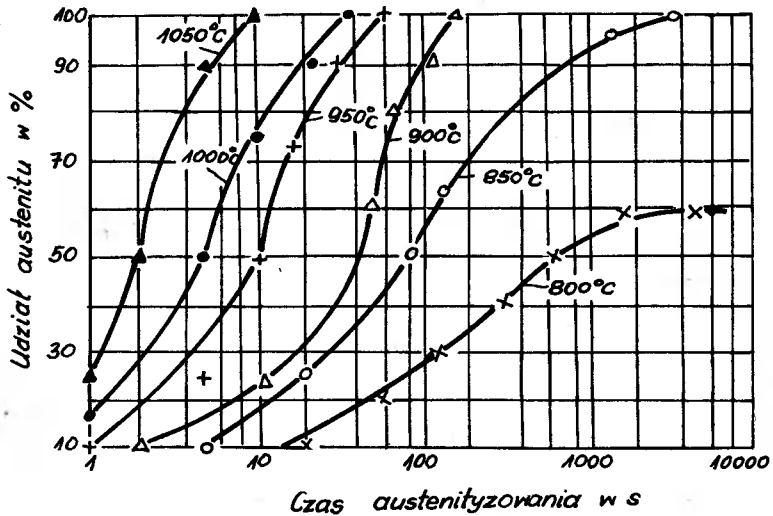


Rys. 4. Zawartość węgla związanego w osnowie żeliwa wstępnie ferrytyzowanego w zależności od temperatury i czasu wygrzewania [69]

do tej samej temperatury, po wygrzaniu przez czas 20 minut zawiera już 0,65% węgla i jest dalekie od nasycenia, jak to wynika z przebiegu paraboli nawęglania (rys. 4 i 5). Autorzy nie wyjaśniają tak różnego zachowania się obu rodzajów żeliwa sferoidalnego po nagraniu i wygrzaniu w tych samych warunkach.



Rys. 5. Zawartość węgla związanego w osnowie żeliwa wstępnie perlityzowanego (normalizowanego) w zależności od temperatury i czasu wygrzewania [69]



Rys. 6. Krzywe kinetyki tworzenia się austenitu podczas wygrzewania ferrytycznego żeliwa sferoidalnego w temperaturze 800 ÷ 1050°C [69]

Na rys. 6 wg [69] przedstawione są krzywe kinetyki tworzenia się austenitu podczas wygrzewania żeliwa ferrytycznego w określonej temperaturze. Przenosząc wartość czasu końca przemiany z rys. 6 na rys. 4 (na odpowiednie krzywe) i łącząc te punkty ze sobą, otrzymano linię K–K końca przemiany eutektoidalnej¹⁾. Zatem obszar leżący powyżej tej linii jest obszarem austenitu, natomiast poniżej znajduje się obszar współistnienia austenitu i ferrytu. Pomijając niewytłumaczalne wygięcie krzywej K–K dla temperatury 1000°C, można z przebiegu krzywej wyciągnąć następujący wniosek: im wyższa jest temperatura wygrzewania, tym krótszy jest czas otrzymania 100% austenitu i tym uboższy jest on w węgiel, a przez to mniej trwałe. Wyrażając zawartość węgla w austenicie w procentach węgla związanego (wg rys. 4), w momencie zakończenia przemiany wynosi ona dla temperatury 1050°C około 0,2%, a dla temperatury 900°C około 0,4%.

Według H. Kocha i K. Herfurtha [69] nawęglanie austenitu węglem z grafitu prowadzi do wystąpienia zjawiska Kirkendalla na granicy grafit – austenit. Dyfuzja atomów węgla od grafitu do austenitu jest wielokrotnie szybsza niż samodyfuzja atomów żelaza do obszarów zajmowanych przez grafit, co powoduje powstawanie szczelin między grafitem i austenitem. Zjawisko to powoduje przyrost objętości żeliwa. Ten przyrost objętości żeliwa dokonuje się w czasie krótszym, niż czas rozpuszczania grafitu do stanu nasycenia austenitu.

Fragmentaryczny pogląd na rolę austenitizacji w kształtowaniu struktury żeliwa sferoidalnego po chłodzeniu przedstawiono w publikacjach [95 i 99].

W pracy [99] zajmowano się wpływem warunków wyżarzania ujednorodniającego na strukturę i twardość osnowy perlitycznego żeliwa sferoidalnego. Na podstawie tych badań autorzy stwierdzili, że w miarę przedłużenia czasu austenitizowania początkowo następuje zmniejszenie zawartości perlitu w osnowie, aż do osiągnięcia minimum, dalsze wygrzewanie powoduje ciągle zwiększanie udziału perlitu w osnowie. Podniesienie temperatury wygrzewania z 950 do 1050°C powoduje na ogół zwiększenie udziału perlitu w żeliwie, jednocześnie minimum udziału perlitu osiąga się po krótszych czasach austenitizowania.

Autorzy pracy [99] wiążą te zmiany struktury żeliwa ze zmianami wartości gradientu zawartości pierwiastków sprzyjających (krzem) i przeciwdziałających (mangan) grafityzacji w czasie austenitizacji. Uważają, że ujednorodnienie żeliwa rozpoczyna się dopiero powyżej czasu austenitizowania, przy którym otrzymali po chłodzeniu minimum zawartości perlitu.

Z kolei w pracy [95] zajmowano się wpływem szybkości nagrzewania i czasu wygrzewania na strukturę normalizowanego żeliwa sferoidalnego. W analizie wyników badań autor stwierdza, że przy malej szybkości nagrzewania 85 ÷ 120 K/h (23,6 ÷ 33,3 · 10⁻³ K/s) przedłużenie czasu austenitizowania powoduje ciągle zwiększanie udziału perlitu w każdej temperaturze wygrzewania 900, 1000 i 1100°C. Przy średniej szybkości 320 ÷ 400 K/h (88,9 ÷ 111,1 · 10⁻³ K/s) wygrzewanie w temperaturze 1000 i 1100°C powoduje początkowo zmniejszenie udziału perlitu, a następnie jego

¹⁾ Krzywą K–K wykreślił autor na rys. 4. Nie występuje ona w oryginalnym rysunku H. Kocha i K. Herfurtha [69].

zwiększenie. Te minima w 1000 i 1100°C powstają w tym krótszym czasie im wyższa jest temperatura austenitzowania. Przy dużej szybkości nagrzewania 1320 ÷ 1620 K/h (366,7 ÷ 450,0 · 10⁻³ K/s) powstają również w temperaturze 1000 i 1100°C minima udziału perlitu w tym krótszym czasie im wyższa jest temperatura austenitzowania i krótszym, niż przy szybkości średniej. Autor jest zdania, że zaobserwowany wpływ szybkości nagrzewania, jak też temperatury i czasu austenitzowania, na zmiany udziału perlitu ma swoje niewątpliwe źródło w dwu procesach: w zmianie stopnia segregacji składników chemicznych żeliwa podczas nagrzewania, a następnie wygrzewania oraz w zmianie wartości temperatur krytycznych przy przejściu z etapu nagrzewania do etapu wygrzewania.

W publikacji [97] przedstawiono wyniki badań struktury kilku rodzajów żeliwa sferoidalnego austenitzowanego w temperaturze 1000°C w czasie od 0 do 32 h i chłodzonego w powietrzu lub w piecu. W oparciu o analizę wyników autor stwierdził co następuje:

- a) czas austenitzowania można podzielić, ze względu na jego wpływ na strukturę i twardość żeliwa, na dwa okresy. Okres pierwszy (do 4 h) charakteryzuje się zmiennym udziałem ferrytu i perlitu, w zależności od czasu austenitzowania, oraz możliwością pojawienia się cementytu wtórnego. Okres drugi (powyżej 4 h) charakteryzuje się ciągłym zwiększaniem udziału perlitu i spadkiem udziału ferrytu, bez względu na stosowaną szybkość chłodzenia. Cementyt wtórny wydzielony ewentualnie w pierwszym okresie wykazuje tendencję do zanikania,
- b) zmiany w strukturze zachodzące w pierwszym okresie austenitzowania wskazują na nasilenie się segregacji, natomiast zmiany struktury w drugim okresie wykazują cechy zachodzącego ujednorodnienia, a więc prowadzą do monotonicznych zmian struktury.

Stwierdzone w pracach [95, 99] zmniejszanie się udziału perlitu przy wyżarzaniu grafityzującym (ferrytyzującym) i normalizującym, po austenitzowaniu w czasie od 0 h do około 4 h, wykorzystano w badaniach wpływu warunków austenitzowania na strukturę i właściwości mechaniczne żeliwa sferoidalnego po wyżarzaniu ferrytyzującym [94]. Otóż stwierdzono w tej pracy, że żeliwo nie austenitzowane osiąga po wyżarzaniu w temperaturze 720°C przez 32 h taką zawartość ferrytu jak żeliwo austenitzowane wcześniej w temperaturze 1000°C przez czas 0 h lub 4 h i następnie wygrzewane w 720°C przez czas 2 h. A zatem przedłużenie austenitzowania w pierwszej operacji obróbkowej od 0 h do 4 h nie zmniejsza zawartości ferrytu po wyżarzaniu grafityzującym (ferrytyzującym) w drugiej operacji (wyżarzanie w temperaturze 720°C).

Wielu autorów zwraca uwagę na bardzo dużą rolę wymiaru kulek grafitowych i ich odległości od siebie. F. J. Jakovlev [58] stwierdził, że jeżeli odległość między kulkami grafitu wynosi 5 do 10 µm, to w temperaturze 950°C austenit nasycy się do stanu równowagi z grafitem w czasie 10 ÷ 15 minut. Ze zwiększeniem odległości kulek do 300 ÷ 400 µm, austenit żeliwa nasycy się w tych samych warunkach w czasie 12 ÷ 14 h. Ogromny wpływ ma średnica kulek grafitu. Jeżeli wynosi ona 5 ÷ 8 µm, to austenit nasycy się jednorodnie do równowagi z grafitem na odległość do 10 µm. W miejscach z kulkami o średnicy 25 ÷ 30 µm w tych samych warunkach nasycenia równowaga nie zostaje osiągnięta. W miejscach skupienia kulek grafitu nasycenie równowagowe

zostaje osiągnięte bardzo szybko, lecz przy studzeniu w tych obszarach pojawia się ferryt.

F. J. Jakovlev badał również wpływ wielkości średnicy próbek zmieniającej się w przedziale $5 \div 45$ mm na szybkość nasycenia austenitu węglem w temperaturze 950°C . Stwierdził, że przy średnicy próbek $5 \div 10$ mm austenit nasycy się w czasie $15 \div 20$ min jednorodnie na całym przekroju. Ze zwiększeniem średnicy próbek czas nasycenia austenitu powiększa się i przy próbkach o średnicy 45 mm wynosi do 16 h. J. Piaskowski [113] badając kinetykę nawęglania próbek o średnicy 7 i 12 mm nie stwierdził natomiast różnicy czasu nasycenia ich węglem w temperaturze wynoszącej 850, 900 i 950°C .

W żeliwie sferoidalnym w stanie surowym może wystąpić cementyt eutektyczny lub wtórny [65, 66, 82, 113]. Cementyt eutektyczny może wystąpić wskutek niedotrzymania składu chemicznego żeliwa, a mianowicie: przy zbyt małej zawartości składników sprzyjających grafityzacji, takich jak węgiel i krzem, lub przy zbyt dużej zawartości składników przeciwdziałających grafityzacji, takich jak mangan; może on też wystąpić w cienkich ściankach odlewów [113]. Cementyt wtórny występuje na granicach ziaren eutektycznych, najczęściej w obszarach krystalizacji cieczy resztkowej, bogatej w składniki utrudniające grafityzację [65, 66, 82].

Według J. Charbonniera i J. C. Margerie [15] cementyt wtórny może powstać w trakcie austenitowania na granicach ziarn eutektycznych na miejscu zanikającej, wskutek ujednorodnienia, eutektyki fosforowej.

Na szybkość rozpadu cementytu mają wpływ: temperatura wygrzewania, czas wygrzewania i skład chemiczny cementytu [13, 113].

A. Bylica [13] podaje za K. I. Vascenką i L. Sofronim, że szybkość rozpadu cementytu w żeliwie z grafitem kulkowym jest o 15 do 20% większa niż w żeliwie z grafitem płatkowym.

Według [83] pełny rozpad cementytu eutektycznego w żeliwie sferoidalnym następuje dopiero po wygrzewaniu go w czasie $1 \div 4$ h w temperaturze 1050°C .

Według A. Harrisa i R. J. Maitlanda [50] rozpad cementytu wtórnego w żeliwie sferoidalnym jest trudny i poprzedzony sferoidyzacją jego wydzieliń.

Nagrzewanie i wygrzewanie żeliwa w zakresie austenitycznym prowadzi zwykle do rozrostu ziarn austenitu. J. Piaskowski i A. Jankowski [113] stwierdzają, że hartowanie żeliwa sferoidalnego od temperatury wyższej od $850\text{--}900^{\circ}\text{C}$ jest niewskazane, gdyż podczas wygrzewania następuje rozrost ziarn austenitu. D.A. Harris i R. J. Maitland [50] nagrzewając żeliwo sferoidalne od 840 do 925°C nie stwierdzili w nim zmiany wielkości ziarna austenitu. A. Bylica i W. Sakwa [14] po przeprowadzeniu dwustopniowego wyżarzania grafityzującego żeliwa sferoidalnego dla otrzymania osnowy ferrytycznej stwierdzili, że przedłużenie czasu wygrzewania w temperaturze 950°C powoduje, po wychłodzeniu w temperaturze podkrytycznej, zmniejszenie powierzchni właściwej ziarn ferrytu, co jest równoznaczne ze wzrostem ich wymiarów.

M. Jonuleit, K. Herfurth i H. U. Pasewald przedstawili w publikacji [67] wyniki badań nad wpływem warunków austenitowania niestopowego żeliwa sferoidalnego na wymiary ziarn austenitu. Temperaturę austenitowania zmieniano od 920 do 1040°C , a czas wygrzewania od 20 do 60 minut. Wyniki pomiarów średniego wymiaru

ziarna austenitu skłoniły autorów publikacji [67] do stwierdzenia, że w żeliwie sferoidalnym niestopowym po austenityzowaniu przez czas do 60 minut w temperaturze do 1040°C ziarno austenitu nie przekracza wymiarów dla drobnego ziarna, to znaczy, że jest mniejsze od 50 μm. Pomimo tego, ważność tego problemu skłoniła autorów pracy [150] do określenia warunków obróbki cieplnej, gwarantującej otrzymanie w żeliwie sferoidalnym ziarn o wymiarze $4 \div 6$ μm.

Austenityzacja żeliwa sferoidalnego w zbyt wysokiej temperaturze może doprowadzić nie tylko do wzrostu ziarn, względnie do powiększania lub powstawania nowych ziarn eutektyki fosforowej, lecz także do desferoidyzacji. W publikacji [92] przedstawiono wyniki badania struktury dwu rodzajów żeliwa sferoidalnego o zawartości manganu 0,83 i 1,13% po wyżarzaniu normalizującym. Oto w żeliwie o zawartości 0,83% Mn po austenityzacji w 1100°C nastąpiła silna degeneracja kulkowej formy grafitu, natomiast w żeliwie o zawartości 1,13% Mn, austenityzowanym również w 1100°C, grafit nie zmienił swej kulkowej postaci, nastąpiło natomiast nasilenie segregacji.

Przyczynę desferoidyzacji grafitu po nagraniu żeliwa sferoidalnego do temperatury bliskiej eutektycznej wyjaśnił C. R. Kellermann [68] powstawaniem fazy ciekłej na granicy grafit–austenit w czasie austenityzacji, co prowadzi do przerwania otoczki austenitycznej i do powstania nieregularnych, niezwykłych postaci grafitu.

Przedstawiony wyżej przegląd literatury wykazuje, że w czasie austenityzacji żeliwa sferoidalnego zachodzi w nim cały szereg procesów o dużym znaczeniu dla kształtowania struktury i właściwości żeliwa po ochłodzeniu. Są to następujące procesy: nawęglanie austenitu, rozpuszczanie resztek cementytu eutektoidalnego i ewentualnie wtórnego oraz eutektycznego, ujednorodnienie austenitu pod względem zawartości pierwiastków chemicznych (usuwanie mikrosegregacji), rozrost ziarn.

Nawęglanie austenitu ma zasadnicze znaczenie dla trwałości austenitu i tym samym decyduje o udziale perlitu w strukturze żeliwa normalizowanego. Uważa się, że zawartość węgla w austenicie powinna wynosić około 0,6%, ponieważ ta ilość odpowiada na ogół jego zawartości w eutektoidzie żeliwa sferoidalnego. Czas nawęglania zależy od struktury początkowej żeliwa (jest tym dłuższy im więcej ferrytu w żeliwie), szybkości nagrzewania, temperatury austenityzacji i grubości ścianek odlewu. Rola każdego z tych czynników została dość dobrze zbadana z wyjątkiem szybkości nagrzewania.

Rozpuszczanie (rozpad) cementytu eutektoidalnego, wtórnego i eutektycznego podczas austenityzacji jest procesem powszechnie znanym. Natomiast możliwość tworzenia się względnie przyrostu zawartości cementytu wtórnego wymaga potwierdzenia i sprecyzowania warunków tego procesu. Na ogół uważa się, że obecność cementytu wtórnego wpływa ujemnie na właściwości mechaniczne żeliwa sferoidalnego, w szczególności na jego udurowienie.

Na ujednorodnienie żeliwa w czasie austenityzacji żeliwa sferoidalnego zwraca uwagę wielu metaloznawców jako na proces wpływający korzystnie na kształtowanie się właściwości mechanicznych żeliwa po ochłodzeniu. Stwierdzono w niektórych badaniach, że proces ujednorodniania rozpoczyna się po kilku godzinach od początku wygrzewania. Wobec tego, zwykle stosowany podczas obróbki cieplnej żeliwa sferoi-

dalnego czasu austenitzacji, w świetle niektórych badań, nie prowadzi do ujednorodnienia. Problem ten wymaga dokładniejszych badań, tym bardziej, że istnieją zdania o niekorzystnym oddziaływaniu podwyższonej temperatury austenitzowania (powyżej 950°C).

Rozrost ziarna austenitu w zwyczajowo stosowanych temperaturach wygrzewania nie powinien prowadzić do otrzymania w niestopowym żeliwie sferoidalnym dużego ziarna. Nawet wygrzewanie żeliwa sferoidalnego w temperaturze 1040°C w czasie 1 h powoduje otrzymanie ziarna drobnego, a więc o wymiarze mniejszym od 50 μm. Jednakże badania nad wpływem temperatury i czasu austenitzacji, a także składu chemicznego niestopowego żeliwa sferoidalnego na wielkość ziarna austenitu są bardziej niż szczupłe.

2.2.4. WYKRESY CTPi DLA NAGRZEWANIA ŻELIWA SFEROIDALNEGO

W objętościowej obróbce cieplnej żeliwa sferoidalnego, do której należy między innymi wyżarzanie normalizujące, szybkość nagrzewania odlewów zawiera się w przedziale 50 ÷ 1500 K/h ($14 \div 417 \cdot 10^{-3}$ K/s). Małą szybkość stosuje się do odlewów dużych oraz o skomplikowanych kształtach nagrzewanych wraz z piecem, zaś dużą przy nagrzewaniu odlewów drobnych o prostych kształtach ładowanych do pieca nagrzanego do założonej temperatury austenitzacji. Natomiast w przypadku obróbki cieplnej powierzchniowej, a szczególnie podczas nagrzewania indukcyjnego, szybkość nagrzewania może osiągać znaczne wartości. W zależności od mocy generatora i wielkości powierzchni nagrzewanej szybkość ta może wynosić 20 ÷ 1500 K/s. Właśnie taką szybkość nagrzewania stosuje się w izotermicznych badaniach przemian podczas nagrzewania (CTPi).

W literaturze naukowej i technicznej spotyka się niewiele wykresów CTPi dla nagrzewania żeliwa sferoidalnego. A. Bylica [13], poza schematycznym wykresem CTPi dla żeliwa przedstawionym na rys. 3 podaje również wykresy izotermicznego tworzenia się austenitu w żeliwie sferoidalnym o zawartości: 1,65, 1,74 i 1,86% Si. Z opisu wykresów wynika, że badania wykonano dla żeliwa o osnowie ferrytycznej. Z wykresów tych wynika ponadto, że przemiana izotermiczna osnowy metalowej żeliwa dokonuje się po okresie inkubacyjnym, który nawet w temperaturze 1000°C jest dłuższy od 8 s. Wykresy wskazują, że w każdej temperaturze przemiana rozpoczyna się i kończy w tym dłuższym czasie im żeliwo zawiera więcej krzemu. To znaczy, że krzem utrudnia przemianę ferrytu w austenit.

H. Koch i K. Herfurth w publikacji [69] przedstawiają dwa wykresy CTPi dla nagrzewania. Jeden dla żeliwa ferrytycznego, drugi dla żeliwa perlitycznego. Oba wykresy wykonano dla żeliwa zawierającego 2,64% Si, w którym osnowę ferrytyczną lub perlityczną otrzymano na drodze odpowiedniej obróbki cieplnej żeliwa surowego. Z obu wykresów wynika, że przemiana osnowy perlitycznej żeliwa w austenit dokonuje się w każdej temperaturze w krótszym czasie, niż osnowy ferrytycznej. W przeciwieństwie do wykresów przedstawionych przez A. Bylicę, wykres CTPi żeliwa ferrytycznego H. Kocha i K. Herfurtha wskazuje, że w temperaturze wyższej od 900–950°C przemiana ferrytu w austenit dokonuje się bez okresu inkubacji, względnie że inkubacja następuje w czasie nagrzewania. Nie można jednak w pełni porównać wykresów A. Bylicy

z wykresem H. Kocha i K. Herfurtha, ponieważ w pierwszym przypadku nie znany jest skład chemiczny żeliwa (poza krzemem) i nie znana jest metodyka badań.

Nie napotkano w literaturze wykresów CTP dla nagrzewania ciągłego. Jedyńie F. J. Jakovlev, który opublikował szereg prac o przemianach strukturalnych żeliwa sferoidalnego podczas nagrzewania indukcyjnego [58, 60, 61, 62, 63], przedstawia w pracy [60] wykresy zmian struktury żeliwa podczas nagrzewania z szybkością $150 \div 450$ K/s do temperatury $800 \div 1050^\circ\text{C}$. Wykresy te przedstawiono w układzie „temperatura – szybkość nagrzewania”. Z wykresów tych wynika, że temperatura początku przemiany osnowy metalowej żeliwa w austenit jest mało zależna od zawartości ferrytu i liczby kulek grafitowych przypadających na jednostkę powierzchni zglądu, natomiast koniec przemiany jest silnie zależny. Im mniej ferrytu w osnowie żeliwa, oraz im więcej kulek grafitu przypada na jednostkę powierzchni zglądu tym niższa jest temperatura końca przemiany osnowy żeliwa w austenit. Według F. J. Jakovleva przy szybkości nagrzewania 150 K/s żeliwo zawierające $40 \div 45\%$ ferrytu i 20 kulek grafitu na 1 mm^2 osiąga 100% austenitu w temperaturze 1000°C , natomiast żeliwo zawierające $10 \div 15\%$ ferrytu i $80 \div 90$ kulek grafitu na 1 mm^2 osiąga 100% austenitu w temperaturze 900°C .

W zakończeniu należy zauważyć, że znajomość przemian strukturalnych podczas nagrzewania żeliwa sferoidalnego jest mało rozpoznana, czego dowodem są nieliczne wykresy CTPi i zupełny brak wykresów CTPc. Ponieważ wykresy CTPi otrzymuje się przy stosowaniu w badaniach bardzo szybkiego nagrzewania, należy się spodziewać, że procesy występujące zwykle podczas nagrzewania w temperaturze niższej od A_{c1} nie nastąpią i przemiana osnowy żeliwa w austenit dokonywać się będzie odrębnie w obszarach zajmowanych przez perlit i w obszarach zajmowanych przez ferryt. F. J. Jakovlev przy nagrzewaniu indukcyjnym żeliwa sferoidalnego rozpatruje odrębnie przemianę perlitu i przemianę ferrytu. Według publikacji [60] przemiana perlitu w austenit przy szybkości nagrzewania 150 K/s rozpoczyna się w temperaturze około 750°C , natomiast przemiana ferrytu w austenit rozpoczyna się w temperaturze 790°C [63]. Podane wyżej temperatury A_{c1} , wydają się kontrowersyjne w świetle dotychczasowej wiedzy o wpływie szybkości nagrzewania na położenia temperatury krytycznej żeliwa sferoidalnego (rozdz. 2.1).

2.3. PRZEMIANY STRUKTURALNE ŻELIWA SFEROIDALNEGO PODCZAS CHŁODZENIA

Przemiany dokonujące się w żeliwie sferoidalnym podczas chłodzenia mają większe znaczenie niż przemiany zachodzące podczas nagrzewania, ponieważ wtedy kształtuje się ostatecznie struktura, nadająca odlewom żeliwnym określone właściwości użytkowe.

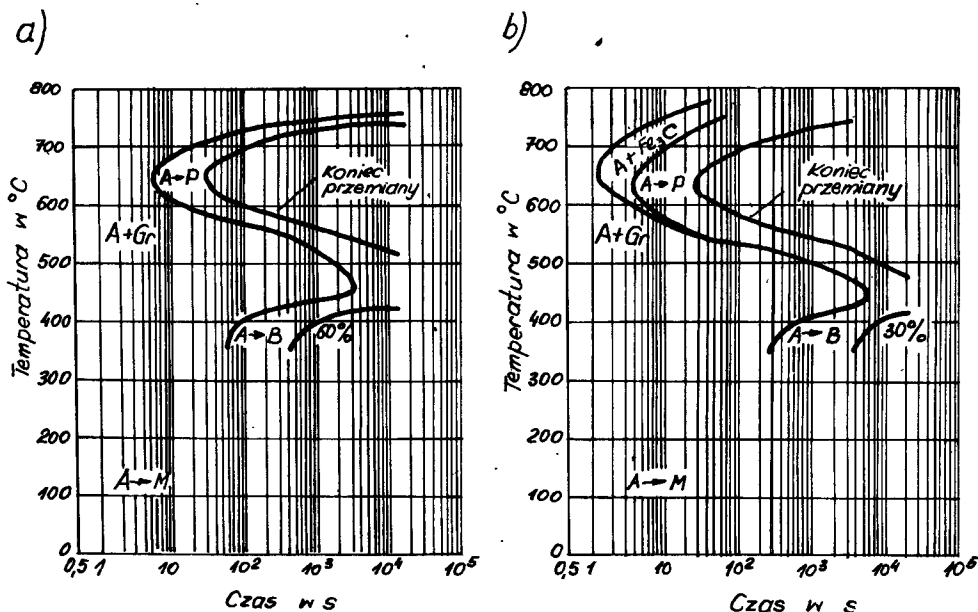
Badanie przemian zachodzących podczas chłodzenia stopów żelaza z zakresu austenitycznego dokonuje się podczas chłodzenia z wytrzymaniem w określonej temperaturze (tj. z przemianą izotermiczną) lub podczas chłodzenia ciągłego.

2.3.1. IZOTERMICZNA PRZEMIANA PRZECHŁODZONEGO AUSTENITU ŻELIWA SFEROIDALNEGO. WYKRESY CTPi

W publikacjach [39, 106, 113, 123, 126, 135, 140] przedstawiono szereg wykresów CTPi żeliwa sferoidalnego, których wspólną cechą jest to, że w zakresie od temperatury A_1 do temperatury 500°C występuje jedynie przemiana austenitu w perlit, a minimum trwałości austenitu przypada najczęściej w temperaturze 600°C .

Cechą wspólną omówionych poniżej wykresów CTPi jest wydzielanie się ferrytu lub cementytu z austenitu podczas chłodzenia przed rozpadem eutektoidalnym austenitu.

A. A. Popov i L. E. Popova [126] podają dwa wykresy CTPi dla żeliwa sferoidalnego o składzie chemicznym: 3,22% C, 2,73% Si, 1,11% Mn, 0,17% Cr, 0,15% Ni. Rys. 7a

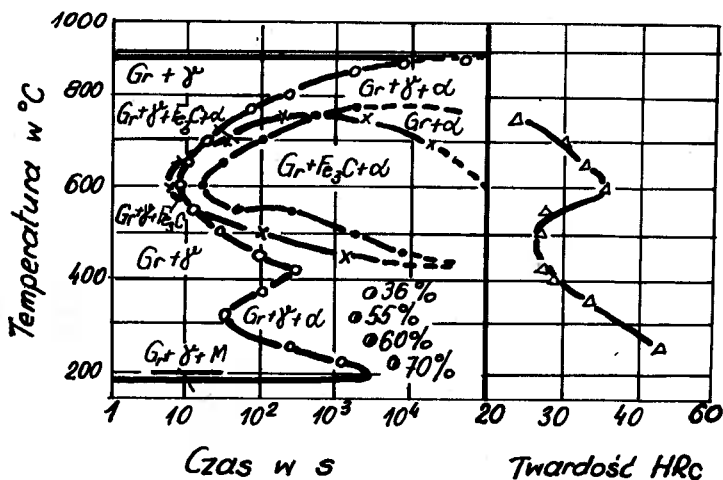


Rys. 7. Wykresy CTPi przemiany austenitu w żeliwie sferoidalnym [126]. Temperatura austenitzowania: a) 850°C , b) 1000°C

przedstawia izotermiczną przemianę austenitu żeliwa wygrzanego w temperaturze 850°C , a rys. 7b przemianę tegoż żeliwa, lecz po wygrzaniu w temperaturze 1000°C . W pierwszym przypadku austenit ulega w temperaturze niższej od A_1 jedynie przemianie perlitycznej, natomiast w drugim przemiana perlityczna jest poprzedzona wydzielaniem się cementytu wtórnego. Autorzy nie wyjaśniają przyczyn wydzielania się tego cementytu.

T. Zoran [160] oraz A. Bylica [13] podają za K. P. Buninem [11] fragment wykresu CTPi dla żeliwa sferoidalnego odnoszący się do przemiany perlitycznej. Na wykresie tym wydzielanie grafitu zaczyna się od samego początku trwania przemiany, ponieważ żeliwo szare zawiera grafit i nawarstwianie się na nim grafitu eutektoidalnego zachodzi bezinkubacyjnie.

K. P. Bunin, L. P. Vysinskaja i M. I. Pritomanova [12] przeprowadzili badania izotermicznego rozpadu austenitu w żeliwie sferoidalnym o składzie chemicznym:



Rys. 8. Wykres CTP izotermicznego rozpadu austenitu [12]

3,40% C, 2,85% Si, 0,41% Mn, 0,153% P, 0,013% S, 0,063% Mg (rys. 8).

Na wykresie podano linie początku wydzielania się ferrytu i cementytu. Linia początku wydzielania grafitu z przechłodzonego austenitu pokrywa się z osią rzędnych. Podano także linie zakończenia rozpadu austenitu i rozpadu cementytu eutektoidalnego. Na wykresie zakres małej trwałości austenitu występuje przy temperaturze około 600°C.

Z wykresu widać, że w zakresie przemiany perlitycznej austenitu żeliwa sferoidalnego może zająć, w zależności od warunków izotermicznego wychłodzenia, wcześniejsze wydzielanie się ferrytu (powyżej 670°C), względnie cementytu (od 670 do 540°C).

S. A. Fedorova ze współpracownikami opublikowała badania przemiany austenitu żeliwa sferoidalnego zawierającego 2,6 ÷ 2,9% C, 2,6 ÷ 2,9% Si oraz zmienną ilość manganu: 0,5, 1,0, 1,5, 2,0% Mn i więcej [37]. W wyniku analizy struktury próbek wykonano wykresy CTPi przemiany przechłodzonego austenitu. W zależności od zawartości manganu wykresy mają różny charakter. W żeliwie o zawartości 0,53% Mn wydzielanie się ferrytu poprzedza przemianę austenitu w perlit, przy czym linia początku wydzielania się ferrytu pokrywa się z osią rzędnych dla temperatury poniżej 500°C. Najkrótszy okres inkubacji wydzielania perlitu występuje w temperaturze 520 ÷ 500°C, przy czym perlit tworzy się jedynie w temperaturze wyższej od 430°C. W żeliwie o zawartości 1% Mn trwałość austenitu jest większa. Linia początku wydzielania ferrytu ma kształt krzywej C, przy minimum czasu trwania okresu inkubacyjnego w temperaturze 600°C. Minimum to dla tworzenia się perlitu występuje również w temperaturze 600°C i okres inkubacyjny jest o 1 s dłuższy od takiegoż okresu dla ferrytu. Z obniżeniem temperatury przemiany okres inkubacyjny ulega powiększeniu i przy 480°C wynosi 2,5 h. Poniżej 480°C przemiana w perlit nie zachodzi. Przy zawartości manganu 1,5% i 2,0% pojawia się zakres podwyższonej trwałości austenitu przy 500°C. Charakterystyczną cechą tych wykresów jest poprzedzenie przemiany perlitycznej austenitu wydzielaniem się ferrytu przy każdej zawartości Mn z przedziału od 0,5 do 2,0%.

Skład chemiczny niestopowego żeliwa sferoidalnego [82]

Nr żeliwa	Zawartość pierwiastków w %							
	C	Si	In	P	S	Cu	Cr	Mg
1	3,45	2,38	0,37	0,071	0,009	0,08	0,055	0,035
2	3,57	2,72	0,38	0,046	0,008	0,08	0,055	0,036
3	3,45	3,64	0,35	0,071	0,007	0,08	0,054	0,030

T. Okumoto, K. Hasegawa i M. Tanikawa przedstawili w swej pracy [82] wykresy CTPi izotermicznego rozpadu austenitu dla trzech rodzajów żeliwa sferoidalnego (tab. 1).

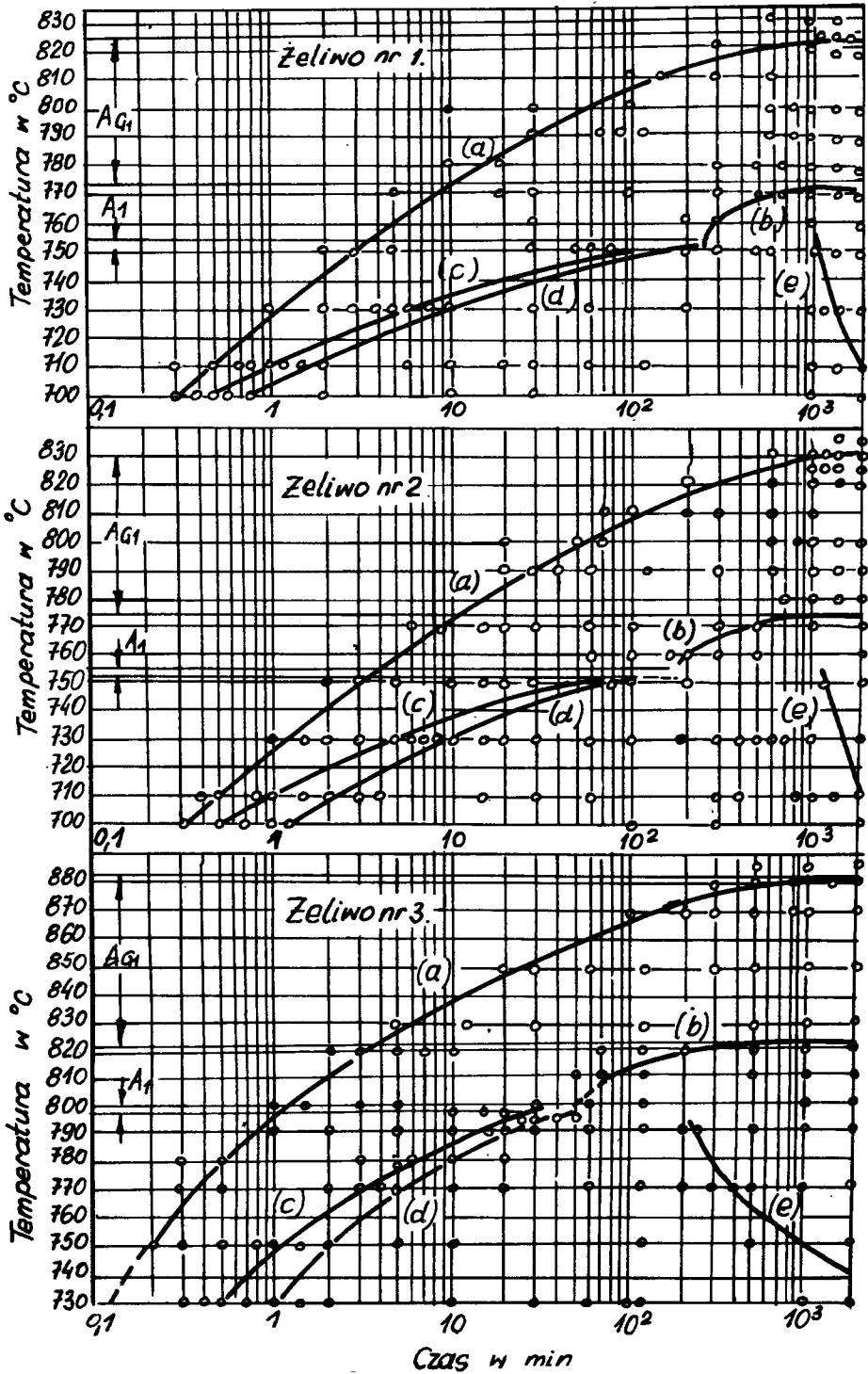
Wyniki badań izotermicznego rozpadu austenitu autorzy [82] przedstawili w formie wykresów CTPi (rys. 9).

Cechą szczególną wykresów jest wystąpienie w nich dwu zakresów międzykrytycznych. Zakres pierwszy oznaczony przez autorów [82] jako Ag_1 dotyczy układu trwałego. W temperaturowym zakresie Ag_1 austenit rozpada się według reakcji $\gamma \rightarrow \alpha$ + grafit, przy czym reakcja nie zachodzi do końca. Zakres drugi, oznaczony przez A_1 , dotyczy układu nietrwałego. W temperaturowym zakresie A_1 , po wydzieleniu określonej ilości ferrytu, pozostały austenit ulega przemianie: $\gamma \rightarrow \alpha + Fe_3C$ (perlit). Reakcja ta również nie zachodzi do końca. Z przedłużeniem jednak czasu wygrzewania w zakresie A_1 następuje rozpad cementytu według reakcji: $Fe_3C \rightarrow \alpha + \text{grafit}$. Pomiędzy zakresami Ag_1 i A_1 pozostaje pewien obszar temperatury, w którym reakcja $\gamma \rightarrow \alpha + \text{grafit}$ zachodzi do końca.

W temperaturze niższej od dolnej temperatury A_1 austenit ulega początkowo przemianie według reakcji $\gamma \rightarrow \alpha + \text{grafit}$, a następnie $\gamma \rightarrow \alpha + Fe_3C$ (perlit), przy czym im niższa jest temperatura tym więcej tworzy się perlitu a mniej ferrytu. Reakcja $\gamma \rightarrow \alpha + Fe_3C$ zachodzi do końca.

Zakres temperatury przemiany eutektoidalnej dla układu trwałego Ag_1 wynosi $50 \div 60^\circ C$, natomiast dla układu nietrwałego jedynie $3^\circ C$. Przy zwiększeniu zawartości krzemu, temperatury krytyczne przemieszczają się na wyższy poziom, a zakres przemiany w układzie trwałym nieznacznie wzrasta.

Porównując wykresy CTPi T. Okumoto i współpracowników [82] z wykresem K. P. Bunina i współpracowników [12] w zakresie od $700^\circ C$ wzwyż, można stwierdzić między nimi pewne podobieństwo. Należy podkreślić, że żeliwo nr 2 z pracy [82] ma skład chemiczny zbliżony do składu chemicznego żeliwa użytego do badań w pracy [12]. Linie początku tworzenia się perlitu i ferrytu, linie końca rozpadu austenitu oraz linie rozpadu cementytu, mają w obu przypadkach podobny przebieg. Również w obu przypadkach występuje zakres temperatury, w którym przemiana austenitu w ferryt odbywa się na drodze grafityzacji bezpośredniej. Zakres ten wynosi dla żeliwa 2 z pracy [82] $775 \div 755^\circ C$, a dla żeliwa z pracy [12] – $770 \div 760^\circ C$. Istotna różnica występuje w tworzeniu się wydzielen ferrytu. Według [82] w zakresie grafityzacji bezpośredniej ferryt tworzy się przy graficie i na granicach ziaren austenitu, natomiast według [12] w obszarach wzbogaconych w krzem i nie jest specjalnie związany z grafitem. Struktura, jaką otrzymali autorzy [82] po rozpadzie w zakresie grafityzacji bezpośredniej, ma



Rys. 9. Wykresy CTP izotermicznego rozpadu austenitu żeliwa sferoidalnego: a – początek reakcji $\gamma \rightarrow \alpha$ + grafit, b – koniec reakcji $\gamma \rightarrow \alpha$ + grafit, c – początek reakcji $\gamma \rightarrow \alpha$ + Fe_3C , d – koniec reakcji $\gamma \rightarrow \alpha$ + Fe_3C , e – koniec reakcji $Fe_3C \rightarrow \alpha$ + grafit [82]

charakterystyczny wygląd zwany strukturą „wolicz oczu”. Takiej struktury nie otrzymali autorzy pracy [12]. W obu przypadkach odlewy przed wycięciem próbek do badań poddano austenityzowaniu w zbliżonych temperaturach. Prawdopodobnie różnice struktury pierwotnej, wywołanej masą odlewów i rodzajem formy (w pracy [82] kliny Y o grubości 40 mm odlewano przypuszczalnie w formach piaskowych, w pracy [12] wałki o średnicy 20 mm odlewano w formach metalowych) były przyczyną powstania omówionych powyżej różnic tworzenia się struktury.

D. A. Harris i R. J. Maitland [49] prowadzili również badania przemian izotermicznych w żeliwie sferoidalnym o składzie chemicznym: 3,05% C, 2,17% Si, 0,85% Mn, 1,05% Ni, 0,016% P, 0,017% S, 0,054% Mg. Żeliwo w stanie surowym miało osnowę perlityczną z drobnymi wydzieleniami cementytu na granicach ziarn eutektycznych. Autorzy stwierdzili, że temperatura austenityzowania nie ma wpływu na zawartość węgla w ferrycie powstającym przy izotermicznym rozpadzie austenitu w zakresie perlitycznym. Według autorów [49] w żeliwie austenityzowanym w 875°C rozpad izotermiczny w zakresie 700 ÷ 520°C prowadzi w pierw do wydzielenia się ferrytu a następnie perlitu. Ferryt powstaje początkowo na granicach ziarn. Zarodkowanie i wzrost perlitu są zapoczątkowane przy ferrycie i kierują się w głąb ziarn austenitu, aż do zaniku austenitu. Otrzymany perlit jest drobnopłytkowy. Im niższa jest temperatura przemiany w zakresie perlitycznym, tym mniejsze są odległości między płytkami cementytu, ale również mniejsze są ziarna kolonii perlitycznych. Autorzy [49] są również zdania, że im niższa jest temperatura austenityzowania, tym mniejsza jest zawartość węgla w austenicie i tym większa jest skłonność do tworzenia się ferrytu podczas przemiany izotermicznej przechłodzonego austenitu. Wskazują oni też na duże znaczenie segregacji na izotermiczną przemianę austenitu.

Z przedstawionych wyżej wykresów CTPi żeliwa sferoidalnego i ich opisów wynika, że grafit tworzący się w żeliwie podczas chłodzenia, w rezultacie grafityzacji bezpośredniej i pośredniej, wydziela się bezinkubacyjnie na istniejących kulkach grafitowych. Przemiana austenitu dokonuje się podobnie jak w stali, to znaczy im niższa jest temperatura przemiany izotermicznej, tym krótszy jest okres inkubacyjny i czas przemiany. Szerokość zakresu temperatury, w którym występuje rozpad austenitu w perlit wynosi od 520 ÷ 540°C do A_1 , jednak według S. A. Fedorovej dolna temperatura tego zakresu zależy od zawartości manganu i wynosi 430°C dla wartości 0,53% Mn, podnosząc się do 500°C przy podwyższeniu zawartości manganu do 1,5–2,0%.

Na wielu wykresach CTPi występuje linia początku wydzielenia się ferrytu, poprzedzająca linie początku przemiany austenitu w perlit, przy czym udział ferrytu w osnowie metalowej maleje z obniżeniem temperatury wychładzania (wytrzymywania). W jednym przypadku (wykres na rys. 7b wg A. A. Popova i L. E. Popovej) przemiana perlityczna poprzedzona jest wydzieleniem się cementytu wtórnego. Dotyczy to żeliwa o zawartości 1,11% manganu austenityzowanego w 1000°C. To samo żeliwo po austenityzacji w 850°C ulega wyłącznie przemianie perlitycznej. Z kolei na wykresie podanym przez K. P. Bunina i współpracowników przemiana perlityczna w górnym zakresie temperatury, to jest powyżej 670°C poprzedzona jest wydzieleniem się ferrytu, natomiast w dolnym, to jest w 670 ÷ 540°C, poprzedzona jest wydzieleniem się cementytu wtórnego. Autorzy nie wyjaśniają przyczyn tworzenia się tego cementytu. W lite-

ratuże spotyka się również liczne wykresy, na których przemiana perlityczna nie jest poprzeczona wcześniejszymi wydzieleniami ferrytu, względnie cementytu. Prostota wykresów może wskazywać, że rejestrowano jedynie przemianę austenitu, bez uwzględnianiem produktów przemiany.

Zprzeglądu wykresów CTPi dla chłodzenia żeliwa sferoidalnego można wnioskować, że czynnikami decydującymi o przemianie izotermicznej w zakresie perlitycznym, poza składem chemicznym żeliwa i grubością ścian odlewów, są warunki odlewania, a w szczególności rodzaj formy odlewniczej oraz warunki austenitizacji, a więc temperatura i czas wygrzewania, a ponadto czas przechłodzenia. Rola wpływu warunków austenitizacji została jedynie zasygnalizowana przez A. A. Popova i L. E. Popovą i wymaga dokładniejszego opracowania. Wzrost stopnia przechłodzenia austenitu prowadzi do zmniejszenia udziału ferrytu w żelwie, a nawet do jego zaniku i tworzenia się cementytu wtórnego. Problem ten również wymaga dokładniejszego opracowania.

Wpływ składu chemicznego żeliwa sferoidalnego na przemianę izotermiczną w zakresie perlitycznym nie jest jednak jednoznaczny. Przykładowo wykres CTPi żeliwa zawierającego 1,11% Mn podany przez A. A. Popova i L. E. Popovą jest sprzeczny z wykresem S. A. Fedorovej i współpracowników dla żeliwa o zbliżonej zawartości manganu. Jednakże w tych przypadkach odmiennosc przemian izotermicznych żeliwa w zakresie perlitycznym można tłumaczyć różnicą warunków odlewania. Nie jest znany sposób odlewania próbek i ich wymiary w przypadku wykresu A. A. Popova i L. E. Popovej, lecz S. A. Fedorova i współpracownicy korzystali z odlewów wałków o średnicy 60 mm i długości 220 mm odlanych do form piaskowych podgrzanych do temperatury 950°C. Taki sposób przygotowania odlewów żeliwnych do badań jest raczej rzadko spotykany.

2.3.2. PRZEMIANA AUSTENITU PODCZAS CHŁODZENIA CIĄGŁEGO. WYKRESY CTPc

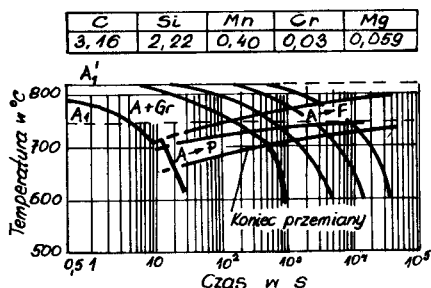
Wyżarzanie żeliwa sferoidalnego, w którym chłodzenie odbywa się w sposób izotermiczny (tak zwane wyżarzanie izotermiczne) ma bardzo ograniczone zastosowanie. Może być użyte jedynie do odlewów drobnych. Najczęściej przy obróbce cieplnej perlityzującej, chłodzenie po austenitowaniu odbywa się w powietrzu, a więc w sposób ciągły.

Szybkość chłodzenia po austenitowaniu ma istotny wpływ na układ struktury osnowy żeliwa sferoidalnego. S. Drapal [31] przeprowadzając badania żeliwa ciągłego stwierdził, że przy odpowiednio powolnym chłodzeniu rozpad austenit → ferryt + grafit może zajść całkowicie. Jednak przy większej szybkości chłodzenia rozpad powyższy osiąga pewien stopień i reszta austenitu przemienia się w perlit. Szybkość graniczną, przy której austenit ulega jeszcze przemianie w ferryt i grafit określił S. Drapal jako krytyczną i wskazał, że zależna jest ona od składu chemicznego. Ze zwiększeniem zawartości Si szybkość krytyczna powiększa się, natomiast ze zwiększeniem zawartości Mn, a szczególnie Cr, szybkość ta zmniejsza się. Według S. Drapala, przy przekroczeniu pewnej określonej zawartości takich pierwiastków, jak Mn i Cr, rozpad austenitu na ferryt i grafit nie zachodzi w pełni i w żelwie po chłodzeniu pozostaje pewna zawartość perlitu. Zawartość perlitu rośnie zatem ze zmniejszeniem

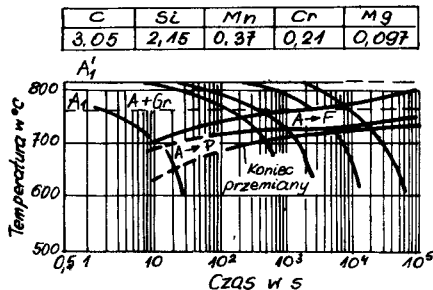
zawartości Si, zwiększeniem zawartości Mn i Cr i zwiększeniem szybkości chłodzenia.

W tej samej pracy [31] S. Drapal stwierdził, że ferryt powstaje z austenitu na granicach austenit – grafit oraz austenit – austenit.

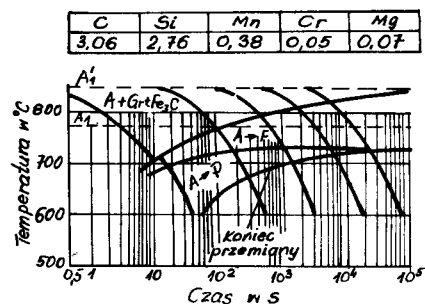
Na rys. 10–13 przedstawiono wykresy przemian austenitu niestopowego żeliwa sferoidalnego podczas chłodzenia ciągłego, zamieszczone w monografii A. A. Popova i L. E. Popovej [126]. Żeliwo ma zmienną zawartość krzemu i chromu. Porównując wykresy 10 i 12 oraz 11 i 13 widać, że zwiększenie zawartości Si poszerza temperaturowy zakres przemiany eutektoidalnej austenitu. Z wykresów widać ponadto, że temperaturowo – czasowy zakres wydzielania się ferrytu podczas przemiany maleje na korzyść perlitu w miarę zwiększania szybkości chłodzenia. Jednakże nawet przy największej stosowanej szybkości chłodzenia żadne żeliwo nie ulega jedynie przemianie perlitycznej. Wpływ krzemu, a także chromu na przebieg przemiany widać wyraźnie przy porównaniu wykresów 10 i 12 oraz 12 i 13. Po zwiększeniu zawartości Si (rys. 10, 12) prowadzi do takiego zwiększenia szybkości krytycznej (zgodnie z wywodami S. Drapala), że znajduje się ona w zakresie szybkości stosowanej w badaniach. Z kolei zwiększenie zawartości Cr zmniejsza tę szybkość (rys. 12 i 13).



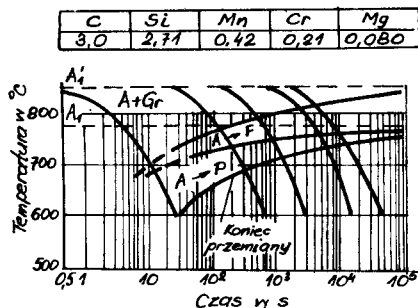
Rys. 10. Wykres CTPc niestopowego żeliwa sferoidalnego [126]



Rys. 11. Wykres CTPc niestopowego żeliwa sferoidalnego [126]



Rys. 12. Wykresy CTPc niestopowego żeliwa sferoidalnego [126]



Rys. 13. Wykres CTPc niestopowego żeliwa sferoidalnego [126]

R. I. Pletnik i P. Braun [124] przedstawili wykresy CTPc dla niestopowego żeliwa sferoidalnego o różnej zawartości manganu: 0,58%, 1,02% i 1,89%. Wykresy wskazują, że im większa jest zawartość Mn, tym mniejsza jest szybkość, powyżej której przemiana

na austenitu przebiega bez wcześniejszego wydzielania ferrytu. Dla żeliwa o zawartości 0,58% Mn wynosi ona około 4 K/s (14400 K/h), a dla żeliwa 1,02% Mn – 3,1 K/s (11160 K/h) i dla żeliwa 1,89% Mn – 0,11 K/s (396 K/h).

K. Herfurth i E. Gansauge [52] wykonali badania przemian podczas chłodzenia ciągłego dla niestopowego żeliwa sferoidalnego. Z rysunku i opisu badań podanego przez autorów [52] wynika, że przy wszystkich stosowanych w badaniach wartościach szybkości chłodzenia, przemianę austenitu w perlit poprzedza wydzielanie się ferrytu. Autorzy [52] uważają, że możliwe jest uniknięcie wydzielania się ferrytu, jeżeli żeliwo w stanie wejściowym będzie jednorodne lub jeżeli czas austenitzowania będzie odpowiednio długi.

L. A. Solncev i inni [144] wykonali badania dla trzech rodzajów niestopowego żeliwa sferoidalnego o składzie chemicznym podanym w tabeli 2. Próbki żeliwa

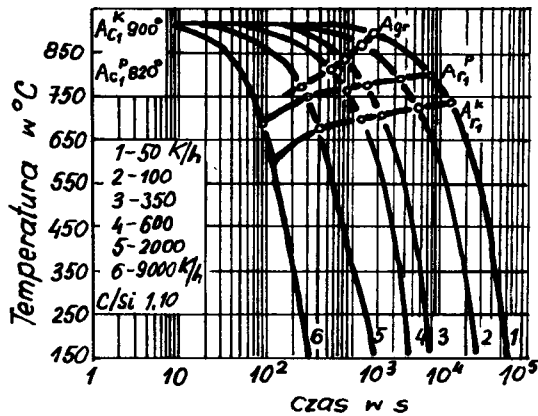
Tabela 2
Skład chemiczny, eutektyczny równoważnik węgla CE oraz stosunek C/Si żeliwa sferoidalnego [144]

Nr żeliwa	Zawartość pierwiastków w %						CE w %	C/Si
	C	Si	Mn	P	S	Mg		
1	3,80	1,78	0,45	0,032	0,018	0,05	4,4	2,13
2	3,60	2,80	0,46	0,020	0,010	0,05	4,5	1,28
3	3,48	3,10	0,27	0,024	0,010	0,06	4,4	1,12

nagrzewano w piecu dylatometru do temperatury 920°C, wygrzewano przez 15 minut i chłodzono z szybkością: 50; 100; 300; 600; 2000 i 9000 K/h ($14 \cdot 10^{-3}$; $28 \cdot 10^{-3}$; $83 \cdot 10^{-3}$; $167 \cdot 10^{-3}$; $55,5 \cdot 10^{-2}$ i 2,5 K/s). Wyznaczono dylatometrycznie wartości Ar_1^k i Ar_1^k oraz A_{gr} (początek grafityzacji) i określono rodzaj struktury otrzymanej w żelivi po chłodzeniu z różną prędkością. Otrzymane wyniki wskazują na to, że strukturę w pełni perlityczną otrzymał L. A. Solncev i inni [144] przy szybkości chłodzenia 9000 K/h (2,5 K/s) dla wszystkich gatunków żeliwa. Ponieważ w praktyce żeliwo o zawartości ferrytu 5% uważa się bardzo często jako perlityczne, wobec czego można uważać, że żeliwo 1, zawierające 1,78% Si przy stosunku C/Si = 2,13, otrzymuje strukturę perlityczną przy szybkości 2000 K/h (0,555 K/s).

Autorzy [144] przedstawili wykres CTPc (rys. 14) dla żeliwa o C/Si = 1,10, a więc bardzo zbliżonym do żeliwa 3 z tabeli 5. Na wykresie nie uwzględniono linii początku wydzielenia ferrytu oraz perlitu, a jedynie początek oraz koniec przemiany i początek grafityzacji A_{gr} . Początek grafityzacji dotyczy prawdopodobnie grafityzacji bezpośredniej z austenitu w wyniku zmniejszenia się rozpuszczalności węgla wzdłuż linii E'S'. Według K. P. Bunina i innych [12] wydzielenie się grafitu z austenitu zachodzi bezinkubacyjnie, natomiast z badań L. A. Solnceva i innych [144] wynika, że jest ono poprzedzone okresem inkubacji.

Z przedstawionych wykresów CTPc wynika, że przemiana austenitu przy chłodzeniu ciągłym rozpoczyna się z reguły od wydzielenia ferrytu. Jedynie przy odpowiednio dużej szybkości chłodzenia [144] lub jednocześnie dużej szybkości chłodzenia i odpowiedniej zawartości manganu [124] można uniknąć wcześniejszego wydzielenia się ferrytu. Nie napotkano wykresu CTPc, według którego cementyt pojawiłby się jako



Rys. 14. Wykres CTPc niestopowego żeliwa sferoidalnego [144]

faza pierwsza. Wynika to prawdopodobnie z faktu, że w przytoczonych przykładach austenityzację przeprowadzono w temperaturze nie wyższej od 950°C.

Autor pracy [83] podaje informację, że żeliwo o zawartości: 2,92 ÷ 3,13% C, 2,67 ÷ 3,13% Si, 0,73 ÷ 1,61% Mn, 0,18 ÷ 0,21% Cr, 0,11 ÷ 0,76% Ni, 0,08 ÷ 0,10% P, 0,007 ÷ 0,011% S, 0,04 ÷ 0,08% Mg i stopnia nasycenia eutektycznego $S_c = 0,88 \div 0,91$, chłodzone w powietrzu po austenitowaniu w temperaturze 1050°C otrzymało w strukturze cementyt siatkowy. Wynika z tego, że w pewnych określonych warunkach, po chłodzeniu ciągłym może wydzielić się cementyt wtórny przed rozpadem austenitu w perlit.

Z analizy przedstawionych wyżej wykresów CTPc i ich opisów można wywnioskować, że otrzymanie w normalizowanym niestopowym żeliwie sferoidalnym perlitycznej osnowy metalowej bez wydzielenia ferrytu jest bardzo trudne. Według przytoczonych danych, chłodzenie w powietrzu wymagałoby stosowania szybkości wynoszącej 2,5 ÷ 3,1 K/s (9000 ÷ 11160 K/h). Jest to bardzo duża szybkość, możliwa do osiągnięcia w przypadku odlewów prostych, o małej grubości ścian (około 10 ÷ 15 mm) i przy zapewnieniu swobodnego lub wymuszonego opływu przez powietrze całego odlewu.

Badania przemiany austenitu żeliwa sferoidalnego podczas chłodzenia ciągłego wykazały, że istotny wpływ na strukturę żeliwa, a w szczególności na udział ferrytu i perlitu mają mangan, krzem i chrom. Mangan i chrom, przy zawartości dopuszczalnej dla żeliwa niestopowego, obniżają udział ferrytu w osnowie metalowej, a krzem ten udział podwyższa.

Nie znany jest wpływ warunków austenityzacji, a więc temperatury i czasu wygrzewania na zawartość ferrytu w żeliwie sferoidalnym po ochłodzeniu w powietrzu. Istnieje jedynie wzmianka, że przedłużony czas austenityzacji może doprowadzić do zaniku wydzielenia się ferrytu. Wiadomo jednak z praktyki obróbki cieplnej, że otrzymanie 100% perlitu w osnowie żeliwa sferoidalnego niestopowego po wyżarzaniu normalizującym jest niemożliwe i żeliwo zawierające 5–10% ferrytu uważa się za perlityczne.

Z analizy wykresów CTPi i CTPc można wnosić, że w żeliwie sferoidalnym

niestopowym o składzie chemicznym: $3,4 \div 3,6\%$ C, $2,4 \div 3,0\%$ Si, $0,4 \div 1,0\%$ Mn otrzymuje się przy rosnącej szybkości chłodzenia w powietrzu (przy zmniejszającej się grubości ścian odlewów) następującą strukturę osnowy metalowej: ferrytyczno-perlityczną, perlityczną i w końcu perlityczno-cementytową. Struktura ferrytyczno-perlityczna ma najniższą wartość energii swobodnej, a perlityczno-cementytowa najwyższą. Wzrost stopnia przechłodzenia austenitu powoduje otrzymanie struktury o wyższej energii swobodnej i jest to możliwe nie tylko przez powiększenie szybkości chłodzenia, ale również przez powiększenie trwałości austenitu w wyniku ujednorodnienia.

2.4. SEGREGACJA CHEMICZNA I JEJ WPŁYW NA PRZEMIANY ZACHODZĄCE W ŻELIWIE SFEROIDALNYM PODCZAS JEGO NAGRZEWANIA I CHŁODZENIA

2.4.1. ZJAWISKO SEGREGACJI

Zjawisko segregacji chemicznej polega na nierównomiernym rozłożeniu pierwiastków chemicznych w stopach. Rozróżnia się makrosegregację i mikrosegregację. Makrosegregacja odnosi się do rozkładu pierwiastków na przekroju odlewów. Mikrosegregacja odnosi się do mikroobjętości i według K. Sękowskiego [141] można ją rozpatrywać wewnątrz lub między fazami (grafit, ferryt, cementyt), jak też wewnątrz lub między składnikami strukturalnymi (ferryt, perlit, cementyt, eutektyka fosforowa), jak również wewnątrz lub między elementami krystalizacji pierwotnej (dendryty, ziarna eutektyczne, produkty krzepnięcia cieczy resztkowej).

Stopień makrosegregacji jest w odlewach żeliwnych bardzo mały i według J. Charbonniera i J. C. Margerie [15] nie odgrywa praktycznej roli w kształtowaniu właściwości mechanicznych odlewów. D. A. Harris i R. I. Maitland [65] badając strukturę odlewów Y stwierdzili, że w górnej części tego rodzaju odlewów liczba sferoidów grafitowych jest mniejsza, a ich średnica większa aniżeli w części dolnej. Jednakże w badaniach swych uznali te różnice za mało istotne, aby brać je pod uwagę przy pobieraniu próbek. W związku z tym rozważania związane w niniejszej pracy z pojęciem segregacji odnoszą się wyłącznie do mikrosegregacji.

Segregacja pierwiastków może być zwykła lub odwrotna. Zwykła segregacja występuje wówczas, gdy segregujący pierwiastek wzbogaca ciecz podczas krystalizacji pierwotnej, natomiast odwrotna, gdy zawartość segregującego pierwiastka w tej cieczy maleje [15, 16, 107, 141].

Pierwiastki wykazujące się segregacją zwykłą obniżają punkt eutektyczny układu Fe – C i przesuwają go do większej zawartości węgla. Do nich należą pierwiastki węglotwórcze: Ti, V, Cr, Mn, Mo, W. Pierwiastki charakteryzujące się segregacją odwrotną podnoszą temperaturę solidus i przesuwają punkt eutektyczny układu Fe – C do mniejszej zawartości węgla. Do nich należą pierwiastki sprzyjające grafityzacji: Al, Si, Ni, Co, Cu [15, 16, 107, 141]. Niektórzy autorzy zwracają uwagę na segregację węgla [49, 121]. Węgiel ulega segregacji zwykłej i według [121] segregacja jego nasila się w miarę zwiększania zawartości C i Si.

Stopień segregacji zależy od wielu czynników. Według J. Charbonniera i J. C. Margerie [15] wpływ na segregację wywiera szybkość chłodzenia i grubość ścianki odlewów. Im mniejsza jest szybkość chłodzenia oraz im grubsze są ścianki odlewów tym większe powstają ziarna eutektyczne, a równocześnie nasila się segregacja. C. Pelhan [107] wykazał, że przedłużenie czasu wytrzymania żeliwa po sferoidyzowaniu zmniejsza nieco stopień segregacji krzemu, manganu i fosforu, a zwiększa stopień segregacji siarki.

Segregacja w żelwie sferoidalnym nie odbiega od ogólnych zasad segregacji [15]. W żelwie sferoidalnym niestopowym ma się najczęściej do czynienia z segregacją krzemu, manganu, węgla oraz ewentualnie fosforu i siarki. Zawartość siarki w żelwie sferoidalnym powinna być tak mała, że wpływ jej ewentualnej segregacji nie może mieć praktycznego znaczenia. Zawartość innych, nie wymienionych powyżej pierwiastków jest również bardzo mała, zwykle mniejsza od zawartości dopuszczalnej dla żeliwa niestopowego. Mimo to można liczyć się na przykład z segregacją chromu (w odlewach wolno stygnących).

W strukturze odlewów żeliwa sferoidalnego niestopowego, którego skład chemiczny (mieszczący się najczęściej w granicach: $3,3 \div 3,6\%$ C; $2,4 \div 2,6\%$ Si; $0,4 \div 0,8\%$ Mn) odpowiada składowi eutektycznemu ($S_c = 0,95 \div 1,05$), spotyka się głównie ziarna eutektyczne, rzadziej dendryty roztworu stałego. W środku każdego ziarna eutektycznego występuje grafit kulkowy [113, 125]. Ziarna eutektyczne bardzo często tworzą zespoły (agregaty), między którymi ciecz resztkowa jest silnie wzbogacona w pierwiastki o segregacji zwykłej [65]. Najbliższe okolice grafitu kulkowego są obszarami maksymalnego stężenia krzemu i minimalnego stężenia manganu, natomiast okolice granic ziarn eutektycznych, a w szczególności obszary krzepnięcia cieczy resztkowej, są obszarami najmniejszej zawartości krzemu, a największej zawartości manganu oraz ewentualnie chromu i fosforu.

Najczęściej zajmowano się rozmieszczeniem pierwiastków w ziarnach eutektycznych i dendrytach roztworu stałego. Badania te są przedmiotem publikacji [14, 16, 28, 66, 107, 143], przy czym w każdej z wymienionych publikacji określa się w inny sposób wskaźniki segregacji.

Niektórzy autorzy zajmowali się rozdziałem (segregacją) pierwiastków między poszczególnymi składnikami strukturalnymi [65, 107], a także między poszczególnymi składnikami fazowymi [31].

Rozdział pierwiastków między składnikami strukturalnymi lub fazowymi zależy od warunków krystalizacji i chłodzenia. Według C. Podruckiego i C. Kalaty [125] rozdział ten zależy od temperatury oraz stopnia przechłodzenia i ze zwiększeniem szybkości chłodzenia maleje w cementycie zawartość pierwiastków węglilotwórczych, natomiast zwiększa się zawartość pierwiastków sprzyjających grafityzacji.

Ten, niezgodny z warunkami równowagi fazowej, rozdział pierwiastków między składnikami strukturalnymi lub fazowymi ulega zmianie w czasie wygrzewania żeliwa w temperaturze nadkrytycznej lub podkrytycznej, co wykazał S. Drapal [31] i co wynika również z badań C. Pelhana [107]. Rozdział pierwiastków między składnikami strukturalnymi (fazowymi) dąży w tych przypadkach do osiągnięcia stanu równowagi termodynamicznej.

2.4.2. WPŁYW SEGREGACJI NA PROCES OBRÓBKI CIEPLNEJ I JEJ ZMIANY W TRAKCIE OBRÓBKI

Na ogół panuje przekonanie, że wyżarzanie ujednorodniające powoduje zmniejszenie stopnia segregacji pierwiastków na drodze dyfuzyjnego wyrównywania składu chemicznego w obrębie dendrytów roztworu stałego i ziarn eutektycznych. J. Charbonnier i J. C. Margerie [15] uważają, że proces ten jest bardzo powolny i na przykład austenitacja żeliwa przez 24 h w temperaturze 950°C zmniejsza stopień segregacji o 75%. Według [15] po takim wyżarzeniu znika szybko jedynie segregacja fosforu, przy czym znikają ziarna eutektyki fosforowej, jeżeli w ogóle nie zostanie osiągnięta jej temperatura topnienia. Jednakże w miejscu eutektyki fosforowej pozostają chrom i mangan, które tam istniały i które tworzą ziarna cementytu stopowego zawierającego 0,08% Si, 2,37% Mn i 3,60% Cr. Odmienne zdanie o segregacji fosforu wyrażają M. V. Voloschenko i V. I. Litovka [156]. Autorzy ci podają, że na ogół przyjmuje się występowanie eutektyki fosforowej w żeliwie przy zawartości fosforu większej od 0,15%, a nawet już powyżej 0,10%. Sami zaś stwierdzili, że fosfor segreguje również przy mniejszej jego zawartości tak, że spotyka się eutektykę fosforową nawet przy zawartości 0,04% P. Szczególnie dużo eutektyki fosforowej pojawia się w węzłach cieplnych odlewów. M. V. Voloschenko i V. I. Litovka twierdzą, że podczas ujednorodnienia żeliwa sferoidalnego w temperaturze 940 ÷ 960°C przez 6 h zwiększa się ilość eutektyki fosforowej. Według nich przy tak wysokiej temperaturze ujednorodniania procesy dyfuzyjne nasilają się, zatem fosfor znajdujący się w roztworze stałym, skupia się na powierzchniowych warstwach ziarn i w mikroobszarach krystalizujących na końcu. W rezultacie tego wydzielenia eutektyki fosforowej rosną i tworzą się nowe na granicach ziarn. Zwiększanie ilości eutektyki fosforowej następuje w miarę zwiększania nie tylko zawartości fosforu, ale również zawartości chromu i manganu. M. V. Voloschenko i V. I. Litovka informują ponadto, że segregacja fosforu w stopach żelaza z zawartością 0,009% P zachodzi nawet w temperaturze 700°C.

M. A. Kristal, E. P. Rikman i A. A. Zukov [70] wykazali, że jednorodność rozkładu Si i Mg ma duże znaczenie praktyczne. Według nich długotrwałe austenitowanie polepsza plastyczność i udatność żeliwa, nawet przy założeniu tej samej ilości ferrytu w żeliwie po obróbce cieplnej. Tłumaczą to wyrównaniem zawartości Si i przejściem magnezu z osnowy do grafitu. Według tych autorów odpowiednio przeprowadzone austenitowanie żeliwa sferoidalnego (np. w temperaturze 1050°C przez 8 h) praktycznie usuwa segregację Si, natomiast wygrzewanie żeliwa w temperaturze przemiany eutekoidalnej (750 ÷ 800°C przy zawartości 2% Si) w zakresie istnienia faz α i γ nie tylko nie zmniejsza segregacji Si ale ją jeszcze pogłębia. Według nich temperatura austenitowania żeliwa powinna wynosić 850°C dla żeliwa zawierającego 2,0 ÷ 2,5% Si i 950 ÷ 1000°C przy zawartości 3% Si i więcej. Żeliwo o zawartości 3,5% Si praktycznie nie poddaje się austenitowaniu i należy je wyżarzać w zakresie ferrytycznym, to jest nie wyżej od 800°C.

Ju. N. Piścik, V. A. Ciż i A. I. Jacenko [121] badając segregację Si i C w żeliwie stwierdzili, że obróbka cieplna połączona z austenitowaniem nie usuwa segregacji C, a w ogóle stosowane zwykle nagrzewanie i wygrzewanie podczas obróbki cieplnej odlewów żeliwnych nie gwarantuje pełnego ujednorodnienia osnowy. Autorzy [121]

uważają, że w porównaniu z ujednorodnianiem izotermicznym bardziej efektywne jest wyżarzanie wahadłowe z przechodzeniem przez zakres przemian eutektoidalnych. Autorzy ci nie przeprowadzili jednak zaleconego przez siebie sposobu usuwania segregacji.

Według R. P. Todorova i G. J. Kosovnika [152] krzem skoncentrowany w otoczkach ferrytycznych grafitu kulkowego prowadzi do silnego zmniejszenia udarności żeliwa sferoidalnego. Zatem ujednorodnienie, usuwając segregację krzemu przyczynia się do podwyższenia właściwości plastycznych żeliwa.

Według K. P. Bunina i współpracowników [12] segregacja krzemu i innych pierwiastków ma duży wpływ na izotermiczny rozpad austenitu. Przy małym przechłodzeniu austenitu faza α tworzy się przede wszystkim w obszarach bogatych w krzem, a więc przy graficie. Perlit zaś pojawia się w obszarach niskokrzemowych. Przy średnich wartościach przechłodzenia tworzy się gruboziarnista anormalna mieszanina cementytu i fazy α . Według autorów [12] nierównomierny rozkład Si sprzyja anormalności struktury.

A. Bylica i W. Sakwą [14] przy badaniu segregacji Si, Mn i Cr w żeliwie sferoidalnym stwierdzili, że po wygrzewaniu żeliwa sferoidalnego o składzie chemicznym: 3,53% C, 3,05% Si, 0,37% Mn, 0,04% P, 0,01% S, 0,11% Cr, w temperaturze 950°C przez 1 h, podchłodzeniu w piecu do 720°C, wychłodzeniu przez 1 h i dochłodzeniu w oleju, segregacja Si, Mn i Cr nasiliła się w stosunku do stanu surowego. Wynik ten dotyczy ziarn eutektycznych żeliwa sferoidalnego z cementytem stopowym występującym na ich granicach. Nie wiadomo, czy podobne zjawisko nie wystąpiło w ziarnach eutektycznych bez cementytu na ich granicach, ponieważ autorzy nie podali wskaźników segregacji dla takich ziarn w stanie surowym. Według tychże autorów najmniejszej segregacji ulega krzem, przy czym ujednorodnienie pod względem zawartości tego pierwiastka podczas austenitowania zachodzi stosunkowo najłatwiej. Większą i trudniejszą do usunięcia segregację wykazuje mangan. Największą i najtrudniejszą do usunięcia w czasie austenitowania segregację wykazuje chrom. Przeprowadzone przez A. Bylicę i W. Sakwę badania metalograficzne wykazały, że dyfuzyjna przemiana austenitu przebiega w kierunku od grafitu kulkowego do granicy ziarna eutektycznego, to znaczy w kierunku zwiększającej się zawartości chromu i manganu, a zmniejszającej się zawartości krzemu. Szybkość tej przemiany zależy od czasu austenitowania. W obszarach wykazujących maksymalne stężenie chromu, manganu i zawierających z reguły grafit quasispłatkowy, tworzy się, w wyniku przemiany dyfuzyjnej stabilny perlit szczątkowy, który nie ulega zupełnemu rozpadowi przy najdłuższych czasach austenitowania (24 h) i wychładzania (20 h).

S. A. Dunajewa i V. G. Permiakov [33] wykorzystali zmiany segregacji Si i Al, jakie zachodzą w zakresie międzykrytycznym, to jest między dolną i górną temperaturą przemiany eutektoidalnej, dla podniesienia plastyczności żeliwa sferoidalnego. Żeliwo aluminiowe poddali oni wyżarzaniu w temperaturze międzykrytycznej, a następnie wyżarzaniu ferrytyzującemu w temperaturze podkrytycznej. Otrzymali osnowę ferrytyczną żeliwa. Ferryt, który nie uległ przemianie w austenit podczas pierwszego wyżarzania, a który zawierał znaczną ilość Si i Al nazwano reliefowym, natomiast ferryt otrzymany po grafityzacji podczas drugiego wyżarzania i zawierający znacznie

mniej Si i Al nazwano zwykłym. Według autorów [33] obróbka ta prowadzi do podniesienia udarności żeliwa.

Badania i wnioski S. A. Dunajevej i V. G. Permiakova [33] dotyczące wpływu stężenia krzemu w ferrycie reliefowym (a więc w ferrycie bezpośrednio przylegającym do kulek grafitowych) na udarność żeliwa są sprzeczne z sugestiami R. P. Todorova i G. S. Kosovnika [152], jak również M. A. Kristala, E. P. Rikmana i A. A. Zukova [70].

C. Pelhan [107] stwierdza, że struktura żeliwa po obróbce cieplnej jest następstwem segregacji pierwiastków chemicznych. Po wygrzewaniu żeliwa sferoidalnego w temperaturze 900°C z następnym chłodzeniem w piecu tworzy się dookoła grafitu otoczka ferrytyczna. Ponieważ krzem zmniejsza stężenie węgla w austenicie, jest zrozumiałe, że wskutek istnienia odwrotnej segregacji krzemu dookoła grafitu tworzy się ferryt. Mangan w tak obrobionym żeliwie nie wykazuje segregacji i jego zawartość w ferrycie i perlicie jest jednakowa. Fosfor zachowuje się podobnie, lecz istnieją miejsca (w perlicie) o bardzo dużej zawartości fosforu. Podczas wyżarzania ferrytyzującego żeliwa sferoidalnego często pozostają w nim gniazda nierozłożonego perlitu. W tych gniazdach, w porównaniu z ferrytem, zawartość manganu jest powiększona, a zawartość krzemu zmniejszona. Analiza zawartości Mn i Si w perlicie wskazuje, że w miejscach segregacji zawartość manganu jest wielokrotnie zwiększona (z 0,3 do 1,2%), a zawartość krzemu zmniejszona (z 2,8 do 0,3%) w porównaniu z przeciętną zawartością tych pierwiastków w ferrycie.

W publikacjach A. M. Petricenki i współpracowników [109] oraz L. A. Solnceva [142] znajdują się prawie identyczne opisy zmiany segregacji krzemu podczas nagrzewania żeliwa sferoidalnego w zakresie temperatury przemiany eutektoidalnej. Przekroczenie temperatury Ac_1^f powoduje w pierwszym rzędzie przemianę nierozłożonego perlitu w austenit, następnie przemiana ta przenosi się na ferryt. W miejsce dużych obszarów z powiększoną zawartością krzemu (ferryt), tworzą się liczne drobne obszary o zróżnicowanej zawartości krzemu. W ten sposób segregacja krzemu nasila się, ale jednocześnie tenże krzem koncentruje się w drobnych obszarach, co powoduje, że krzem w całej osnowie żeliwa jest bardziej równomiernie rozłożony. Przy zbliżeniu się temperatury do Ac_1^k , segregacja krzemu nasila się ponownie, co spowodowane jest zmniejszeniem się udziału ferrytu w osnowie.

Przegląd literatury wskazuje, że austenitizacja żeliwa sferoidalnego prowadzi do ujednorodnienia. Proces ten jest jednak długotrwały i najczęściej nie doprowadza do zupełnego usunięcia segregacji. Uważa się, że najszybciej występuje ujednorodnienie pod względem zawartości fosforu, następnie krzemu, manganu i w końcu chromu (jeżeli chrom znajduje się w żeliwie niestopowym). W odniesieniu do fosforu istnieje jednak pogląd, że austenitizacja żeliwa w temperaturze 940 ÷ 960°C prowadzi do nasilenia się stopnia segregacji tego pierwiastka, wydzielenia eutektyki fosforowej rosną, a nawet tworzą się nowe. Istnieją również spostrzeżenia, że po krótkim czasie austenitizacji (1 h) stopień segregacji Si, Mn i Cr powiększa się i dopiero przedłużenie tego czasu powoduje jego zmniejszenie. Te sprzeczne poglądy na ujednorodnianie wymagają bliższego zbadania i wyjaśnienia.

Istnieje również pogląd, że ujednorodnienie żeliwa sferoidalnego może być przyspieszone poprzez wielokrotne przejścia przez zakres temperatur krytycznych, a więc

przez wygrzewanie wahadłowe. Pogląd ten wydaje się być kontrowersyjny. Autor w oparciu o własne doświadczenia uważa, że taka obróbka cieplna doprowadzi osnowę żeliwa do silnej degeneracji, to jest do powstania dużych ziarn cementytu na tle ferrytu.

Na ogół panuje pogląd, że ujednorodnienie żeliwa sferoidalnego polepsza jego właściwości plastyczne, przy czym tłumaczy się to wyrównywaniem się zawartości Si w osnowie metalowej, a szczególnie obniżeniem zawartości Si w ferrytyce stanowiącej otoczki grafitu kulkowego. W literaturze przedstawiono jednak technologię obróbki cieplnej żeliwa sferoidalnego, prowadzącą do koncentracji Si w ferrytyce znajdującym się przy graficie, która podnosi znacznie właściwości plastyczne żeliwa sferoidalnego, a szczególnie jego udarność. Ponieważ w obu przypadkach przeprowadzono mikroanalizę zawartości Si w osnowie żeliwa należy sądzić, że przyczyna wzrostu plastyczności żeliwa po obróbce cieplnej, prowadzącej do otrzymania w nim struktury ferrytyczno-perlitycznej nie tkwi w zmianie koncentracji Si w osnowie otaczającej kulki grafitu. Problem ten również wymaga dalszych prac dla jego wyjaśnienia.

Segregacja pierwiastków w osnowie żeliwa sferoidalnego ma duży wpływ na przemianę eutektoidalną w czasie nagrzewania oraz chłodzenia. Podczas nagrzewania przemiana rozpoczyna się w obszarach o maksymalnym stężeniu pierwiastków obniżających temperaturę przemiany jak: mangan i chrom, a są to pierwiastki, które jednocześnie charakteryzują się segregacją zwykłą i węglilotwórczością. Podczas chłodzenia przemiana rozpoczyna się z kolei w obszarach o dużym stężeniu krzemu a małym manganu, przy czym powstaje wówczas w pierwszym rzędzie ferryt.

2.4.3. CEMENTYT WTÓRNY W ŻELIWIE SFEROIDALNYM

Segregacja manganu i innych pierwiastków węglilotwórczych wywołuje często tak znaczne wzbogacenie cieczy reszkowej podczas krystalizacji pierwotnej, że na granicach ziarn eutektycznych tworzy się cementyt wtórny stopowy. Cementyt ten powstaje w żeliwie sferoidyzowanym zarówno zaprawami magnezowo-krzemowymi, jak też magnezowo-niklowymi, przy czym w wielu przypadkach nawet przy stosunkowo niedużej zawartości manganu w żeliwie. Według F. Henke'go [51] wzbogacenie manganu w cieczy reszkowej może być na tyle silne, że utworzyć się może siatka cementytu.

G. Jolley i G. N. Gilbert [66] badając segregację w wałkach o średnicy 305 mm stwierdzili w nich występowanie dużych wydzieleni cementytu na granicy ziarn eutektycznych, gdzie zawartość manganu i chromu wielokrotnie przewyższała średnią ich zawartość w żeliwie.

G. Jolley i J. A. Belk [65] stwierdzili w żeliwie sferoidalnym o składzie chemicznym: 3,50% C; 1,95% Si; 0,36% Mn; 0,78% Ni; 0,10% Cr; 0,10% Cu; poniżej 0,02% Mo; 0,061% S; 0,028% P; 0,065% Mg, występowanie w stanie surowym ziarn cementytu o dużych wymiarach w odlewach wałków o średnicy 305 mm, 152 mm i w prętach o boku 44 mm. Cementyt ten występował na granicach ziarn eutektycznych, przy czym w najmniejszej ilości w odlewach prętów o boku 44 mm. Badania G. Jolleya i J. A. Belka wykazały, że zawartość manganu w cementycie wtórnym odlewów o średnicy 305 mm wynosi 4,0%, natomiast w odlewach o boku 44 mm tylko 1,5%.

G. Jolley i J.A. Belk na podstawie badań przedstawionych w publikacji [65] doszli do wniosku, że przy małych przekrojach ścian odlewów krystalizacja pierwotna prowadzi do otrzymania ziarn eutektycznych o jednakowych wymiarach. Natomiast przy dużych przekrojach odlewów: kilka rosnących ziarn tworzy skupiska (agregaty, zespoły) i wspólny wzrost tych skupisk powoduje silniejszą segregację w cieczy resztkowej, co prowadzi do wytworzenia na miejscu tej cieczy dużych ziarn cementytu stopowego.

Charakterystyczne jest stwierdzenie G. Jolleya i J. A. Belka [65], że w badanym żeliwie nie stwierdzili segregacji siarki, fosforu, molibdenu, miedzi i magnezu.

H. Mayer [78] stwierdza, że w grubościennych odlewach z żeliwa sferoidalnego, na granicach dużych zwykle i nielicznych ziarn eutektycznych, tworzą się wydzielenia dużych ziarn cementytu. Cementytowi temu towarzyszy zawsze perlit, nawet w żeliwie ferrytycznym. Za przyczynę powstawania cementytu tego rodzaju H. Mayer uważa, poza małą liczbą ziarn eutektycznych, segregację zwykłą takich pierwiastków jak: Cr, Mn, V, Ti, Mo i P.

W pracy [103] podano, że ilość cementytu wtórnego po normalizowaniu żeliwa sferoidalnego była 4-krotnie większa aniżeli przed normalizowaniem.

W pracy [98] zajmowano się zmianą zawartości cementytu eutektycznego i wtórnego w żeliwie w trakcie obróbki cieplnej. Do badań użyto 5 serii próbek żeliwa sferoidalnego o składzie chemicznym podanym w tabeli 3. Skład strukturalny żeliwa

Tabela 3

Skład chemiczny żeliwa sferoidalnego stosowanego w badaniach [98]

Nr żeliwa	Zawartość składników chemicznych w %				
	C	Si	Mn	P	S
1	2,88	2,85	1,07	0,10	0,007
2	2,95	2,66	1,71	0,06	0,008
3	3,38	2,66	0,69	0,10	0,007
4	3,65	2,52	0,97	0,09	0,007
5	3,40	2,46	1,70	0,09	0,007

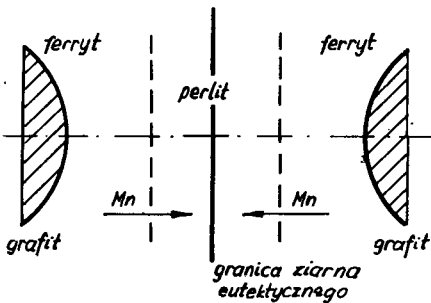
Tabela 4

Skład strukturalny żeliwa sferoidalnego w stanie surowym [98]

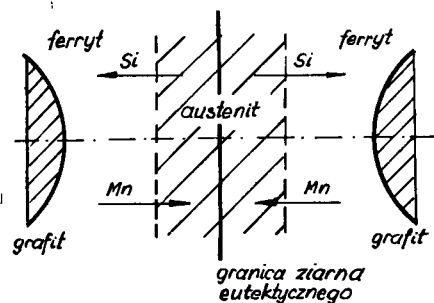
Nr żeliwa	Zawartość grafitu oraz składników osnowy w %							
	Żeliwo przeznaczone do wyżarzania normalizującego				Żeliwo przeznaczone do wyżarzania grafitującego			
	grafit	feryt	perlit	cementyt eutektyczny	grafit	feryt	perlit	cementyt eutektyczny
1	4,7	5,4	75,6	19,0	4,1	1,9	90,9	7,2
2	4,3	0,7	82,7	16,6	5,4	—	88,3	11,4
3	8,0	66,6	33,4	—	9,1	66,7	33,3	—
4	7,4	22,7	77,3	—	7,6	18,9	81,1	—
5	7,3	8,7	91,3	—	7,7	8,6	91,4	—

w stanie surowym przedstawiono w tabeli 4. Żeliwo austenitzowano w temperaturze 1000°C przez czas do 16 h. W żeliwie nr 1 i 2, które w stanie surowym zawierało ledeburyt, ilość cementytu maleje w miarę przedłużania czasu austenitzowania i po pewnym czasie, po zakończeniu obróbki, cementyt nie występował. Natomiast w żeliwie nr 4 i 5, w którym nie stwierdzono w stanie surowym cementytu wtórnego, tworzył się on w czasie grzania, przy czym najwięcej w czasie wygrzewania do 4 h. Przy dłuższym czasie wygrzewania jego ilość malała aż do wartości zerowej. Charakterystyczny jest fakt, że po chłodzeniu żeliwa w powietrzu zawartość cementytu eutektycznego i wtórnego była mniejsza, niż po chłodzeniu w piecu. Dotyczy to żeliwa nr 1, 2, 4 i 5. Żeliwo nr 3, które miało najmniejszą zawartość manganu, nie zawierało cementytu wtórnego w stanie surowym ani po żadnej obróbce cieplnej.

W oparciu o powyższe badania autor pracy [98] przedstawił następujący model zmiany segregacji pierwiastków w osnowie żeliwa: Podczas grzania żeliwo przechodzi najpierw przez zakres temperatury, w którym następuje rozpad cementytu eutekoidalnego. Zakres ten obejmuje temperaturę od T_{gr} do Ac_1^f . Rozpadający się cementyt wzbogaca ferryt w mangan. Ponieważ proces ten przebiega w środkowych obszarach ziarn eutektycznych, gdzie jednocześnie występuje skutek segregacji znaczna zawartość krzemu, mangan jest stąd usuwany i przemieszczany do obszarów peryferyjnych ziarn wzbogacając ferryt i cementyt tych obszarów (rys. 15). Segregacja manganu,



Rys. 15. Schemat dyfuzji Mn podczas nagrzewania żeliwa w temperaturze niższej od Ac_1^f [98]



Rys. 16. Schemat dyfuzji Si i Mn podczas nagrzewania żeliwa w zakresie $Ac_1^f \div Ac_4^f$ [98]

wzbogacającego głównie cementyt, będzie zatem nasilać się dopóty, dopóki nie zakończy się proces grafityzacji.

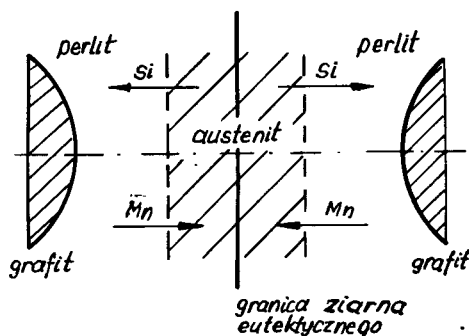
W zakresie temperaturowym między Ac_1^f i Ac_4^f współistnieją fazy α , γ , grafit i ewentualnie cementyt. Obszary bogate w składniki wykazujące segregację zwykłą (Mn, Cr), a występujące w peryferyjnych obszarach ziarn eutektycznych, obniżają temperaturę przemiany Ac_1 , wobec czego tam w pierwszej kolejności tworzyć się będzie austenit podczas nagrzewania. Proces segregacji nasila się w tym zakresie znacznie, ponieważ austenit słabo rozpuszcza krzem a silnie mangan. Krzem przechodzi zatem do ferrytu, natomiast mangan do austenitu (rys. 16). Tak więc w tym zakresie temperaturowym segregacja manganu dodatkowo się nasila, zwiększa się również stopień segregacji krzemu w stosunku do stanu surowego.

W temperaturze wyższej od Ac_1^k mogą zachodzić dalsze procesy powodujące nasilanie się segregacji. Temperatura Ac_1^k nie oznacza zakończenia przemiany ferrytu w austenit. Należy sądzić, że wyznaczona dylatometrycznie temperatura Ac_1^k oznacza koniec przemiany w austenit tych obszarów, w których taka przemiana może zajść. Pozostają jeszcze otoczki ferrytyczne, w których duża zawartość krzemu może w ogóle uniemożliwić taką przemianę. W początkowym okresie austenitowania, przy współistnieniu austenitu i nieprzemienionego ferrytu mangan nadal może przechodzić z ferrytu do austenitu, a krzem z austenitu do ferrytu.

Fakt opóźnienia rozpadu cementytu eutektycznego w żeliwie nr 1 i 2, jak również tworzenia się większej ilości cementytu wtórnego w żeliwie nr 4 i 5 po austenitowaniu i chłodzeniu w piecu w porównaniu z chłodzeniem w powietrzu, autor [98] wyjaśnia następująco: Podczas chłodzenia zmniejsza się, przed osiągnięciem temperatury Ar_1^f , rozpuszczalność węgla w austenicie. Przechłodzenie, jak również wzrost trwałości austenitu spowodowany procesem ujednorodniania, prowadzi do wydzielenia nadmiaru węgla w formie cementytu. Najsilniej zjawisko to wystąpiło w żeliwie nr 5. Przy obniżeniu temperatury poniżej Ar_1^f obszary jeszcze znacznie wzbogacone w krzem ulegają przemianie w ferryt lub perlit w zależności od składu chemicznego żeliwa i sposobu chłodzenia, powstaje zatem sytuacja podobna jak na rys. 16 lub na rys. 17, w której dyfuzja manganu i krzemu sprzyjać będzie ponownemu nasileniu się segregacji. Zmniejszenie więc szybkości chłodzenia sprzyjać będzie wydzielaniu się większej ilości cementytu, co zostało w badaniach potwierdzone zwolnieniem tempa rozpadu cementytu eutektycznego w żeliwie nr 1 i 2 i powstawaniem większej ilości cementytu wtórnego w żeliwie nr 4 i 5.

Cementyt wtórny uważa się za składnik szkodliwy w strukturze żeliwa. Jego obecności przypisuje się przede wszystkim obniżenie udurowienia żeliwa sferoidalnego.

Wielu metaloznawców stwierdziło występowanie dużych wydzielen cementytu wtórnego w żeliwie sferoidalnym na granicach ziarn eutektycznych. Za bezpośrednią przyczynę ich powstania uznano: nie tylko zawartość ogólną w żeliwie pierwiastków węglotwórczych, ale również segregację tychże pierwiastków do obszarów cieczy



Rys. 17. Schemat dyfuzji Si i Mn podczas chłodzenia żeliwa w zakresie $Ar_1^f + Ar_1^k$ [98]

krzepnącej na końcu. Im grubsze ścianki odlewów tym łatwiej tworzą się ziarna cementytu wtórnego i zawiera on więcej pierwiastków węglilotwórczych.

Według niektórych metaloznawców cementyt wtórny w żeliwie sferoidalnym może pojawić się na miejscu eutektyki fosforowej, która ulega likwidacji w wyniku ujednorodnienia zawartości fosforu w czasie austenitizacji. Jednakże hipoteza ta wydaje się być sporną. Istnieją bowiem stwierdzenia, że w czasie austenitizacji ziarna eutektyki fosforowej rosną, a nawet tworzą się nowe.

Zmiana zawartości cementytu wtórnego w czasie obróbki cieplnej była przedmiotem bardzo wielu badań. Badania autora wykazały, że po wyżarzaniu normalizującym lub ferrytyzującym w żeliwie może pojawić się cementyt wtórny, przy czym jego zawartość wzrasta po austenityzowaniu w czasie 4 h i maleje przy przedłużeniu tego czasu. Ponadto po wyżarzaniu ferrytyzującym większa była zawartość tego cementytu w żeliwie, aniżeli po wyżarzaniu normalizującym. Autor dla wyjaśnienia powyższych zmian zawartości cementytu wtórnego przedstawił hipotezę, według której cementyt wtórny powstaje w żeliwie w czasie grzania, to jest w czasie nagrzewania i wygrzewania, jako skutek wzrostu stopnia segregacji głównie przy nagrzewaniu przez zakres temperatury przemiany eutektoidalnej. Ta hipoteza wymaga jednak doświadczalnego udowodnienia.

2.5. WARUNKI WYŻARZANIA ŻELIWA SFEROIDALNEGO MAJĄCE NA CELU OTRZYMANIE W NIM OSNOWY PERLITYCZNEJ

2.5.1. SCHEMATY OBRÓBKII STOSOWANEJ W BADANIACH I PRAKTYCE WYŻARZANIA NORMALIZUJĄCEGO ŻELIWA SFEROIDALNEGO

We wprowadzeniu przedstawiono najbardziej istotne różnice celów wyżarzania normalizującego stali i żeliwa sferoidalnego. Właśnie z uwagi na cel wyżarzania normalizującego żeliwa sferoidalnego oraz odmienne w stosunku do stali zachowanie się tego tworzywa w czasie grzania i chłodzenia, przy badaniach wpływu teje obróbki na właściwości użytkowe, stosuje się procesy obróbki niekiedy znacznie odbiegające od obróbki stali. Również stosowane w praktyce procesy obróbki cieplnej żeliwa sferoidalnego są często odmienne niż dla stali.

Spotykane w literaturze naukowej i technicznej procesy obróbki cieplnej, prowadzące do otrzymania w żeliwie sferoidalnym optymalnych właściwości mechanicznych przy zachowaniu osnowy perlitycznej, można podzielić na dwie grupy:

- A) jednooperacyjne,
- B) wielooperacyjne.

Procesy jednooperacyjne można ponadto podzielić na następujące podgrupy:

- a) wyżarzanie zwykłe [1, 20, 21, 29, 35, 41, 44, 46, 59, 81, 94, 98, 114, 116, 119, 142],
- b) wyżarzanie z chłodzeniem stopniowym,
 - bez wychładzania [84, 85, 103, 117],
 - z wychładzaniem [1, 14, 18, 21, 23, 75, 82, 94].

Procesy wielooperacyjne można podzielić na następujące podgrupy:

- a) wyżarzanie zwykle + wyżarzanie w temperaturze podkrytycznej [9, 18, 19, 23, 29, 32, 82],
- b) wyżarzanie z chłodzeniem stopniowym + wyżarzanie w temperaturze podkrytycznej [82, 93, 105],
- c) wyżarzanie zwykle + wyżarzanie zwykle (podwójne normalizowanie) [108, 117, 142],
- d) wyżarzanie ferrytyzujące + wyżarzanie zwykle [29],
- e) wyżarzanie ferrytyzujące + wyżarzanie zwykle + wyżarzanie w temperaturze podkrytycznej [29].

Wyżarzanie normalizujące zwykle jest procesem dokonywanym zgodnie z normą PN-67/H-01200. Wyżarzanie normalizujące z podchładzaniem polega na podchładzaniu, po austenitzowaniu, w piecu do określonej temperatury nadkrytycznej i dochładzaniu w powietrzu. Według J. Rączki [29] celem podchładzania jest zmniejszenie zawartości węgla w austenicie do $0,4 \div 0,5\%$. P. S. Cowen [18] zaleca taki sposób obróbki dlatego, że udarność żeliwa sferoidalnego po tej obróbce jest dwukrotnie większa niż po normalizowaniu zwykłym. Wydaje się, że podchładzanie ma na celu również zapobieżenie ewentualnemu wydzielaniu się cementytu wtórnego, co może nastąpić podczas bezpośredniego chłodzenia żeliwa w powietrzu z temperatury austenitzowania [82, 83, 84]. Żeliwo ujednorodnione, a szczególnie żeliwo zawierające większą ilość manganu (powyżej $0,9\%$), ulega podczas bezpośredniego chłodzenia z temperatury austenitzowania w powietrzu – znacznemu przechłodzeniu, które prowadzi do zwiększenia różnicy energii swobodnej austenitu przesyconego i nasyconego. W tych warunkach istnieje większe prawdopodobieństwo zajścia reakcji:

austenit przesycony \rightarrow austenit nasycony + cementyt,
niż reakcji:

austenit przesycony \rightarrow austenit nasycony + grafit,

przy czym wydzielony cementyt przy znacznej jego zawartości może utworzyć bardzo niekorzystną siatkę.

Zastosowanie wychładzania po podchładzaniu żeliwa sferoidalnego w piecu zapewnia większą stabilność właściwości w porównaniu z poprzednim sposobem chłodzenia stopniowego [103].

Wyżarzanie żeliwa normalizowanego w temperaturze podkrytycznej stosuje się bardzo często jako wyżarzanie ferrytyzujące lub sferoidyzujące. Jednakże według [83, 106], operacja ta może służyć do usunięcia naprężeń wywołanych normalizowaniem. B. R. Douglas i G. N. Gilbert [29] oraz W. Patterson [106] nazywają tę operację odpuszczaniem. Z drugiej strony dobierając odpowiednio skład chemiczny żeliwa sferoidalnego i warunki wyżarzania w temperaturze podkrytycznej można otrzymać dodatkowy przyrost wytrzymałości na rozciąganie [93].

Według autorów [108] podwójne wyżarzanie normalizujące prowadzi do podniesienia w żeliwie sferoidalnym (zawierającym $0,5\%$ Cu) wytrzymałości zmęczeniowej. Natomiast według J. Piaskowskiego i J. Steca [117] podwójne wyżarzanie normalizujące niestopowego żeliwa sferoidalnego podnosi wytrzymałość na rozciąganie i granicę plastyczności w porównaniu z normalizowaniem pojedynczym. Według L. A. Solnceva

[142] pierwsze wyżarzanie normalizujące stanowi przygotowanie do drugiego wyżarzania normalizującego. L. A. Solncev wyjaśnia przy tym, że wielokrotne przejście przez zakres temperatur krytycznych wywołuje zwiększenie granic, po których łatwo może przebiegać dyfuzja, co może być bardziej przydatne do wyrównywania niejednorodności, aniżeli długotrwałe wygrzewanie w wysokiej temperaturze. Wniosków tych nie poparł jednak autor [142] żadnymi badaniami. L. A. Solncev stwierdził ponadto, że podwójne normalizowanie wpływa korzystnie na właściwości wytrzymałościowe żeliwa sferoidalnego z miedzią (0,5%), natomiast nie przynosi żadnych korzyści dla niestopowego żeliwa sferoidalnego. Jednakże w normie GOST-7293-70 dla żeliwa WC 80-3 (odpowiednik polskiego żeliwa Zs80002) zaleca się stosowanie podwójnego wyżarzania normalizującego [45].

Przeprowadzenie ferrytyzowania osnowy żeliwa sferoidalnego przed jego wyżarzaniem normalizującym nie przynosi korzyści. Do takich wniosków doszli B. R. Douglas i G. N. Gilbert [29] na podstawie badań 4 rodzajów żeliwa wytopionego w warunkach przemysłowych i sferoidyzowanego zaprawą niklowo-magnezową lub bezpośrednio magnezem. Ponadto obróbka taka jest czasochłonna i przede wszystkim energochłonna a więc sprzeczna z tendencjami minimalizacji energochłonności procesów produkcyjnych.

2.5.2. ROLA ZABIEGÓW CIEPLNYCH W KSZTAŁTOWANIU STRUKTURY I WŁAŚCIWOŚCI MECHANICZNYCH ŻELIWA SFEROIDALNEGO O KOŃCOWEJ OSNOWIE PERLITYCZNEJ

2.5.2.1. ROLA SPOSOBU I SZYBKOŚCI NAGRZEWANIA

Jak przedstawiono w podrozdz. 2.2, szybkość nagrzewania wpływa na wartość zakresu temperatur przemiany eutektoidalnej. Im większa jest szybkość nagrzewania, tym wyższe są temperatury Ac_1^f i Ac_1^k . Szybkość nagrzewania ma znacznie większy wpływ na temperaturę początku grafityzacji T_{gr} , niż na temperaturę początku przemiany eutektoidalnej Ac_1^f . Zwiększenie szybkości nagrzewania z 15 do 300 K/h ($4,17 \div 83,3 \cdot 10^{-3}$ K/s) powoduje 2 ÷ 5 razy większą bezwzględną zmianę wartości temperatury T_{gr} w stosunku do bezwzględnej zmiany wartości temperatury Ac_1^f [13]. Ten fakt ma istotne znaczenie nie tylko dla samej przemiany eutektoidalnej (decyduje bowiem o udziale perlitu w osnowie żeliwa w temperaturze Ac_1^f), ale również dla procesu ujednorodniania osnowy żeliwa w czasie austenityzowania. Jak podali autorzy publikacji [109] i [132], żeliwo sferoidalne o składzie chemicznym: 3,3 ÷ 3,8% C; 2,5 ÷ 3,1% Si; 0,5 ÷ 0,9% Mn; poniżej 0,02% P; poniżej 0,06% S i 0,04 ÷ 0,09% Mg, zawierające w osnowie (w stanie surowym) 20 ÷ 25% ferrytu, osiągnęło w temperaturze Ac_1^f , po nagrzewaniu z szybkością 20 ÷ 25 K/min ($33,3 \div 41,6 \cdot 10^{-2}$ K/s), około 80% ferrytu. W obu powyższych publikacjach ich autorzy podają, że stosowana zwykle szybkość nagrzewania wynosi 10 ÷ 15 K/min ($16,6 \div 25 \cdot 10^{-2}$ K/s).

W literaturze znajduje się niewiele informacji o szybkości nagrzewania żeliwa sferoidalnego w czasie objętościowej obróbki cieplnej, nie mówiąc już o informacjach na temat wpływu szybkości na strukturę żeliwa i jego właściwości.

G. P. Gianola [40] stosował w badaniach nagrzewanie stopniowe do temperatury

880°C. Szybkość nagrzewania do 600°C wynosiła 70 K/h ($19,4 \cdot 10^{-3}$ K/s), od 600 do 750°C – 30 K/h ($8,3 \cdot 10^{-3}$ K/s), a od 750 do 880°C – 40 K/h ($11,1 \cdot 10^{-3}$ K/s). N. B. Gelperin [38] zaleca nagrzewanie wałów wykorbionych, wykonanych z żeliwa sferoidalnego, do temperatury 950°C w czasie 8 h, a więc ze średnią szybkością około 120 K/h ($33,3 \cdot 10^{-3}$ K/s). E. Dworzak i J. Gronostajski [35] nagrzewali odlewy kół do wózków wąskotorowych stopniowo: ładowanie do pieca o temperaturze 400°C, wygrzewanie w tej temperaturze przez 1 h i dogrzanie do 900°C. S. Rudnik i E. Majchrowicz [134] podgrzewali odlewy „koniczynek” z szybkością 200 K/h ($55,5 \cdot 10^{-3}$ K/s) do temperatury 400°C i z szybkością 120 K/h ($33,3 \cdot 10^{-3}$ K/s) od 400 do 920°C. W żadnej z podanych powyżej publikacji nie podano powodów stosowania określonych szybkości nagrzewania. J. Piaskowski i A. Jankowski [113] zalecają podgrzewanie odlewów cienkościennych w piecu o temperaturze 250 ÷ 400°C przed załadowaniem ich do pieca o temperaturze 800 ÷ 1000°C. Ten sposób nagrzewania ma uchronić odlewy cienkościennie przed pęknięciami.

W wielu publikacjach brak jest w ogóle informacji o sposobach i szybkości nagrzewania odlewów lub próbek, co wskazuje na fakt, że autorzy nie przywiązywali do tego zabiegu szczególnej uwagi.

Wpływ szybkości nagrzewania: małej 85 ÷ 120 K/h ($23,6 \div 33,3 \cdot 10^{-3}$ K/s); średniej 320 ÷ 400 K/h ($88,9 \div 111,1 \cdot 10^{-3}$ K/s) i dużej 1320 ÷ 1620 K/h ($336,7 \div 450 \cdot 10^{-3}$ K/s) na zawartość perlitu w żeliwie sferoidalnym, podany w publikacji [95], przedstawiono w tabeli 5. Żeliwo w stanie surowym zawierało 67,7% perlitu. Z tabeli widać, że przy tej

Tabela 5

Zawartość perlitu i twardość żeliwa sferoidalnego po nagraniu do temperatury austenitizacji z różną szybkością [95]

Temperatura austenitizacji w °C	Zawartość perlitu w osnowie w %		
	Twardość HB		
	Szybkość nagrzewania w K/h		
	85 ÷ 120	320 ÷ 400	1320 ÷ 1620
900	84,2	91,6	84,3
	268	277	262
1000	92,1	92,8	90,0
	281	286	275
1100	92,7	94,4	94,6
	295	300	295

samej szybkości nagrzewania zawartość perlitu jest tym większa im wyższa jest temperatura austenitizowania. Natomiast przy tej samej temperaturze austenitizowania wzrost szybkości nagrzewania z małej do średniej przynosi przyrost zawartości perlitu, lecz dalszy wzrost szybkości do dużej powoduje obniżenie tej zawartości z wyjątkiem austenitizowania w temperaturze 1100°C. Pomiary twardości potwierdziły wyniki pomiarów struktury.

Przegląd literatury wskazuje, że rola szybkości nagrzewania podczas normalizowania w kształtowaniu struktury i właściwości mechanicznych żeliwa sferoidalnego nie

znalazła należytego opracowania. Zebrane na ten temat drobne informacje, jak również opracowanie autora [96] wskazują, że szybkość nagrzewania ma duże znaczenie, w szczególności przy stosowaniu – podczas normalizowania – niskiej temperatury i krótkiego czasu austenitzowania. Potrzebne są jednak dalsze badania w tym kierunku uwzględniające szczególnie wpływ szybkości nagrzewania na poziom właściwości mechanicznych normalizowanego żeliwa sferoidalnego.

2.5.2.2. ROLA TEMPERATURY I CZASU AUSTENITYZOWANIA

Warunki wygrzewania żeliwa sferoidalnego w zakresie austenitu (austenitzacja), a więc temperatura i czas, w szczególności zaś temperatura, mają podstawowe znaczenie dla wyników wyżarzania normalizującego. Austenitzacja żeliwa sferoidalnego ma na celu otrzymanie w miarę możliwości jednorodnego austenitu. Jednakże uzyskanie w żeliwie znacznej jednorodności chemicznej (zmniejszenie segregacji chemicznej) oraz strukturalnej (rozpad cementytu i innych faz) jest dość trudne i wymaga niekiedy stosowania bardzo wysokiej temperatury. Na przykład w żeliwie ciągliwym rozpad cementytu eutektycznego przeprowadza się w temperaturze sięgającej 1100°C [129]. W żeliwie sferoidalnym również trzeba sięgać w tym celu do wysokiej temperatury, aby w możliwie krótkim czasie rozłożyć ewentualnie występujący w nim cementyt eutektyczny [83]. Austenitzacja w wysokiej temperaturze przynosi jednakże również ujemne skutki. Atmosfera powietrza, znajdująca się w wielu przemysłowych piecach do obróbki cieplnej, powoduje silne odwęglenie i utlenienie warstw wierzchnich obrabianych odlewów. Ponadto w miarę ujednorodniania, szczególnie strukturalnego, następuje rozrost ziarn austenitu, co zmniejsza odporność żeliwa sferoidalnego na obciążenie dynamiczne i podnosi temperaturowy próg kruchości [71].

Autorzy niektórych prac przestrzegają przed nadmiernym podwyższaniem temperatury austenitzowania [8], uważając za optymalną – dla polepszenia rozkładu pierwiastków w osnowie żeliwa – temperaturę 1000°C, stwierdzając jednocześnie, że nawet w tej temperaturze może się zmniejszyć wytrzymałość żeliwa sferoidalnego. Nie wyjaśniają oni jednak przyczyn tej zmiany. W publikacji [156] wykazano, że ujednorodnienie żeliwa sferoidalnego (austenitzacja w 950°C przez 6 h) wyraźnie zmniejsza wartość R_m , A_5 i udarności w stosunku do takiej obróbki, przy której austenitzację wykonano w temperaturze i czasie zapewniającym jedynie otrzymanie austenitzycznej osnowy. Autorzy nie określili warunków tej austenitzacji. Na podstawie tych badań oraz prac innych autorów M. V. Voloscenko i V. J. Litovka [156] wykazali, że w temperaturze 950°C ilość eutektyki fosforowej w żeliwie sferoidalnym rośnie (w węzłach ciepłych), a nawet tworzą się nowe jej ziarna i temu głównie przypisują obniżenie właściwości mechanicznych żeliwa sferoidalnego.

Zbyt wysoka temperatura austenitzacji prowadzić może również do desferoidyzacji żeliwa, co prowadzi przede wszystkim do zmniejszenia właściwości plastycznych i udarności [92].

Temperatura austenitzacji podczas wyżarzania normalizującego wynosi najczęściej: 900°C [9, 18, 20, 23, 29, 35, 42, 43, 44, 75]; rzadziej 950°C [18, 46, 114, 119]; 1000°C [93, 98, 103]; 1050°C [84, 85, 86, 147, 154] i sporadycznie jest inna, na przykład 930°C [81].

Wpływ temperatury austenitzacji na właściwości mechaniczne i strukturę żeliwa sferoidalnego był przedmiotem nielicznych badań [1, 21, 59, 92, 105, 116]. Z analizy wyników tych badań wynika, że podwyższenie temperatury austenitzacji przynosi z reguły podwyższenie właściwości wytrzymałościowych (R_m , $R_{0,2}$), twardości (HB) i obniżenie właściwości plastycznych (A) oraz udarności (K). Ponadto zawartość ferrytu w osnowie żeliwa normalizowanego zmniejsza się, lecz w bardzo rzadkich przypadkach, po austenitzowaniu w warunkach krańcowych (wysoka temperatura i długi czas wygrzewania), można otrzymać w 100% osnowę perlityczną. Z analizy wyników można wnosić, że stosując odpowiedni skład chemiczny żeliwa oraz odpowiednie warunki obróbki cieplnej, można na drodze wyżarzania normalizującego otrzymać wszystkie wysokowytrzymałe gatunki żeliwa sferoidalnego, a więc: Zs70002; Zs80002; Zs90002, a nawet Zs100002 [92]. Znacznie łatwiej otrzymuje się wysokie gatunki żeliwa sferoidalnego w przypadku wytapiania go w piecach elektrycznych niż w żeliwiakach. Istotne znaczenie ma również zawartość fosforu, w szczególności przy dużej równocześnie zawartości manganu. Zbyt wysoka zawartość fosforu powoduje niedotrzymanie w żelwie normalizowanym minimalnego wydłużenia albo, w wyniku nasilenia się jego segregacji, zmniejszenie wytrzymałości na rozciąganie i wydłużenia.

W tabeli 6 przedstawiono interpolowany i ekstrapolowany liniowo wpływ podwyższenia temperatury z 900 do 950°C na zakres zmian właściwości mechanicznych dla wyżarzania normalizującego. Tabela na ogół potwierdza, że normalizowanie z wyższych temperatur podnosi właściwości wytrzymałościowe i twardość, a zmniejsza plastyczność i udarność. Jednakże pomiędzy wartościami zmian właściwości, stwierdzonymi przez poszczególnych autorów, występują bardzo duże różnice, które trudno wyjaśnić różnicami składu chemicznego, rodzaju pieca odlewniczego, rodzaju sferoidyzatora, czy sposobu przeprowadzania wyżarzania. Na przykład według [1] bezwzględne i procentowe zmiany R_m , $R_{0,2}$ i A_5 są bardzo wysokie, 2 do 4 razy wyższe, niż w innych przypadkach, a jednocześnie wartość HB nie ulega zmianie. Również zmiany właściwości podane w oparciu o [105] odbiegają od innych. Podwyższenie temperatury austenitzacji powoduje nieznaczny przyrost R_m , natomiast HB maleje, a A_5 i K zwiększają się.

Omówiona powyżej rola temperatury austenitzacji dotyczyła wyżarzania normalizującego zwykłego. Często wyżarzanie przeprowadza się przy zastosowaniu podchładzania i ewentualnie wychładzania. W tym przypadku wychładzanie odbywa się w zakresie austenitu, a zatem też należy go traktować jako dalszą austenitzację.

W badaniach przedstawionych w publikacji [103] autorzy stwierdzili, że korzystniejsze jest chłodzenie z stosowaniem podchładzania i wychładzania podczas normalizowania, aniżeli chłodzenie przerywane bez wychładzania oraz, że czas wychładzania powinien wynosić co najmniej 2 h. Przy czasie wychładzania krótszym rośnie niepewność otrzymania ustabilizowanej struktury, a tym samym ustabilizowanych właściwości mechanicznych.

Na podstawie literatury [1, 82] i [117] można ocenić rolę temperatury podchładzania i wychładzania w kształtowaniu właściwości mechanicznych żeliwa sferoidalnego.

Z ogólnego przeglądu danych zawartych w publikacjach [1, 82] i [117] wynika, że podchładzanie i wychładzanie lub tylko podchładzanie (chłodzenie przerywane) powo-

Tabela 6
Zmiany właściwości mechanicznych normalizowanego żelaza sferoidalnego interpolowane lub ekstrapolowane liniowo dla przyrostu temperatury austenitizowania od 900 do 950°C.

Lp.	Poz. lit.	Zakres temp. dla ekstrapolacji	Różnice składu chemicz. żelaza	Właściwości mechaniczne w stanie normalizowanym				Wielkość zmiany właściwości mechanicznych przy wzroście temperatury od 900° do 950°C ¹⁾												
				warunki austenitizowania		R _m w MPa	R _{0,2} w MPa	A ₅ w %	HB	K w kJ/m ²	w jednostkach			w %						
				temp. w °C	czas w h						R _m w MPa	R _{0,2} w MPa	A ₅ w %	HB	K w kJ/m ²	R _m	R _{0,2}	A ₅	HB	K
1	[21]	900–980 ²⁾	—	900	2	876	R _{0,1} 496	5,7	272	J 42,5	16,2	R _{0,1} 8,7	0,0	-4,4	J. -0,25	1,8	R _{0,1} 1,7	0,0	-1,6	J. -0,6
2	[1]	871–899 ²⁾	2,4% Si	899	2	927	565	6	293	—	69	37,5	-1,8	0	—	7,4	6,6	-30	0	—
3			2,62% Si	899	2	913	527	6	283	—	68	55	-1,8	0	—	7,4	9,6	-30	0	—
4			3,04% Si	899	2	923	593	6	283	—	91	50	-1,8	11	—	9,8	8,4	-30	3,9	—
5	[105]	920–1020 ³⁾	—	920	2	702	—	1,6	285	115	5	—	0,2	-0,5	59,5	0,7	—	13	-2,9	65
6	[116]	900–950 ²⁾	—	900	2	917	686	5,7	266	—	32	16	-1,9	6	—	3,5	2,3	-35	2,2	10
7	[92]	900–1000 ³⁾	0,83% Mn	900	4	782	—	2,4	269	157	17	—	-0,08	1,5	-10,5	2,2	—	-3,4	0,5	-7
8			1,13% Mn	900	2	884	—	4,2	282	135	18,5	—	-0,35	4,8	-9,0	2,1	—	-8,3	1,7	-7

¹⁾ Znak – przy liczbach oznacza obniżenie właściwości, brak znaku oznacza przyrost właściwości;

²⁾ Wyżarzanie normalizujące zwykłe;

³⁾ Wyżarzanie normalizujące z podchładzaniem w piecu do 880°C.

duje w żeliwie, w stosunku do normalizowania zwykłego, obniżenie właściwości wytrzymałościowych (R_m , $R_{0,2}$), twardości (HB) oraz podwyższenie właściwości plastycznych (A) i udarności (K). Szczególnie charakterystyczne są zmiany wydłużenia i udarności. Według publikacji [82] i [117] wydłużenie zwiększa się w miarę obniżania temperatury podchładzania i wychładzania, lub tylko temperatury podchładzania ale nawet w najniższej temperaturze (780°C), nie osiąga się jednak wartości wydłużenia dla stanu surowego. Natomiast przyrosty udarności są tak duże, że już w temperaturze 810°C [82] lub 820°C [117] udarność osiąga poziom dla stanu surowego.

W tabeli 7 zestawiono porównawcze zmiany właściwości mechanicznych po normalizowaniu z wychładzaniem w niemal jednakowej temperaturze (816, 810, 820°C) oraz po podchładzaniu o prawie jednakowy zakres temperaturowy – w pozycjach 1, 2 i 3 o 85°C, w pozycji 4 o 90°C i w pozycji 6 o 80°C. Z analizy danych zebranych w tabeli można postawić następujący wniosek: bezwzględne zmiany wartości R_m , $R_{0,2}$, A i HB, po normalizowaniu z podchładzaniem i wychładzaniem w stosunku do normalizowania zwykłego są zależne od temperatury wychładzania, natomiast poziom właściwości otrzymanych po takim normalizowaniu, jest zależny od różnicy temperatur austenitowania i wychładzania.

Rola czasu austenitacji w kształtowaniu struktury i właściwości mechanicznych żeliwa sferoidalnego jest mniejsza od roli temperatury. W pracach, w których nie zajmowano się rolą czasu austenitacji, czas ten wynosi najczęściej 2 h [1, 9, 18, 20, 21, 23, 35, 142], czas krótszy (0,5 lub 1 h) stosowano rzadziej [32, 114, 117], również rzadko stosowano czas dłuższy [29, 32, 46, 86, 93, 116]. Wartość czasu austenitacji jest zależna najczęściej od grubości ścianek odlewów, od konieczności rozłożenia cementytu eutektycznego lub, rzadziej, od konieczności maksymalnego ujednorodnienia osnowy żeliwa.

Rola czasu austenitacji była przedmiotem kilku prac [59, 92, 97, 98, 103, 105, 116, 154].

Jedna z wcześniejszych prac uwzględniających wpływ czasu austenitacji na właściwości mechaniczne żeliwa sferoidalnego przedstawiona jest w publikacji K. J. Vascentki, R. P. Todorova i G. J. Kosovnika [154].

Według F. J. Jakovleva [59] zawartość ferrytu w żeliwie normalizowanym maleje w miarę zwiększania czasu austenitacji.

Według [105] przedłużenie czasu austenitacji żeliwa sferoidalnego z 2 do 10 h powoduje zwiększenie R_m , A_5 i K (bez karbu), natomiast twardość zmniejsza się po austenitowaniu w 920°C i zwiększa po austenitowaniu w 1020°C.

J. Piaskowski i J. Stec [116] badali wpływ czasu wygrzewania w przedziale 0 ÷ 2 h na strukturę i właściwości mechaniczne żeliwa sferoidalnego po chłodzeniu w powietrzu. Zmiany zawartości ferrytu wskazują na to, że wygrzewanie żeliwa w temperaturze 800°C, w całym zakresie stosowanych wartości czasu, jak również w temperaturze 850°C w czasie do 0,5 h nie można zaliczyć do procesu austenitacji. W tych warunkach najprawdopodobniej nie cały ferryt ulega przemianom w austenit. Podane przez autorów zmiany właściwości mechanicznych są więc w wielu przypadkach wypadkową współistnienia ferrytu nieprzemienionego oraz perlitu, który po przemianach z austenitu uzyskał niewątpliwie większy stopień dyspersji. Z tego powodu wygrzewa-

Zmiany właściwości mechanicznych żeliwa sferoidalnego wyżarzaniu normalizującym z podchładzaniem i ewentualnie wychładzaniem w stosunku do wyżarzania normalizującego zwykłego

Lp.	Poz. lit.	Warunki austenityzacji temp. °C – czas h	Warunki wychładzania temp. °C – czas h	Różnice składu chemicznego	Właściwości mechaniczne w stanie normalizowanym (z podchładzaniem)					Wielkość zmiany właściwości mechanicznych po podchładzaniu do określonej temperatury w stosunku do normalizowania zwykłego									
					R _m MPa	R _{0,2} MPa	A ₅ %	HB	K kJ/m ²	w jednostkach					w %				
										R _m MPa	R _{0,2} MPa	A ₅ %	HB	K kJ/m ²	R _m	R _{0,2}	A ₅	HB	K
1		899-2	816-1	2,4% Si	813	503	3	262	-	-114	-62	2	-31	-	-12,3	-11,0	33,3	-10,6	-
2	[1]			2,62% Si	810	503	8	262	-	-103	-69	2	-21	-	-11,3	-12,1	33,3	-7,4	-
3				3,04% Si	800	527	8	255	-	-123	-66	2	-28	-	-13,3	-11,1	33,3	-10,0	-
4	[82]	930-3	840-2	-	779	461	5,2	237	471 10	48	-45	1,5	-19	196	-5,8	-8,9	40,5	-7,4	71
5			810-2	-	730	441	5,9	220	598	97	-65	2,2	-36	323	-11,7	-12,8	59,4	-14,1	117
6	[117]	900-1	820-0	-	801	532	7,7	252	115 ²⁾	99	-63	2,0	-17	30	-11,0	-10,6	35,0	-6,3	35

¹⁾ Znak – przy liczbach oznacza obniżenie właściwości, brak znaku oznacza przyrost właściwości;

²⁾ Udarność podano dla próbek bez karbu.

nie w temperaturze międzykrytycznej w 800°C przez dowolny okres czasu oraz w temperaturze 850°C w czasie do 0,5 h przynosi znaczne zmiany właściwości mechanicznych, natomiast zmiana czasu wygrzewania w temperaturze 950°C nie powoduje istotnych zmian tych właściwości.

W pracy [92] zajmowano się wpływem czasu austenitizacji w przedziale 2 ÷ 32 h na strukturę i właściwości mechaniczne dwu rodzajów żeliwa sferoidalnego różniących się zawartością manganu. We wszystkich temperaturach (900, 1000 i 1100°C) przedłużenie czasu austenitizacji powodowało wzrost wytrzymałości na rozciąganie i twardości oraz obniżenie wydłużenia, udarności i zawartości ferrytu. Niekorzystny wpływ przedłużania czasu austenitizacji w bardzo wysokiej temperaturze na właściwości mechaniczne, został spowodowany degeneracją grafitu kulkowego w żeliwie o zawartości 0,83% Mn i nasileniem segregacji w żeliwie o zawartości 1,13% Mn.

Przedłużenie czasu austenitizacji podczas normalizowania, a również podczas wyżarzania ferrytyzującego może w pewnych warunkach doprowadzić do powstania minimum zawartości perlitu w osnowie żeliwa, co potwierdziły również badania twardości [95, 97, 99]. Zjawisko to zostało opisane w podrozdz. 2.2.3. Z badań zawartych w pracy [95] wynika, że przy pewnych warunkach wyżarzania normalizującego (temperatura austenitizacji 900°C, szybkości nagrzewania 320 ÷ 400 K/h) zawartość perlitu w żeliwie praktycznie nie zmienia się przy przedłużeniu czasu austenitizacji od 1 do 16 h. Takie warunki obróbki mogły stać się przyczyną stwierdzeń spotykanych w literaturze, że przedłużenie czasu austenitizacji nie powoduje powiększenia wytrzymałości na rozciąganie.

Przedłużenie czasu austenitizacji zwiększa na ogół wytrzymałość na rozciąganie [92, 116]. W tabeli 8 podano wartości czasu przedłużającego austenitizację w takim stopniu, aby żeliwo osiągnęło zwiększenie wytrzymałości na rozciąganie równe osiąganemu w wyniku podwyższenia temperatury austenitizacji o 50°C. Jak widać z tabeli 8, otrzymanie w żeliwie sferoidalnym takiego samego przyrostu wytrzymałości na rozciąganie jest korzystniejsze przez podwyższenie temperatury, niż przez przedłużenie czasu austenitizacji. Jak wykazały badania J. Piaskowskiego i J. Steca [116] dużą wytrzyma-

Tabela 8

Przyrost czasu Δt w określonej temperaturze austenitizacji, potrzebny do otrzymania wzrostu wytrzymałości na rozciąganie ΔR_m uzyskiwanego w wyniku podwyższenia temperatury austenitizacji o 50 K

Lp.	Poz. lit.	Różnice składu chemicznego żeliwa	ΔR_m w MPa	Temperatura austenitizacji w °C	Podstawa obliczenia czasu w h	Δt w h
1	[92]	0,83% Mn	17,0	900	4	11,1
2				1000	4	17,0
3				1100	4	7,4
4	"	1,13% Mn	18,5	900	2	3,2
5				1000	2	1,6
6				1100	2	–
7	[116]		32	850	1	2,3
8				900	1	2,9
9				950	1	–

łość na rozciąganie można otrzymać po nagraniu odlewu do odpowiednio wysokiej temperatury (950°C) bez wygrzewania w niej. Jednakże, co również wynika z pracy [116], żeliwo odznacza się wtedy małą granicą plastyczności, co ma zasadnicze znaczenie dla konstruktorów.

Czas wychładzania podczas wyżarzania normalizującego z zastosowaniem podchładzania i wychładzania, powinien oddziaływać w tym samym kierunku co czas austenizacji. Wynika to z definicji takiego procesu normalizowania. W kilku pracach stosowano normalizowanie z wychładzaniem [1, 18, 23, 82, 103], przy czym najczęściej czas wychładzania wynosił 2 h [18, 23, 82]. Jedynie w pracach [1] i [103] stosowano różne czasy wychładzania. Przedłużenie czasu wychładzania od 1 do 3 h w pracy [1] powodowało, w każdej temperaturze wychładzania i dla każdego badanego rodzaju żeliwa sferoidalnego, zmniejszenie wytrzymałości na rozciąganie (R_m), granicy plastyczności ($R_{0,2}$) i twardości (HB) oraz zwiększenie wydłużenia (A). W pracy [103] badano jedynie wpływ wychładzania na strukturę i twardość. W okresie wychładzania w czasie do 2 h kierunek zmian twardości jest niezdecydowany, przypadkowy, natomiast w okresie od 2 do 8 h twardość żeliwa zmniejsza się. Tak więc dostępne wyniki badań wpływu czasu wychładzania na właściwości mechaniczne nie potwierdzają przypuszczenia, że czas ten powinien oddziaływać na strukturę i właściwości mechaniczne w tym samym kierunku co czas austenizacji.

Reasumując należy stwierdzić, że podwyższenie temperatury austenizacji powoduje wzrost właściwości wytrzymałościowych i twardości oraz obniżenie właściwości plastycznych i udarności. Przykładowo podwyższenie temperatury o 50 K (z 900 do 950°C) powoduje podwyższenie wytrzymałości na rozciąganie i granicy plastyczności ($R_{0,2}$) o 2 ÷ 10%, a obniżenie wydłużenia o 4 ÷ 30%. Twardość zmienia się nieznacznie, przy czym może ulec podwyższeniu (do 4%) lub obniżeniu (do 3%). Z obniżeniem twardości można liczyć się wtedy, gdy w strukturze żeliwa w stanie surowym wystąpi nieznaczna zawartość cementytu eutektycznego lub znaczna segregacja. W tym przypadku podwyższenie temperatury austenizacji przyspieszy rozpad cementytu i znacznie zmniejszy stopień segregacji. Omówione wyżej zmiany właściwości mechanicznych należy uważać za korzystne, dopóki dalsze podwyższenie temperatury nie obniży wydłużenia do wartości mniejszej od 2%.

Podwyższenie temperatury austenizacji może w pewnych przypadkach prowadzić do obniżenia właściwości wytrzymałościowych i plastycznych. Ma to miejsce wówczas, kiedy austenizacja przyczynia się do nasilenia się segregacji fosforu, powiększenia się zawartości eutektyki fosforowej, a nawet do powstania nowych ziarn tejże eutektyki. Sprawa ta nie jest w pełni zbadana. Należałoby wyjaśnić w jakim przypadku może nastąpić wzrost stopnia segregacji fosforu i w jakim stopniu ograniczenie fosforu może to niebezpieczeństwo zmniejszyć lub usunąć.

W przypadku obróbki cieplnej związanej z stosowaniem podchładzania i wychładzania, podchładzanie do temperatury niższej o 80 ÷ 90 K od temperatury wygrzewania powoduje zmniejszenie wytrzymałości na rozciąganie o 6 ÷ 13%, granicy plastyczności o 9 ÷ 12% i twardości o 6 ÷ 11%, oraz powiększenie wydłużenia o 33 ÷ 60% i udarności o 35 ÷ 70%. Takie zmiany właściwości mechanicznych spowodowane są przede wszystkim zmniejszeniem zawartości węgla w austenicie w wyniku obniżenia

temperatury austenitizacji i oceniane są jako korzystne, ponieważ znacznie poprawiają wydłużenie, a szczególnie udarność żeliwa. Jednakże obniżenie temperatury austenitizacji przez podchładzanie o $80 \div 90$ K powoduje dość znaczne zmniejszenie wytrzymałości na rozciąganie, co powoduje z reguły obniżenie gatunku żeliwa o jedną klasę w porównaniu do normalizowania zwykłego.

Korzyści takiej obróbki cieplnej nie zostały udowodnione. Nie wykonano bowiem badań, przy których porównano by właściwości mechaniczne żeliwa sferoidalnego po normalizowaniu zwykłym i po normalizowaniu z podchładzaniem do tej samej temperatury, przy której przeprowadzono wygrzewanie podczas normalizowania zwykłego.

Wpływ przedłużenia czasu austenitizacji na właściwości mechaniczne jest równoznaczny z podnoszeniem temperatury. Jednakże ekonomiczniej jest osiągać większą wytrzymałość na rozciąganie przez podniesienie temperatury, aniżeli przez przedłużenie czasu austenitizacji. Analiza literatury wskazuje, że minimalny czas austenitizacji powinien wynosić $2 \div 4$ h. Czas krótszy może być przyczyną znacznego rozstępu właściwości w poszczególnych odlewach.

Przedłużenie czasu wychładzania według dostępnych danych powoduje zmniejszenie właściwości wytrzymałościowych i podnoszenie właściwości plastycznych żeliwa sferoidalnego. Ponieważ wychładzanie podobnie jak wygrzewanie powinno odbywać się w zakresie austenitu, zatem powinno prowadzić — przy przedłużeniu czasu jego trwania — do takich zmian jak wygrzewanie (austenitizacja). Problem ten również wymaga wyjaśnienia. Nie zbadano również, czy korzystniej jest przedłużać czas wygrzewania, czy też czas wychładzania przy tego rodzaju obróbce cieplnej żeliwa. Problem ten wydaje się być ważnym.

2.5.2.3. ROLA SZYBKOŚCI I SPOSOBU CHŁODZENIA

Szybkość chłodzenia jest nieprecyzyjnie określona w definicji wyżarzania normalizującego. Określenie bowiem — chłodzenie w powietrzu — oznacza jedynie rodzaj środka chłodzącego, natomiast rzeczywista szybkość chłodzenia odlewów zależna jest również od grubości ścian odlewów. W literaturze niewiele spotkano badań nad określeniem szybkości chłodzenia gwarantującej otrzymanie po normalizowaniu w pełni perlitycznej osnowy żeliwa. J. Piaskowski i A. Jankowski [113] stwierdzają na podstawie danych radzieckich, że w żeliwie o zawartości $2,75 \div 2,85\%$ Si, przy szybkości chłodzenia $55 \div 65$ K/min ($92 \div 108 \cdot 10^{-2}$ K/s) w zakresie temperatur krytycznych otrzymuje się 5% , przy szybkości $35 \div 40$ K/min ($58 \div 67 \cdot 10^{-2}$ K/s) — 10% , a przy szybkości 20 K/min ($33 \cdot 10^{-2}$ K/s) — 20% ferrytu. Według [144] przy szybkości chłodzenia 9000 K/h ($2,5$ K/s) można w żeliwie sferoidalnym otrzymać strukturę w pełni perlityczną. Przez jednoczesne stosowanie większej zawartości manganu i odpowiedniej szybkości chłodzenia można uniknąć również wcześniejszego wydzielania się ferrytu. Według wykresów CTPc z pracy [124] przy zawartości w żeliwie $0,58\%$ Mn szybkość chłodzenia powinna być większa od 14400 K/h (4 K/s), przy zawartości $1,02\%$ Mn — większa od 11160 K/h ($3,1$ K/s), a przy zawartości $1,89\%$ Mn — większa od 396 K/h ($0,11$ K/s), aby uniknąć wydzielania się ferrytu. W praktyce przemysłowej częściej stosuje się odpowiednie dodatki stopowe jak Sn [30] i Cu [44] dla przeciwdziałania wydzielania się ferrytu podczas chłodzenia przy normalizowaniu. Jednakże



również przy zawartości 0,05% Sn minimalna szybkość chłodzenia dla otrzymania 100% perlitu wynosi 10800 K/h (3 K/s) [30].

Zazwyczaj chłodzenie odbywa się w spokojnym powietrzu. P. S. Cowen [18] podaje, że przy konieczności otrzymania czysto perlitycznej osnowy żeliwa, chłodzenie odlewów z temperatury 900 ÷ 950°C należy przeprowadzać w strumieniu powietrza.

W dostępnej literaturze napotkano tylko jedną informację o wpływie chłodzenia w strumieniu powietrza na właściwości mechaniczne żeliwa sferoidalnego [150]. Autorzy tej pracy nagrzewali próbki żeliwa sferoidalnego – wycięte z odlewów wałków o średnicy 65 mm – do temperatury 840°C i po wygrzaniu przez 2 h chłodzili w spokojnym powietrzu, względnie w strumieniu powietrza. W pierwszym przypadku otrzymali następujące właściwości: $R_m = 706$ MPa, HB = 229, A = 7%, K (bez karbu) = 588 kJ/m², w drugim: $R_m = 775$ MPa, HB = 241, A = 6%, K (bez karbu) = 588 kJ/m². Z tego wynika, że chłodzenie w strumieniu powietrza w porównaniu do chłodzenia w spokojnym powietrzu przyniosło zwiększenie wytrzymałości na rozciąganie o 9,8%, twardości o 5,2%, i zmniejszenie wydłużenia o 14%. Udarność nie uległa zmianie.

Zagadnienia wpływu grubości ścian odlewów na wyniki obróbki cieplnej nie można łączyć jedynie z zmianą szybkości chłodzenia. Duże znaczenie dla wyników obróbki cieplnej odlewów grubościennych mają procesy krystalizacji pierwotnej i wtórnej. W miarę zwiększania grubości ścian odlewów zwiększają się wymiary ziarn eutektycznych i dendrytów, a także wymiary kulek grafitowych i odległości między nimi, a często występuje degeneracja sferoidalnej formy grafitu, szczególnie w środku ścianek. Segregacja pierwiastków chemicznych żeliwa ulega znacznemu nasileniu. Te czynniki w zdecydowany sposób wpływać będą na przemiany strukturalne w czasie grzania i chłodzenia, a dodatkowy wpływ wywierać będzie malejąca szybkość chłodzenia w powietrzu w miarę zwiększania grubości ścian odlewów.

Często stosowanym sposobem chłodzenia po austenityzowaniu jest chłodzenie stopniowe bez wychładzania i z wychładzaniem. Cel takiego chłodzenia omówiono w podrozdz. 2.5.1, a wpływ podchładzania i wychładzania na właściwości mechaniczne żeliwa sferoidalnego w podrozdz. 2.5.2.2.

2.5.3. WSKAŹNIKI MATERIAŁOWE I ZMIANY ICH WARTOŚCI W WYNIKU NORMALIZOWANIA

Wskaźniki materiałowe wiążąc w sobie dwie lub więcej właściwości mechanicznych mogą służyć nie tylko do oceny jakości żeliwa, ale również do oceny jakości określonej operacji cieplnej.

Do najczęściej spotykanych wskaźników należą s i m , które otrzymuje się z następujących wzorów:

$$s = R_{0,2} \cdot R_m^{-1}, \quad (1)$$

$$m = R_m \cdot HB^{-1} \cdot 9,80665^{-1} \quad (2)$$

Wskaźnik s żeliwa sferoidalnego w stanie surowym ma wartości mieszczące się najczęściej w przedziale 0,51 ÷ 0,62, a wyżarzanie normalizujące zwiększa je do wartości 0,54 ÷ 0,64 [21, 23, 29, 82]. Niekiedy jednak wartości wskaźnika w stanie surowym są

wysokie i wynoszą $0,72 \div 0,78$. Wyżarzanie normalizujące zmniejsza je w tym przypadku do wartości z przedziału $0,65 \div 0,71$ [29, 40, 116, 117].

Duże wartości wskaźnika s w stanie surowym mogą być spowodowane obecnością grafitu płatkowego, ledeburytu, wysoką zawartością fosforu lub silną segregacją. Obecnością dużej zawartości fosforu można tłumaczyć dużą wartość wskaźnika s żeliwa będącego przedmiotem publikacji [29] i [40]. Natomiast powody wysokiej wartości s żeliwa w pracach [116] i [117] nie są znane. Żaden bowiem z czynników wymienionych wyżej nie ma miejsca w żeliwie przyjętym do badań.

Wyżarzanie normalizujące prowadzące z reguły do umocnienia osnowy żeliwa powinno przyczyniać się do zwiększenia wartości wskaźnika s . Natomiast zmniejszenie wartości tego wskaźnika po normalizowaniu może być spowodowane rozpadem cementytu eutektycznego, jeżeli wystąpił on w surowym odlewie, lub ujednorodnieniem (zmniejszeniem segregacji).

W oparciu o dokonany przegląd literatury należy wnosić, że żeliwo normalizowane powinno mieć wskaźnik s na poziomie $0,60 \div 0,70$. Wartości większe od $0,70$, a szczególnie powyżej $0,75$ mogą wskazywać na niedostateczne właściwości plastyczne żeliwa (A_5) lub na niską udarność (K) lub na to, że obie wymienione właściwości są małe.

Wskaźnik m żeliwa sferoidalnego w stanie surowym ma wartości w granicach $0,23 \div 0,33$, przy czym żeliwo dobrej jakości z pieców elektrycznych lub z żeliwiaków, pochodzące z wsadu o małej zawartości fosforu i nie zawierające w strukturze ledeburytu, ma wysokie wartości wskaźnika wynoszące $0,29 \div 0,33$ [21, 23, 27, 29, 42, 82, 117]. Wyżarzanie normalizujące przynosi z reguły powiększenie wartości wskaźnika do zakresu $0,27 \div 0,36$, zwiększenie to jest bardziej wyraźne w przypadkach małej wartości wskaźnika w stanie surowym żeliwa. Spotyka się przypadki braku zmiany wartości wskaźnika m po normalizowaniu wtedy, gdy ten jest bardzo wysoki dla żeliwa w stanie surowym. Zwiększenie wartości wskaźnika m po normalizowaniu jest zjawiskiem bardzo korzystnym, oznacza bowiem, że przyrost wytrzymałości na rozciąganie wywołany normalizowaniem jest większy niż przyrost twardości, zwiększona wytrzymałość na rozciąganie nie utrudni więc prawdopodobnie obróbki odlewów skrawaniem.

2.5.4. ROLA DRUGIEJ OPERACJI CIEPLNEJ W PROCESIE OTRZYMYWANIA ŻELIWA SFEROIDALNEGO O KOŃCOWEJ OSNOWIE PERLITYCZNEJ

Wyżarzanie normalizujące zwykle lub z zastosowaniem podchładzania i ewentualnie wychładzania jest często łączone z dodatkową operacją cieplną, a mianowicie z wyżarzaniem w temperaturze podkrytycznej. Cel tej drugiej operacji został podany w podrozdz. 2.5.1. Wyżarzanie w temperaturze podkrytycznej dla zachowania struktury perlitycznej, ewentualnie nieco zmienionej przez proces sferoidyzowania cementytu eutekoidalnego, odbywa się zwykle w temperaturze niższej niż wyżarzanie grafityzujące. Najczęściej stosuje się temperaturę w przedziale $600 \div 700^\circ\text{C}$ [1, 9, 23, 29, 82, 93]. Rzadko spotyka się temperatury wyższe od 700°C [86, 105] lub niższe od 600°C [40, 93].

W większości przypadków wyżarzanie normalizujące żeliwa sferoidalnego w temperaturze podkrytycznej, w zakresie $600 \div 700^\circ\text{C}$ powoduje obniżenie właściwości

wytrzymałościowych (R_m , $R_{0,2}$), twardości (HB) i podwyższenie właściwości plastycznych (A) oraz udarności (K) [1, 23, 29, 82, 86]. W pewnych przypadkach po wyżarzaniu w podanym wyżej zakresie temperatury zwiększa się wytrzymałość na rozciąganie. Przypadki te przedstawiono w tabeli 9. Powiększenie wytrzymałości na rozciąganie następuje po wyżarzaniu żeliwa poddanego wcześniej normalizowaniu zwyktemu (poz. 1 i 2 tab. 9), jak również normalizowaniu z zastosowaniem podchladzania w piecu do temperatury niższej od austenitowania lecz nadkrytycznej (poz. 3, 4, 5 i 6 tab. 9) oraz w żeliwie sferoidyzowanym zaprawą niklowo-magnezową (poz. 1, 2 tab. 9), lub żelazo-

Tabela 9

Wykaz przypadków, w których wyżarzanie w temperaturze podkrytycznej w zakresie 600 ÷ 700°C normalizowanego żeliwa sferoidalnego, powoduje powiększenie wytrzymałości na rozciąganie

Lp.	Poz. lit.	Warunki normalizowania N, wyżarzania W i procentowa wartość zmiany właściwości P	Właściwości mechaniczne					Uwagi o składzie chemicznym żeliwa
			R_m MPa	$R_{0,2}$ MPa	A_5 w %	HB	K kJ/m ²	
1	[29]	N 900°C – 6h/pow.	939	581	5,0	292	J ¹ /20,4	z pięciu rodzajów żeliwa użytych w badaniach przedmiotowe żelivo zawiera najwięcej Ni (1,48%)
		W 600°C – 2h	965	579	5,0	299	J 28,3	
		P ²⁾	4,1	-0,3	0,0	2,4	38,7	
2	[40]	N 880°C – 2,5 h/pow.	659	554	–	245	–	nie podany
		W 600°C – 2 h/pow.	755	541	–	232	–	
		P	14,6	-5,3	–	-5,3	–	
3	[86]	N 1050°C – 6,5 h/ piec – 880°C – 0 h/pow.	873	–	2,0	351	168	2,92% C 2,74% Si 0,83% Mn
		W 630°C – 3 h/pow.	903	–	3,0	328	–	
		P	3,4	–	50	-6,5	–	
4	[86]	N 1050°C – 6,5 h/ piec – 880°C – 0 h	844	–	2,0	375	78	3,07% C 2,89% Si 1,52% Mn
		W 630°C – 3 h/pow.	863	–	2,0	344	–	
		P ²⁾	2,2	–	0,0	-8,3	–	
5	[93]	N 1000°C – 4 h/ piec – 880°C – 0 h	812	–	1,2	277	131	3,72% C 2,61% Si 1,13% Mn
		W 640°C – 2 h/pow.	888	–	0,9	321	128	
		P ²⁾	9,3	–	-25	15,9	-2,3	
6		N 1000°C – 4 h/ piec – 880°C – 0 h	721	–	2,6	299	160	3,40% C 2,60% Si 1,70% Mn
		W 640°C – 1 h/pow.	800	–	1,7	296	168	
		P ²⁾	10,9	–	-34,6	-1,0	5,0	

Uwaga: W pozycjach 2, 3, 4, 5 i 6 podano właściwości mechaniczne dla takich warunków wyżarzania (W), dla których przyrost wartości R_m był maksymalny.

¹⁾ J. oznacza, że udarność podano w dżulach.

²⁾ Procentowa wartość zmiany właściwości. Znak – oznacza obniżenie właściwości po wyżarzaniu. Brak znaku oznacza przyrost właściwości.

-krzemowo-magnezową (poz. 3, 4, 5 i 6 tab. 9). Największe przyrosty wytrzymałości po wyżarzaniu (11 ÷ 15%) występują wtedy, kiedy po normalizowaniu otrzymuje się stosunkowo małe wartości R_m (poz. 2 i 6 tab. 9).

W kilku pracach [1, 40, 82, 86, 93] zajmowano się wpływem temperatury wyżarzania na właściwości mechaniczne normalizowanego żeliwa sferoidalnego. Wyniki nie-

Tabela 10

Wpływ podwyższenia o 50 K temperatury wyżarzania żeliwa po normalizowaniu zwykłym na właściwości mechaniczne i ich zmiany wyrażone w procentach

Lp.	Poz. lit.	Warunki austenitizacji temp. w °C—czas w h	Wyszczególnienie zmian	Właściwości mechaniczne i ich zmiany					Wskaźniki materiałowe	
				R_m MPa	$R_{0,2}$ MPa	A_5 w %	HB	K kJ/m ²	s	m
1.	[1]	899—2	po normalizowaniu	913	572	6	293	—	0,63	0,33
			po normaliz. i wyżarzaniu w 600°C—3h ¹⁾	935	576	—	296	—	0,62	0,32
			wielkość zmiany właściwości w % ²⁾	2,4	0,7	—	1	—	—	—
2.			po normaliz. i wyżarzaniu w 649°C—3h	834	510	8	255	—	0,61	0,33
			wielkość zmiany właściwości w % ²⁾	$\frac{-8,6}{-10,8}$	$\frac{-10,8}{-11,4}$	$\frac{33}{-}$	$\frac{-9,9}{-13,8}$	—	—	—
3.	[40]	880—2,5	po normalizowaniu	659	554	—	245	—	0,84	0,27
			po normal. i wyżarzaniu w 600°C—2h	755	541	—	232	—	0,72	0,33
			wielkość zmiany własc. w % ²⁾	14,6	-2,3	—	-5,3	—	—	—
4.			po normal. i wyż. w 650°C—2h	707	486	—	211	—	0,69	0,34
			wielkość zmiany własc. w % ²⁾	$\frac{7,3}{-6,3}$	$\frac{-12,3}{-10,2}$	—	$\frac{-13,9}{-9,0}$	—	—	—
5.	[82]	930—3	po normalizowaniu	827	506	3,7	256	275	0,61	0,33
			po normal. i wyż. w 600°C—2h	818	490	3,7	250	284	0,60	0,33
			wielkość zmiany własc. w % ²⁾	-1,1	-3,2	0,0	-2,3	3,0	—	—
6.			po normal. i wyż. w 650°C—2h	776	441	4,1	230	382	0,57	0,34
			wielkość zmiany własc. w % ²⁾	$\frac{-6,2}{-5,1}$	$\frac{-12,8}{-10,0}$	$\frac{10,8}{10,0}$	$\frac{-10,1}{-8,0}$	$\frac{38,9}{34,5}$	—	—

¹⁾ Wartości liczbowe właściwości mechanicznych dla temperatury 600°C ekstrapolowano liniowo z wartości dla temperatury 649 i 621°C.

²⁾ Znak — oznacza zmniejszenie wartości liczbowych właściwości. Brak znaku oznacza powiększenie właściwości. Wartości liczbowe podają w % zmianę właściwości w odniesieniu do normalizowania.

³⁾ Licznik podaje wartość zmiany właściwości w % w odniesieniu do normalizowania. Mianownik wartość zmiany właściwości w % w odniesieniu do normalizowania i wyżarzania w temperaturze 600°C.

których prac wskazują na to, że podwyższenie temperatury wygrzewania od 600 do 700°C prowadzi najczęściej do obniżenia właściwości wytrzymałościowych R_m i $R_{0,2}$, twardości HB i podwyższenia właściwości plastycznych A_5 oraz udarności K [1, 40, 82]. Jednakże w pracy [86] stwierdzono, że w normalizowanym żeliwie sferoidalnym zawierającym 1,52% Mn podwyższenie temperatury wyżarzania od 630 do 720°C przy wygrzewaniu w czasie 0,75 h powodowało powiększenie R_m , a dopiero dalsze podwyższenie temperatury do 750°C wywołało zmniejszenie R_m .

W tabeli 10 podano wielkości bezwzględne oraz procentowe zmian właściwości mechanicznych przy wzroście temperatury wyżarzania o 50 K (od 600 do 650°C) dla żeliwa sferoidalnego po normalizowaniu zwykłym, a w tabeli 11 po normalizowaniu z zastosowaniem podchładzania i ewentualnie wychładzania. W przypadkach obu sposobów normalizowania, z wyjątkiem danych z publikacji [93], podwyższenie temperatury wyżarzania o 50 K powoduje ten sam kierunek zmian właściwości (zmniejszenie R_m , $R_{0,2}$ i HB, zwiększenie A_5 i K). Jednakże wartości bezwzględne tych zmian, tzn. bez uwzględnienia znaków (-) i (+), są większe dla normalizowania zwykłego (tab. 10), aniżeli dla normalizowania z zastosowaniem podchładzania (tab. 11). Jest to zrozumiałe, jeśli uwzględni się fakt, że podchładzanie w czasie operacji normalizowania już wywołuje obniżenie właściwości wytrzymałościowych i twardości, a podwyższenie właściwości plastycznych i udarności (tab. 7).

Rolę czasu wyżarzania normalizowanego żeliwa sferoidalnego przedstawiono w kilku publikacjach [23, 40, 86, 93]. Przedłużanie czasu wyżarzania jest równie niejednoznaczne jak podwyższenie temperatury. Na ogół następuje ciągle zmniejszanie wartości R_m , $R_{0,2}$ i HB oraz zwiększanie wartości A_5 . Lecz według danych z publikacji [86] oraz [93] początkowe, krótkie czasy wygrzewania przynoszą przyrost wytrzymałości na rozciąganie, natomiast przy dłuższych czasach (powyżej 2 ÷ 3 h) następuje ciągle zmniejszanie się tej właściwości. Według [40] zmiana czasu wygrzewania od 2 do 6,5 h w 600°C powoduje początkowo zmniejszanie wartości R_m (do 3,66 h), następnie jej powiększanie się (4,75 h) i w końcu znów zmniejszenie (6,5 h). Takie zmiany R_m z przedłużaniem czasu wygrzewania są prawdopodobnie przypadkowe, tym bardziej, że zmiany wartości $R_{0,2}$ i HB przebiegają podobnie jak zmiany podane w publikacjach [86] i [93].

Wpływ przedłużenia czasu wygrzewania o 1 h na wartość zmian właściwości mechanicznych, wyznaczony jako wartości średnie dla określonych zakresów czasu, przedstawia tabela 12. Wynika z niej, że zasadniczy wpływ na wartość zmiany właściwości mechanicznych po przedłużeniu wyżarzania o 1 h ma temperatura austenitowania w trakcie normalizowania: im jest ona wyższa, tym mniejsza jest szybkość zmian właściwości mechanicznych (głównie wytrzymałości na rozciąganie) podczas wyżarzania w temperaturze podkrytycznej. Charakterystyczne są zmiany twardości żeliwa – o różnej zawartości manganu – wyżarzanego w temperaturze bliskiej 600°C (poz. 4 i 8 tab. 12). Wartość zmiany twardości, a również wytrzymałości na rozciąganie i udarności zwiększa się ze zwiększeniem zawartości manganu. Fakt ten potwierdza wyniki badań zamieszczone w publikacji [92], z których wynika, że względne zmiękczenie żeliwa $\Delta HB/HB$ po jego wyżarzaniu w temperaturze 630°C ma coraz większe wartości przy zwiększającej się zawartości manganu od 0,8 do 1,5%.

Tabela 11

Wpływ podwyższenia o 50 K temperatury wyżarzania żeliwa po normalizowaniu z podchładzaniem na właściwości mechaniczne i ich zmiany wyrażone w procentach

Lp.	Poz. lit.	Warunki austenityzacji i wychładzania: temp. w °C – czas w h	Wyszczególnienie zmian	Właściwości mechaniczne					Wskaźniki materiałowe	
				R_m MPa	$R_{0,2}$ MPa	A_5 w %	HB	K kJ/m ²	s	m
1.	[82]	930–3/piec – 840–2	po normalizowaniu	779	461	5,2	237	471	0,59	0,33
			po normaliz. i wyżarzaniu w 600°C – 3 h	768	461	5,4	231	539	0,60	0,34
			wielkość zmiany ²⁾ właściwości w %	-1,4	0,0	3,8	-2,5	14,4		
2.			po normal. i wyżarzaniu w 650°C – 3 h	727	431	5,8	228	578	0,59	0,32
			wielkość zmiany ²⁾³⁾ właściwości w %	$\frac{-6,7}{-5,3}$	$\frac{-6,7}{-6,5}$	$\frac{11,5}{7,4}$	$\frac{-3,8}{-1,3}$	$\frac{-2,7}{7,2}$		
3.	[86]	1050–6,5/piec – 880–0 (żeliwo o zaw. 0,83% Mn)	po normalizowaniu	873	–	2,0	351	168		0,25
			po normal. i wyżarzaniu w 630°C – 3 h	903	–	3,0	328	–		0,28
			wielkość zmiany ²⁾ właściwości w %	3,4	–	50	-6,5	–		
4.			po normal. i wyżarzaniu w 680°C – 3 h	844	–	7,0	290	–		0,30
			wielkość zmiany ²⁾³⁾ właściwości w %	$\frac{-3,3}{-6,5}$	–	$\frac{250}{133}$	$\frac{-17,4}{-11,6}$	–		
5.	[93]	1000–4/piec – 880–0 (żeliwo o zaw. 0,83% Mn)	po normalizowaniu	812	–	2,3	272	134		0,30
			po normal. i wyżarzaniu 610°C – 2 h	767	–	2,4	270	135		0,29
			wielkość zmiany ²⁾ właściwości w %	-5,5	–	4,3	-0,7	0,7		
6.			po normal. i wyżarzaniu w 640°C – 2 h	774	–	3,3	258	139		0,30
			wielkość zmiany ²⁾³⁾ właściwości w %	$\frac{-4,7}{0,9}$	–	$\frac{43,5}{37,5}$	$\frac{-5,1}{-4,4}$	$\frac{3,7}{3,0}$		
7.	[93]	1000–4/piec – 880–0 (żeliwo o zaw. 1,13% Mn)	po normalizowaniu	812	–	1,2	277	131		0,30
			po normal. i wyżarzaniu w 610°C – 2 h	825	–	0,7	299	109		0,28
			wielkość zmiany ²⁾ właściwości w %	1,6	–	-41,7	7,9	-16,8		
8.			po normal. i wyżarzaniu w 640°C – 2 h	888	–	0,9	321	128		0,28
			wielkość zmiany ²⁾³⁾ właściwości	$\frac{9,3}{-}$	$\frac{-}{7,6}$	$\frac{-25}{28,6}$	$\frac{15,9}{10,0}$	$\frac{-2,3}{17,4}$		

²⁾ i ³⁾ jak w tabeli 10

Wpływ przedłużenia o 1 h czasu wyżarzania żeliwa normalizowanego na wartość zmian właściwości mechanicznych

Lp.	Poz. lit.	Temp. austenitizacji w °C	Temp. wygrzewania w °C	Średnia szybkość zmiany właściwości przy wzroście czasu o 1 h ¹⁾					Charakterystyczna zawartość pierwiastków chemicznych	
				dla zakresu wygrzewania $h_1 - h_2$	R_m w MPa/h	$R_{0,2}$ w MPa/h	A_5 w %/h	HB w HB/h		K_w w kJ/m ² /h
1	[23]	900	650	2 ÷ 4	-44,0	-14,0	1,2	-12,5	-137	
				4 ÷ 6	-36,0	-14,5	2,0	-7,5	186,5	
2	[40]	880	600	2 ÷ 3,66	-56,0	-6,0	-	-0,6	-	
3	[86]	1050	680	0,75 ÷ 3	-12,9	-	1,8	-17,8	-	0,83% Mn
					-8,9	-	1,3	-18,7	-	1,15% Mn
					-4,4	-	1,3	-15,8	-	1,51% Mn
4			630	0,75 ÷ 3	8,9	-	0,4	-8,9	-	0,83% Mn
					4,4	-	0,4	-8,5	-	1,15% Mn
					8,4	-	0,0	-10,6	-	1,52% Mn
5	[93]	1000	640	1 ÷ 2	-23	-	0,8	-4,0	38	0,83% Mn
					23	-	0,3	7,6	18	1,13% Mn
					-19	-	0,6	-4,3	-23	1,70% Mn
6				2 ÷ 4	-35,5	-	0,6	-14,5	39	0,83% Mn
					-5	-	0,6	-10,4	27	1,13% Mn
					-6	-	0,15	-7,7	25	1,70% Mn
7			610	1 ÷ 2	-18	-	0,1	-2,9	37	0,83% Mn
					-3	-	0,0	-0,1	3	1,13% Mn
					-19	-	0,3	-2,3	37	1,70% Mn
8				2 ÷ 4	-3	-	0,2	-1,0	9	0,83% Mn
					-4,5	-	0,1	-2,3	75	1,13% Mn
					-5,5	-	0,35	-3,9	14,5	1,70% Mn

¹⁾ Znak - oznacza obniżenie właściwości. Brak znaku oznacza przyrost właściwości.

Wskaźnik s po wyżarzaniu w temperaturze podkrytycznej normalizowanego żeliwa zmniejsza się w stosunku do wartości w stanie normalizowanym, a ponadto zmniejsza się z podwyższeniem temperatury wyżarzania, natomiast wskaźnik m na ogół powiększa się zarówno w porównaniu z wartościami dla stanu normalizowanego, jak też z wartościami uzyskiwanymi w wyniku podwyższania temperatury wyżarzania (z wyjątkiem danych z publikacji [93]).

Te zmiany wartości wskaźników materiałowych, a więc obniżenie wartości wskaźnika s i podwyższenia wartości wskaźnika m po wyżarzaniu żeliwa normalizowanego w temperaturze podkrytycznej można uważać za korzystne. Związane są one bowiem z podniesieniem właściwości plastycznych i udarności żeliwa. Przyczynę zmian tych właściwości, a tym samym omawianych wskaźników materiałowych należy upatrywać w odprężaniu żeliwa oraz jego nieznacznej sferoidyzacji i grafityzacji.

Dalszą operacją cieplną towarzyszącą normalizowaniu może być drugie normalizowanie. Pomijając fragmentaryczne informacje o wynikach takiej obróbki cieplnej, podane w publikacjach [108, 140] obszerniejsze badania przeprowadzili J. Piaskowski i J. Stec [117]. Z analizy zmian właściwości po II normalizowaniu w stosunku do I normalizowania wynika, że II normalizowanie w temperaturze 900°C przynosi określone korzyści: zwiększa się nieco wytrzymałość na rozciąganie R_m , znacznie zwiększa się granica plastyczności $R_{0,2}$ (7,4 ÷ 9,6%) oraz twardość HB, zmniejsza się wydłużenie A_5 (lecz utrzymuje się na wysokości wyższej od minimalnej dla klasy Zs90002) i zwiększa udarność K. Również II normalizowanie w temperaturze 860°C jest korzystne. Wprawdzie wytrzymałość na rozciąganie R_m zmniejsza się, lecz granica plastyczności $R_{0,2}$ powiększa się w porównaniu z wartością po I normalizowaniu, zwiększa się również wydłużenie A_5 i – w znacznym stopniu – udarność K, zmniejsza się natomiast twardość HB.

Wyżarzanie żeliwa normalizowanego w temperaturze podkrytycznej prowadzi więc najczęściej do zmniejszenia właściwości wytrzymałościowych i twardości oraz zwiększenia właściwości plastycznych i udarności. Należy ponadto uważać, że ta operacja cieplna przyczynia się znacznie do odprężenia odlewów normalizowanych, choć brak na ten temat danych w dostępnej literaturze.

Wyżarzanie to przeprowadza się najczęściej w temperaturze 600 ÷ 700°C. Przy tym, po wyżarzaniu w temperaturze 600 ÷ 650°C można spotkać się ze zwiększeniem właściwości wytrzymałościowych. Zjawisko to występuje po krótkim czasie wygrzewania 0 ÷ 2 h. Czas, po którym żeliwo osiąga maksymalny przyrost wytrzymałości na rozciąganie jest zależny od temperatury i jest tym krótszy im temperatura wyżarzania jest wyższa. Zjawisko to, mimo że występuje w wynikach takiej obróbki cieplnej podanych przez kilku autorów, nie zostało do chwili obecnej wyjaśnione. Charakterystyczne zmiany właściwości po wyżarzaniu w zakresie 600 ÷ 650°C, bez widocznych zmian w mikroskopowej strukturze żeliwa, mogą wskazywać na efekt procesu starzenia.

Jednakże celowość stosowania wyżarzania żeliwa normalizowanego w temperaturze podkrytycznej, jak również stosowanie drugiej normalizacji winna stać się przedmiotem badań nad ekonomicznością tych procesów obróbki cieplnej żeliwa sferoidalnego.

2.6. WPLYW RODZAJÓW OBRÓBKIE CIEPLNEJ, MAJĄCEJ NA CELU OTRZYMANIE OSNOWY PERLITYCZNEJ, NA WŁAŚCIWOŚCI MECHANICZNE ŻELIWA SFEROIDALNEGO

Ocena rodzajów obróbki cieplnej żeliwa według podziału podanego w podrozdz. 2.5.1, w zależności od otrzymanych właściwości mechanicznych jest niezmiernie trudna. Czynniki mogących wpływać na rezultaty obróbki jest bowiem bardzo dużo, natomiast informacje o nich są (w dostępnych publikacjach) nieliczne i bardzo skąpe.

Dla porównania wybrano te przypadki, w których żeliwo sferoidyzowano za pomocą zaprawy żelazo-krzemowo-magnezowej, stopem magnezu lub technicznie czy-

stym magnezem. Uwzględniono tylko przypadki obróbki cieplnej odlewów o grubości nie przekraczającej 50 mm i dokonano ich podziału według struktury w stanie surowym. Tabele 13 i 14 przedstawiają zakresy właściwości mechanicznych dla stanu surowego, stanu normalizowanego oraz procentowe zmiany właściwości. W tabelach nie uwzględniono udarności, ponieważ ta właściwość podawana jest w różnych jednostkach i dla różnych rodzajów próbek. Tabela 13 obejmuje przypadki żeliwa o osnowie ferrytyczno-perlitycznej w stanie surowym, a tabela 14 żeliwo o osnowie perlityczno-ferrytycznej.

Z tabeli 13 wynika, że normalizowanie zwykle z temperatury 900°C pozwala na otrzymanie żeliwa sferoidalnego gatunków od Zs70002 do Zs90002. Podwyższenie temperatury austenitowania o 50°C daje żeliwo gatunków Zs80002 i Zs90002 z tym, że pewność otrzymania gatunku Zs90002 jest większa, niż po austenitowaniu w temperaturze 900°C. Charakterystyczne dla normalizowania zwykłego żeliwa ferrytyczno-perlitycznego jest znaczne zwiększenie wytrzymałości na rozciąganie (do 90%), jak też znaczne zmniejszenie wydłużenia (do 90%) w stosunku do stanu surowego. Stosowanie podchładzania i ewentualnie wychładzania powoduje obniżenie gatunku żeliwa, przy czym po wychładzaniu w temperaturze zbliżonej do 900°C (poz. 3 i 4 tab. 13) otrzymuje się nieco większą wytrzymałość, niż po wychładzaniu w temperaturze z zakresu 840 ÷ 880°C. Wyżarzanie normalizujące w połączeniu z wyżarzaniem w temperaturze podkrytycznej powoduje dalsze zmniejszenie wytrzymałości na rozciąganie i po obróbce według sposobu Ba otrzymuje się gatunki Zs70002 i Zs80002, a po obróbce według sposobu Bb gatunek Zs70002. Jednakże dolna granica wydłużenia A_5 jest w tych warunkach większa niż w poprzednich przypadkach.

Obróbka cieplna żeliwa perlityczno-ferrytycznego (tab. 14) daje większą gwarancję otrzymania gatunków Zs80002 i Zs90002, a – jak to wynika z publikacji [92] – przy odpowiednio wysokiej temperaturze i odpowiednim czasie austenitowania nawet niewystępujący w normie PN-76/H-83123 gatunek Zs100002. Przy takiej strukturze początkowej żeliwa korzystniejsze są wzajemne relacje przyrostu R_m do przyrostu HB, a wydłużenie często się zwiększa w stosunku do stanu surowego. Występujące w tabeli częste przypadki otrzymywania dolnej granicy wydłużenia mniejszej od 2,0% dotyczą żeliwa sferoidalnego o znacznej zawartości fosforu (powyżej 0,08%).

Podwójne normalizowanie jako odrębny sposób obróbki cieplnej omówiono już w podrozdz. 2.5.3.

Jak widać z dokonanego przeglądu najwyższą wytrzymałość żeliwa sferoidalnego o końcowej osnowie perlitycznej otrzymuje się po normalizowaniu zwykłym. Wyżarzanie połączone z podchładzaniem i ewentualnie wychładzaniem, a tym bardziej obróbka cieplna złożona z normalizowania zwykłego i wyżarzania w temperaturze podkrytycznej prowadzą do zmniejszenia właściwości wytrzymałościowych, a zwiększenia właściwości plastycznych. Należy jednak mniemać, że odpowiednie dobranie temperatury wygrzewania i następnie temperatury i czasu wychładzania powinno zapewnić otrzymanie w żelwie sferoidalnym jednocześnie wysokiej wytrzymałości i dostatecznej plastyczności. Ponadto nie zbadano roli długości czasu wygrzewania i jednocześnie długości czasu wychładzania w kształtowaniu właściwości mechanicznych żeliwa.

Właściwości mechaniczne ferrytyczno-perlitycznego żeliwa steroidalnego w stanie surowym i po obróbce cieplnej. Procentowe zmiany właściwości po obróbce

Lp.	Rodzaj obróbki cieplnej	Warunki obróbki cieplnej		Wyszczególnienie stanu lub zmiany	Właściwości mechaniczne				
		Temperatura i czas austenitowania	Temperatura i czas wychładzania		R _m w MPa	R _{0,2} w MPa	A ₅ w %	HB	
									Właściwości mechaniczne
1	Normalizowanie zwykłe (Aa)	900°C 1 h	-	-	stan surowy	456 ± 515	361	14,8 ± 22,7	155 ± 179
					stan po obróbce	779 ± 905	660	1,5 ± 5,5	260 ± 292
					zmiana właściwości w %	56 ± 81	83	(-70) ÷ (-90)	57 ± 68
2		930 ± 950°C 1 + 3 h	-	-	stan surowy	500 ± 576	339 ± 361	8,7 ± 18,4	168 ± 182
					stan po obróbce	827 ± 949	506 ± 680	2,5 ± 3,7	256 ± 278
					zmiana właściwości w %	44 ± 90	49 ± 88	(-57) ÷ (-90)	41 ± 65
3	Normalizowanie z podchładzaniem (Ab)	900 ± 930°C 1 + 4 h	840 ± 880°C 0 + 3 h	-	stan surowy	537 ± 576	339 ± 389	8,7 ± 14,8	177 ± 194
					stan po obróbce	779 ± 854	461 ± 571	2,4 ± 6,2	237 ± 269
					zmiana właściwości w %	35 ± 59	36 ± 47	(-40) ÷ (-74)	30 ± 47
4		950 ± 1000°C 1 + 4 h	880 ± 900°C 0 + 3 h	-	stan surowy	537 ± 541	389	9,1 ± 14,8	177 ± 194
					stan po obróbce	812 ± 865	595	2,2 ± 5,3	264 ± 272
					zmiana właściwości w %	52 ± 65	53	(-64) ÷ (-75)	40 ± 49
5	Normalizowanie zwykłe +	930°C 3 h	-	600°C 2 h	stan surowy	576	339	8,7	182
					stan po obróbce	818	490	3,7	250
					zmiana właściwości w %	42	44	-57	37
6	wyzarzanie w temp. podkrytycznej (Ba)	930°C 3 h	-	650°C 2 h	stan surowy	576	339	8,7	182
					stan po obróbce	776	441	4,1	230
					zmiana właściwości w %	35	30	-53	26
7	Normalizowanie z podchładzaniem +	950 ± 1000°C 3 + 4 h	-	600 ± 610°C 2 + 3 h	stan surowy	537 ± 576	339	8,7 ± 9,1	182 ± 194
					stan po obróbce	767 ± 768	461	2,4 ± 5,4	231 ± 270
					zmiana właściwości w %	33 ± 43	36	(-38) ÷ (-74)	27 ± 39
8	wyzarzanie w temp. podkrytycznej (Bb)	950 ± 1000°C 3 + 4 h	-	640 ± 650°C 2 + 3 h	stan surowy	537 ± 576	339	8,7 ± 9,1	182 ± 194
					stan po obróbce	724 ± 774	431	3,3 ± 5,8	228 ± 258
					zmiana właściwości w %	26 ± 44	27	(-33) ÷ (-64)	25 ± 33

Właściwości mechaniczne perlityczno-ferrytycznego żelaza sferoidalnego w stanie surowym i po obróbce cieplnej. Procentowe zmiany właściwości po obróbce

Lp.	Rodzaj obróbki	Warunki obróbki cieplnej		Wyszczególnienie stanu lub zmiany	Właściwości mechaniczne				
		Temperatura i czas austenitzowania	wychładzania		wyrzewanania	R_m w MPa	$R_{0,2}$ w MPa	A_5 w %	HB
1	Normalizowanie zwykłe (Aa)	900°C 2 ÷ 4 h	-	-	stan surowy	637 ÷ 775	412	3,0 ÷ 6,0	237 ÷ 267
stan po obróbce					834 ÷ 958	529	3,0 ÷ 5,0	280 ÷ 305	
2	Normalizowanie z podchładzaniem (Ab)	950°C 1 ÷ 4 h	-	-	zmiana właściwości w %	18 ÷ 31	28	(-4) ÷ (-17)	10 ÷ 28
stan surowy					622 ÷ 709	-	2,9 ÷ 3,7	232 ÷ 261	
stan po obróbce					785 ÷ 852	-	1,6 ÷ 4,5	256 ÷ 275	
3	Normalizowanie z podchładzaniem (Ab)	900 ÷ 920°C 2 ÷ 10 h	880°C 0 h	-	zmiana właściwości w %	20 ÷ 32	-	(-45) ÷ (-68)	10 ÷ 18
stan surowy					540 ÷ 577	-	4,2 ÷ 5,0	210 ÷ 211	
stan po obróbce					702 ÷ 901	-	1,6 ÷ 1,9	283 ÷ 295	
4	Normalizowanie z podchładzaniem (Ab)	1000 ÷ 1020°C 2 ÷ 10 h	880°C 0 h	-	zmiana właściwości w %	30 ÷ 56	-	(-54) ÷ (-68)	34 ÷ 41
stan surowy					540 ÷ 623	-	2,3 ÷ 5,0	210 ÷ 235	
stan po obróbce					712 ÷ 950	-	2,0 ÷ 2,6	268 ÷ 299	
5	Normalizowanie z podchładzaniem (Ab)	1050°C 6,5 h	880°C 0 h	-	zmiana właściwości w %	16 ÷ 65	-	(-60) ÷ 13	27 ÷ 46
stan surowy					461 ÷ 647	-	0,8 ÷ 1,5	288 ÷ 318	
stan po obróbce					844 ÷ 893	-	2,0 ÷ 3,0	351 ÷ 375	
6	Normalizowanie z podchładzaniem oraz	1050°C 6,5 h	880°C 0 h	630°C 3 h	zmiana właściwości w %	35 ÷ 85	-	33 ÷ 150	18 ÷ 22
stan surowy					461 ÷ 647	-	0,8 ÷ 1,5	288 ÷ 318	
stan po obróbce					863 ÷ 903	-	2,0 ÷ 3,0	328 ÷ 344	
7	wyzarzanie w temp. podkrytycznej (Bb)	1000°C 4 h	880°C 0 h	640°C 4 h	zmiana właściwości w %	39 ÷ 87	-	100 ÷ 150	8 ÷ 14
stan surowy					577	-	4,2	210	
stan po obróbce					888	-	0,9	321	
					zmiana właściwości w %	54	-	-78.	53

2.7. WPLYW FOSFORU NA WŁAŚCIWOŚCI MECHANICZNE ŻELIWA SFEROIDALNEGO

Rola pierwiastków chemicznych w kształtowaniu struktury i właściwości mechanicznych żeliwa sferoidalnego była przedmiotem bardzo wielu prac; jest to zagadnienie bardzo rozległe, nie objęte programem niniejszego opracowania. Niemniej z uwagi na wyjątkowo negatywny wpływ fosforu istnieje potrzeba wykazania konieczności utrzymywania w żelowie sferoidalnym jak najmniejszej zawartości tego pierwiastka i wykazania jego wpływu na wartość wskaźnika s i m .

W tabeli 15 przedstawiono właściwości mechaniczne żeliwa sferoidalnego o zmiennej zawartości fosforu, w stanie surowym i po obróbce cieplnej. Z tabeli wynika, że zmiana zawartości fosforu od 0,02 lub 0,03% do 0,07 lub 0,08% wywołuje bardzo istotne ujemne zmiany właściwości mechanicznych, w szczególności zmniejszają się: wytrzymałość na rozciąganie oraz wydłużenie i udarność, natomiast zwiększają się: granica plastyczności i twardość. Zmiany te ujawniają się bardzo wyraźnie w wartościach wskaźników materiałowych. Wskaźnik s dla żeliwa o małej zawartości fosforu 0,03% wynosi 0,62, a przy zawartości fosforu 0,07% – $0,72 \div 0,78$. Można więc sądzić, że tak wysokie wartości wskaźnika s świadczyć mogą o złej jakości żeliwa.

Wskaźnik m ma przy zawartości fosforu od $0,02 \div 0,03\%$ wartości $0,28 \div 0,29$, a przy zawartości 0,07 do 0,08% – wartość 0,23, zmniejsza się więc ze zwiększeniem zawartości fosforu. Z danych zebranych w tabeli 15 wynika również, że obróbka cieplna nie tylko prowadzi do podwyższenia niektórych właściwości, ale następują korzystne zmiany wskaźników materiałowych: wskaźnik s maleje, a wskaźnik m rośnie. Te zmiany właściwości i wskaźników po obróbce cieplnej wskazują dobitnie, że żeliwo sferoidalne o zbyt dużej zawartości fosforu powinno być bezwzględnie obrabiane cieplnie, ponieważ obróbka cieplna częściowo usuwa ujemne skutki oddziaływania fosforu na właściwości mechaniczne odlewów. Oczywiście najkorzystniej jest oprzeć produkcję żeliwa sferoidalnego na surowcach pozwalających na otrzymanie w produkcji jak najmniejszej zawartości fosforu.

2.8. WPLYW GRUBOŚCI ŚCIANEK ODLEWU NA WŁAŚCIWOŚCI MECHANICZNE ŻELIWA SFEROIDALNEGO

Rola grubości ścianek odlewów z żeliwa sferoidalnego w kształtowaniu struktury i właściwości mechanicznych w stanie surowym i obrabianym cieplnie nie jest, podobnie jak skład chemiczny, przedmiotem niniejszego opracowania. Z uwagi jednak na charakterystyczny wpływ grubości ścian na wartości wskaźników materiałowych warto przytoczyć niektóre dane.

Z tabeli 16 wynika, że zwiększenie grubości ścianek powyżej 50 mm powoduje ciągle obniżanie się wszystkich właściwości mechanicznych, wywołując ponadto niekorzystne zmiany w relacjach $R_{0,2}$ i R_m oraz R_m i HB. Wskaźnik s zwiększa się ze zwiększeniem grubości od wartości 0,61 do 0,94, a wskaźnik m zmniejsza się od 0,27 do 0,20. Przyczyną tych zmian tkwią we wrażliwości żeliwa sferoidalnego na grubość

Tabela 15

Wpływ fosforu na właściwości mechaniczne żeliwa sferoidalnego w stanie surowym i po obróbce cieplnej

Lp.	Poz. lit.	Steroidyzator	Pierwiastki chemiczne żeliwa w %	Rodzaj obróbki	Warunki			Wyszczególnienie stanu lub zmiany	Właściwości mechaniczne				Wskazniki		
					austenizacji temp. w °C	czas w h	wyżarzania temp. w °C		czas w h	R _m MPa	R _{0,2} w MPa	A ₅ w %	HB	K w J	s
1	[29]	Ni-Mg	3,6 C; 2,0 Si; 0,3 Mn; 1,5 Ni; 0,03 P	Aa	900	6	-	stan surowy	729	449	5,0	252	27,0	0,62	0,29
								stan po obróbce	939	581	5,0	292	20,4	0,62	0,33
								zmiana właściwości w %	29	29	0,0	16	-24	-	-
2			3,5 C; 2,6 Si; 0,5 Mn; 0,8 Ni; 0,07 P	Aa	900	6	-	stan surowy	593	465	1,5	266	8,1	0,72	0,23
								stan po obróbce	829	554	3,3	292	24,5	0,67	0,29
								zmiana właściwości w %	40	19	117	10	201	-	-
3	[42]	Ni-Mg	2,5 Si; 0,02 P	Aa	900	6	-	stan surowy	699	-	3,5	253	38	-	0,28
								stan po obróbce	959	-	4,5	304	33	-	0,32
								zmiana właściwości w %	37	-	29	20	-13	-	-
4			2,5 Si; 0,08 P	Aa	900	6	-	stan surowy	610	-	2,0	269	22	-	0,23
								stan po obróbce	824	-	2,0	311	15	-	0,27
								zmiana właściwości w %	35	-	0,0	16	-32	-	-
5	[29]	Ni-Mg	3,6 C; 2,0 Si; 0,3 Mn; 1,5 Ni; 0,03 P	Ba	900	6	600	stan surowy	729	449	5,0	252	27,0	0,62	0,29
								stan po obróbce	965	579	5,0	299	28,3	0,60	0,33
								zmiana właściwości w %	32	29	0,0	19	5,0	-	-
6			3,5 C; 2,6 Si; 0,5 Mn; 0,8 Ni; 0,07 P	Ba	900	6	600	stan surowy	591	464	1,5	266	8,1	0,78	0,23
								stan po obróbce	829	525	5,5	250	24,8	0,63	0,34
								zmiana właściwości w %	40	13	267	-6	206	-	-

Tabela 16

Wpływ grubości ścianek odlewów na właściwości mechaniczne żeliwa sferoidalnego w stanie surowym i po obróbce cieplnej

Lp.	Poz. lit.	Warunki obróbki cieplnej Zasadniczy skład chemiczny	Wymiary odlewów	Miejsce pobierania próbek	1)	Właściwości mechanicz.					Wskaźniki			
						R_m MPa	$R_{0,2}$ MPa	A_5 w %	HB	K w J	s	m		
1 2 3	[46]	950°C – 6h/ /pow.	średnica 305 mm	skraj wałka	S	331	298	1,5	170	–	0,90	0,20		
					N	443	382	0,7	244	–	0,86	0,19		
					P	34	28	–5,3	44	–	–	–		
		2		3,94% C, 2,4% Si, 0,7% Mn,	1/2 promie- nia wałka	S	322	300	0,6	161	–	0,93	0,20	
						N	346	317	0,9	218	–	0,92	0,16	
						P	7	6	50	35	–	–	–	
		3			0,8% Ni, 0,03% P	środek wałka	S	324	306	0,6	168	–	0,94	0,20
							N	327	–	0,6	228	–	–	0,15
							P	1	–	0	36	–	–	–
4 5 6 7	[65]	900°C – 6h/ /pow.	średnica 305 mm			około 1/2 promie- nia wałka	S	486	368	1,7	227	5,4	0,76	0,22
							N	668	557	1,5	291	6,8	0,83	0,23
							P	37	51	–14	28	25	–	–
		5	3,5% C, 2,0% Si, 0,4% Mn,	średnica 153 mm		–	S	568	374	2,5	234	–	0,66	0,25
							N	839	530	2,8	293	–	0,63	0,29
							P	48	42	12	25	–	–	–
		6		0,8% Ni, 0,03% P	średnica 44,5 mm	–	S	662	405	3,5	247	13,5	0,61	0,27
							N	930	611	3,5	294	39,0	0,68	0,32
							P	40	51	0	19	190	–	–
7	0,8% Ni, 0,03% P	średnica 12,7 mm			–	S	–	–	–	–	–	–	–	
						N	1016	619	4,5	316	40,6	0,61	0,33	
						P	–	–	–	–	–	–	–	
8 9 10 11		[78]	900°C – 8h/ /piec/ – 870°C – 3h/ /pow.		klin 100 mm	–	S	669	462	2,2	252	–	0,69	0,27
							N	931	608	2,9	299	–	0,65	0,32
							P	39	32	32	19	–	–	–
			9	3,66% C, 2,09% Si, 0,30% Mn,	średnica 190 mm	–	S	626	472	1,6	255	–	0,75	0,25
							N	748	594	1,2	285	–	0,79	0,27
							P	19	26	–25	12	–	–	–
	10		1,45% Cu, 0,03% P		odlew eli- ptyczny 240/300 mm	–	S	485	398	1,6	237	–	0,82	0,21
							N	631	447	2,4	256	–	0,71	0,25
							P	30	12	50	8	–	–	–
11	900°C – 8h/ /piec – 820°C – 3h/ /pow. Skład chemiczny jak wyżej.	– –			–	S	485	398	1,6	237	–	0,82	0,21	
						N	700	436	5,8	241	–	0,62	0,30	
						P	44	95	262	2	–	–	–	

1) Symbole w kolumnie 6 oznaczają: S – stan surowy, N – stan normalizowany, P – zmiana właściwości w %.

ścianek, szczególnie jeżeli grubość ta przekracza 50 mm [113]. Ze zwiększeniem grubości ścianek zmniejsza się szybkość chłodzenia, zwiększają się wymiary wydzielen grafitowych, zwiększa się ich odległość od siebie, a w szczególności następuje pogorszenie kulkowej postaci grafitu. Ponadto maleje udział perlitu w osnowie, zwiększają się wymiary ziarn eutektycznych, nasila się segregacja pierwiastków w tych ziarnach. Pewne zjawiska towarzyszące zwiększającej się grubości ścianek, np. degeneracja wydzielen grafitu, są nieodwracalne. Ale niekorzystne zmiany struktury osnowy, względnie nasilenie się segregacji można ograniczyć przez odpowiednią obróbkę cieplną. Z tabeli 16 wynika, że przy pewnych warunkach obróbki cieplnej następuje zmniejszenie się wskaźnika s i zwiększenie się wskaźnika m do wartości odpowiadającej obrobionemu cieplnie żeliwu sferoidalnemu średniej jakości (poz. 11 tab. 16).

Porównując wartości wskaźników s i m z tabeli 15 dla żeliwa zawierającego $0,07 \div 0,08\%$ P z wskaźnikami z tabeli 16 dla odlewów grubościennych, można wnosić, że zasadniczą przyczyną dużej wartości wskaźnika s i małej wartości wskaźnika m jest nie tylko konkretna zawartość fosforu w żeliwie, chociaż ta ma bardzo duże znaczenie, jak stopień jego segregacji. Wobec tego można się spodziewać, że obróbka cieplna, w wyniku której następuje znaczne zmniejszenie segregacji fosforu, może poprawić dość znacznie właściwości mechaniczne odlewów i to nie tylko odlewów grubościennych.

3. BADANIA WŁASNE

3.1. CEL I ZAKRES PRACY

Przedstawiony w poprzednim rozdziale przegląd literatury dotyczący obróbki cieplnej perlityzującej niestopowego żeliwa sferoidalnego, mimo znacznej liczby publikacji, wykazuje szereg niedostatków i poglądów niezgodnych ze sobą, a nawet przeciwnych. Wszelkie te niedostatki i kontrowersyjne poglądy przedstawiono w podsumowaniu poszczególnych ustępów tego rozdziału.

Celem więc badań własnych jest wyjaśnienie niektórych problemów dotyczących obróbki cieplnej dotychczas nie opracowanych, lub tylko zasygnalizowanych, względnie wyjaśnienie niezgodności niektórych poglądów. Wobec znacznej liczby zagadnień, które winny stać się przedmiotem badań wybrano te, które zdaniem autora mogą stać się przydatne dla praktyki obróbki cieplnej żeliwa sferoidalnego.

Tak więc postanowiono zająć się wpływem warunków obróbki cieplnej wstępnej żeliwa sferoidalnego (temperatura, czas austenizacji, szybkość chłodzenia) na położenie temperatury przemiany eutektoidalnej, rozpiętość zakresu tejże przemiany i temperaturę początku grafityzacji (I seria badań).

Następnie postanowiono wyjaśnić dokładniej zagadnienie przemian strukturalnych w niestopowym żelwie sferoidalnym dokonujących się podczas nagrzewania, wygrzewania i chłodzenia. W szczególności zajęto się przemianami dokonywanymi się w zakresie międzykrytycznym, a mianowicie: w zakresie $Ac_1^p \div Ac_1^k$ podczas nagrzewania i $Ar_1^p \div Ar_1^k$ podczas chłodzenia. Celem tych badań było również wyjaśnienie przy jakich warunkach obróbki cieplnej (temperatura i czas austenizacji, szybkość chłodzenia) można otrzymać 100% perlitu w osnowie niestopowego żeliwa (II seria badań).

W trzeciej serii badań starano się wyjaśnić zmiany stopnia segregacji Si, Mn i P w czasie obróbki cieplnej. Zasadniczym celem tych badań było potwierdzenie lub zaprzeczenie hipotezy, że zmiany położenia temperatury eutektoidalnej i jej rozpiętości są wywołane zmianą stopnia segregacji Si i Mn w czasie obróbki cieplnej. Z kolei zbadanie zmian stopnia segregacji P miały potwierdzić lub zaprzeczyć hipotezie o powiększaniu się lub tworzeniu się eutektyki fosforowej w czasie austenizacji.

Postanowiono również zbadać wpływ różnych czynników, jak: szybkość nagrzewania, temperatura wygrzewania i szybkość chłodzenia na zawartość cementytu wtór-

nego w niestopowym żeliwie sferoidalnym. Cementyt wtórny jest ważnym składnikiem struktury, ponieważ wg panujących powszechnie poglądów działa on szkodliwie na szereg właściwości mechanicznych, zatem należy poznać, jak zmienia się jego udział w strukturze osnowy żeliwa podczas obróbki cieplnej (IV seria badań).

Piąta seria badań ma charakter wyraźnie praktyczny. Jest to próba oceny skuteczności różnych rodzajów obróbki cieplnej perlityzującej niestopowego żeliwa sferoidalnego wytapianego w żeliwiaku w osiągnięciu pożądanych efektów, a więc: maksymalnej zawartości perlitu w osnowie żeliwa, maksymalnych właściwości wytrzymałościowych oraz dostatecznych plastycznych.

W badaniach postanowiono przyjąć następujące rodzaje obróbki cieplnej perlityzującej: wyżarzanie normalizujące zwykle, wyżarzanie z zastosowaniem podchładzania i wychładzania i podwójne wyżarzanie normalizujące. Jednocześnie postanowiono zbadać, przy stosowaniu wyżarzania z podchładzaniem i wychładzaniem, czy korzystniejsze jest przedłużanie czasu wygrzewania przy stałym czasie wychładzania, czy też przedłużanie czasu wychładzania przy stałym czasie wygrzewania.

Przyjęto jednocześnie, że wszystkie badania zostaną wykonane na próbkach z niestopowego żeliwa sferoidalnego otrzymanego z żeliwiaka.

Szczegółowe programy i metodyki badań podano w ustępach dotyczących poszczególnych problemów objętych badaniami.

3.2. WPŁYW WARUNKÓW OBRÓBKIE CIEPLNEJ NA POŁOŻENIE TEMPERATUR KRYTYCZNYCH NIESTOPOWEGO ŻELIWA SFEROIDALNEGO (I SERIA BADAŃ)

3.2.1. MATERIAŁ, PROGRAM I METODYKA BADAŃ

Żeliwo wytapiano w żeliwiaku kwaśnym z gorącym dmuchem stosując wsad zawierający: surówkę LH41, surówkę zwierciadlistą, złom własny żeliwa sferoidalnego. Żeliwo sferoidyzowano w zbiorniku żeliwiaka metodą prętową [151], stopem Mg—Al i modyfikowano żelazokrzemem Si 75 w kadzi. Z żeliwa odlano wlewki w kształcie litery Y o grubości 25 mm w formach wilgotnych (zgodnie z PN-76/H-83124). Skład chemiczny żeliwa i strukturę odlewów w stanie surowym przedstawia tabela 17.

Z dolnych części wlewków Y odcięto próbki o wymiarach 25 × 25 × 40 mm, które wstępnie austenityzowano w pojemnikach rurowych o średnicy 38 mm wypełnionych węglem drzewnym; do obróbki cieplnej stosowano piec PSK-3; temperatura wygrze-

Tabela 17

Skład chemiczny i skład strukturalny badanego żeliwa sferoidalnego w stanie surowym (I seria badań)

Skład chemiczny w %				
C	Si	Mn	P	S
3,65	2,52	0,97	0,09	0,007
Skład strukturalny osnowy w %				
Ferryt		Perlit		
27,0		73,0		

wania wynosiła 900, 1000 i 1100°C, a czas wygrzewania 1, 3, 9 i 27 h. Po odpowiednim czasie wygrzewania pojemniki podchładzano w piecu do temperatury 880°C i połowę pojemników usuwano z pieca, a połowę pozostawiano do dalszego chłodzenia. W ten sposób połowę próbek wstępnych poddano wyżarzaniu ferrytyzującemu, a połowę – wyżarzaniu normalizującemu. Próbki poddane normalizowaniu wyładowywano z pojemników na płyty szamotowe. Z tak obrobionych próbek wykonywano następnie próbki o średnicy 3,5 mm i długości 20 mm przeznaczone do badań dylatometrycznych. Osobno wykonano z żeliwa w stanie surowym próbki dylatometryczne, przeznaczone do hartowania. Te ostatnie załadowano do pojemników rurowych o średnicy 38 mm wypełnionych węglem drzewnym, poddano austenitzacji w temperaturze 900, 1000 i 1100°C w czasie 1, 3 i 9 h. Po podchłodzeniu pojemników w piecu do temperatury 880°C próbki wyrzucano z pojemników i wprowadzano je do kąpieli olejowej. W ten sposób otrzymano próbki hartowane.

Przyjęcie dla próbek wstępnych bardzo wysokich temperatur i długich okresów czasu austenitzacji, nie stosowanych w praktyce obróbki cieplnej żeliwa sferoidalnego, miało na celu wyraźne wykazanie kierunku wpływu tych czynników na położenie temperatur krytycznych. Podobnemu celowi służyło dochładzanie w piecu, w powietrzu i w oleju. Dla zachowania jednakowej szybkości nagrzewania zarówno próbki 25 × 25 × 40 mm, jak próbki dylatometryczne o średnicy 3,5 mm ładowano do pojemników o tych samych wymiarach.

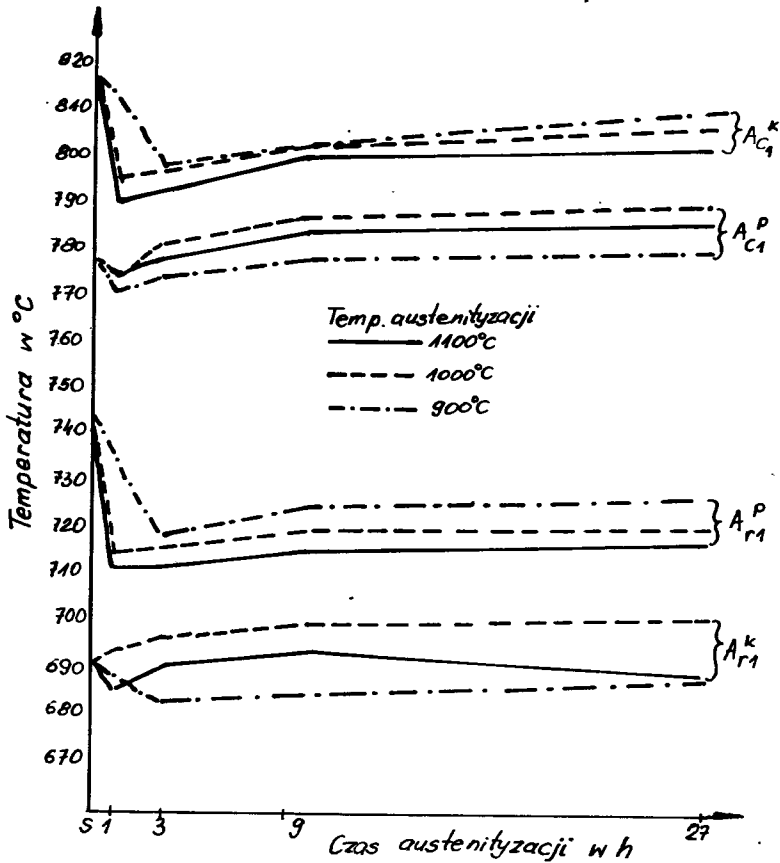
Chłodzenie próbek w oleju (hartowanie) miało jeszcze inny cel. Ten sposób obróbki jest często stosowany dla zachowania w temperaturze otoczenia pewnych stanów strukturalnych, właściwych wysokiej temperaturze wygrzewania. W tym przypadku chodziło o zachowanie gradientów stężenia różnych pierwiastków, segregujących w obszarze ziarna eutektycznego.

Do wyznaczenia wartości temperatur krytycznych żeliwa sferoidalnego posłużono się dylatometrem UBD Leitz-Wetzlar typ 50-100 13 U. Próbki nagrzewano i chłodzono w komorze pieca dylatometru z próżnią $5,3 \cdot 10^{-3}$ Pa ($4 \cdot 10^{-5}$ Tr), stosując szybkość 2,5 K/min (0,042 K/s). Z dylatogramów wykreślonych w układzie temperatura – wydłużenie, wyznaczano: temperaturę początku rozpadu cementytu eutektoidalnego T_{gr} oraz temperatury początku i końca przemiany eutektoidalnej: Ac_1^p ; Ac_1^k ; Ar_1^p i Ar_1^k . Za początek rozpadu cementytu eutektoidalnego przyjmowano temperaturę punktu na krzywej nagrzewania poniżej Ac_1^p , w którym, niezależnie od wydłużenia temperaturowego, następował dodatkowy przyrost wydłużenia. Ten dodatkowy przyrost wydłużenia spowodowany był zachodzącym w próbkach żeliwa procesem grafityzacji. Metodyka wyznaczania temperatury początku tego procesu i temperatur przemiany eutektoidalnej była zgodna z wymogami normy PN-68/H-04500.

Próbki w stanie surowym oraz po ich obróbce cieplnej poddano badaniom metalograficznym.

3.2.2. WYNIKI BADAŃ I ICH ANALIZA

Wpływ temperatury i czasu austenitzowania oraz szybkości chłodzenia próbek żeliwa sferoidalnego na położenie temperatur przemiany eutektoidalnej przedstawiony jest na rys. 18, 19 i 20. Różnice między górną i dolną temperaturą przemiany



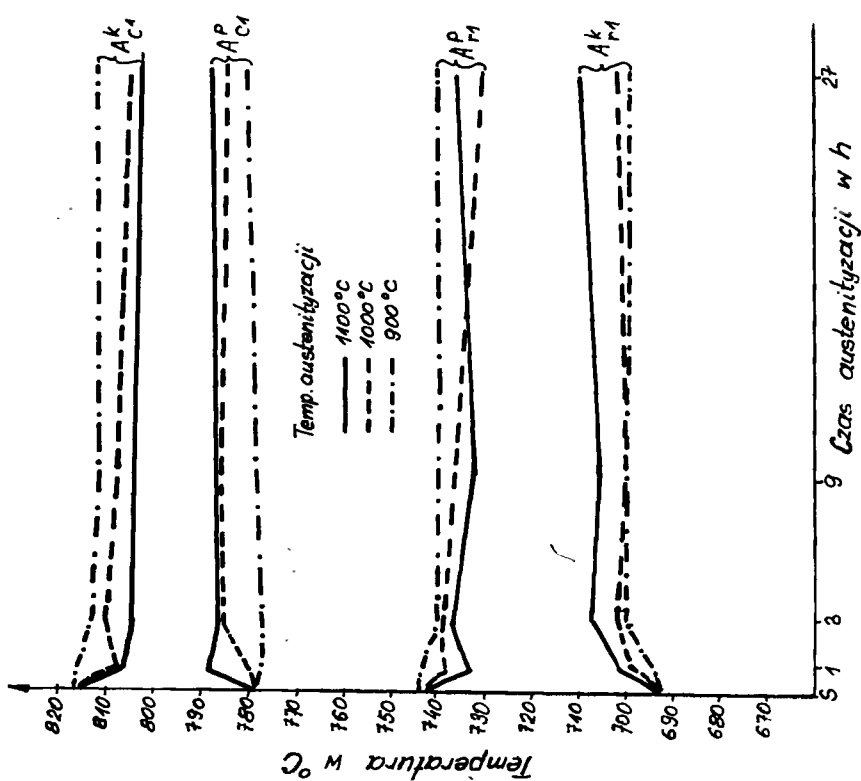
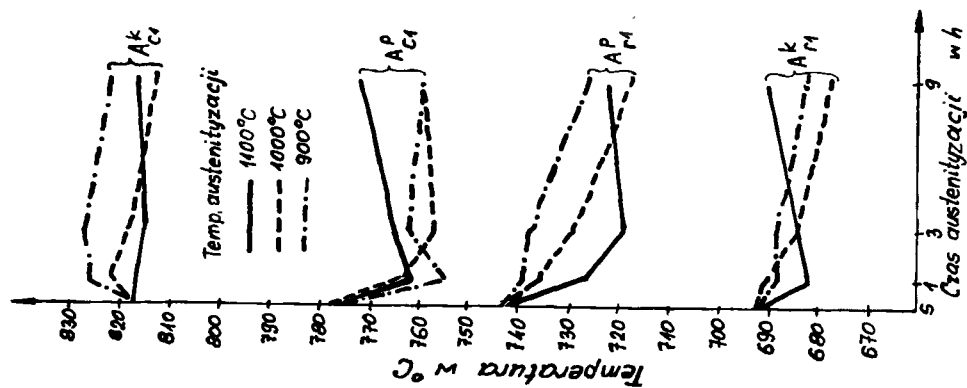
Rys. 18. Wpływ warunków austenitowania i chłodzenia z piecem na wartości temperatur przemiany eutektoidalnej w żeliwie.

eutektoidalnej (rozpiętość przemiany eutektoidalnej) przedstawiają rys. 21, 22, 23, a zmiany wartości temperatury, początku grafityzacji – rys. 24.

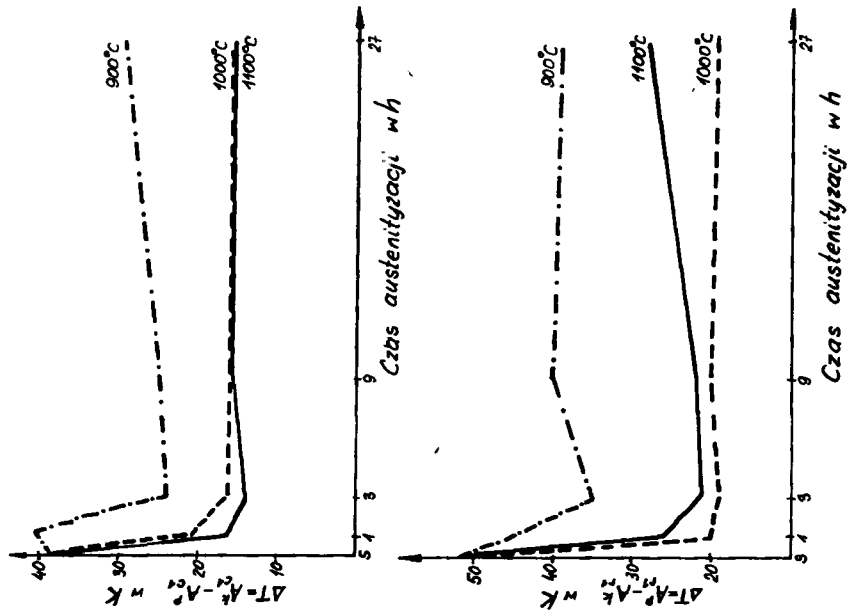
Szybkość nagrzewania próbek w trakcie obróbki cieplnej wstępnej, mierzona jako wartość średnia w zakresie 600 ÷ 900°C, wynosiła około 1800 K/h (0,5 K/s). Średnia szybkość chłodzenia w piecu dla tego samego zakresu temperatur wynosiła około 150 K/h (0,042 K/s), w powietrzu około 6600 K/h (1,83 K/s), a w oleju dla zakresu 600 ÷ 950°C około 51×10^4 K/h (142 K/s). Szybkość nagrzewania i chłodzenia wyznaczono z wykresów wykonanych przez rejestrator eK-NT w układzie temperatura – czas, którego termoelement wprowadzono do próbek żeliwa (tzw. próbek ślepych) załadowanych do pojemników o takich samych wymiarach do jakich ładowano próbki badane.

Z rys. 21 i 22 widać, że spostrzeżenia dotyczące wpływu warunków austenitacji i chłodzenia na rozpiętość temperatury eutektoidalnej, wyrażone w publikacji [96] i przedstawione w podrozdz. 2.1, były na ogół słuszne. W publikacji tej stwierdzono, że ujednorodnienie żeliwa wpływa znacznie na rozpiętość zakresu temperaturowego Ac_1 , słabo natomiast na rozpiętość zakresu temperaturowego Ar_1 .

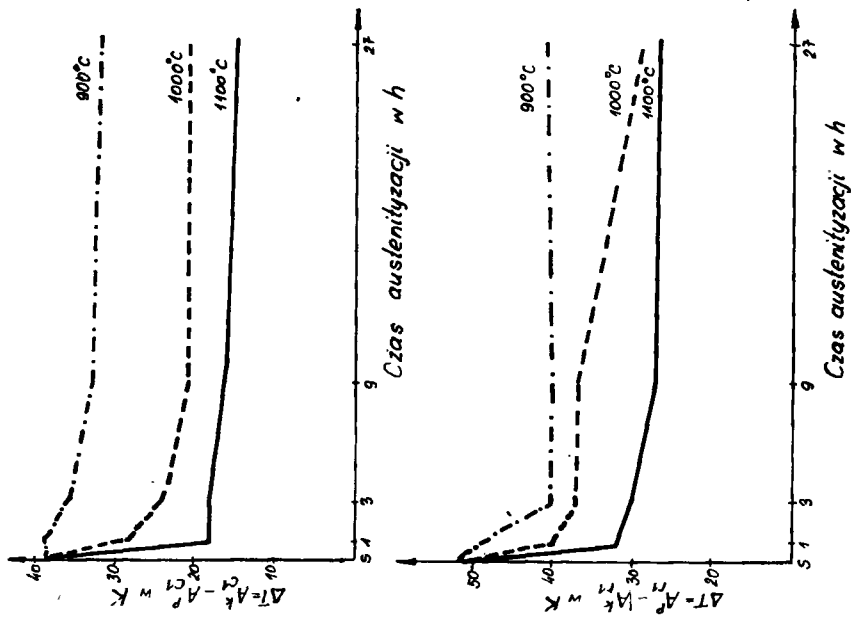
Rys. 20. Wpływ warunków austenitowania i chłodzenia w oleju na wartości temperatur przemiany eutektoidalnej w żelazie



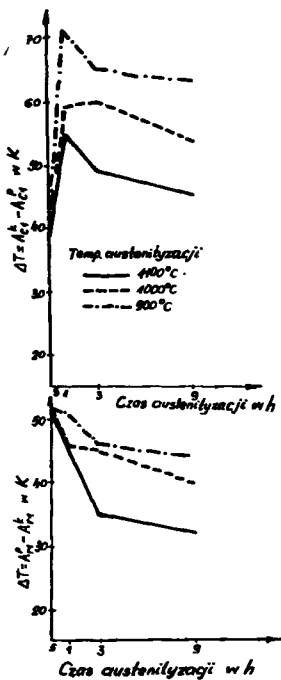
Rys. 19. Wpływ warunków austenitowania i chłodzenia w powietrzu na wartości temperatur przemiany eutektoidalnej w żelazie



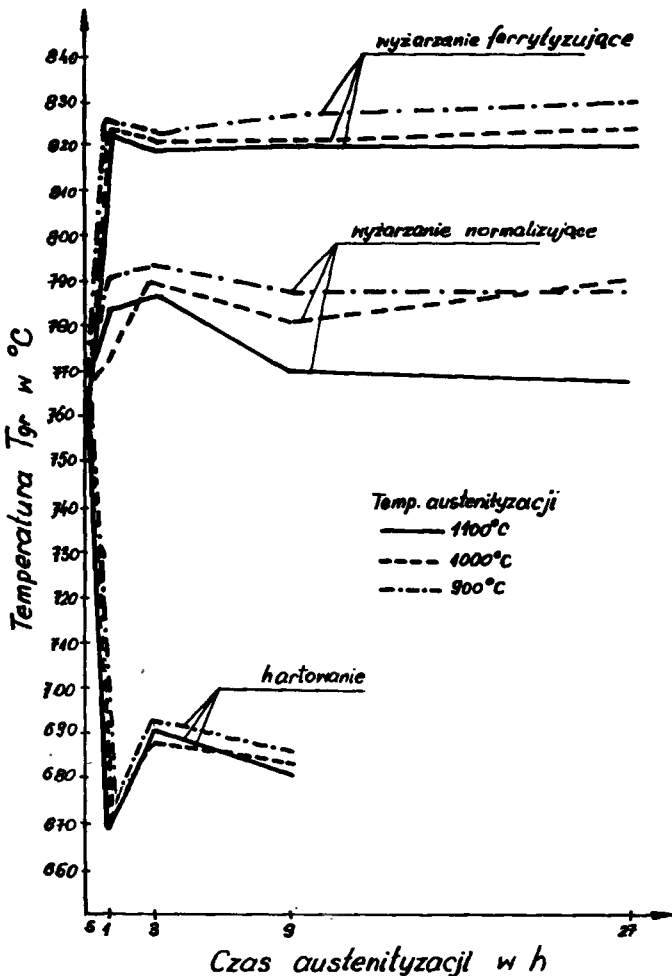
Rys. 21. Wpływ warunków austenitzowania i chłodzenia w piecu na zakres temperatur przemiany eutekoidalnej w żeliwie



Rys. 22. Wpływ warunków austenitzowania i chłodzenia w powietrzu na zakres temperatur przemiany eutekoidalnej w żeliwie



Rys. 23. Wpływ warunków austenitzowania i chłodzenia w oleju na zakres temperatur przemiany eutektoidalnej



Rys. 24. Wpływ warunków austenitzowania i szybkości chłodzenia na temperaturę początku rozpadu cementytu eutektoidalnego T_m w żeliwie

Zmiany położenia temperatury A_{c1}^p i A_{c1}^k dla próbek hartowanych (rys. 20) wskazują na to, że po nagrzewaniu żeliwa stopień segregacji krzemu, a szczególnie manganu nasila się. Ujawnia się to w bardzo wyraźnym obniżeniu temperatury A_{c1}^p i podniesieniu temperatury A_{c1}^k , szczególnie po austenitzacji w niskiej temperaturze (900°C). Jednocześnie następuje prawie dwukrotne rozszerzenie zakresu przemiany eutektoidalnej A_{c1} (rys. 23) po austenitzacji w niskiej temperaturze (900°C) w trakcie obróbki wstępnej. Przedłużenie czasu austenitzacji, a szczególnie podwyższenie temperatury w czasie hartowania, powoduje zmniejszenie rozpiętości zakresów przemiany eutektoidalnej A_{c1} i A_{r1} (rys. 23).

Szybkość chłodzenia po austenitzacji wywiera wpływ na strukturę żeliwa. Zawartość perlitu po chłodzeniu próbek w piecu, bądź w powietrzu zależy od czasu oraz przede wszystkim od temperatury austenitzacji. Po chłodzeniu w piecu zawartość

perlitu zmienia się od 37% dla niskiej temperatury i najkrótszego czasu austenitizacji (1 h), do 69% dla wysokiej temperatury i najdłuższego czasu austenitizacji (27 h). Po chłodzeniu w powietrzu zawartość perlitu jest bardzo wysoka: 97 ÷ 99%, przy czym rola czasu i temperatury austenitizowania jest podobna, jak po chłodzeniu w piecu, z tym, że zawartość perlitu dla każdej temperatury austenitizacji charakteryzuje minimum przy czasie wygrzewania 3 h.

Panuje dość rozpowszechniony pogląd, że wartości temperatur krytycznych Ac_1^p i Ac_1^k dla żeliwa zależą bezpośrednio od zawartości perlitu w osnowie. Pogląd ten słuszny dla stali podeutektoidalnej, dla której temperatura Ac_1 jest niezależna od struktury, a temperatura Ac_3 podwyższa się w miarę zmniejszania się zawartości perlitu, w zasadzie nie jest słuszny dla żeliwa. Wprawdzie zakres temperatur przemiany eutektoidalnej zmniejsza się w miarę przedłużania czasu lub podwyższania temperatury austenitizacji i związanego z tym zwiększeniem zawartości perlitu, lecz jest on szerszy dla żeliwa normalizowanego, a więc zawierającego dużo perlitu, aniżeli dla żeliwa ferrytyzowanego i zawierającego znacznie mniej perlitu.

Charakterystyczne jest zachowanie się dolnej Ac_1^p i górnej Ac_1^k temperatury krytycznej podczas nagrzewania żeliwa ferrytyzowanego w zależności od czasu austenitizacji, a tym samym od zawartości perlitu. Otóż temperatura Ac_1^p po najkrótszej austenitizacji (1 h) w trakcie obróbki wstępnej, obniża się w stosunku do Ac_1^p dla żeliwa surowego. Przedłużenie czasu austenitizacji od 1 do 27 h powoduje ciągle podnoszenie temperatury Ac_1^p i po pewnym czasie, tym krótszym im wyższa była temperatura austenitizacji, osiąga poziom właściwy żeliwu surowemu, a po dłuższym czasie przyjmuje wartości coraz wyższe. Podobnie zmienia się położenie Ac_1^k . Po najkrótszym czasie austenitizacji (1 h) temperatura Ac_1^k silnie obniża się. Dalszy przyrost czasu austenitizacji powoduje ciągly wzrost tej temperatury, lecz nawet po 27 h nie osiąga ona poziomu dla żeliwa surowego (rys. 18). Ponieważ jednocześnie zakres temperatur przemiany eutektoidalnej żeliwa ($Ac_1^p - Ac_1^k$) prawie nie ulega zmianie po austenitizacji w czasie dłuższym od 3 h (rys. 21), zwiększeniu zawartości perlitu w osnowie żeliwa ferrytyzowanego towarzyszy przemieszczanie się całego zakresu przemiany eutektoidalnej (Ac_1) na wyższy poziom temperatury.

Temperatura Ac_1^p dla żeliwa normalizowanego ulega na ogół podwyższeniu, a temperatura Ar_1^k obniżeniu. Przy tym wartość obniżenia temperatury Ar_1^k jest większa, niż podwyższenia temperatury Ac_1^p . Zmiany te dokonują się po austenitizacji w czasie dłuższym od 3 h. Przedłużenie czasu austenitizacji powyżej 3 h nie wywiera wpływu na położenie temperatur krytycznych (rys. 19).

Porównując temperatury Ac_1^p i Ac_1^k dla żeliwa normalizowanego (rys. 19) i ferrytyzowanego (rys. 18) po austenitizowaniu w czasie 27 h można stwierdzić, że są niemal takie same mimo, że zawartość perlitu w obu rodzajach żeliwa różni się. Żeliwo ferrytyzowane zawiera wtedy 67% perlitu, a żeliwo normalizowane 99%.

Z położenia temperatur krytycznych dla żeliwa normalizowanego i ferrytyzowanego można wysnuć następujący wniosek (rys. 18 i 19): czas austenitizacji, w którym następują znaczące zmiany stopnia segregacji krzemu i manganu prowadzące do ujednorodnienia osnowy żeliwa dostatecznego dla praktyki obróbki cieplnej, powinien wynosić co najmniej 3 h i może być tym krótszy, im wyższa jest temperatura

austenitizacji. Pdoobny wniosek nasuwa się z analizy rozpiętości zakresu temperatur przemiany eutektoidalnej dla obu rodzajów żeliwa (rys. 21 i 22).

Zmiany temperatur krytycznych podczas chłodzenia (Ar_1^p , Ar_1^k) również zależą od stanu żeliwa przed badaniem dylatometrycznym, ale jednocześnie wpływają na nie zmiany stanu żeliwa, jakie zaszły w trakcie nagrzewania i chłodzenia w dylatometrze. Wpływ nagrzewania i chłodzenia w dylatometrze na położenie Ar_1^p i Ar_1^k oraz na zakres temperatur przemiany eutektoidalnej ($Ar_1^p - Ar_1^k$) jest wyraźnie widoczny na rys. 20 i 23 dotyczących żeliwa hartowanego. Szerokość zakresu temperatur przemiany eutektoidalnej ($Ar_1^p - Ar_1^k$) zmniejsza się z podwyższeniem temperatury i przedłużeniem czasu austenitizowania w czasie obróbki cieplnej poprzedzającej badania dylatometryczne (rys. 21, 22, 23).

Z powyższego wynika, że wpływ struktury osnowy żeliwa sferoidalnego na temperatury oraz na szerokość zakresu temperatur przemiany eutektoidalnej jest nieznaczny. Zatem należy sądzić, że czynnikiem decydującym o tych zmianach jest rozmieszczenie pierwiastków, w tym głównie krzemu i manganu w osnowie żeliwa. Wiadomo, że krzem koncentruje się w środkowych obszarach ziarn eutektycznych i dendrytów, natomiast mangan wzbogaca ich obszary peryferyjne, jednocześnie krzem podnosi temperaturę przemiany eutektoidalnej, a mangan ją obniża. A więc obniżenie temperatury Ac_1^p żeliwa hartowanego w stosunku do stanu surowego (rys. 20) należy przypisać przede wszystkim wzbogaceniu obszarów peryferyjnych ziarn eutektycznych żeliwa sferoidalnego w mangan podczas nagrzewania. Z kolei podwyższenie temperatury Ac_1^k po nagraniu żeliwa (rys. 20) należy przypisać głównie wzbogaceniu w krzem obszarów centralnych ziarn eutektycznych. Austenitizacja powoduje na ogół zmniejszenie stopnia segregacji obu składników, jednakże podczas powolnego chłodzenia (w piecu) może zająć ponownie nasilenie segregacji manganu, to jest wzbogacenie przez mangan obszarów peryferyjnych ziarn eutektycznych i dendrytów, na co wskazuje niższe położenie temperatury Ac_1^p żeliwa ferrytyzowanego (rys. 18) w porównaniu do żeliwa normalizowanego (rys. 19) po austenitizacji przez czas 1 h. Z kolei chłodzenie powolne (w piecu) wywołuje znaczniejsze zmniejszenie zawartości krzemu w okolicy centrum ziarn eutektycznych, na co wskazuje znacznie niższa wartość temperatury Ac_1^k żeliwa ferrytyzowanego (rys. 19), po austenitizacji przez czas 1 ÷ 3 h. Powyższe wnioski, oparte o analizę zmian położenia temperatur krytycznych żeliwa, które przed badaniem dylatometrycznym zostało poddane wyżarzaniu ferrytyzującemu, normalizującemu lub hartowaniu, są zgodne z wnioskami wyciągniętymi z analizy ilości cementytu wtórnego w żeliwie sferoidalnym (rys. 15, 16, 17), zamieszczonymi w innej publikacji autora [98].

Temperatura początku rozpadu cementytu eutektoidalnego T_{gr} może być miarą trwałości cementytu eutektoidalnego. Z rys. 24 widać, że najmniej trwały jest cementyt otrzymany z rozpadu martenzytu podczas nagrzewania żeliwa hartowanego w dylatometrze, bardziej trwały jest cementyt w żeliwie normalizowanym, a najbardziej – cementyt w żeliwie ferrytyzowanym. Proces rozpadu cementytu eutektoidalnego przebiega w temperaturze niższej od Ac_1^p i rozpoczyna się od ziarn występujących w najbliższym otoczeniu grafitu, zatem temperatura T_{gr} dotyczy właśnie tego cementytu. Trwałość cementytu eutektoidalnego ma duże znaczenie dla wyżarzania żeliwa

sferoidalnego w temperaturze podkrytycznej. Bardzo mała trwałość cementytu powstającego z rozpadu martenzytu wynika z bardzo małej zawartości w nim składników stabilizujących, na przykład manganu. Podczas nagrzewania żeliwa o strukturze martenzytycznej następuje najpierw wydzielanie się węgla ϵ z martenzytu, następnie przemiana tego węgla w cementyt Fe_3C , a dopiero w wyższej temperaturze (powyżej $450^{\circ}C$) podczas wygrzewania cementyt wzbogaca się w składniki węglilotwórcze, na przykład w mangan. Cementyt w żeliwie normalizowanym, a w szczególności w żeliwie po wyżarzaniu ferrytyzującym zawiera znacznie więcej rozpuszczonego w nim manganu, przy czym – tym więcej – im mniejsza była szybkość chłodzenia po austenitzacji.

Wpływ temperatury austenitzacji na trwałość cementytu w żeliwie hartowanym w zakresie czasów od 1 do 9 h jest nieistotny (rys. 24). W żeliwie poddanym wyżarzaniu ferrytyzującemu wpływ ten jest mało znaczący. Jednakże trwałość cementytu po austenitzacji w niskiej temperaturze jest większa aniżeli w najwyższej. W żeliwie normalizowanym wpływ temperatury austenitzacji jest już znaczący i, podobnie jak w poprzednim przypadku, większą trwałość ma cementyt żeliwa austenitzowanego w najniższej temperaturze i w dodatku po wygrzewaniu przez 3 h. Zjawiska te można wyjaśnić następująco: chłodzenie w piecu powoduje ferrytyzację bezpośrednią, przy czym austenit ulega przemianowi w ferryt, który tworzy otoczki dookoła grafitu. Przy współistnieniu ferrytu i austenitu mangan dyfunduje z ferrytu do austenitu, ponieważ jego rozpuszczalność w austenicie jest znacznie większa, niż w ferrycie, natomiast krzem, z tych samych powodów, dyfunduje z austenitu do ferrytu. Dzięki temu austenit przemieniający się w perlit, przy dalszym obniżaniu temperatury w piecu, daje cementyt bardziej nasycony manganem, aniżeli przy znacznie szybszym chłodzeniu w powietrzu. Z tego wynika, że wyżarzanie dające w strukturze więcej ferrytu powoduje jednocześnie zwiększenie trwałości cementytu eutektoidalnego.

3.2.3. PODSUMOWANIE WYNIKÓW BADAŃ

Przeprowadzone badania wykazały, że wartości temperatur krytycznych i temperatury początku grafityzacji żeliwa istotnie zależą od warunków wykonania obróbki cieplnej wstępnej (tzn. poprzedzającej badania dylatometryczne).

W stosunku do temperatur krytycznych żeliwa surowego, temperatury Ac_1^p i Ar_1^k żeliwa chłodzonego w piecu i w powietrzu ulegają najczęściej powiększeniu, natomiast temperatury Ac_1^k i Ar_1^p – zmniejszeniu. Najintensywniejsza zmiana wartości temperatur krytycznych następuje w żeliwie wygrzewanym w czasie do 3 h. Dłuższy czas wygrzewania, albo nie powoduje dalszych zmian tych wartości, albo zmiany te są nieznaczne. Im wyższa temperatura austenitzacji, tym zmiana wartości temperatur krytycznych jest większa i ponadto następuje po krótszym czasie wygrzewania (około 1 h).

W rezultacie tych zmian wartości temperatur krytycznych żeliwa chłodzonego w piecu lub w powietrzu, rozpiętość zakresu przemiany eutektoidalnej ulega zmniejszeniu, tym większemu im wyższa była temperatura austenitzacji. Zakres przemiany eutektoidalnej Ac_1 wynoszący w żeliwie surowym 38 K maleje, w żeliwie chłodzonym w piecu po austenitzacji w $900^{\circ}C$ i wygrzewaniu przez czas nie mniejszy od 3 h do wartości 25 K, a po wygrzewaniu przez czas nie mniejszy od 3 h w temperaturze $1100^{\circ}C$ do 15 K. Natomiast w żeliwie chłodzonym w powietrzu po austenitzacji w temperatu-

rze 900°C przez czas nie mniejszy od 3 h, zakres ten wynosi 35 K, a po austenitzacji w 1100°C – 18 K.

Inaczej jest w żeliwie hartowanym. Temperatura Ac_1^f tego żeliwa maleje bardzo silnie po wygrzewaniu przez 1 h (w 900°C – o 24 K), by po wygrzewaniu przez czas dłuższy od 1 h zwiększa się, lecz nawet po 9 h wygrzewania nie osiąga wartości dla żeliwa surowego. Natomiast temperatura Ac_1^k ulega nieznacznemu zwiększeniu (o 9 K po wygrzewaniu przez czas 3 h w temperaturze 900°C). Przy tym, im wyższa temperatura austenitzacji tym wartość obniżenia temperatury Ac_1^f jest mniejsza, zmniejsza się również wartość podwyższenia temperatury Ac_1^k i po wygrzewaniu w temperaturze 1100°C jest niższa od temperatury w żeliwie surowym.

Rozpiętość zakresu przemiany eutektoidalnej żeliwa hartowanego zwiększa się w porównaniu do tegoż zakresu żeliwa surowego. I tak: po wygrzewaniu żeliwa przez 1 h w temperaturze 900°C, wartość zakresu przemiany eutektoidalnej wynosi 71 K, a po wygrzewaniu przez 1 h w temperaturze 1100°C – 55 K. Po 9 h wygrzewania w temperaturze 900°C wartość rozpiętości tego zakresu maleje do 63 K, a w temperaturze 1100°C – do 45 K.

Należy uważać, że zmiany wartości temperatur krytycznych w żeliwie obrabianym cieplnie w porównaniu do wartości tych temperatur w żeliwie surowym spowodowane zostały zmianą stopnia segregacji krzemu i manganu. Mangan, wzbogacając obszary graniczne ziarn eutektycznych i wpływając na obniżenie temperatury przemiany eutektoidalnej, powoduje zmniejszenie temperatury Ac_1^f w żeliwie hartowanym, krzem natomiast, wzbogacając obszary środkowe ziarn eutektycznych i jednocześnie podnosząc temperaturę przemiany eutektoidalnej, powoduje podniesienie temperatury Ac_1^k . Zmianę położenia temperatur Ac_1^f i Ac_1^k w żeliwie chłodzonym w piecu i powietrzu są konsekwencją zmian stopnia w segregacji w czasie nagrzewania i wygrzewania, a przede wszystkim w czasie chłodzenia.

Temperatura początku grafityzacji żeliwa T_{gr} zależy przede wszystkim od szybkości chłodzenia. W żeliwie chłodzonym w oleju zmniejsza się z 665°C do 570°C, tj. o 95 K, w żeliwie chłodzonym w powietrzu zwiększa się o około 25 ÷ 30 K po wygrzewaniu przez czas 1 ÷ 3 h, a po wygrzewaniu przez czas dłuższy od 3 h w temperaturze 900°C nieznacznie maleje. Natomiast w żeliwie chłodzonym w piecu (ferrytyzowanym) zwiększa się o około 70 K. Za zasadniczą przyczynę tych zmian wartości temperatury początku grafityzacji żeliwa hartowanego, normalizowanego i ferrytyzowanego należy uważać zawartość manganu w cementycie i wielkość ziarn cementytowych. Cementyt tworzący się w czasie nagrzewania żeliwa hartowanego ma najmniejsze ziarna i najmniejszą zawartość manganu. Natomiast cementyt żeliwa ferrytyzowanego ma największe ziarna i największą zawartość manganu. Stąd trwałość cementytu jest tym większa im mniejsza była szybkość chłodzenia żeliwa: po wygrzewaniu w zakresie austenitu.

3.3. PRZEMIANY STRUKTURALNE W NIESTOPOWYM ŻELIWIIE SFEROIDALNYM PODCZAS GRZANIA I CHŁODZENIA (II SERIA BADAŃ)

3.3.1. MATERIAŁ, PROGRAM I METODYKA BADAŃ

Do badań przyjęto żeliwo wytopione w żeliwiaku kwaśnym z gorącym dmuchem z wsadu zawierającego: surówkę LH41, złom własny żeliwa sferoidalnego i żelazomangan. Żeliwo sferoidyzowano w zbiorniku żeliwiaka stopem Mg – Al metodą prętową i modyfikowano na rynnę żelazokrzemem Si75. Z żeliwa odlano wlewki o przekroju w kształcie litery Y. Skład chemiczny żeliwa i podstawowe jego właściwości podano w tabeli 18. Wybór żeliwa o zawartości manganu zbliżonej do 1%, podobnie jak dla

Tabela 18

Skład chemiczny i podstawowe właściwości żeliwa sferoidalnego w stanie surowym (II-seria badań)

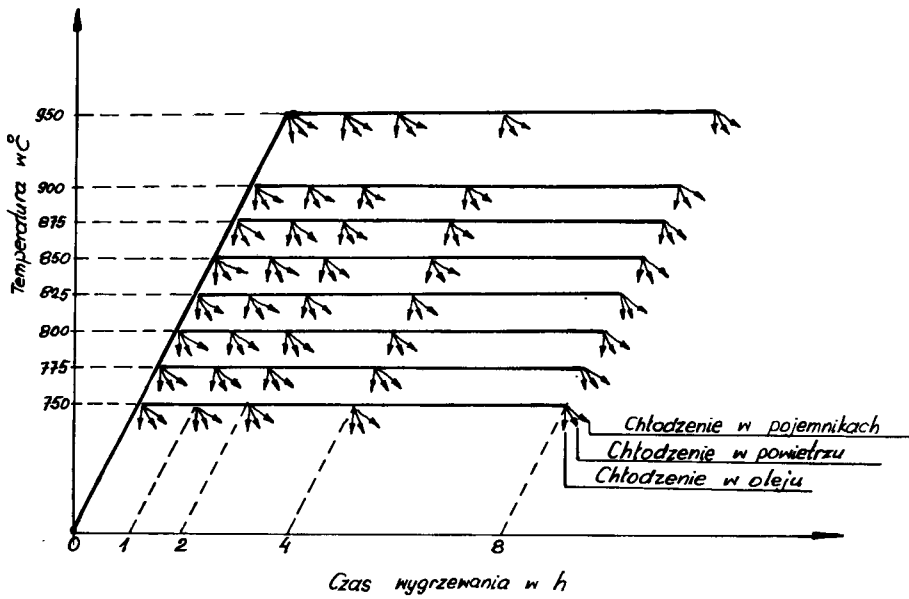
Skład chemiczny w %				
C	Si	Mn	P	S
3,40	2,60	1,18	0,10	0,007
Udział składników strukturalnych na powierzchni zglądu w %				
grafit ¹⁾	feryt ²⁾	perlit ²⁾	cementyt ²⁾	
7,9	23,3	76,2	0,5	
Temperatury krytyczne w °C				
Ac ₁ ^f	Ac ₁ ^f	Ar ₁ ^f	Ar ₁ ^f	
787	836	754	690	

1) Udział w % powierzchni zglądu próbki żeliwa;

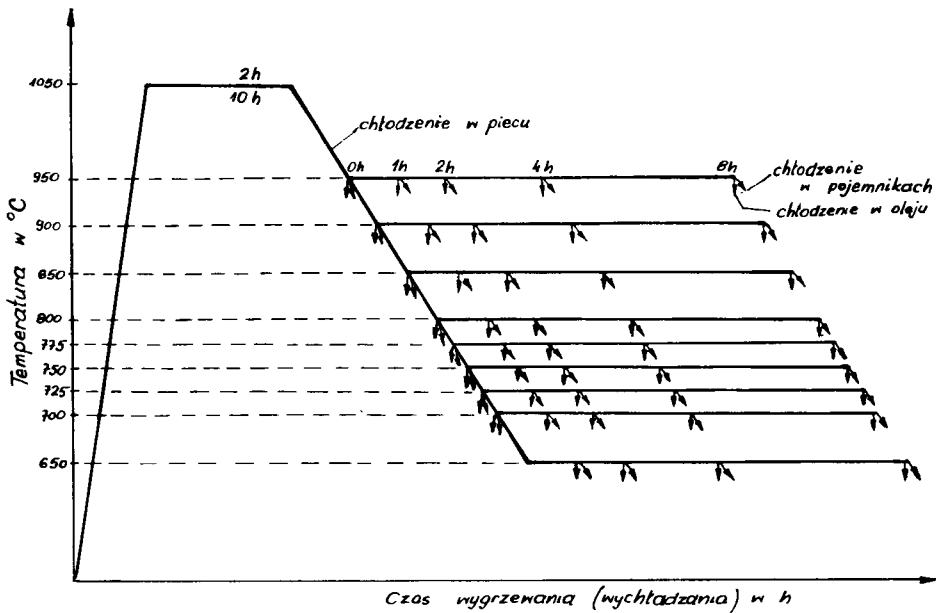
2) Udział w % powierzchni zglądu zajętej przez osnowę żeliwa.

badań dylatometrycznych (podrozdz. 3.2) podyktowany był wynikami badań nad wpływem warunków austenitzowania na właściwości mechaniczne niestopowego żeliwa sferoidalnego po wyżarzaniu normalizującym [92]. Badania te wykazały, że korzystniejszy zespół właściwości mechanicznych po normalizowaniu otrzymuje się, jeżeli zawartość manganu w żeliwie żeliwiakowym wynosi około 1%.

Badania tej serii podzielono na dwa etapy: w I etapie badano przemiany w osnowie żeliwa podczas grzania, w II etapie – chłodzenia. W etapie I próbki żeliwa nagrzewano do różnych wartości temperatury w przedziale od 750 do 950°C, wygrzewano w czasie 0, 1, 2, 4 i 8 h, chłodzono w oleju, szybko w powietrzu i powoli w powietrzu. Schemat warunków obróbki cieplnej przedstawia rys. 25. Czas wygrzewania 0 oznacza, że próbki po osiągnięciu założonej w programie temperatury podlegały natychmiastowemu chłodzeniu. W etapie II próbki żeliwa nagrzewano do temperatury 1050°C i wygrzewano w czasie 2 lub 10 h. Po wygrzaniu próbki podchładzano w piecu do różnych wartości temperatury w przedziale od 950 do 650°C, wychładzano w czasie 0, 1, 2, 4 i 8 h i dochładzano w oleju lub powoli w powietrzu. Schemat obróbki cieplnej w etapie II przedstawia rys. 26. Z uwagi na konieczność włączenia przystawki sprzężenia zwrotnego PS-2N w układ regulacji zasilania pieca dla realizacji wychładzania



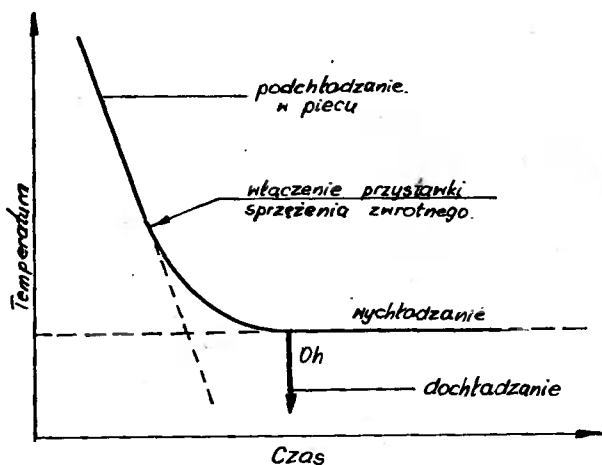
Rys. 25. Schemat warunków obróbki cieplnej próbek żeliwa w etapie I



Rys. 26. Schemat warunków obróbki cieplnej próbek żeliwa w etapie II

próbek w założonej temperaturze, co było dokonywane przy temperaturze o około 15°C wyższej od temperatury wychładzania, założony czas wychładzania równy 0 h wynosił praktycznie kilka minut (rys. 27).

Przyjęcie dla etapów I i II podanych wyżej wartości temperatury wygrzewania



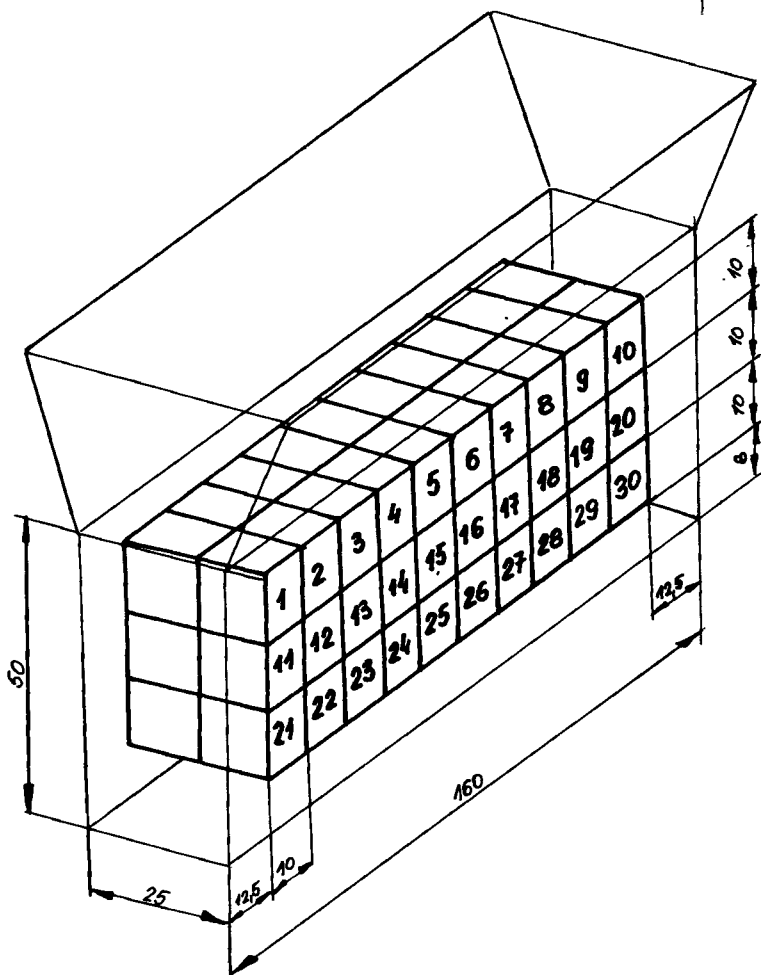
Rys. 27. Schemat przejścia z podchładzania w wychładzanie po włączeniu przystawki PS-2R w układ regulacji pieca

i wychładzania miało na celu dokładniejsze zbadanie przemian strukturalnych, w szczególności przemiany eutektoidalnej. Temu celowi służyło również przyjęcie szeregu czasów wygrzewania i wychładzania łącznie z czasem 0 h . W tym samym celu zastosowano chłodzenie w oleju, co pozwalało na zachowanie do temperatury otoczenia układu strukturalnego, występującego w określonej temperaturze wygrzewania lub wychładzania. Zastosowanie dwu szybkości chłodzenia w powietrzu miało na celu ujawnienie zmian, jakie zajądą w strukturze osnowy żeliwa przy zmianie szybkości chłodzenia, spowodowanej na przykład zmianą grubości odlewów lub stosowaniem chłodzenia w strumieniu powietrza, bądź w powietrzu spokojnym.

Próbki przeznaczone do badań miały wymiary $10 \times 10 \times 10\text{ mm}$ i wycinano je z dolnych części wlewków Y. Schemat pobrania próbek z wlewków i ich oznakowania przedstawia rys. 28. W ten sposób z każdego wlewka pobrano po 60 sztuk próbek. Zgłady na próbkach wykonano po przeciwnej stronie oznakowania. W ten sposób badania struktury i twardości po obróbce cieplnej wykonane zostały w płaszczyźnie przechodzącej przez środek dolnej części wlewków Y. Dla zapewnienia porównywalności wyników badań próbki pobrano z wlewków pochodzących z jednego spustu a równocześnie wybrano takie wlewki, których twardość różniła się między sobą co najwyżej o $2,5\text{ HB}$.

Dla zabezpieczenia próbek przed odwęglaniem i utlenieniem wkładano je do rurowych pojemników stalowych o średnicy 25 mm i pojemniki zapelniano węglem drzewnym. Pojemniki te zapewniały szybkość nagrzewania i chłodzenia odpowiadającą próbkom nie zabezpieczonym przed utlenieniem i odwęglaniem o średnicy około 27 mm .

Obróbkę cieplną realizowano w piecu sylitowym PSK-31. Pojemniki z próbkami ładowano do pieca nagrzanego do założonej temperatury. Czas nagrzewania, moment osiągnięcia określonej temperatury i czas wygrzewania, bądź wychładzania wyznaczono za pomocą rejestratora eK-NT, służącego jako miernik temperatury oraz kontrol-



Rys. 28. Schemat pobrania próbek z odlewów Y

nego pojemnika z próbką $10 \times 10 \times 10$ mm, do środka której wprowadzano końcówkę termoelementu PtRh-Pt.

Chłodzenie w oleju realizowano przez wyrzucanie próbek z pojemników bezpośrednio do oleju, szybkie chłodzenie w powietrzu – przez wyrzucanie próbek na płyty szamotowe, a powolne chłodzenie – przez chłodzenie próbek z pojemnikami w spokojnym powietrzu.

Po zakończonej obróbce cieplnej z powierzchni próbek przeznaczonych do wykonania zglądu zdejmowano warstwę o grubości 1 mm. Ilościowe pomiary struktury wykonywano metodą siatki punktów przy zastosowaniu mikroskopu świetlnego.

Wielkość ziarna osnowy żeliwa po obróbce cieplnej określono przez pomiar długości igieł martenzytu na próbkach hartowanych i metodą siatki ferrytu na próbkach chłodzonych w powietrzu. Pomiary wykonywano na matówce mikroskopu. W pięciu różnych miejscach każdego zglądu mierzono długość trzech najdłuższych igieł martenzytu lub „średnicę” trzech największych ziarn perlitu, a wynik pomiaru uśredniono.

Wprowadzono następujące oznaczenia rodzajów obróbki cieplnej:

Etap I

- Warianty Ia, b, c – nagrzewanie do temperatury $750 \div 950^{\circ}\text{C}$,
- wygrzewanie w czasie 0, 1, 2, 4 i 8 h,
 - chłodzenie w oleju (wariant Ia),
 - chłodzenie szybkie w powietrzu (wariant Ib),
 - chłodzenie powolne w powietrzu (w pojemnikach) (wariant Ic).

Etap II

- Warianty IIa, b – austenitizowanie w 1050°C przez 2h,
- podchładzanie w piecu do zakresu $950 \div 650^{\circ}\text{C}$,
 - wychładzanie w czasie od 0 do 8 h,
 - dochładzanie w oleju (wariant IIa),
 - dochładzanie powolne w powietrzu (w pojemnikach) (wariant IIb).
- Warianty IIc, d – austenitizowanie w 1050°C przez 10 h,
- podchładzanie w piecu do zakresu $950 \div 650^{\circ}\text{C}$,
 - wychładzanie w czasie od 0 do 8 h,
 - dochładzanie w oleju (wariant IIc),
 - dochładzanie powolne w powietrzu (w pojemnikach) (wariant IIId).

3.3.2. WYNIKI BADAŃ

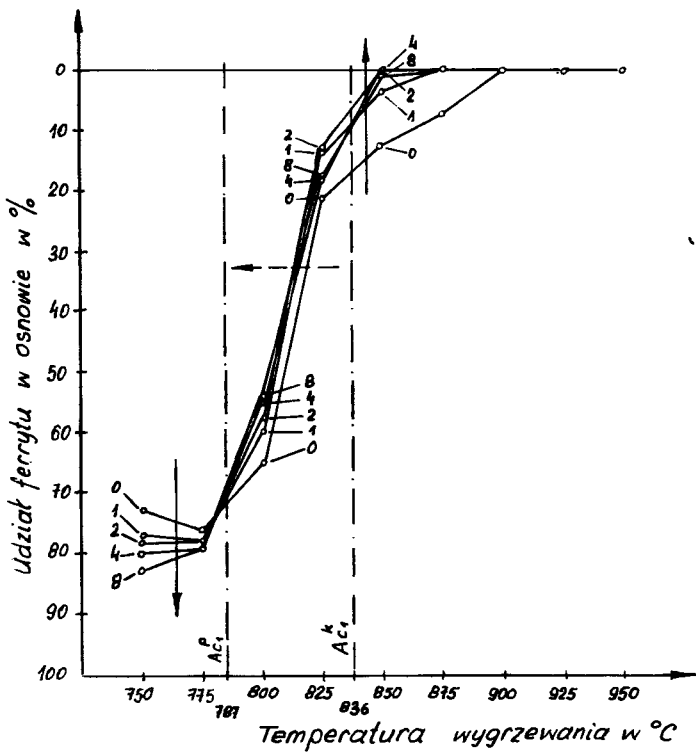
Średnie wartości szybkości nagrzewania i chłodzenia próbek obliczone z wykresów rejestratora eK-NT, jako wartości średnie dla zakresu $600 \div 950^{\circ}\text{C}$, wyniosły:

- a) przy nagrzewaniu – 96 K/min (1,6 K/s),
- b) przy chłodzeniu w oleju – 8600 K/min (143 K/s),
- c) przy szybkim chłodzeniu w powietrzu (próbki wyładowane z pojemników) – 447 K/min (7,4 K/s),
- d) przy powolnym chłodzeniu w powietrzu (próbki w pojemnikach) – 112 K/min (1,9 K/s).

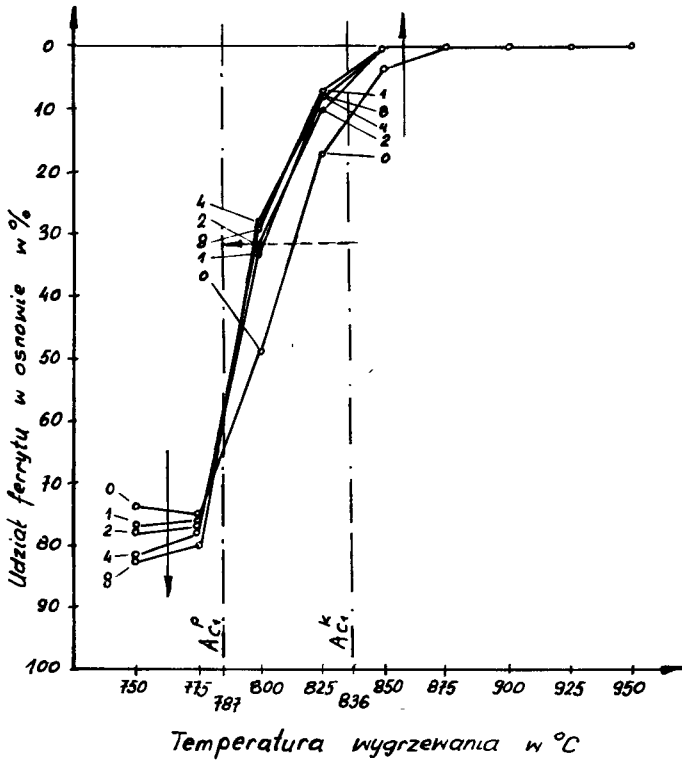
Wyniki badania struktury próbek po obróbce według wariantów Ia do Ic przedstawiono graficznie na rys. 29 ÷ 31. Na rysunkach podano udział procentowy ferrytu w osnowie żeliwa. Reszta udziału do 100% stanowią inne składniki osnowy jak: perlit, martenzyt i cementyt wtórny. Na rysunkach naniesiono temperatury krytyczne dla nagrzewania próbek żeliwa surowego, podane w tabeli 18. Na rys. 29 ÷ 31 strzałkami ciągłymi wskazano kierunek zmian struktury, a strzałką przerywaną – kierunek zmiany położenia przemiany eutektoidalnej Ac_1 z przedłużeniem czasu wygrzewania.

Wyniki badania struktury próbek po obróbce cieplnej według wariantów IIa do IIId w zależności od temperatury wychładzania przedstawiają rys. 32 ÷ 35. Na rysunkach naniesiono temperatury krytyczne dla chłodzenia z tabeli 18. Na rys. 32 ÷ 35 strzałkami ciągłymi wskazano kierunek zmian struktury, a strzałką przerywaną zmianę położenia zakresu przemiany eutektoidalnej Ar_1 ze wzrostem czasu wychładzania.

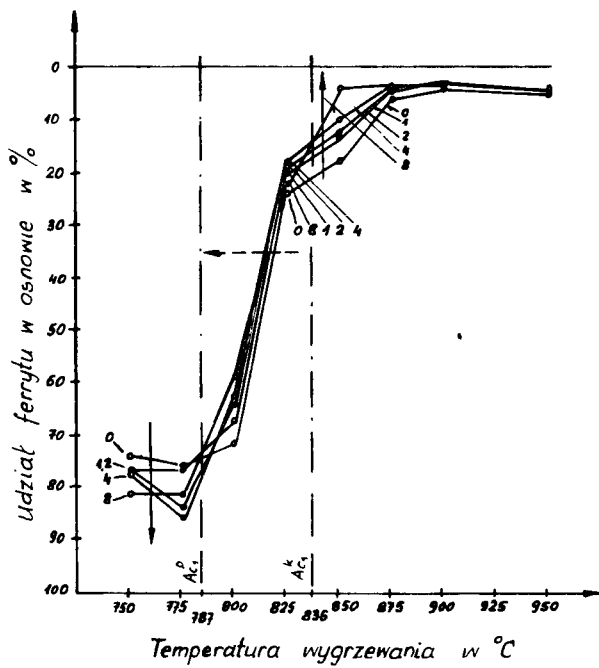
W tabeli 19 podano średnią długość igieł martenzytu w osnowie żeliwa sferoidalnego po obróbce cieplnej według wariantu Ia, a w tabeli 20 – po obróbce cieplnej według



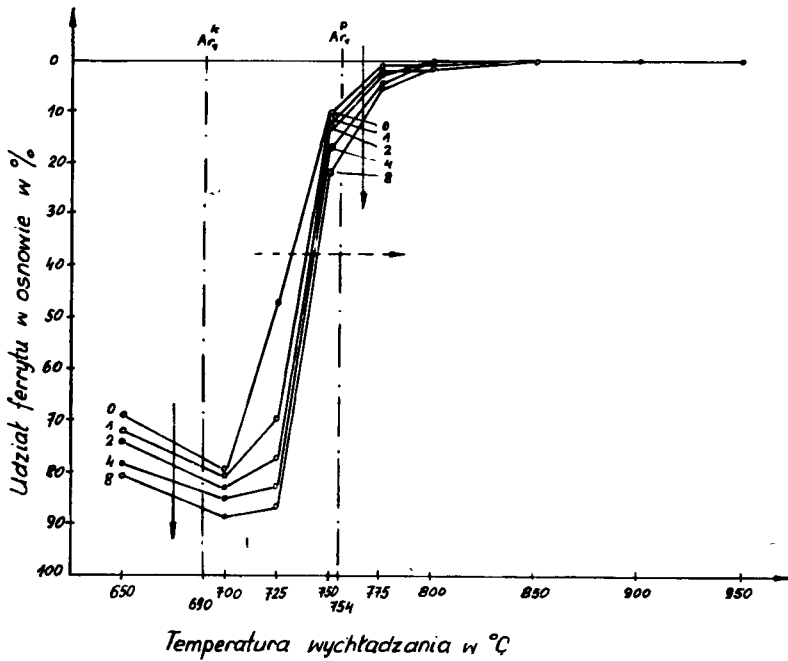
Rys. 30. Udział ferrytu w osnowie żeliwa sferoidalnego po obróbce cieplnej według wariantu Ib w zależności od temperatury wygrzewania



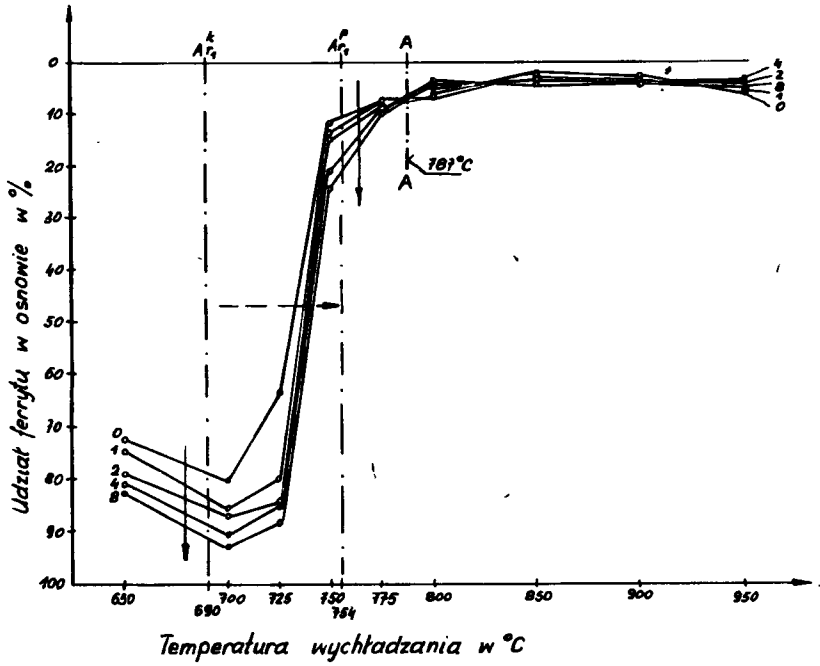
Rys. 29. Udział ferrytu w osnowie żeliwa sferoidalnego po obróbce cieplnej według wariantu Ia w zależności od temperatury wygrzewania



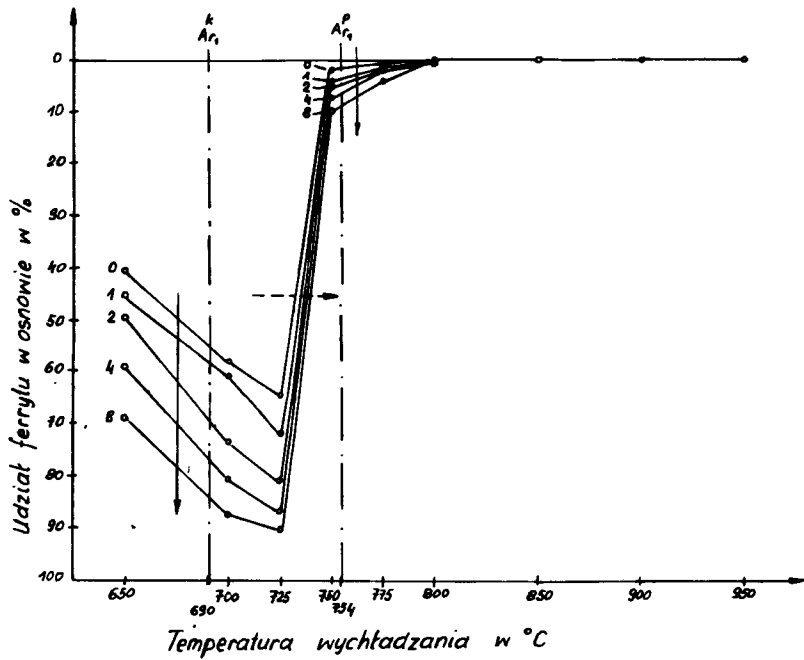
Rys. 31. Udział ferrytu w osnowie żeliwa sferoidalnego po obróbce cieplnej według wariantu Ic w zależności od temperatury wygrzewania



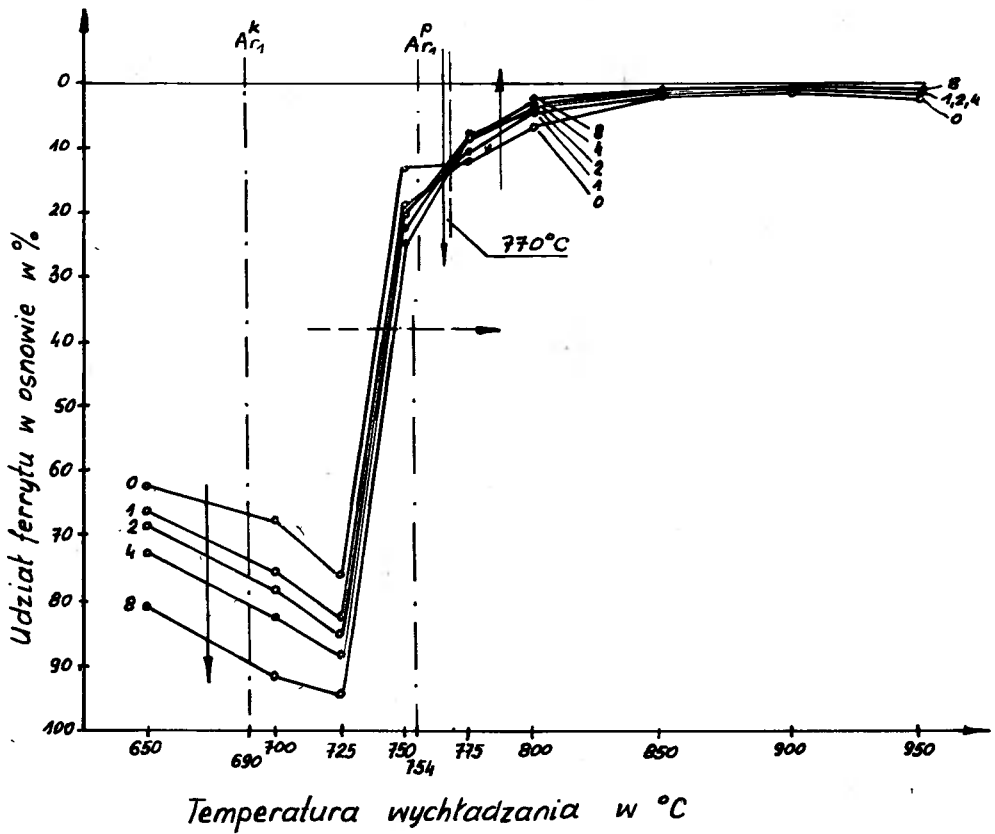
Rys. 32. Udział ferrytu w osnowie żeliwa sferoidalnego po obróbce cieplnej według wariantu IIa w zależności od temperatury w wychładzania



Rys. 33. Udział ferrytu w osnowie żeliwa sferoidalnego po obróbce cieplnej według wariantu IIb w zależności od temperatury wychładzania



Rys. 34. Udział ferrytu w osnowie żeliwa sferoidalnego po obróbce cieplnej według wariantu IIc w zależności od temperatury wychładzania



Rys. 35. Udział ferrytu w osnowie żeliwa sferoidalnego po obróbce cieplnej według wariantu II d w zależności od temperatury wychładzania

Tabela 19

Długość igieł martenzytu w osnowie żeliwa hartowanego w zależności od czasu i temperatury wygrzewania

Temperatura wygrzewania w °C	Czas wygrzewania w h				
	0	1	2	4	8
850	23/8	23/8	20/8	25/8	31/7
875	25/8	25/8	28/8-7	48/6	32/7
900	30/7	30/7	40/7-6	45/6	52/6-5
950	42/6	48/6	53/6-5	52/6-5	55/6-5

W liczniku podano długość igieł w μm w mówniku — numer skali wielkości ziarna wg PN-60/H-04507.

wariantów IIa i IIc. W tabeli 21 podano średnie wymiary ziarn perlitu w osnowie żeliwa sferoidalnego po obróbce cieplnej według wariantów IIb i IIc wyznaczone metodą siatki ferrytu.

Tabela 20

Długość igieł martenzytu w osnowie żeliwa sferoidalnego w zależności od czasu i temperatury austenizacji oraz czasu i temperatury wychładzania

Temperatura wychładzania w °C	Austenizowanie – 2h w 1050°C					Austenizowanie – 10h w 1050°C				
	Czas wychładzania w h									
	0	1	2	4	8	0	1	2	4	8
950	$\frac{64}{5}$	$\frac{64}{5}$	$\frac{64}{5}$	$\frac{80}{4}$	$\frac{80}{4}$	$\frac{70}{5-4}$	$\frac{90}{4}$	$\frac{86}{4}$	$\frac{128}{3}$	$\frac{68}{5}$
900	$\frac{48}{6}$	$\frac{62}{5}$	$\frac{64}{5}$	$\frac{72}{5-4}$	$\frac{82}{4}$	$\frac{64}{5}$	$\frac{90}{4}$	$\frac{108}{5-4}$	$\frac{84}{4}$	$\frac{108}{3-4}$
850	$\frac{52}{5-6}$	$\frac{56}{5-6}$	$\frac{60}{5}$	$\frac{60}{5}$	$\frac{68}{5}$	$\frac{44}{6}$	$\frac{52}{5-6}$	$\frac{56}{5-6}$	$\frac{56}{5-6}$	$\frac{78}{4-5}$
800	$\frac{36}{7}$	$\frac{42}{6}$	$\frac{40}{6}$	$\frac{36}{7}$	$\frac{34}{7}$	$\frac{36}{7}$	$\frac{40}{6}$	$\frac{36}{7}$	$\frac{28}{7-8}$	$\frac{30}{7}$
775	$\frac{32}{7}$	$\frac{28}{7-8}$	$\frac{30}{7}$	$\frac{32}{7}$	$\frac{32}{7}$	$\frac{16}{9}$	$\frac{32}{7}$	$\frac{24}{8}$	$\frac{40}{6}$	$\frac{24}{8}$
750	–	–	–	–	–	$\frac{16}{9}$	$\frac{20}{8}$	$\frac{24}{8}$	–	$\frac{26}{8}$
725	–	–	–	–	–	$\frac{12}{10}$	–	–	–	–

W liczniku podano długość igieł w μm , a w mianowniku numer skali wielkości ziarna wg PN – 60/H – 04507.

Tabela 21

Wymiary ziarn perlitu w osnowie żeliwa sferoidalnego normalizowanego w zależności od czasu i temperatury austenizacji oraz czasu i temperatury wychładzania

Temperatura wychładzania w °C	Austenizowanie – 2h w 1050°C					Austenizowanie – 10h w 1050°C				
	Czas wychładzania w h									
	0	1	2	4	8	0	1	2	4	8
775	$\frac{116}{3}$	$\frac{120}{3}$	$\frac{108}{3-4}$	$\frac{115}{3}$	$\frac{122}{3}$	$\frac{123}{3}$	$\frac{130}{3}$	$\frac{135}{3}$	$\frac{128}{3}$	$\frac{138}{3}$
750	$\frac{116}{3}$	$\frac{104}{3-4}$	$\frac{128}{3}$	$\frac{124}{3}$	$\frac{100}{3-4}$	$\frac{124}{3}$	$\frac{120}{3}$	$\frac{132}{3}$	$\frac{100}{3-4}$	$\frac{130}{3}$
725	$\frac{124}{3}$	$\frac{132}{3}$	$\frac{104}{3-4}$	$\frac{120}{3}$	$\frac{115}{3}$	$\frac{120}{3}$	$\frac{132}{3}$	$\frac{120}{3}$	$\frac{125}{3}$	$\frac{125}{3}$

W liczniku podano średni wymiar w μm , a w mianowniku numer skali wielkości ziarna wg PN – 60/H – 04507.

3.3.2.1. PRZEMIANY STRUKTURALNE W ŻELIWIE SFEROIDALNYM PODCZAS NAGRZEWANIA

Oziębnienie próbek w oleju pozwala na zatrzymanie wszelkich przemian strukturalnych dokonanych podczas nagrzewania lub wygrzewania, z tym, że w miejsce austenitu, występującego w temperaturach wyższych od Ac_1 , otrzymuje się martenzyt. Zatem obróbka cieplna przeprowadzona według wariantu Ia pozwala na określenie, między innymi, temperatury przemiany eutektoidalnej z dokładnością zależną od wartości przyjętych przedziałów temperatury wygrzewania.

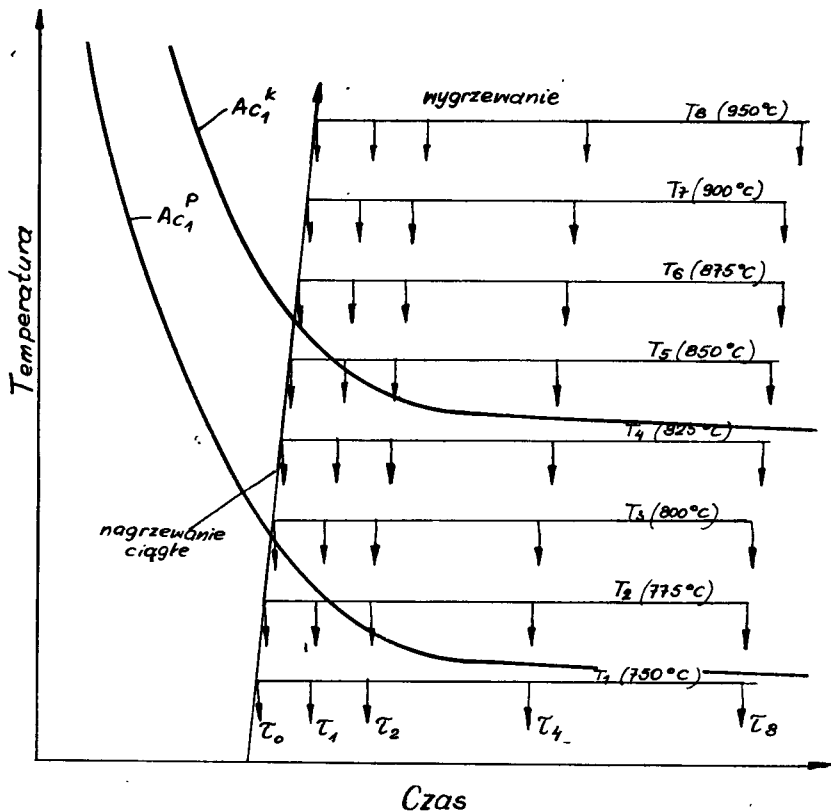
Z rys. 29 wynika, że temperatura 850°C (z wyjątkiem obróbki bez wygrzewania) oraz temperatury 875 , 900 i 950°C (dla wszystkich czasów wygrzewania) są nadkrytyczne. W tych warunkach otrzymano w żeliwie (po nagraniu próbek) 100% austenitu. Temperatury 825 i 800°C są międzykrytyczne. W temperaturach 775 i 750°C ogólna ilość składników pozaferrytycznych maleje z przedłużeniem czasu wygrzewania. Jednakże w temperaturze 775°C po wygrzewaniu w czasie 1 h i dłuższym w strukturze żeliwa pojawiają się wyspy austenitu (martenzytu), co świadczy o przejściu żeliwa w zakres międzykrytyczny. Temperatura 750°C dla wszystkich czasów wygrzewania i temperatura 775°C dla obróbki bez wygrzewania (czas wygrzewania 0 h) znajdują się natomiast w zakresie podkrytycznym.

Linia wykresowa dla wygrzewania w czasie 0 h na rys. 29 odpowiada w pewnym sensie warunkom przeprowadzenia badania dylatometrycznego dla wyznaczania temperatur krytycznych podczas nagrzewania. Z układu linii wykresowej na rys. 29 wynika, że temperatura Ac_1 leży powyżej 775°C , a temperatura Ac_1^k powyżej 850°C . Niezgodność położenia temperatury Ac_1^k z wynikami badań dylatometrycznych (rys. 29) jest rezultatem dużej szybkości nagrzewania stosowanej w niniejszych badaniach – 96 K/min wobec $2,5\text{ K/min}$ przy badaniu dylatometrycznym.

Wygrzewanie w założonych temperaturach powoduje zmiany w strukturze wskazane strzałkami ciągłymi na rysunku. Z układów linii wykresowych dla kolejnych czasów wygrzewania na rys. 29 można wywnioskować, że z przedłużeniem czasu wygrzewania zakres temperatur krytycznych przemieszcza się do niższych temperatur (strzałka kreskowa na rys. 29). Zatem nagrzewanie i coraz dłuższe wygrzewanie wywiera na temperatury krytyczne wpływ podobny do wpływu zmniejszającej się szybkości nagrzewania w czasie badań dylatometrycznych. Pozorne przemieszczanie się (obniżanie) zakresu temperatur krytycznych z przedłużaniem czasu wygrzewania wyjaśnia rys. 36, na którym na wykres CTPI dla nagrzewania naniesiono schemat obróbki cieplnej według wariantu Ia.

Rys. 30 wykonany dla obróbki cieplnej według wariantu Ib, w którym chłodzenie próbek odbywało się z szybkością około 447 K/min , nie pozwala na określenie temperatur krytycznych żeliwa, ponieważ w zależności od warunków wygrzewania w zakresie nadkrytycznym otrzymano w strukturze więcej ferrytu aniżeli po obróbce według wariantu Ia. Jednak przedłużanie czasu wygrzewania w poszczególnych zakresach temperaturowych wywołuje ten sam kierunek zmian struktury (rys. 30) i przemieszczania się zakresu temperatur krytycznych jak na rys. 29.

Dalsze zmniejszanie szybkości chłodzenia próbek do około 112 K/min (wariant Ic) powoduje otrzymanie struktury perlityczno-ferrytycznej lub ferrytyczno-perlitycznej



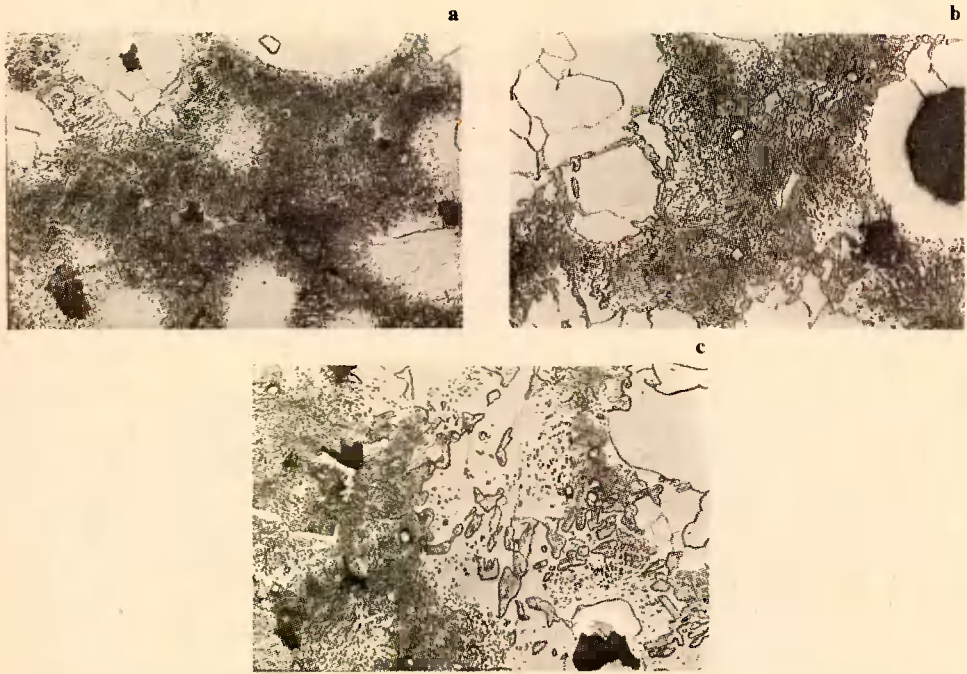
Rys. 36. Schemat wykresu CTPi z naniesionym schematem obróbki cieplnej według wariantu Ia. $T_1 - T_8$ – wartość temperatury wygrzewania, $\tau_0 - \tau_8$ – wartość czasu wygrzewania w h

w zależności od temperatury wygrzewania. Kierunek wpływu czasu wygrzewania na strukturę w tym przypadku (rys. 31) jest taki sam, jak dla wariantów Ia i Ib (rys. 29, 30). Z porównania linii wykresowych na rys. 30 i 31 z takimiż wykresami na rys. 29 można stwierdzić, że zmniejszenie szybkości chłodzenia w powietrzu, w stosunku do chłodzenia w oleju, powoduje pozorne podwyższenie Ac_1^k nie zmieniając zasadniczo położenia Ac_1^p . Jest to rezultat nałożenia się na przemiany zachodzące podczas nagrzewania i wygrzewania przemian zachodzących podczas studzenia. Podczas chłodzenia żeliwa w powietrzu (szybkość chłodzenia 447 lub 112 K/min) z temperatury nadkrytycznej, ferryt tworzy się w tym wyższej temperaturze im mniejsza jest szybkość chłodzenia, a spowodowana tym zmiana położenia linii wykresowych na rys. 30 i 31 wywołuje wrażenie przemieszczania się temperatury Ac_1^k na wyższy poziom.

W żeliwie sferoidalnym przemiany strukturalne podczas nagrzewania rozpoczynają się od temperatury T_{gr}^1 , to jest od temperatury początku rozpadu cementytu eutekoidalnego. Węgiel z rozpadu cementytu dyfunduje do istniejących wydzieliń grafitowych i odkłada się na nich warstwą wyraźnie widoczną pod mikroskopem świetlnym. Bez względu na wariant obróbki: Ia, Ib i Ic, struktura żeliwa po wygrzewaniu w czasie 0 do 8 h w temperaturze 750°C jest prawie jednakowa. Przemiany w tym zakresie tempera-

tutowym ($T_{gr} \div Ac_1^f$) zostały opisane w podrozdz. 2.2.1. Warto jednakże odnotować, że mimo stosunkowo dużej szybkości nagrzewania (96 K/min) rozpad cementytu eutektoidalnego prowadzi do zwiększenia ilości ferrytu od 23% w stanie surowym do 73% w temperaturze 750°C po czasie wygrzewania: 0 h i 82% po czasie 8 h (wariant Ic). A więc zmiany w strukturze osnowy żeliwa przed rozpoczęciem przemiany eutektoidalnej są bardzo duże, mimo znacznej zawartości manganu w żeliwie (1,18%).

Przemiana eutektoidalna rozpoczyna się w obszarach perlitu. Na rys. 37a, b, c



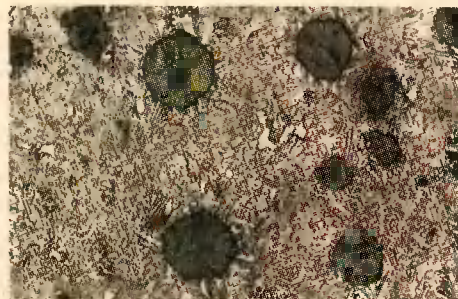
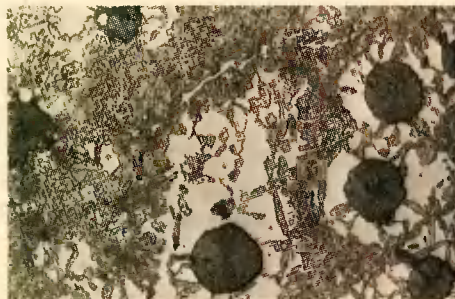
Rys. 37. Struktura żeliwa po obróbce: nagrzanie do 775°C, wygrzewanie: a) 0 h, b) 1 h, c) 8 h, chłodzenie w oleju. Pow. 500 x

przedstawiono strukturę żeliwa sferoidalnego wygrzewanego w czasie 0, 1 i 8 h w temperaturze 775°C i chłodzonego w oleju. Jak widać z rysunków przemiana eutektoidalna rozpoczyna się po wygrzewaniu w czasie dłuższym od 0 h, lecz krótszym od 1 h i zawartość austenitu (martenzytu) nieznacznie rośnie w miarę przedłużania czasu wygrzewania. W osnowie żeliwa występuje ponadto nieprzemieniony perlit o znacznym stopniu sferoidyzacji cementytu, a również perlit płytkowy, głównie na granicach ziarn eutektycznych (rys. 37b) oraz duże wydzielania cementytu wtórnego. Przemiana eutektoidalna obejmuje zarówno części centralne, jak też peryferyjne obszarów perlitu. Austenit (martenzyt) w środku obszarów perlitu (są one jednocześnie obszarami granicznymi ziarn eutektycznych) jest bardziej niejednorodny, aniżeli austenit tworzący się na peryferiach perlitu. Na tle tegoż austenitu (martenzytu) widoczne są wyraźnie kulkowe ziarna cementytu. Niektóre ziarna, ograniczone wyraźnie liniami granic międzyziarnowych mają strukturę dwufazową (ziarna w środkowej części rys. 37c). W tych ziarnach występuje austenit (martenzyt) – obszar ciemniejszy i ferryt

– obszar jaśniejszy. Te niejednorodne austenityczno-ferrytyczne obszary świadczą o tym, że możliwa jest przemiana metastabilnego austenitu w ferryt. Pomijając centralne obszary perlitu, przemiana eutektoidalna odbywa się na drodze przechodzenia wyodrębnionych obszarów w austenit. Obszary te leżą najczęściej wzdłuż granic lub subgranic ferrytu perlitycznego i wolnego (rys. 37b, c) i tworzą wydłużone ziarna – wyspy. Niektóre z tych ziarn przylegają bezpośrednio do grafitu (rys. 37c).

Podniesienie temperatury wygrzewania żeliwa zwiększa stopień przemiany jego osnowy w austenit, który nadal jest niejednorodny. Kulki cementytu, jak również cementyt wtórny występują nadal w ziarnach austenitu (martenzytu). Przemiana obejmuje również obszary ferrytu wolnego. Wyspowe ziarna utworzone wzdłuż granic i subgranic ferrytu powiększają się i jednocześnie tworzą się nowe. Wyspowy charakter przemiany osnowy żeliwa jest szczególnie wyraźnie widoczny podczas przemiany ferrytu wolnego w austenit. W obszarach byłego perlitu poszczególne wyspy łączą się (rys. 38). Podczas przemiany ferrytu wolnego w austenit obserwuje się tworzenie

Rys. 38. Struktura żeliwa po obróbce: nagrzanie do 800°C, wygrzanie 8 h, chłodzenie w oleju. Pow. 250 x



Rys. 39. Struktura żeliwa po obróbce: nagrzanie do 825°C, wygrzanie: a) 2 h, b) 8 h, chłodzenie w oleju. Pow. 250 x

iglastych (płytkowych) ziarn austenitu, które często są do siebie równoległe i tworzą układy jak gdyby połowy ptasiego pióra.

Wyspowy i wyspowo-iglasty charakter przemiany osnowy żeliwa w austenit utrzymuje się do osiągnięcia podczas nagrzewania górnej temperatury eutektoidalnej A_{c1}^k . W strukturze żeliwa hartowanego z temperatury 825°C (rys. 39a, b) widoczne są już tylko resztki nieprzemienionego ferrytu, będące pozostałością międzywyspowych obszarów ferrytu. Na tle austenitu (martenzytu) występuje nadal cementyt kulkowy,

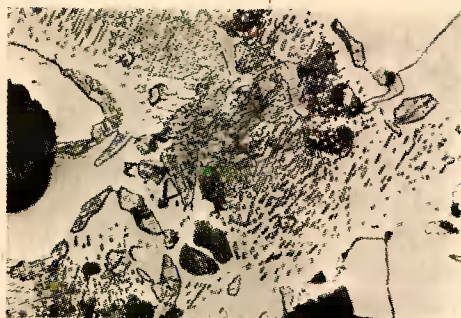
jednak kulki są bardzo małe i jest ich mniej oraz cementyt wtórny.

Przekroczenie górnej granicy temperatury przemiany eutektoidalnej Ac_1^k (właściwej dla danych warunków grzania, co nie jest równoznaczne z temperaturą wyznaczoną dylatometrycznie) kończy się przemiana eutektoidalna osnowy żeliwa. W każdej zatem temperaturze wyższej od Ac_1^k , w przeprowadzonym doświadczeniu w: 850, 875, 900 i 950°C, występuje austenit niejednorodny. Niejednorodność austenitu wywołana jest, między innymi, nierównomiernym rozkładem węgla, krzemu, manganu i obecnością nie rozpuszczonych ziarn cementytu (głównie wtórnego).

Tak więc przemiana eutektoidalna osnowy żeliwa sferoidalnego podczas nagrzewania rozpoczyna się od utworzenia zarodków austenitu na granicach lub subgranicach ferrytu perlitycznego, następnie ferrytu poperlitycznego i w końcu w ferrycie wolnym. Oczywiście nie można wykluczyć powstawania zarodków w koloniach perlitycznych na granicy ferryt-cementyt. W początkowym etapie przemiany zarodki austenitu powstają najczęściej w peryferyjnych obszarach perlitu zmienionego znacznie przez grafityzację i w samym perlicie. Granice ziarn eutektycznych uwidocznione w strukturze przez wydzielenia cementytu wtórnego i azotków i będące obszarami maksymalnego stężenia pierwiastków charakteryzujących się segregacją zwykłą (np. manganu), nie są uprzywilejowanymi miejscami tworzenia się zarodków austenitu (rys. 40 i 41). Powyższe spostrzeżenia można wyjaśnić następująco: według B. I. Bruka [10] ferryt w najbliższym otoczeniu cementytu ma tym mniejszą zawartość węgla, im większe jest ziarno cementytu oraz im więcej zawiera on składnika węglotwórczego (np. manganu). Wobec tego ferryt perlityczny, szczególnie na granicach ziarn eutektycznych, a tym bardziej w pobliżu wydzielen cementytu wtórnego, jest zbyt mało nasycony węglem,



Rys. 40. Struktura żeliwa po obróbce: nagrzanie do 775°C, wygrzanie 2 h, chłodzenie powolne w powietrzu. Widoczny jest obszar ferrytu z cementytem kulkowym, z wyspami nowego perlitu (obszary ciemne) i martenzytu (obszary szare) na jego peryferiach. Pow. 1000 x



Rys. 41. Struktura żeliwa po obróbce jak na rysunku 40. Widoczny jest obszar nieprzemienionego perlitu z wyspami nowego perlitu (ciemne) i martenzytu (szare) na jego peryferiach. W środku obszaru nieprzemienionego perlitu – wydzielenie cementytu wtórnego. Na tle nowego perlitu i niektórych obszarów martenzytu liczne kulki cementytu eutektoidalnego. Pow. 1000 x

aby mógł w niskiej temperaturze ulec łatwo przemianie w austenit. Natomiast granice ziarn ferrytu na peryferiach perlitu są nasycone lub nawet przesycone węglem, co predysponuje je do przemiany w austenit w pierwszej kolejności. W pracy [89] wykazano, że w czasie wygrzewania żeliwa sferoidalnego w temperaturze podkrytycznej dyfuzja węgla z rozpadu cementytu odbywa się głównie wzdłuż granic ferrytu. Prowadzi to do takiego ich przesylenia, że w peryferyjnych obszarach perlitu sferoidalne ziarna cementytu powiększają się, a na granicach wolnego ferrytu tworzą się nowe ziarna cementytu, szczególnie duże w miejscach styku trzech ziarn ferrytycznych. To samo zjawisko zachodzić będzie w czasie nagrzewania, ponieważ, jak wykazano wcześniej, rozpad cementytu badanego żeliwa prowadzi do więcej niż trzykrotnego zwiększenia zawartości w nim ferrytu w temperaturze A_{c1} w stosunku do stanu surowego.

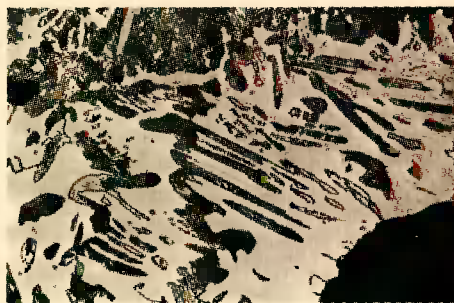
Wyspowy charakter przemiany osnowy żeliwa w austenit odnosi się głównie do obszarów perlitu i ferrytu poperlitycznego. W stadium późniejszym w ferrycie wolnym tworzą się iglaste (plytkowe) ziarna austenitu, często równoległe do siebie (rys. 42).



Rys. 42. Struktura żeliwa po obróbce: nagrzanie do 800°C , wygrzanie 8 h, chłodzenie powolne w powietrzu. Widoczne iglaste, równoległe do siebie ziarna, tworzące wraz z ziarnem wyspowym układ połowy ptasiego pióra. Pow. 1000 x.

Ziarna te często rosną z wspólnego pnia, którym jest wyspowe ziarno austenitu i tworzą wówczas utwory o kształcie połowy ptasiego pióra (rys. 43).

Równoległość iglastych (plytkowych) ziaren austenitu wskazuje, że powstają one wzdłuż określonych płaszczyzn sieciowych ferrytu. Należy sądzić, że przyczyną tego jest zgniot fazowy (wewnętrzny) dokonujący się w ferrycie wskutek przemiany alotropowej i w wyniku oddziaływania wydzielań grafitowych, powiększających swą objętość wskutek dyfuzyjnego dopływu do nich węgla z rozpadającego się cementytu. Tworzące się w czasie zgniotu fazowego pasma poślizgu stają się drogami łatwiejszej

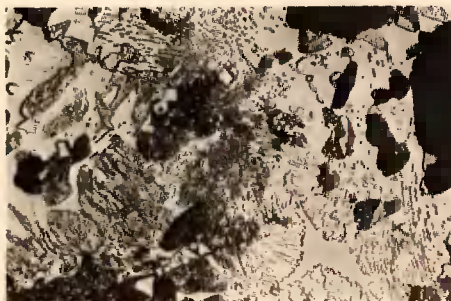


Rys. 43. Struktura żeliwa po obróbce: nagrzanie do 825°C , wygrzanie 0 h, chłodzenie powolne w powietrzu. Widoczne iglaste ziarna, często w układzie połowy ptasiego pióra. Pow. 1000 x.

dyfuzji węgla przez ziarna ferrytu i jako obszary wzbogacone w węgiel w stosunku do sąsiednich nieodkształconych obszarów ferrytu ulegają przemianom w austenit w niższej temperaturze.

Austenit tworzący się z perlitu charakteryzuje się znaczną niejednorodnością, wywołaną między innymi obecnością licznych sferoidalnych ziaren cementytu eutektoidalnego i pojedynczych dużych ziarn cementytu wtórnego (rys. 44, 45 i 46). Ta

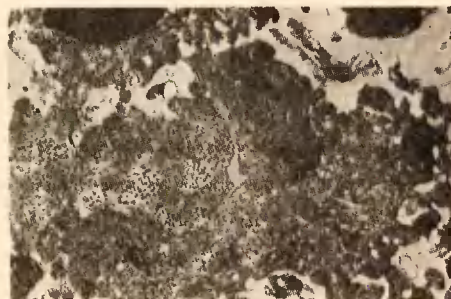
Rys. 44. Struktura żeliwa po obróbce: nagrzanie do 775°C, wygrzanie 2 h, chłodzenie powolne w powietrzu. Widoczny nieprzemieniony perlit, perlit nowy (obszary ciemne), martenzyt (szare obszary) oraz liczne sferoidy cementytu eutektoidalnego na tle ferrytu, perlitu nowego i martenzytu. Pow. 1000 x



Rys. 45. Struktura żeliwa po obróbce: nagrzanie do 800°C, wygrzanie 0 h, chłodzenie powolne w powietrzu. Widoczny perlit nowy (po przemianie z austenitu) i na jego tle wydzielenia cementytu wtórnego w otoczeniu licznych drobnych sferoidów cementytu eutektoidalnego. Pow. 1000 x



Rys. 46. Struktura żeliwa po obróbce: nagrzanie do 825°C, wygrzanie 0 h, chłodzenie powolne w powietrzu. Widoczne ziarno cementytu wtórnego w otoczeniu bardzo licznych, drobnych sferoidów cementytu eutektoidalnego na tle perlitu. Pow. 1000 x



niejednorodność austenitu istnieje również w temperaturze nadkrytycznej. Jednakże sferoidów cementytowych jest znacznie mniej i są one większe. Zwykle towarzyszą ziarnom cementytu wtórnego (rys. 47 i 48).

Badania mikroskopowe struktury próbek żeliwa sferoidalnego w zakresie przemiany eutektoidalnej nie dały żadnych podstaw do wnioskowania, że źródłem nasycania austenitu w węgiel jest grafit. Wprawdzie napotkano wiele ziarn austenitu przylegają-



Rys. 47. Struktura żeliwa po obróbce: nagrzanie do 850°C, wygrzanie 2 h, chłodzenie powolne w powietrzu. Duże wydzielanie cementytu wtórnego i obok drobne sferoidy cementytu eutektoidalnego na tle perlitu. Pow. 1000 x



Rys. 48. Struktura żeliwa po obróbce: nagrzanie do 875°C, wygrzanie 8 h, chłodzenie powolne w powietrzu. Cementyt wtórny i obok nieliczne sferoidy cementytu eutektoidalnego na tle perlitu. Pow. 1000 x

cych do wydzieleni grafitowych i to nawet w temperaturze 775°C, lecz faktu tego nie można utożsamiać z dyfuzją węgla od grafitu, bowiem w strukturze badanego żeliwa w stanie surowym perlit w wielu przypadkach przylegał bezpośrednio do grafitu.

3.3.2.2. PRZEMIANY STRUKTURALNE W ŻELIWIE SFEROIDALNYM PODCZAS CHŁODZENIA

Austenit otrzymany w I etapie badań z przemiany perlitu i ferrytu, podczas chłodzenia przemienia się, w zależności od szybkości chłodzenia w martenzyt, ferryt lub (i) w perlit.

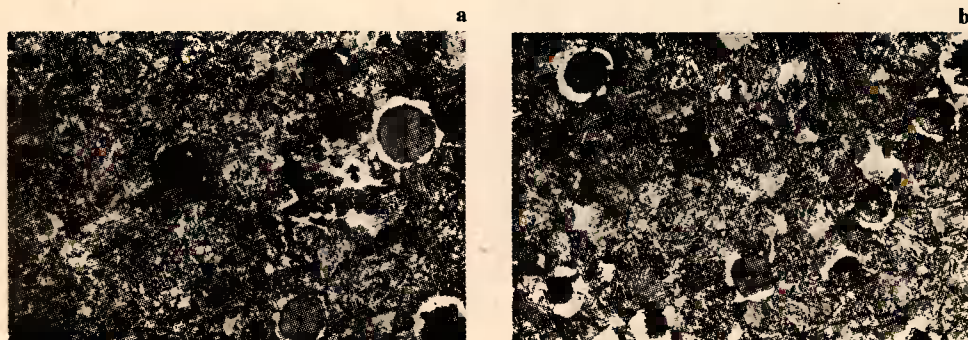
Dla oceny wpływu szybkości chłodzenia na strukturę osnowy żeliwa sferoidalnego, podzielono stosowane w badaniach I etapu temperatury wygrzewania na dwa zakresy: pierwszy obejmuje temperatury wyższe od Ac_1^k , w którym osnowa żeliwa jest austenityczna, drugi – temperatury międzykrytyczne (od Ac_1^p do Ac_1^k), kiedy w osnowie żeliwa poza austenitem występuje ferryt, a nawet perlit, które nie uległy przemianom w austenit.

Oziębienie w oleju próbek żeliwa wygrzanych w pierwszym zakresie temperatur (wariant Ia) powoduje pełną przemianę austenitu w martenzyt.

Zmniejszenie szybkości chłodzenia do 477 K/min (chłodzenie szybkie w powietrzu) prowadzi do otrzymania mieszaniny strukturalnej zależnej od trwałości austenitu. Chłodzenie z temperatury 950 i 900°C prowadzi do otrzymania mieszaniny martenzytu i perlitu, przy czym udział martenzytu jest tym większy, im wyższa była temperatura i dłuższy czas wygrzewania. W żeliwie chłodzonym z temperatury 875°C otrzymano w osnowie 100% perlitu po wygrzaniu w czasie wynoszącym co najmniej 1 h. Po wygrzaniu w czasie 0 h otrzymano perlit i około 7% ferrytu. W żeliwie chłodzonym

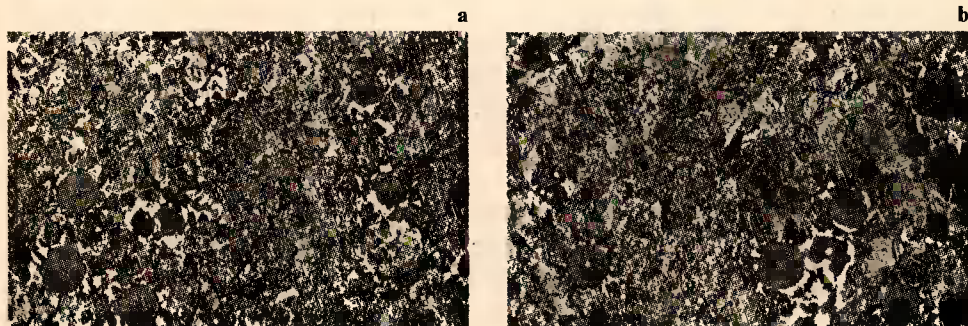
z temperatury nieco nadkrytycznej (850°C) otrzymano strukturę perlityczno-ferrytyczną, przy czym ilość ferrytu maleje do wartości mniejszej od 1% z przedłużeniem czasu wygrzewania. Układ ziarn ferrytu w tym przypadku jest bardzo zbliżony do układu występującego w żeliwie wygrzewanym w temperaturze 825°C i chłodzonym w oleju (rys. 39a, b), co wskazuje na to, że te obszary ferrytu, które jako ostatnie przeszły przemianę w austenit przy podwyższeniu temperatury wygrzewania z 825 do 850°C , po chłodzeniu szybkim w powietrzu przemieniły się z powrotem w ferryt.

Zmniejszenie szybkości chłodzenia do 112 K/min (chłodzenie powolne w powietrzu) prowadzi do otrzymania struktury perlityczno-ferrytycznej po chłodzeniu z każdej temperatury pierwszego zakresu. W żeliwie chłodzonym z temperatury 950°C ferryt występuje jako pełne lub niepełne otoczki grafitu (rys. 49a, b). W miarę obniżania



Rys. 49. Struktura żeliwa po obróbce: nagrzewanie do 950°C , wygrzewanie: a) 0 h, b) 8 h, chłodzenie powolne w powietrzu. Pow. $250\times$

temperatury, jak również zmniejszania czasu wygrzewania, ferryt tworzy mniej regularne, postrzępione i niepełne otoczki przy graficie i jednocześnie występuje wewnątrz obszarów perlitu. Po wygrzewaniu w temperaturze 850°C (temperatura nieco nadkrytyczna) ilość ferrytu jest tym mniejsza, im dłuższy był czas wygrzewania (rys. 50a, b). Na mikrofotografiach układ ferrytu jest podobny jak na rys. 39a, b. Fakt wydzielania się coraz większej ilości ferrytu w miarę zmniejszania szybkości chłodzenia w powietrzu oraz jego charakterystyczny rozkład w osnowie żeliwa wskazuje na to, że tworzy się on z austenitu o bardzo małej trwałości.

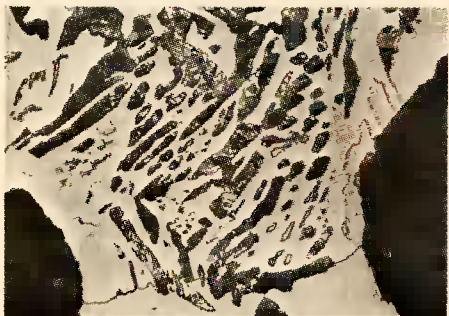


Rys. 50. Struktura żeliwa po obróbce: nagrzanie do 850°C , wygrzanie: a) 2 h, b) 8 h, chłodzenie powolne w powietrzu. Pow. $250\times$

Żeliwo sferoidalne oziębione z temperatury zakresu międzykrytycznego (rys. 37, 38, 39) ma osnowę perlityczno-ferrytyczno-martensytyczną (rys. 37) lub martensytyczno-ferrytyczną (rys. 38, 39). Ferryt i perlit występujące w tych strukturach nie przeszły przemiany w austenit. Przy chłodzeniu z mniejszą szybkością aniżeli szybkość chłodzenia w oleju, ilość ferrytu jest tym większa, im mniejsza była ta szybkość, przy czym ten dodatkowy ferryt pochodzi z przemiany metastabilnego austenitu. Ferryt przemieniony z austenitu podczas chłodzenia jest widoczny jako ziarna reliefowe na tle nieprzemienionego ferrytu (rys. 51, 52).



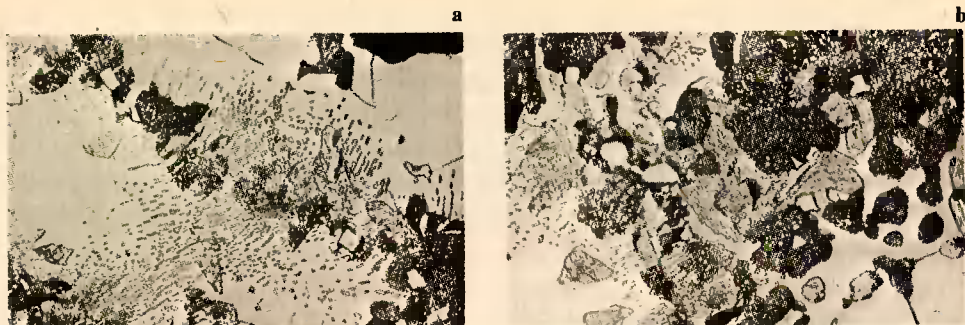
Rys. 51. Struktura żeliwa po obróbce: nagrzanie do 800°C, wygrzanie 2 h, chłodzenie powolne w powietrzu. Widoczne reliefowe ziarna ferrytu na tle nieprzemienionego ferrytu. Pow. 1000 x



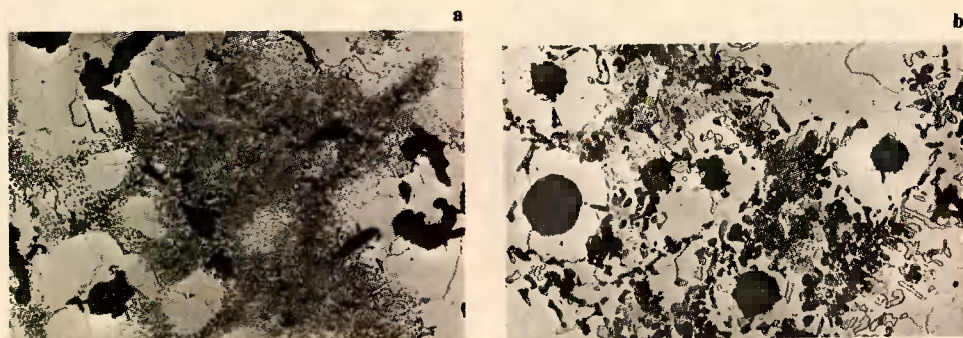
Rys. 52. Struktura żeliwa po obróbce: nagrzanie do 875°C, wygrzanie 0 h, chłodzenie powolne w powietrzu. Widoczne reliefowe ziarna ferrytu na tle nieprzemienionego ferrytu. Pow. 1000 x

Zmniejszenie szybkości chłodzenia do 447 K/h (chłodzenie szybkie w powietrzu) powoduje, że austenit w żeliwie wygrzewanym w zakresie międzykrytycznym ulega przemianie w ferryt, perlit i martensyt. Martensyt pojawia się tylko po chłodzeniu w temperaturze 775 i 800°C i po dłuższych okresach czasu wygrzewania. Austenit w tym zakresie temperaturowym jest bardzo niejednorodny, co już wcześniej wykazano. Z rys. 53a, b przedstawiających strukturę żeliwa po wygrzewaniu 2 i 8 h w temperaturze 775°C i chłodzeniu szybkim w powietrzu widać, że zarówno w nowopowstałym perlicie jak też w martensycie widnieją liczne kulki cementytu eutektoidalnego.

Po powolnym chłodzeniu w powietrzu (112 K/min) w osnowie żeliwa występuje struktura perlityczno-ferrytyczna lub ferrytyczno-perlityczna. Jednakże i przy tej szybkości chłodzenia pojawia się martensyt po wygrzewaniu w czasie 2, 4 i 8 h w temperaturze 775°C. Na rys. 54a, b przedstawiono strukturę żeliwa po wygrzaniu w temperaturze 775°C i powolnym chłodzeniu w powietrzu. Po chłodzeniu bez wygrzewania widać



Rys. 53. Struktura żeliwa po obróbce: nagrzanie do 775°C, wygrzanie: a) 2 h, b) 8 h, chłodzenie szybkie w powietrzu. Pow. 1000 x



Rys. 54. Struktura żeliwa po obróbce: nagrzanie do 775°C, wygrzanie: a) 1 h, b) 8 h, chłodzenie powolne w powietrzu. Pow. 250 x

w strukturze postępującą sferoidyzację cementytu na peryferiach obszarów perlitycznych. Po 1 godzinie wygrzewania (rys. 54a) przemiana w austenit wystąpiła częściowo, po czym po chłodzeniu austenit uległ przemianę w perlit (ciemne obszary na tle nieprzemienionego perlitu). Po okresach czasu wygrzewania wynoszących co najmniej 2 h widać dalszy postęp sferoidyzacji cementytu i wzrost ilości ferrytu, a również postęp przemiany osnowy w austenit, który po chłodzeniu przemienił się w perlit (ciemne obszary) lub martenzyt (szare obszary).

Badania na dyfraktometrze rentgenowskim potwierdziły obecność martenzytu w próbkach szybko chłodzonych z temperatury 775 i 800°C i w próbkach wolno chłodzonych z temperatury 775°C.

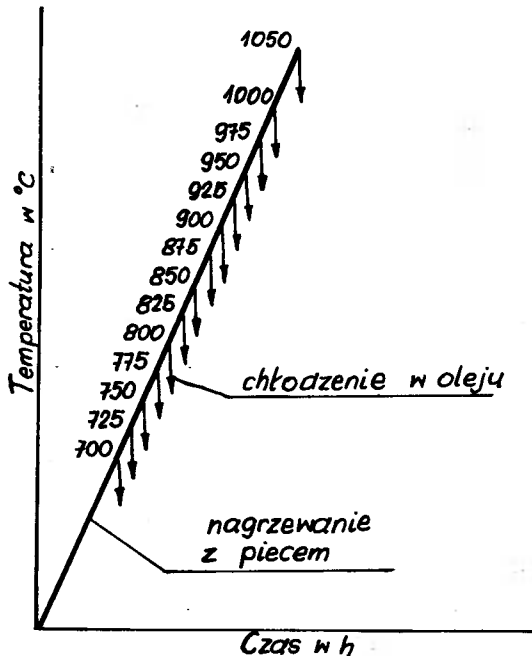
Dla wyjaśnienia przyczyny tworzenia się martenzytu obok innych struktur po szybkim i powolnym chłodzeniu w powietrzu, po wygrzewaniu w określonych temperaturach, przeprowadzono badania mające na celu wyznaczenie stopnia nasycenia austenitu w węgiel [104].

Do badania wybrano żeliwo o składzie chemicznym i strukturalnym zbliżonym do żeliwa stosowanego w badaniach przemian strukturalnych (tab. 22). Jako miarę stopnia nasycenia austenitu w węgiel przyjęto tetragonalność martenzytu, co oznacza wg K. Wesołowskiego [159] stosunek parametrów „c” do „a” jego komórki sieciowej. Próbki o wymiarach 10×10×10 mm nagrzewano w pionowym sylitowym piecu

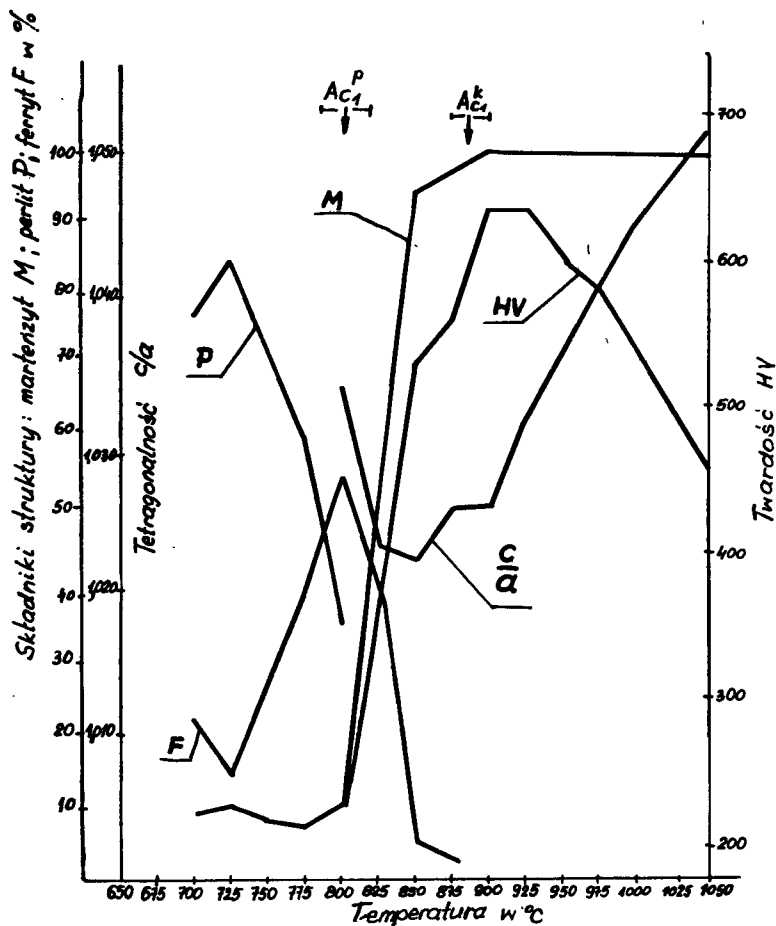
w węgiel [104]

Zawartość składników w %				
C	Si	Mn	P	S
3,45	2,52	1,14	0,10	0,008
Skład strukturalny osnowy żeliwa w %				
feryt	perlit		cementyt wtórny	
22	78		ślady	

rurowym. Dla zabezpieczenia próbek przed wpływem atmosfery pieca przez rurę ze stali żaroodpornej przepuszczano argon. Temperaturę wewnątrz pieca rejestrowano termoelementem PtRh-Pt umieszczonym w kontrolnej próbce niklowej o wymiarach $10 \times 10 \times 10$ mm. Schemat obróbki cieplnej próbek przedstawia rys. 55. Wyniki obliczeń wskaźnika tetragonalności, ilościowych pomiarów struktury i twardości HV żeliwa przedstawia rys. 56. W oparciu o badania strukturalne (zawartość martenzytu) wywnioskowano, że temperatura Ac_1^f leży między 775°C a 800°C , a temperatura Ac_1^h między 875 a 900°C . Ze względu na duże przedziały temperatur wygrzewania (25°C) określenie temperatur krytycznych obarczone jest znacznym błędem. Szczególnie niepewne jest określenie górnej temperatury krytycznej Ac_1^h . Również w badaniach dylatometrycznych wyznaczenie górnej temperatury krytycznej charakteryzuje się dużą niepewnością, szczególnie w żeliwie ferrytyzowanym, ponieważ promień krzywi-



Rys. 55. Schemat obróbki cieplnej próbek [104]



Rys. 56. Zależność tetragonalności (c/a), zawartości ferrytu, perlitu, martenzytu i twardości żeliwa, od temperatury nagrzewania [104]

zny linii wykresowej dla Ac_1^k ma większą wartość, niż promień krzywizny dla pozostałych temperatur krytycznych. Z linii wykresowej tetragonalności c/a martenzytu wynika zatem, że w momencie rozpoczęcia się przemiany eutektoidalnej żeliwa podczas nagrzewania, nasycenie austenitu w węgiel jest wysokie ($c/a = 1,034$) i w miarę podnoszenia temperatury do 850°C zmniejsza się do wartości 1,022, a przy dalszym wzroście temperatury znów się zwiększa. W pracy [104] wyjaśniono to następująco: w zakresie między Ac_1^P a Ac_1^k jedynym źródłem nasycenia austenitu w węgiel jest cementyt i wobec wyczerpywania się tego źródła w miarę podwyższania temperatury, a jednocześnie powiększania się objętości austenitu, nasycenie austenitu maleje.

Opierając się na powyższym należy mniemać, że przyczyną tworzenia się martenzytu w żeliwie chłodzonym szybko lub powoli w powietrzu po wygrzewaniu w temperaturze z dolnej części zakresu przemiany eutektoidalnej jest większa trwałość austenitu, spowodowana dużym nasyceniem w węgiel w porównaniu z austenitem występującym w temperaturze zbliżonej do Ac_1^k .

Wynik badania nasycenia austenitu w węgiel w zakresie od Ac_1^* do Ac_1^k , przedstawiony w pracy [104] potwierdza również sprostowanie, przedstawione w podrozdz. 3.3.2.1 (w oparciu o badania mikroskopowe struktury), że w tym zakresie temperatur grafit nie bierze udziału w nawęglaniu osnowy żeliwa podczas nagrzewania.

Słuszność przedstawionego powyżej wniosku odnosi się jednak do żeliwa sferoidalnego, będącego przedmiotem badań zawartych w niniejszym ustępie, jak również w pracy [104]. Nie może on być wprost odniesiony do przemiany eutektoidalnej żeliwa ferrytycznego, a nawet ferrytyczno-perlitycznego.

Obróbka cieplna żeliwa sferoidalnego w II etapie miała na celu zbadanie przemian podczas chłodzenia stopniowego (podchładzania z wychładzaniem i dochładzaniem).

Średnie wartości szybkości nagrzewania i chłodzenia obliczone z wykresów kompensatora eK-NT dla zakresu $600 \div 950^\circ\text{C}$, były następujące:

- a) nagrzewanie – 96 K/min (1,6 K/s),
- b) podchładzanie w piecu – 2,5 K/min (0,042 K/s),
- c) chłodzenie powolne w powietrzu – 112 K/min (1,9 K/s).

Z rys. 32 widać, że temperatury wychładzania 950 , 900 i 850°C są nadkrytyczne, temperatury 750 , 725 i 700°C międzykrytyczne, natomiast 650°C – podkrytyczna. Temperaturę 775°C z uwagi na zwiększającą się zawartość ferrytu należy również uznać za międzykrytyczną, aczkolwiek leży powyżej temperatury 754°C wyznaczonej dylatometrycznie jako Ar_1^* . Z przebiegu linii wykresowej dla wychładzania w czasie 0 h (rys. 32) można wnosić, że temperatura Ar_1^* leży powyżej 800°C , a Ar_1^k w pobliżu 700°C . Temperatura Ar_1^* z rys. 32 leży jednak znacznie wyżej aniżeli wyznaczona badaniem dylatometrycznym. Fakt ten zostanie wyjaśniony przy omawianiu badań struktury. Zwiększenie zawartości sumy pozaferrytycznych składników struktury w temperaturze 650°C w stosunku do temperatury 700°C jest naturalną konsekwencją procesu grafityzacji w temperaturze podkrytycznej. Zjawisko to nie powinno wystąpić dla wychładzania w czasie 0 h. Jednakże sposób realizacji wygrzewania w czasie 0 h, wyjaśniony na rys. 27 wskazuje, że w rzeczywistości przy przejściu z podchładzania w wychładzanie następowało tak znaczne zmniejszenie szybkości chłodzenia, iż czas 0 h należy traktować jako kilkunastominutowe wychładzanie.

Przedłużenie czasu austenitizacji w 1050°C z 2 do 10 h wpływa zdecydowanie na położenie początku i końca przemiany eutektoidalnej. Z przebiegu linii wykresowej dla wychładzania w czasie 0 h na rys. 34 widać, że temperatura Ar_1^* obniża się, a temperatura Ar_1^k podnosi się w stosunku do tychże temperatur dla żeliwa austenitizowanego w ciągu 2 h (rys. 32). Jest to zgodne z badaniami wpływu temperatury i czasu austenitizowania na położenie temperatur krytycznych i szerokość zakresu temperatur krytycznych, przedstawionych w podrozdz. 3.2.2.

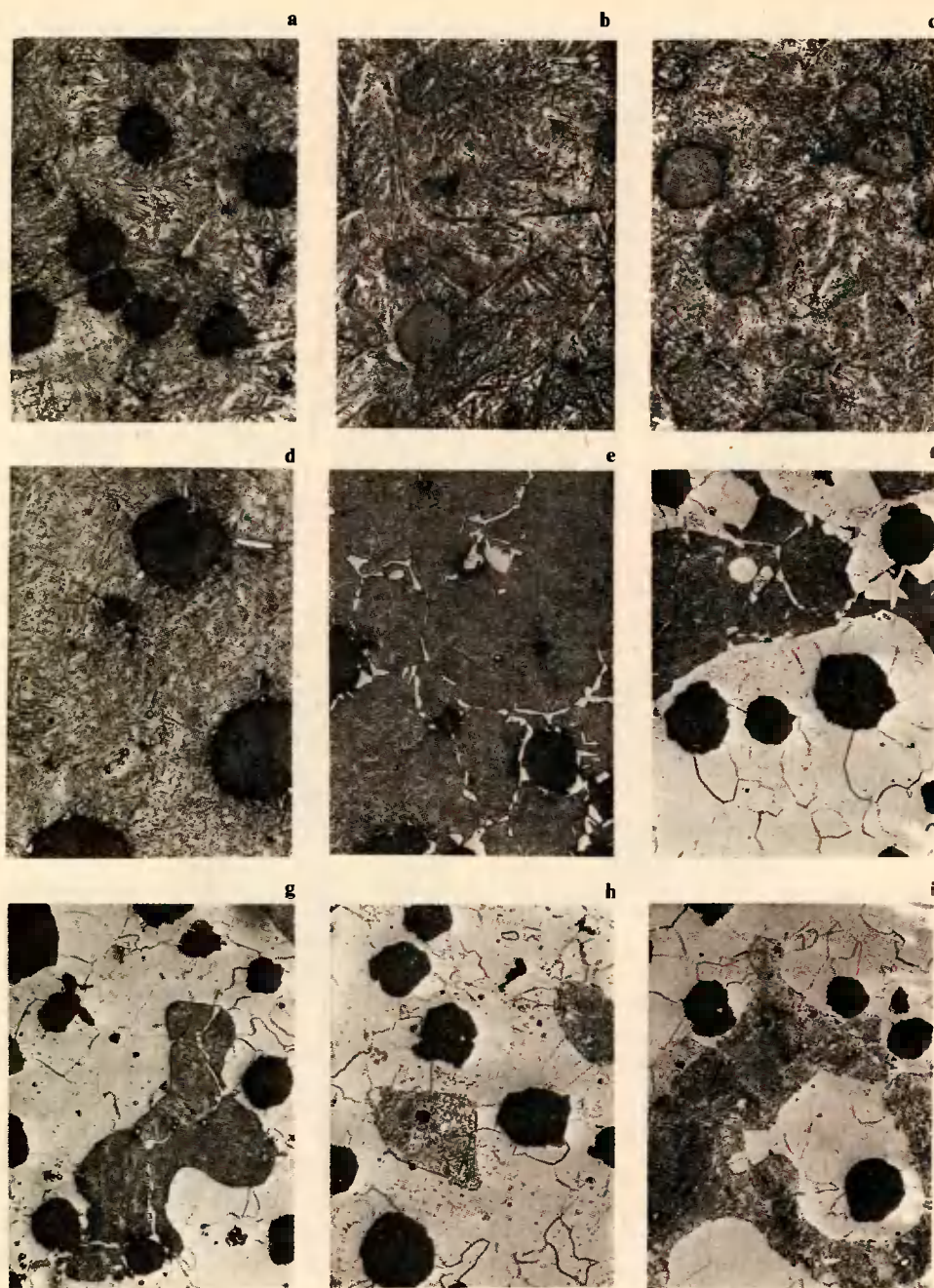
Z przebiegu linii wykresowych dla zwiększających się okresów czasu wychładzania widać, że zakres temperatur krytycznych przesuwają się do wyższych temperatur, co pokazano strzałkami przerywanymi na rys. 32 i 34. Natomiast wpływ czasu wychładzania na sumę pozaferrytycznych składników struktury żeliwa pokazano na rysunku strzałkami ciągłymi. Jak wynika z rys. 32 i 34, w temperaturach niższych od rzeczywistej temperatury Ar_1^* ilość ferrytu rośnie, lecz po austenitizowaniu w temperaturze

1050°C przez 10 h (rys. 34) ilość ta jest znacznie mniejsza aniżeli po austenityzowaniu w ciągu czasu 2 h (rys. 32).

Dochładzanie powolne w powietrzu wywołuje prawie identyczne zmiany położenia linii wykresowych na rys. 33 i 35, jak dochładzanie w oleju. Dowodzi to faktu, że czynnikiem decydującym o położeniu temperatur krytycznych przy omawianym sposobie chłodzenia z temperatury austenitacji jest szybkość podchładzania, natomiast dochładzanie decyduje o rodzaju struktury otrzymywanej po zakończeniu obróbki. Jednak dochładzanie w powietrzu wnosi dodatkowy element do analizy położenia temperatury $A_{r\dot{f}}$. Na rys. 33 i 35 linią A-A oznaczono temperaturę, powyżej której ilość ferrytu maleje z przedłużeniem czasu wychładzania, natomiast poniżej ilość ferrytu rośnie. Zmniejszanie się ilości ferrytu w temperaturze wyższej od A-A należy uważać za wynik dalszej austenitacji, natomiast zwiększanie się ilości ferrytu w temperaturze niższej od A-A – za wynik wygrzewania w zakresie międzykrytycznym. W związku z tym temperaturę A-A, która dla żeliwa austenityzowanego przez 10 h (wariant IIb) wynosi 787°C, a dla żeliwa austenityzowanego przez 2 h (wariant IIc) – 770°C, należy uważać za górną temperaturę krytyczną podczas chłodzenia $A_{r\dot{f}}$. Odnosząc te temperatury do wariantów IIa i IIc, w których dochładzanie odbywało się w oleju uważać należy, że powyżej określonych tych temperatur w strukturze żeliwa występuje ferryt, który utworzył się podczas podchładzania, a nie dochładzania. Fakt ten zostanie wyjaśniony przy opisie badań struktury.

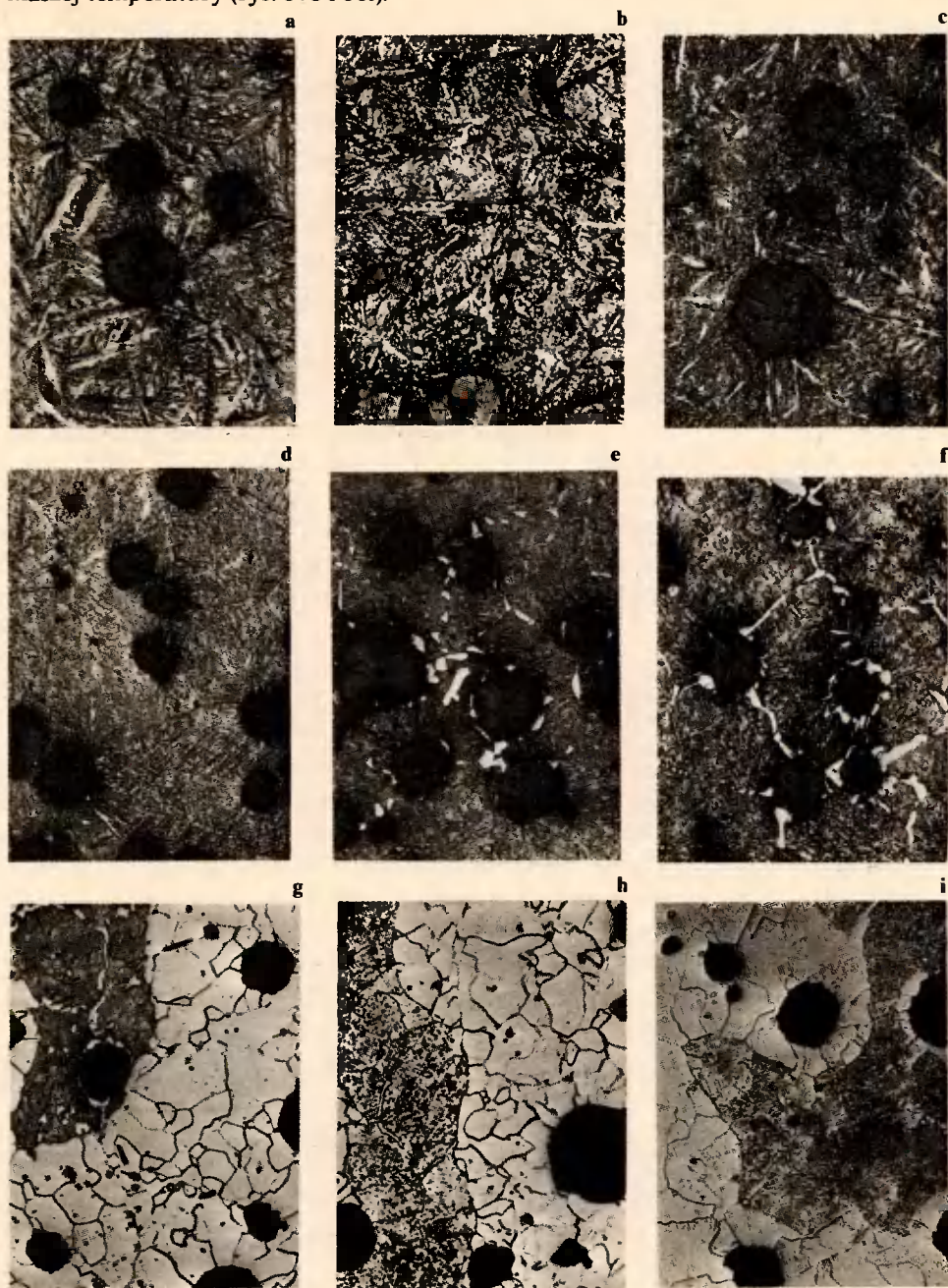
Austenit podczas chłodzenia stopniowego ulega przemianie w różne struktury zależne od temperatury wychładzania oraz od szybkości dochładzania. Jak wykazano wcześniej, temperatura przemiany austenitu zależy od stopnia ujednorodnienia i szybkości podchładzania, zaś rodzaj struktury otrzymanej w wyniku przemiany – od szybkości dochładzania i – w mniejszym stopniu – od czasu trwania wychładzania.

Austenitacja w 1050°C, podchładzanie w piecu, wychładzanie w temperaturze z zakresu 950 do 650°C i dochładzanie w oleju powoduje powstanie jednorodnej lub mieszanej struktury osnowy żeliwa. Ogólny pogląd na strukturę po takiej obróbce widać na fotografiach 57a ÷ 57i dla żeliwa austenityzowanego w 1050°C przez 2 h oraz na fotografiach 58a ÷ 58i – dla żeliwa austenityzowanego w 1050°C przez 10 h. W żeliwie austenityzowanym przez 2 i 10 h w 1050°C i wychładzanym w 950, 900 i 850°C po dochładzaniu w oleju otrzymano w osnowie żeliwa wyłącznie martenzyt. W temperaturze 800°C zaczyna pojawiać się ferryt, w większej ilości w żeliwie austenityzowanym w 1050°C przez 2 h. Ferryt ten tworzy się przy graficie w formie drobnych ziarn, często ułożonych współśrodkowo względem grafitu (rys. 57d i 58e). Ilość ferrytu ulega nieznanym zmianom w miarę przedłużania czasu wychładzania. W temperaturze 775°C w żeliwie austenityzowanym przez 2 h krystalizuje ferryt siatkowy. Krystalizacja jego, rozpoczęta w temperaturze 800°C, jest skierowana od wydzieleni grafitowych ku peryferiom ziarn eutektycznych (rys. 57d i 57e). Po 8 godzinach wychładzania w temperaturze 775°C powstaje pełna siatka ferrytu. Ilość tego ferrytu zwiększa się z upływem czasu i z obniżeniem temperatury wychładzania jedynie przez rozrost siatki ku peryferiom komórek, a nie przez zwiększanie wymiarów poprzecznych siatki.



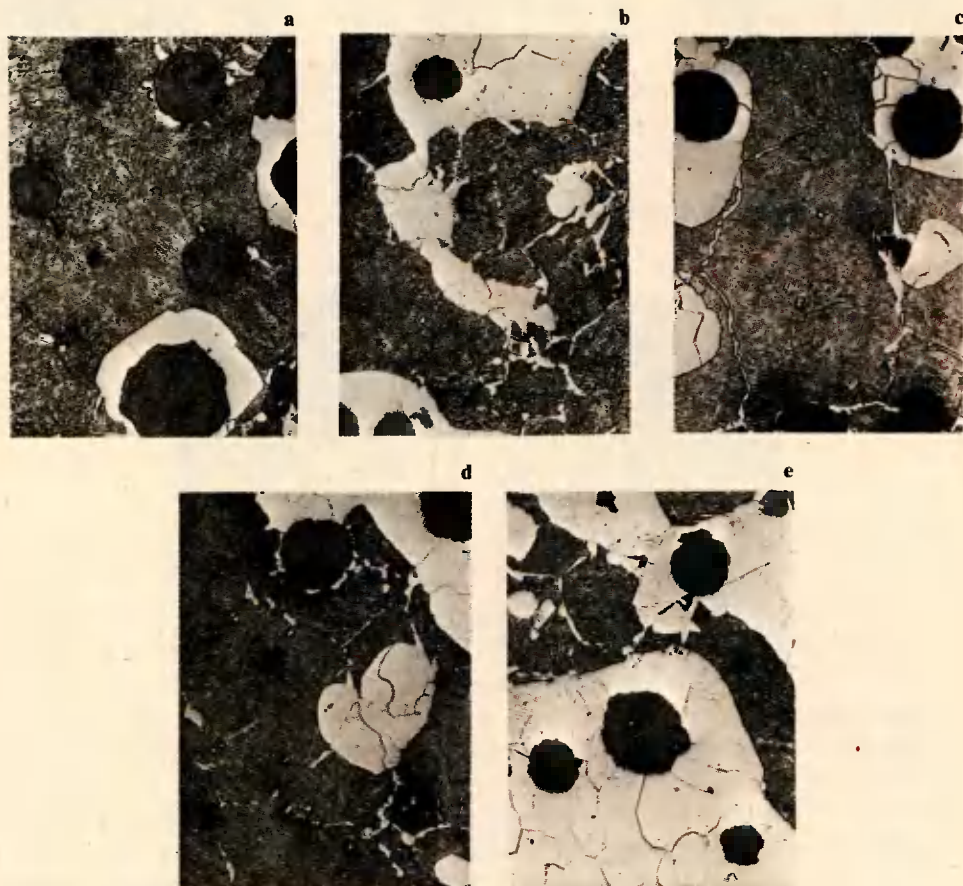
Rys. 57. Struktura zetała po obróbce: nagrzanie do 1050°C, wygrzanie 2 h, podchładzanie do temperatury: a) 950, b) 900, c) 850, d) 800, e) 775, f) 750, g) 725, h) 700, i) 650°C, wychładzanie przez czas 8 h, dochładzanie w oleju. Pow. 250 x

Powstawanie siatki ferrytu w żeliwie austenityzowanym przez 10 h jest przesunięte do niższej temperatury (rys. 57e i 58f).



Rys. 58. Struktura żeliwa po obróbce: nagrzanie do 1050 °C, wygrzanie 10 h, podchładzanie do temperatury: a) 950, b) 900, c) 850, d) 800, e) 775, f) 750, g) 725, h) 700, i) 650 °C, wychładzanie 8 h, dochładzanie w oleju Pow. 250 x

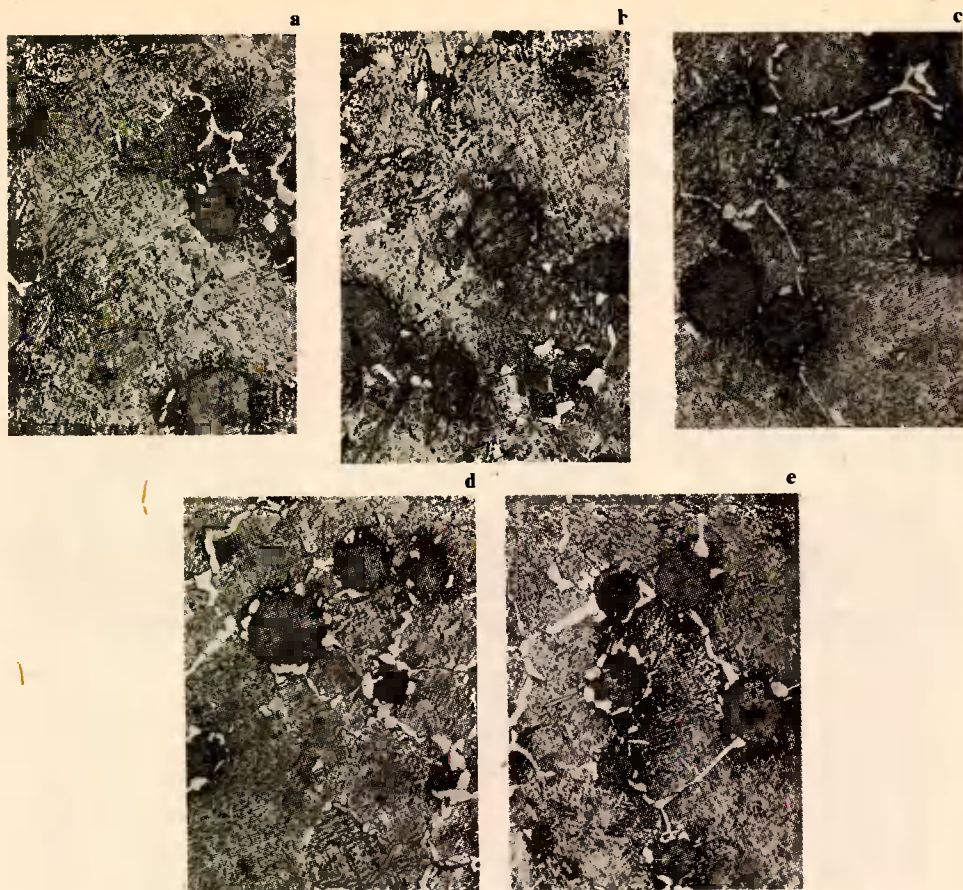
W żelowie austenitzowanym przez 2 h i wychładzanym w 750°C ferryt krystalizuje przy graficie tworząc otoczki, czyli tak zwane „wole oczy”. Ilość tego ferrytu rośnie znacznie ze wzrostem czasu wychładzania. Siatka ferrytu pozostaje bez zmiany i wymiary poprzeczne ferrytu w siatce nie ulegają zmianie (rys. 59a ÷ 59e). W żelowie austenitzowanym w ciągu 10 h tworzenie się wolicz oczu też jest przesunięte do



Rys. 59. Struktura żeliwa po obróbce: nagrzanie do 1050°C, wygrzanie 2 h, podchładzanie do 750°C, wychładzanie: a) 0 h, b) 1 h, c) 2 h, d) 4 h, e) 8 h, dochładzanie w oleju. Pow. 250 x

niższej temperatury. Z rys. 60a ÷ 60e widać, że w temperaturze 750°C tworzy się dopiero siatka ferrytu, a wole oczy tworzą się w temperaturze 725°C.

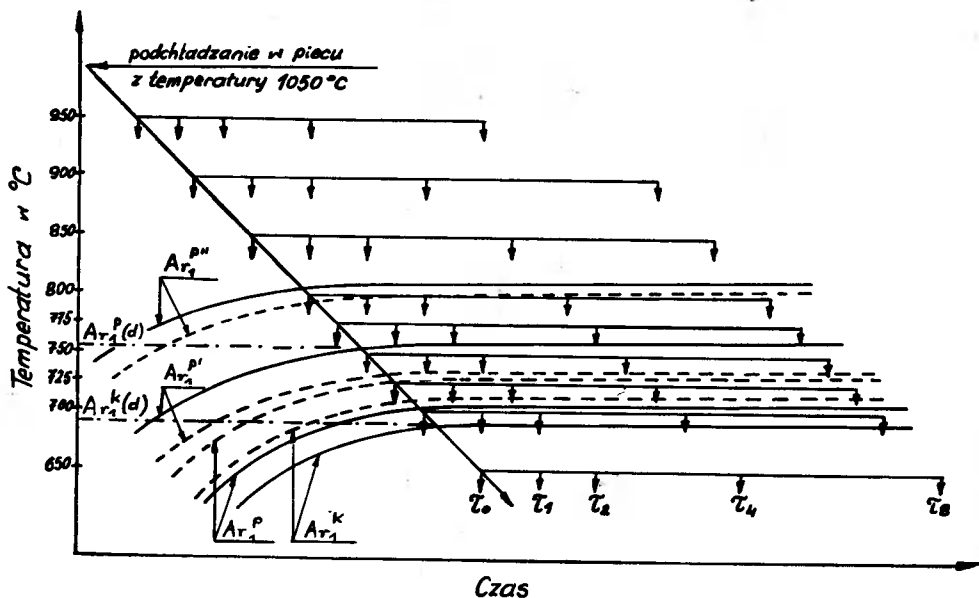
W żelowie austenitzowanym przez 2 h, po wychładzaniu w temperaturze 725°C i dochładzaniu w oleju występuje w strukturze ferryt obok martenzytu przy każdym czasie wychładzania. Natomiast w żelowie austenitzowanym przez 10 h po wychładzaniu w temperaturze 725°C przez czas 0, 1, 2 h poza ferrytem i martenzytem występuje już perlit, lecz jego ilość zmniejsza się w miarę przedłużania czasu wychładzania. Pojawienie się perlitu sygnalizuje osiągnięcie przy podchładzaniu dolnej temperatury krytycznej A_{r1} . W żelowie austenitzowanym przez 2 h perlit – jako współskładnik



Rys. 60. Struktura żeliwa po obróbce: nagrzanie do 1050°C, wygrzanie 10 h, podchładzanie do 750°C, wychładzanie: a) 0 h, b) 1 h, c) 2 h, d) 4 h, e) 8 h, dochładzanie w oleju. Pow. 250 x

struktury obok ferrytu i martenzytu – występuje dopiero w temperaturze 700°C. Temperatury wychładzania 650°C dla żeliwa austenitowanego przez 2 h oraz 700 i 650°C dla żeliwa austenitowanego przez 10 h leżą już zdecydowanie poniżej temperatury Ar_1^A . Na fotografiach (rys. 57i oraz 58h i 58i) w strukturze żeliwa wychładzanego przez 8 h widać daleko zaawansowaną sferoidyzację cementytu perlitycznego. Ponadto na tle perlitu widoczna jest dość wyraźnie siatka ferrytu (rys. 58h).

Prawdopodobne położenie temperatur krytycznych podczas chłodzenia stopniowego dla obróbki cieplnej wg wariantów IIa i IIc przedstawiono na rys. 61 na tle schematu podchładzania i wychładzania. Na rysunku symbolem $Ar_1^{P''}$ oznaczono temperaturę początku tworzenia się ferrytu siatkowego, symbolem $Ar_1^{P'}$ – temperaturę początku tworzenia się ferrytu „wolicz oczu”, a symbolami Ar_1^P i Ar_1^A – temperatury początku i końca przemiany austenitu w perlit. Na rysunku podano również temperatury Ar_1^P (d) i Ar_1^A (d) wyznaczone metodą dylatometryczną. Jak widać z rysunku temperatura Ar_1^P (d) odpowiada temperaturze $Ar_1^{P'}$, tzn. temperaturze początku tworzenia się ferrytu „wolicz oczu” dla wariantu IIa, natomiast temperatura Ar_1^A (d) –



Rys. 61. Schemat podchładzania i wychładzania z naniesionym na nim wykresem CTP dla wariantu IIa (linia ciągła) i IIc (linia kreskowa). $\tau_0 - \tau_8$ wartości czasu wychładzania w h

temperaturze Ar_1^k , tzn. temperaturze końca przemiany austenitu w perlit – również dla wariantu IIa.

Ponieważ szybkość podchładzania w czasie obróbki cieplnej wg wariantu II wynosząca 2,5 K/min jest taka sama jak szybkość chłodzenia podczas badania dylatometrycznego, wobec tego wyznaczone drogą pomiaru dylatometrycznego temperatury krytyczne są: temperatura Ar_1^p – początkiem przemiany austenitu w ferryt „wolich oczu”, tzn. górną temperaturą przemiany eutektoidalnej wg układu trwałego Fe-C-Si, temperatura Ar_1^k – końcem przemiany austenitu w perlit, tzn. dolną temperaturą przemiany eutektoidalnej w układzie nietrwałym Fe-C-Si.

Z obrazów struktur przedstawionych na fotografiach 57 i 58 widać wyraźnie, że długość igieł martenzytu zmniejsza się z obniżaniem temperatury wychładzania. Przeprowadzone pomiary długości igieł martenzytu dla wariantów obróbki IIa i IIc przedstawiono w tabeli 20. Pomiary te potwierdziły oględziny mikroskopowe i wykazały, że po wychładzaniu żeliwa w temperaturze 950°C ziarno austenitu jest grube (od 3 do 5 skali wielkości ziarna). W miarę obniżania temperatury wychładzania wymiary ziarn maleją, a po wychładzaniu w temperaturach międzykrytycznych są one niemierzalne. Przedłużenie czasu wychładzania od 0 do 8 h powiększa wymiary ziarn o 1 do 2 numerów skali wielkości ziarna w temperaturze 950, 900 i 850°C. W niższej temperaturze wychładzania (800 i 775°C) wpływ czasu wychładzania na wymiary ziarn jest bardzo mały.

Dochładzanie próbek żeliwa w powietrzu powoduje powstanie w ich osnowie struktury perlityczno-ferrytycznej lub ferrytyczno-perlitycznej, którym często towarzyszy nieznaczna ilość bainitu i martenzytu. Ferryt występuje w strukturze żeliwa po

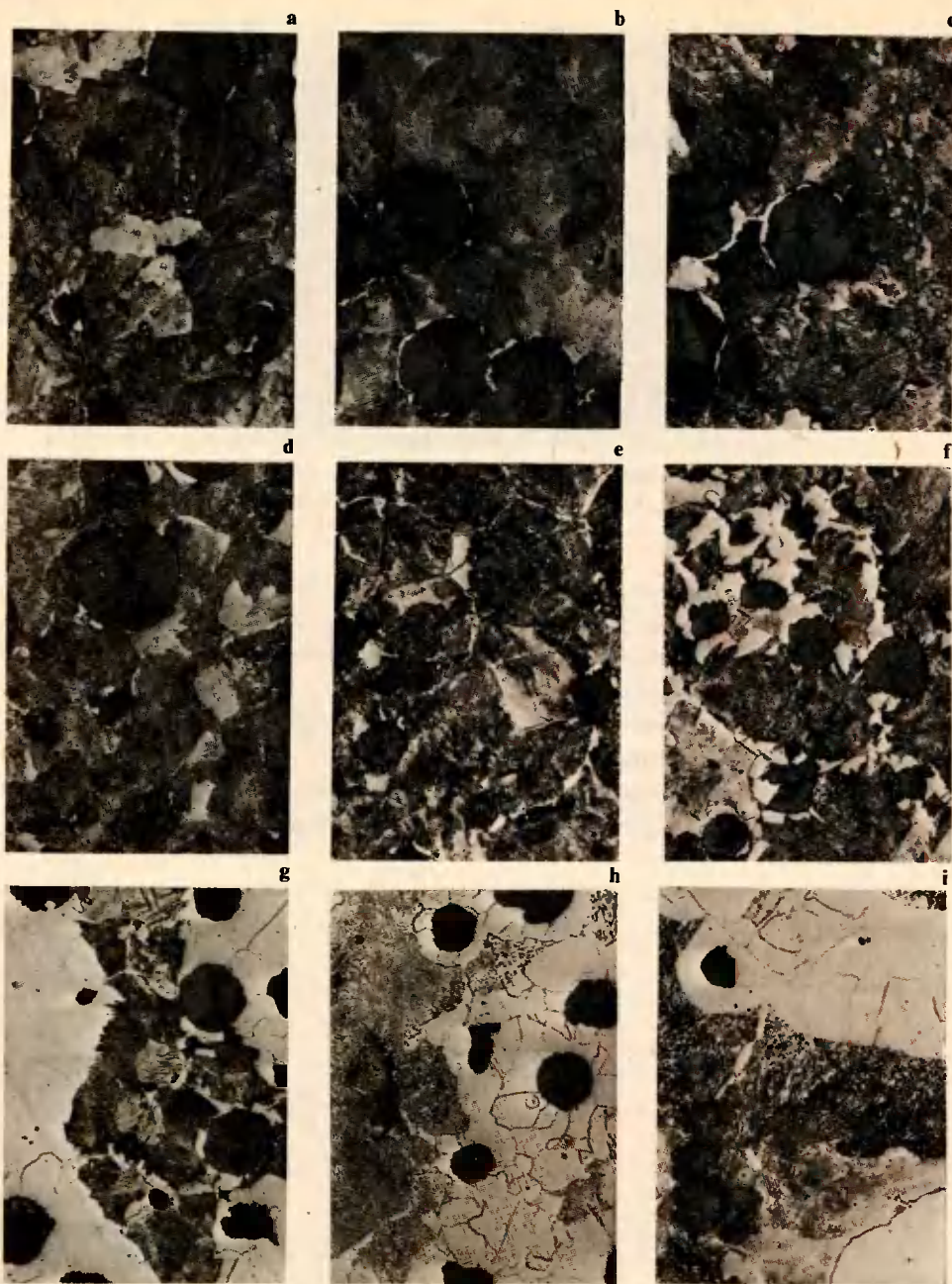
wychładzaniu w każdej temperaturze przyjętej w badaniach, z tym, że po wychładzaniu w temperaturze 950, 900 i 850°C w żeliwie austenityzowanym przez 2 h jest go średnio $2 \div 3$ razy więcej, aniżeli w żeliwie austenityzowanym przez 10 h. Ferryt ten występuje w formie niepełnych lub pełnych otoczek dookoła wydzieliń grafitu. Ponieważ w badaniach według wariantów IIa i IIc (dochładzanie w oleju) stwierdzono, że w czasie podchładzania i wychładzania w wyżej wymienionych temperaturach nie tworzą się żadne wydzielenia ferrytu, ferryt ten tworzy się zatem z metastabilnego austenitu wzbogaconego w krzem w czasie dochładzania w powietrzu. Uniknięcie tworzenia się ferrytu jest trudne. Nawet austenityzowanie przez 10 h w temperaturze 1050°C, podchładzanie i wychładzanie w temperaturze wynoszącej 950, 900 i 850°C powoduje, że jego zawartość w żeliwie wynosi $0,5 \div 2,0\%$. Praktycznie żeliwo z taką zawartością ferrytu jest uważane za żeliwo perlityczne.

Ferryt siatkowy, który tworzy się w czasie dochładzania i wychładzania, zaczyna powstawać w temperaturze 800°C (jak w wariantach IIa i IIc). Ferryt „wolich oczu” zaczyna się tworzyć w temperaturze 750°C w żeliwie austenityzowanym przez 2 h, a w temperaturze niższej od 750°C w żeliwie austenityzowanym przez 10 h, a więc w tych samych temperaturach jak w wariantach IIa i IIc. Ilustrację zmian w strukturze przy zmianie temperatury wychładzania przedstawiają rys. 62a \div 62i. Siatka ferrytu jak również otoczki ferrytowe tworzące się przy dochładzaniu w powietrzu są bardziej postrzępione aniżeli przy dochładzaniu w oleju. Z rys. 33 i 35 wynika, że ilość ferrytu w żeliwie wychładzanym w temperaturze międzykrytycznej i podkrytycznej, a następnie dochładzanym w powietrzu jest większa aniżeli po dochładzaniu w oleju. Fakt ten wyjaśniano przy omawianiu przemian podczas chłodzenia próbek żeliwa obrabianych w I etapie.

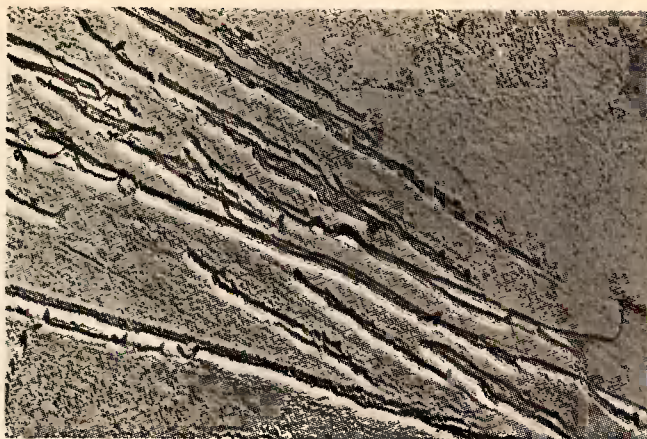
Powstawanie siatki ferrytu również podczas obróbki według wariantów IIb i IId pozwoliło na określenie wymiarów ziarn austenitu właśnie przez pomiar rozmiarów tej siatki. Wyniki pomiarów przedstawione w tabeli 21 wykazują, że umowne ziarno austenitu jest bardzo duże (nr 3 w skali wielkości ziarna) i jest niezależne od temperatury i czasu wychładzania. Zmiana czasu austenityzowania z 2 h na 10 h wywiera niewielki wpływ na wymiary ziarn.

Różnice między wymiarem umownego ziarna austenitu wyrażone przez długość igieł martenzytu (tab. 20) oraz przez rozmiar siatki ferrytu (tab. 21) mogą być spowodowane zmianą charakteru dyfuzji węgla z austenitu do grafitu wraz z obniżaniem temperatury wychładzania. W wysokiej temperaturze wychładzania dyfuzja ta zachodzi poprzez ziarna austenitu, natomiast w miarę obniżania tej temperatury w coraz większej mierze dyfuzja przebiega po subgranicach i innych defektach krystalicznej budowy austenitu. Sądzić można, że te nieco przesyczone subgranice i inne defekty ograniczają wymiary płytek martenzytu tworzących się podczas dochładzania. Natomiast ferryt siatkowy powstaje tylko na granicach ziarn byłego austenitu.

Analiza mikroskopowa próbek żeliwa dochładzanych w powietrzu wykazała występowanie w jego osnowie struktury iglastej obok ferrytu i perlitu. Badania dyfrakcyjne nie potwierdziły istnienia martenzytu wobec czego iglasta struktura jest bainitem. Jednakże badania struktury na mikroskopie elektronowym wykazały, że poza bainitem występuje również martenzyt (rys. 63). Zawartość martenzytu w strukturze żeliwa



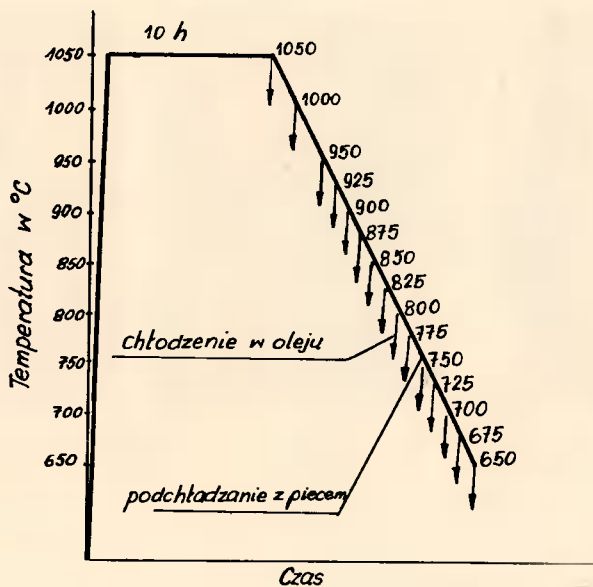
Rys. 62. Struktura żeliwa po obróbce: nagrzanie do 1050°C, wygrzanie 2 h, podchładzanie do temperatury: a) 950, b) 900, c) 850, d) 800, e) 775, f) 750, g) 725, h) 700, i) 650°C, wychładzanie 2 h, dochładzanie w powietrzu. Pow. 250 x



Rys. 63. Struktura żeliwa po obróbce: nagrzanie do 1050°C, wygrzanie 10 h, podchładzanie to temperatury 725°C, dochładzanie w powietrzu (bez wychładzania). Mikr. elektron. Replika węglowa. Pow. 5000 x

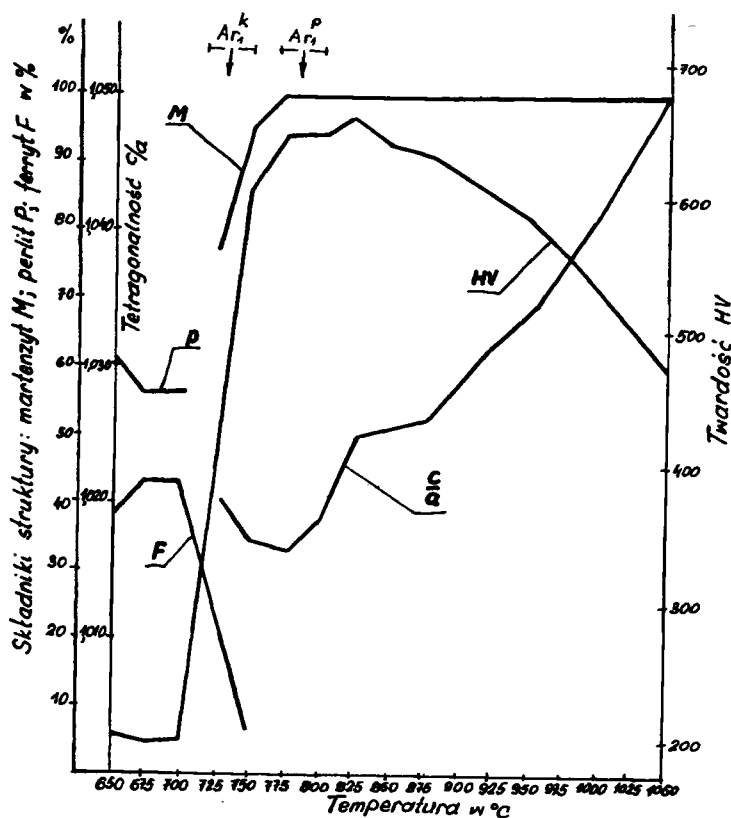
była jednak za mała, by nastąpiło jego ujawnienie przy badaniu na dyfraktometrze DRON 1.5. Zawartość tego bainitu i martenzytu zależy od warunków chłodzenia, największą zawartość otrzymuje się po wychładzaniu w temperaturze 725°C (rys. 62g), a więc w temperaturze zbliżonej do dolnej temperatury krytycznej A_{r1}^k . Dla wyjaśnienia tego faktu przeprowadzono badanie stopnia nasycenia austenitu w węgiel przez pomiar tetragonalności martenzytu.

Próbki 10×10×10 mm pobrano z żeliwa o składzie chemicznym podanym w tabeli 22, obrobiono cieplnie w piecu rurowym w atmosferze argonu, według schematu



Rys. 64. Schemat obróbki cieplnej próbek [104]

przedstawionego na rys. 64. Wartości wskaźników tetragonalności c/a próbek żeliwa obliczone z dyfraktogramów, ich skład strukturalny oraz twardość HV przedstawiają wykresy na rys. 65 [104]. Z rysunku wynika, że w czasie chłodzenia żeliwa z temperatury 1050°C wartość wskaźnika tetragonalności maleje, co oznacza, że zawartość węgla w austenicie maleje aż do temperatury Ar_1^k , wskutek zmniejszania się jego rozpuszczalności w austenicie. Obniżenie temperatury od Ar_1^k do Ar_1^p powoduje wzrost wartości wskaźnika tetragonalności, a zatem zwiększenie zawartości węgla w austenicie, przy czym maksymalna zawartość przypada w temperaturze Ar_1^k . Przyczyna zwiększania zawartości węgla w austenicie w miarę obniżania temperatury od Ar_1^k do Ar_1^p tkwi w tym, że następuje wtedy tworzenie się ferrytu „wolich oczu”, a więc bezpośrednia ferrytyzacja austenitu. Węgiel dyfunduje częściowo od frontu przemiany, to jest od granicy faz ferryt–austenit, w kierunku grafitu przez ferryt, a częściowo w kierunku pozostałego, nieprzemienionego austenitu, wzbogacając go coraz bardziej w węgiel i czyniąc go przez to bardziej trwałym. Tym należy tłumaczyć powstawanie największej ilości bainitu i martenzytu po dochłodzeniu żeliwa w powietrzu z temperatury bliskiej Ar_1^k [104].



Rys. 65. Zależność tetragonalności (c/a), zawartości ferrytu, perlitu, martenzytu oraz twardości żeliwa od temperatury dochładzania [104]

Fakt pojawienia się w strukturze próbek obrobionych cieplnie według wariantu Ic martenzytu, a według wariantów IIB i IID — bainitu i martenzytu, przy odpowiednio jednakowych w tych wariantach warunkach wygrzewania i chłodzenia lub wychładzania i dochładzania pozwala wnioskować, że austenitizowanie żeliwa w temperaturze 1050°C spowodowało zmiany układu krzywych CTPi przemiany austenitu.

3.3.3. PODSUMOWANIE WYNIKÓW BADAŃ

Przemiany strukturalne zachodzące w żeliwie sferoidalnym w zakresie temperatur międzykrytycznych, tj. pomiędzy Ac_1^P a Ac_1^K są najbardziej interesujące. Z badań wynika, że przemiana osnowy żeliwa w austenit rozpoczyna się w obszarach reszkowego perlitu. Ziarna te tworzą się w obszarach wzbogaconych w węgiel, najczęściej na granicach lub subgranicach ferrytu perlitycznego, granicach między perlitem i ferrytem oraz granicach ferrytu poperlitycznego. Nie wyklucza się powstawania ziarn austenitu na granicach między ferrytem i cementytem. Natomiast obszary przylegające do ziarn cementytu wtórnego nie są miejscem tworzenia się pierwszych ziarn austenitu. Należy sądzić, że obszary te są znacznie wzbogacone w mangan, lecz jednocześnie znacznie zubożone w węgiel.

Austenit utworzony w temperaturze bliskiej temperatury Ac_1^P zawiera bardzo dużo węgla. Stopień tetragonalności martenzytu otrzymanego z tegoż austenitu ma wartość 1,032 i odpowiada on, wg F. Stauba [145], zawartości węgla wynoszącej 0,78%. Ta zawartość węgla w austenicie znacznie przekracza zawartość równowagową dla eutektoidu, która wg E. Piwowarsky'ego [122] wynosi 0,6% przy zawartości 2,4% Si w żeliwie.

W miarę podnoszenia temperatury od Ac_1^P do Ac_1^K przemiana eutektoidalna rozszerza się. Ziarna austenitu, które mają najczęściej kształt wydłużonych wysp, powiększają się, łączą ze sobą i powstają nowe. Przemianie ulega ferryt wolny. Na granicach ziarn ferrytu wolnego powstają wydłużone ziarna austenitu, od których przemiana odbywa się w głąb ziarn ferrytu przez tworzenie ziarn iglastych, równoległych do siebie. Powstałe w ten sposób utwory strukturalne są podobne do połowy ptasiego pióra.

Rozpoczęcie się przemiany osnowy żeliwa w austenit nie kończy procesów zachodzących w żeliwie poniżej temperatury Ac_1^P , a mianowicie: rozpadu cementytu i jego sferoidyzacji oraz ferrytyzacji osnowy. W strukturze żeliwa w temperaturze wyższej od Ac_1^P występują bowiem obok ferrytu wolnego: obszary ferrytu z cementytem kulkowym, a nawet perlit płytkowy, austenit z bardzo licznymi kulkami cementytu eutektoidalnego i cementyt wtórny. Zatem proces rozpadu cementytu trwa nadal z tym, że początkowo rozpad ten odbywa się w ferrycie, a uwolniony węgiel dyfunduje do grafitu i tam krystalizuje, tworząc na sferoidach grafitu otoczki o równomiernej grubości. Z chwilą, gdy powstający austenit obejmie cały obszar reszkowego perlitu, rozpad cementytu eutektoidalnego odbywa się w austenicie, a uwolniony stąd węgiel rozpuszcza się w nim. Ferrytyzacja osnowy w tym momencie kończy się.

W miarę podnoszenia temperatury żeliwa do temperatury Ac_1^K zawartość węgla w austenicie maleje, mimo rozpuszczania się węgla z rozpadu reszkowych ziarn cementytu w austenicie. Stopień tetragonalności martenzytu otrzymanego z austenitu żeliwa oziębionego z temperatury bliskiej Ac_1^K ma wartość 1,020 i odpowiada wg [145]

zawartości węgla 0,50%. To zmniejszanie się zawartości węgla w austenicie jest spowodowane gwałtownym zwiększaniem się jego objętości

Wyniki badań przemian strukturalnych w zakresie temperatur międzykrytycznych skłaniają do wniosku, że jedynym źródłem nasycenia austenitu węglem w badanym żelwie jest cementyt eutektoidalny.

Chłodzenie w powietrzu niestopowego żeliwa sferoidalnego (zawierającego $3,4 \div 3,6\%$ C, $2,4 \div 2,6\%$ Si, $0,4 \div 1,0\%$ Mn) po jego austenitizacji, powoduje tworzenie się najczęściej struktury perlityczno-ferrytycznej w jego osnowie.

Udział ferrytu w osnowie żeliwa chłodzonego w spokojnym powietrzu (z szybkością 112 K/min) bezpośrednio z temperatury austenitizacji wynosi $3,0 \div 6,0\%$ (wariant Ic). Przy zwiększaniu szybkości chłodzenia (np. chłodzenie w strumieniu powietrza lub przy zmniejszaniu wymiarów poprzecznych próbek i odlewów) udział ferrytu zmniejsza się. Przy szybkości chłodzenia około 450 K/min, bliskiej szybkości krytycznej hartowania, otrzymano w osnowie żeliwa 100% perlitu (wariant Ib). Temperatura wygrzewania wynosi w tym przypadku: $Ac_1 + (20 \div 50)^\circ\text{C}$, natomiast czas nagrzewania: $0 \div 8$ h, przy czym, im wyższa jest temperatura, tym czas austenitizacji powinien być mniejszy.

Podany wyżej sposób obróbki cieplnej jest jedynym pozwalającym otrzymać 100% perlitu w osnowie żeliwa sferoidalnego, będącego przedmiotem badania. Podniesienie temperatury powyżej $Ac_1 + (20 \div 50)^\circ\text{C}$, względnie powiększenia czasu austenitizacji przyczynia się do otrzymania w osnowie martenzytu i perlitu. Podany wyżej sposób obróbki ma jednak bardzo ograniczone zastosowanie. Wymaga on bowiem znacznej precyzji w określeniu, a następnie w realizacji warunków obróbczych, których w praktyce jest trudno dotrzymać. Wprawdzie zasadniczym celem wyżarzania normalizującego żeliwa sferoidalnego jest maksymalna perlityzacja osnowy, jednak austenitizacja w temperaturze nieznacznie przekraczającej górną temperaturę krytyczną nie doprowadzi do dostatecznego ujednorodnienia osnowy, a to może być przyczyną dużego rozrzutu właściwości mechanicznych.

Chłodzenie stopniowe (II etap) niestopowego żeliwa sferoidalnego z dochłodzeniem w powietrzu po austenitizacji, prowadzi do otrzymania struktury perlityczno-ferrytycznej we wszystkich wykonanych doświadczeniach. Udział ferrytu w strukturze wynosi od $2 \div 10\%$ w zależności od temperatury i czasu wygrzewania oraz temperatury i czasu wychładzania. Zwiększenie czasu wygrzewania, a także wychładzania przyczynia się do zmniejszania udziału ferrytu w strukturze żeliwa.

Z badań wynika, że austenitizacja żeliwa w wysokiej temperaturze (1050°C), podchładzanie w piecu do temperatury $850 \div 900^\circ\text{C}$, wychładzanie przez czas $1 \div 8$ h i dochładzanie w spokojnym powietrzu prowadzi do otrzymania stosunkowo małego udziału ferrytu w strukturze osnowy. Czynnikiem decydującym o wielkości udziału ferrytu jest czas wygrzewania w wysokiej temperaturze. Im ten czas jest dłuższy, tym mniejszy jest udział ferrytu. Wpływ czasu wychładzania na udział ferrytu w strukturze jest mniejszy.

Ten rodzaj obróbki, w porównaniu do wyżarzania normalizującego zwykłego, wymaga większego nakładu energii i czasu pracy, jednakże znaczne ujednorodnienie osnowy metalowej, dokonujące się podczas wygrzewania w temperaturze $1000 \div$

÷ 1050°C niewątpliwie zapewni obrabianym cieplnie odlewom żeliwnym mały rozrzut właściwości mechanicznych.

Przemiana austenitu podczas chłodzenia stopniowego rozpoczyna się od krystalizacji ferrytu siatkowego. Ferryt ten tworzy się na granicach międzyziarnowych austenitu, w pierw przy graficie, a następnie rozrasta się w kierunku granic ziarn eutektycznych. Temperatura początku krystalizacji ferrytu siatkowego Ar_1'' (rys.61) wynosi około 810°C – dla badanego żeliwa po wygrzaniu w czasie 2 h w temperaturze 1050°C i zmniejsza się do około 800°C – dla żeliwa wygrzanego przez czas 10 h. W następnej kolejności tworzy się ferryt „wolich oczu”. Ferryt ten tworzy się przy graficie i w miarę postępu przemiany granica ferryt – austenit przemieszcza się promieniowo od grafitu do granic ziarn eutektycznych. Tak powstają współśrodkowe ferrytyczne otoczki dookoła grafitu zwane „wolimi oczami”. Temperatura początku tworzenia się tego ferrytu Ar_1' wynosi około 760°C dla żeliwa wygrzewanego w czasie 2 h w temperaturze 1050°C i zmniejsza się do około 740°C dla żeliwa wygrzewanego w czasie 10 h. Początek przemiany austenitu w perlit (Ar_1^k) przypada dla żeliwa wygrzewanego w temperaturze 1050°C w czasie 2 h w temperaturze około 710°C, a koniec przemiany (Ar_1^k) w temperaturze około 690°C. Dla żeliwa wygrzewanego w czasie 10 h temperatury Ar_1^p i Ar_1^k wynoszą odpowiednio: około 730°C i 715°C.

Ferryt tworzący się w osnowie żeliwa sferoidalnego przy graficie (w formie pełnych lub niepełnych otoczek), po dochłodzeniu żeliwa w powietrzu z temperatury wyższej od Ac_1'' powstaje w wyniku bezpośredniej przemiany nietrwałego austenitu. Mała trwałość tego austenitu spowodowana jest prawdopodobnie znacznym stężeniem krzemu w najbliższym otoczeniu grafitu. To wysokie stężenie krzemu może tworzyć się w czasie, gdy temperatura żeliwa podnosi się od temperatury Ac_1^p do Ac_1^k i krzem, usuwany a austenitu, wzbogaca coraz znacznie zanikający ferryt. Powiększenie czasu wygrzewania w wysokiej temperaturze zmniejsza zawartość omawianego ferrytu, lecz nawet po 10 h wygrzewania w temperaturze 1050°C zawartość jego wynosi od 0,5 ÷ 2%. Ferryt tworzący się przy graficie, po dochłodzeniu próbek w powietrzu z temperatury niższej od Ar_1'' , powstaje również w wyniku bezpośredniej przemiany nietrwałego, bogatego w krzem austenitu. Natomiast tworzący się również wtedy ferryt siatkowy powstaje na granicach ziarn austenitu, które są najdogodniejszymi drogami dyfuzji węgla z przesyconego austenitu do grafitu. Granice te mają więc mniejsze stężenie węgla, aniżeli sąsiadujące ziarna austenitu, stąd skłonne są do przemiany w ferryt, mimo nie osiągnięcia przez żeliwo temperatury początku przemiany eutektoidalnej. Ferryt tworzący się w żeliwie poniżej temperatury Ar_1^p (tzn. poniżej temperatury początku przemiany eutektoidalnej) tzw. ferryt „wolich oczu” powoduje gwałtowną dyfuzję węgla od frontu przemiany austenit – ferryt w dwu kierunkach: poprzez ferryt do grafitu, gdzie krystalizuje oraz do nieprzemienionego austenitu podnosząc w nim stężenie tego pierwiastka. Badania dyfrakcyjne wykazały, że wskaźnik tetragonalności martenzytu, otrzymanego w osnowie żeliwa przez oziębianie próbek z temperatury bliskiej Ar_1^p (775°C) ma wartość 1,016, co wg [145] odpowiada zawartości węgla 0,36%, natomiast wskaźnik tetragonalności martenzytu otrzymanego po oziębieniu próbek żeliwa z temperatury bliskiej Ar_1^p (725°C) ma wartość 1,022, co odpowiada zawartości węgla wynoszącej 0,48%.

Badania dyfrakcyjne potwierdzają więc, że austenit żeliwa podczas chłodzenia przez zakres przemiany eutektoidalnej wzbogaca się w węgiel, który może dyfundować jedynie od frontu przemiany austenit-ferryt. Natomiast dyfuzja węgla od tegoż frontu przemiany do grafitu znana była wcześniej. Udział bowiem grafitu w strukturze żeliwa podczas tworzenia się ferrytu „wolicz oczu” powiększa się.

3.4. ZMIANY SEGREGACJI (MIKROSEGREGACJI) SKŁADNIKÓW CHEMICZNYCH ŻELIWA SFEROIDALNEGO W CZASIE OBRÓBKIE CIEPLNEJ (III SERIA BADAŃ)

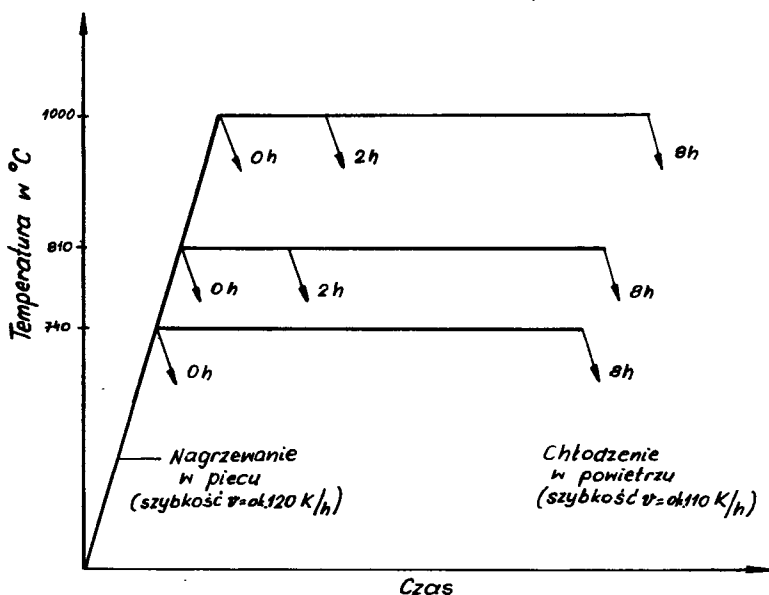
3.4.1. BADANIA, WYNIKI I ICH ANALIZA

Jak już wspomniano w podrozdz. 2.1, nie tylko ogólna zawartość podstawowych składników chemicznych wywiera wpływ na położenie temperatur krytycznych i na przemiany strukturalne podczas nagrzewania i chłodzenia żeliwa sferoidalnego, ale również ich segregacja w dendrytach i ziarnach eutektycznych.

Do określenia wpływu warunków obróbki cieplnej na rozmieszczenie Si, Mn i P w osnowie żeliwa przyjęto żeliwo sferoidalne wytopione w żeliwiaku o składzie chemicznym 3,35% C; 2,58% Si; 0,70% Mn; 0,14% P; 0,007% S.

Z dolnych części wlewków Y wycięto próbki o wymiarach 10×10×10 mm, które umieszczono w pojemnikach rurowych o średnicy 22 mm wypełnionych węglem drzewnym i obrobiono cieplnie według schematu na rys. 66. Po usunięciu z próbek warstwy o grubości 2 mm poddano je badaniom strukturalnym na mikroskopie świetlnym.

Wyniki badań strukturalnych przedstawiono w tabeli 23.



Rys. 66. Schemat obróbki cieplnej próbek żeliwa sferoidalnego

Skład strukturalny żeliwa sferoidalnego po obróbce cieplnej według schematu z rysunku 66

Lp.	Nr próbki	Warunki obróbki		Składniki struktury w % powierzchni zglądu			
		temp. w °C	czas w h	grafit ¹⁾	ferryt ²⁾	perlit ²⁾	cementyt wtórny ²⁾
1	720	stan surowy		9,4	29,2	70,2	0,6
2	73	740	0	10,3	77,7	20,6	1,7
3	71		8	10,9	95,2	4,2	0,6
4	725	810	0	10,5	79,7	19,5	0,8
5	723		2	9,6	43,5	55,3	1,2
6	721		8	9,5	35,1	64,2	0,7
7	111	1000	0	9,0	4,9	94,7	0,3
8	115		2	8,8	2,6	97,0	0,4
9	119		8	9,0	6,5	93,5	0,0

¹⁾ zawartość podano w % dla żeliwa,
²⁾ zawartość podano w % dla osnowy żeliwa.

Te same próbki wykorzystano do badań rozkładu Si, Mn i P w ziarnach eutektycznych żeliwa. Badania wykonano za pomocą mikroanalizatora JXA-3A firmy JEOL.

Badania przeprowadzono metodą liniową, analizując wymienione wyżej pierwiastki na odcinkach między sąsiednimi wydzieleniami grafitu, między którymi przebiega granica ziarna eutektycznego.

Wynik mikroanalizy próbki surowej i próbek żeliwa po obróbce cieplnej przedstawiono w tabeli 24. Z danych tych trudno ocenić, jak zmienia się zawartość krzemu w miarę zmiany warunków obróbki cieplnej (temperatura, czas wygrzewania). Natomiast wyraźnie widoczne są zmiany zawartości manganu i fosforu w cementycie wtórnym. Zawartość manganu zwiększa się o około 50% w stosunku do stanu surowego po nagraniu żeliwa do temperatury podkrytycznej 740°C, a przeszło 3-krotnie – po wygraniu w tej temperaturze przez 8 h. Zawartość fosforu powiększa się 1,5 razy po nagraniu do 740°C i 4-krotnie po wygraniu w niej przez 8 h. Nagrzanie do temperatury międzykrytycznej (810°C) przynosi dalsze zwiększenie zawartości manganu i fosforu w cementycie wtórnym. Natomiast wygrzewanie w tej temperaturze przynosi po wygrzewaniu do 2 h przyrost zawartości manganu i fosforu, a po dłuższym wygrzewaniu (8 h) – zmniejszenie zawartości tych pierwiastków w cementycie wtórnym. Po nagraniu żeliwa do temperatury 1000°C zawartość manganu i fosforu w cementycie jest jeszcze duża, lecz wygrzewanie w niej powoduje zmniejszenie ich zawartości, a nawet prowadzi do całkowitego rozpadu cementytu wtórnego (tab. 26).

Charakterystyczne jest rozmieszczenie fosforu w żelwie wygrzewanym w temperaturze międzykrytycznej 810°C. Pomijając wysoką zawartość fosforu w cementycie wtórnym pierwiastek ten koncentruje się w stanie surowym żeliwa, zasadniczo w perlicie. Stan taki zachowuje się również po nagraniu i wygraniu żeliwa w temperaturze podkrytycznej (740°C), o ile w strukturze osnowy występuje perlit. Tylko w obszarach żeliwa, w których nastąpił całkowity rozpad cementytu eutektoidalnego, fosfor występuje również w ferrycie. Natomiast nagrzanie i wygranie żeliwa w zakresie międzykrytycznym powoduje zmianę rozmieszczenia fosforu. W miarę przedłużania

Zawartość krzemu, manganu i fosforu w różnych mikroobszarach ziarn eutektycznych żeliwa sferoidalnego

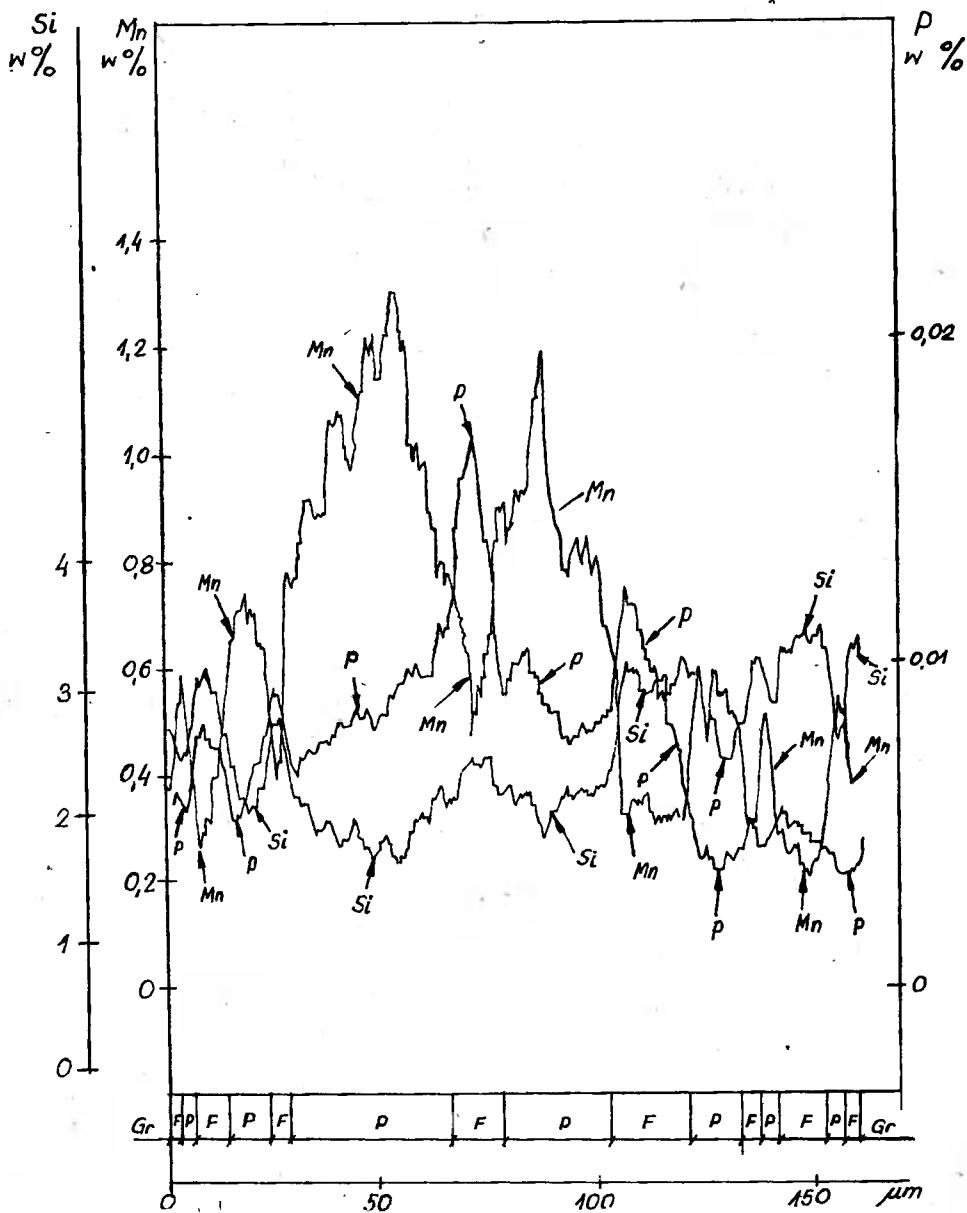
Lp.	Warunki obróbki cieplnej	Nr próbki	Nr mikroanalizy	Struktura ¹⁾	Analizowany pierwiastek	Określenie mikroobszaru			Uwagi	
						przy graficie ²⁾	cementyt wtórny	feryt		perlit
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
1	bez obróbki	720	1	F+P+W	Si w %	2,7/2,7	0,2	2,7	0,8 ÷ 2,7	Segregacja P zgodna z segregacją Mn
					Mn w %	0,5/0,6	1,7	0,5	0,5 ÷ 1,8	
					P w %	0	0,3	0	poniżej 0,01	
2	"	720	2	F+P	Si w %	2,9/2,6	—	2,6 ÷ 2,9	2,1 ÷ 2,9	Segregacja P zgodna z segregacją Mn
					Mn w %	0,7/0,7	—	0,7	0,6 ÷ 1,1	
					P w %	0	—	0	poniżej 0,01	
3	740°C — 0 h/pow.	73	1	F+P+W	Si w %	3,0/2,5	0,1	2,5 ÷ 3,0	1,6 ÷ 2,5	Segregacja P zgodna z segregacją Mn
					Mn w %	0,5/0,5	2,1 ÷ 2,5	0,5	0,5 ÷ 1,3	
					P w %	0	0,4 ÷ 0,8	0	poniżej 0,01	
4	"	73	2	F+P	Si w %	2,8/2,8	—	2,8	1,1 ÷ 2,8	Segregacja P zgodna z segregacją Mn
					Mn w %	0,4/0,4	—	0,4	0,4 ÷ 1,5	
					P w %	0	—	0	poniżej 0,02	
5	740°C — 8 h/pow.	71	1	F+P+W	Si w %	3,1/2,5	0,0	2,5/3,1	1,5 ÷ 1,7	Segregacja P zgodna z segregacją Mn
					Mn w %	0,4/0,4	5,8	0,4 ÷ 0,8	1,3 ÷ 1,7	
					P w %	0	1,3	0	0	
6	740°C — 8 h/pow.	71	2	F	Si w %	3,0/3,0	—	2,8 ÷ 3,0	—	Segregacja P zgodna z segregacją Mn
					Mn w %	0,4/0,4	—	0,4 ÷ 0,6	—	
					P w %	0	—	poniżej 0,01	—	

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
7	810°C – 0 h/pow.	725	1	F + P + W (perlit nowy o budowie wyspowej)	Si w % Mn w % P w %	2,6/2,6 0,5/0,5 0	0,1 1,3 + 3,1 0,6 + 0,8	2,4 + 2,6 0,5 + 1,1 0	1,0 + 2,3 0,9 + 1,2 poniżej 0,02	Segregacja P zgodna z segregacją Mn. Poza ferrytem występuje perlit nie- i przemieniony. W perlicie przemienionym zawartość Mn jest większa o 0,3% a Si mniejsza o 0,4%, w stosunku do perlitu nieprzemienionego.
8	"	"	2	F + P (perlit nowy o budowie wyspowej)	Si w % Mn w % P w %	2,3/2,3 0,5/0,5 0	- - -	2,3 0,5 + 0,6 poniżej 0,01	1,6 1,2 + 1,6 poniżej 0,03	Segregacja P zgodna z segregacją Mn. Różnice zawartości Mn i Si między perlitem nieprzemienionym i przemienionym – jak wyżej
9	810°C – 2 h/pow.	723	1	F + P + W (wyłącznie perlit nowy – wyspowy)	Si w % Mn w % P w %	2,5/2,5 0,8/0,8 0	0,0 2,5 + 4,0 1,4	2,5 + 3,7 0,5 + 0,8 0	1,9 + 2,5 0,7 + 1,2 0	P występuje wyłącznie w cementycie. W perlicie zawartość Mn jest większa o 0,4% a zawartość Si mniejsza o 0,8%, aniżeli w ferrycie
10	810°C – 2 h/pow.	723	2	F + P (wyłącznie perlit nowy – wyspowy).	Si w % Mn w % P w %	2,2/2,5 0,6/0,6 0,01/0,01	- - -	2,5 + 3,7 0,3 + 0,6 poniżej 0,01	2,2 + 3,0 0,5 + 0,9 poniżej 0,01	Segregacja P jest zgodna z segregacją Si. W perlicie zawartość Mn jest większa o 0,35% a zawartość Si mniejsza o 0,7%, aniżeli w ferrycie.
11	810°C – 8 h/pow.	721	1	F + P + W (wyłącznie perlit nowy – wyspowy)	Si w % Mn w % P w %	3,1/2,4 0,3/0,4 0	0,2 2,7 1,1	2,2 + 3,1 0,4 + 0,9 poniżej 0,01	1,0 + 1,8 0,7 + 1,5 0	Segregacja P zgodna z segregacją Si, z wyjątkiem cementytu. W perlicie zawartość Mn jest większa o 0,35% a Si mniejsza o 0,7%, aniżeli w ferrycie
12	"	"	2	F + P (wyłącznie perlit nowy – wyspowy)	Si w % Mn w % P w %	3,5/3,2 0,4/0,5 0,01/0,01	- - -	2,7 + 3,5 -0,2 + 0,6 poniżej 0,02	1,8 + 2,7 0,6 + 1,4 poniżej 0,01	Segregacja P zgodna z segregacją Si. W perlicie zawartość Mn jest większa o 0,5% a Si mniejsza o 0,8%, aniżeli w ferrycie

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
13	1000°C – 0 h/pow.	111	1	F+P+W	Si w % Mn w % P w %	1,9/2,4 0,7/0,5 0	0,1 3,0 0,6–1,0	2,5 0,5 0	1,3÷2,5 0,5÷1,5 poniżej 0,03	Segregacja P w cementycie i perlitie przycementytowym. Perlit przycementytowy (strefa o grubości 10 µm) ma skład chemiczny: 1,3% Si, 1,5% Mn i poniżej 0,03% P
14	"	"	2	F+P	Si w % Mn w % P w %	2,4/2,6 0,4/0,4 0	– – –	2,4÷3,0 0,3÷0,4 poniżej 0,01	2,4÷3,0 0,3÷0,5 poniżej 0,01	Segregacja P nie wykazuje zgodności z segregacją Mn ani z segregacją Si
15	1000°C – 2 h/pow.	115	1	F+P+W	Si w % Mn w % P w %	2,9/2,9 0,6/0,5 0	0,5 3,3 0,8	2,9 0,5 0	1,6÷2,9 0,5÷1,5 0	Obecność P tylko w cementycie. Perlit przycementytowy (strefa o grubości 20÷25 µm) ma skład chemiczny: 1,6% Si, 1,5% Mn
16	"	"	2	P	Si w % Mn w % P w %	2,9/2,8 0,5/0,6 0,01/0,01	– – –	– – –	2,4÷2,9 0,5÷0,8 poniżej 0,02	Segregacja P na ogół zgodna z segregacją Mn
17	1000°C – 8 h/pow.	119	1	F+P	Si w % Mn w % P w %	2,9/2,8 0,5/0,6 0,01/0,01	– – –	2,9 0,5 poniżej 0,01	2,4÷2,9 0,5÷0,8 poniżej 0,01	Segregacja P zgodna z segregacją Mn
18	"	"	2	"	Si w % Mn w % P w %	3,0/3,0 0,5/0,5 0,01/0,01	– – –	3,0 0,5 poniżej 0,01	2,0÷3,0 0,5÷1,1 poniżej 0,01	Segregacja P zgodna z segregacją Mn

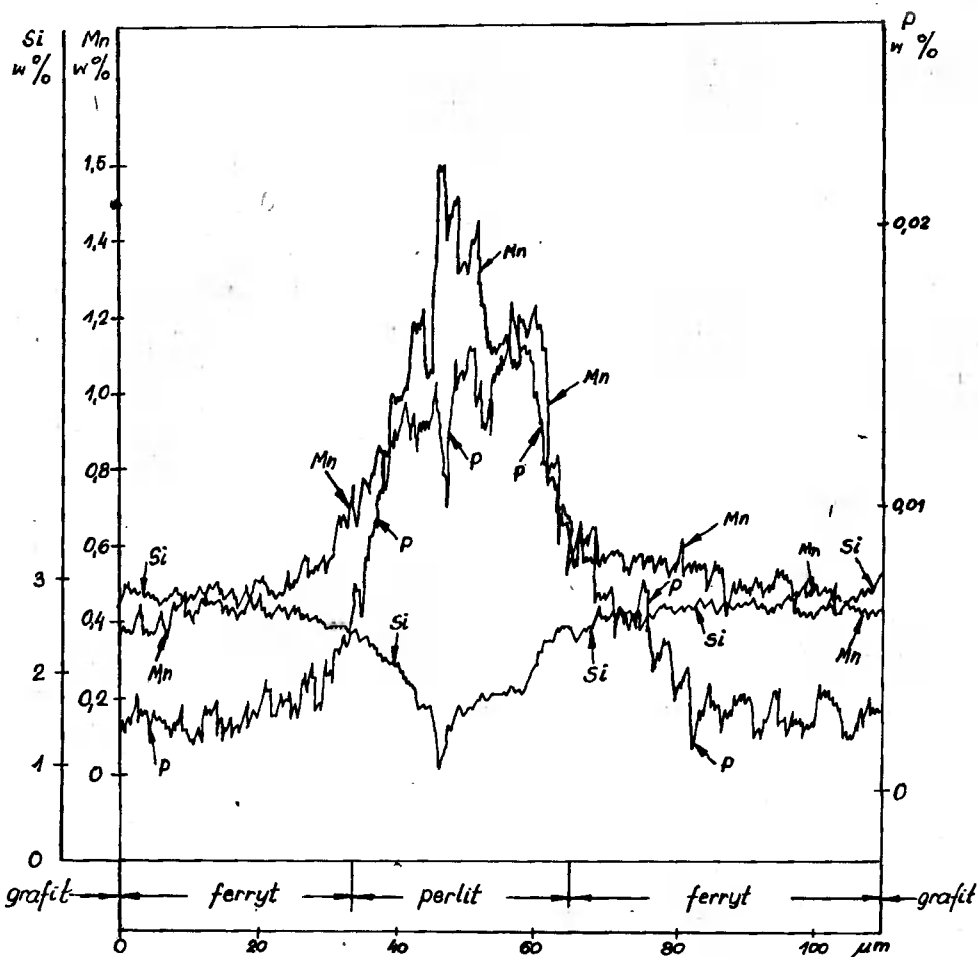
1) F – ferryt, P – perlit, W – cementyt wtórny;

2) Zapis 2,7/2,7 oznacza zawartość analizowanego składnika przy pierwszym i drugim sterokrzcie grafitowym.



Rys. 67. Rozmieszczenie krzemu, manganu i fosforu w żelwie sferoidalnym po nagraniu do temperatury 810°C, wygrzaniu przez 8 h, i chłodzeniu w powietrzu

czasu wygrzewania fosfor dyfunduje z austenitu do ferrytu i po ochłodzeniu próbek w powietrzu, więcej fosforu znajduje się w ferrytyce a mniej w perlicie. Rozmieszczenie fosforu jest wówczas zgodne z rozmieszczeniem krzemu (rys. 67), natomiast w stanie surowym i w temperaturze podkrytycznej rozmieszczenie fosforu jest zgodne z rozmieszczeniem manganu (rys. 68). Nagrzanie żeliwa do temperatury nadkrytycznej,

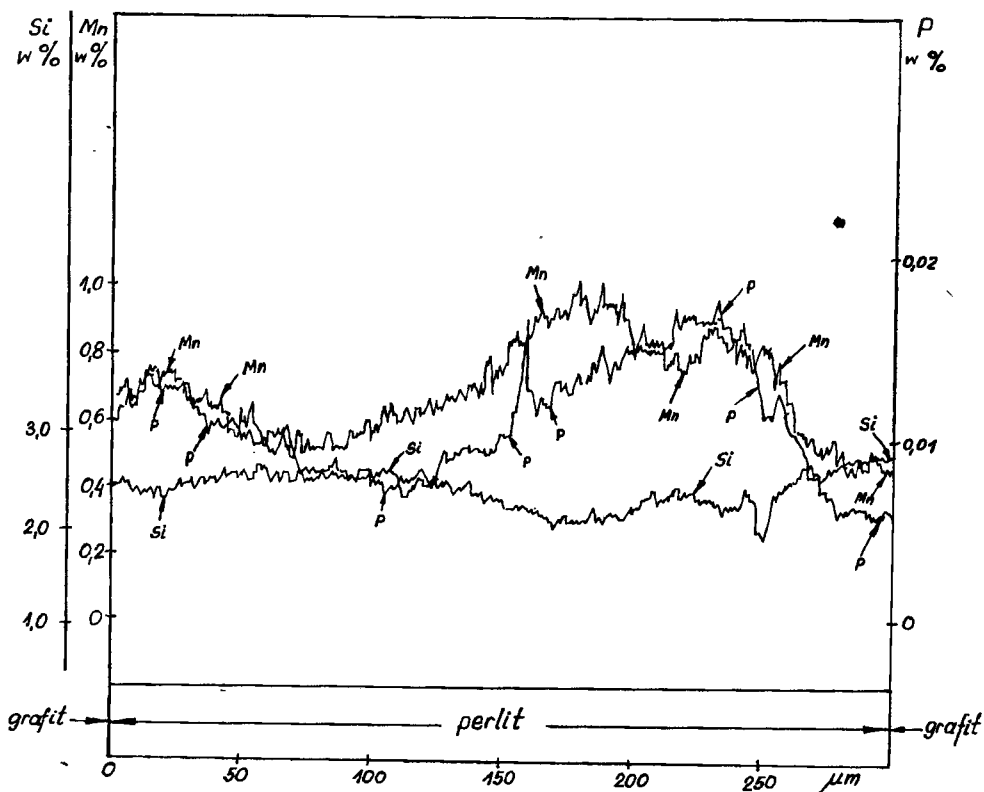


Rys. 68. Rozmieszczenie krzemu, manganu i fosforu w żeliwie sferoidalnym po nagraniu do temperatury 740°C i chłodzeniu w powietrzu

a szczególnie wygrzanie i późniejsze chłodzenie w powietrzu przynosi znów zmianę rozmieszczenia fosforu. Fosfor, nawet w nieobecności cementytu wtórnego, wykazuje rozmieszczenie zgodne z rozmieszczeniem manganu (rys. 69).

Wyspowy charakter przemiany osnowy żeliwa sferoidalnego w austenit, dokonującej się w temperaturze międzykrytycznej, przynosi w konsekwencji odpowiednie rozmieszczenie krzemu i manganu. W obszarach wyspowego perlitu, zawartość manganu jest większa a krzemu mniejsza, niż w sąsiednich obszarach ferrytu. Po nagraniu żeliwa do 810°C i ochłodzeniu w powietrzu, różnica zawartości manganu między ferrytem i wyspowym perlitem wynosi przeciętnie 0,3% a krzemu 0,4%, natomiast po wygrzaniu przez 8 h zwiększa się, manganu do 0,5%, a krzemu do 0,8% (rys. 66).

W tabeli 25 podano wskaźniki segregacji krzemu i manganu dla analizowanego żeliwa. Ekstremalny wskaźnik segregacji (niejednorodności) N_e dla krzemu i manganu obliczono z relacji:



Rys. 69. Rozmieszczenie krzemu, manganu i fosforu w żeliwie sferoidalnym po nagraniu do temperatury 1000°C, wygrzaniu przez 2 h i chłodzeniu w powietrzu

$$N_e^{Si} = \frac{\text{minimalna zawartość Si w analizowanym obszarze}}{\text{maksymalna zawartość Si w analizowanym obszarze}}$$

$$N_e^{Mn} = \frac{\text{maksymalna zawartość Mn w analizowanym obszarze}}{\text{minimalna zawartość Mn w analizowanym obszarze}}$$

Tak obliczony ekstremalny wskaźnik segregacji ma taki sam sens jak wskaźnik segregacji eutektycznej, często spotykany w literaturze. Wskaźnik segregacji krzemu przyjmuje zatem wartości mniejsze od jedności i zmniejsza się ze wzrostem stopnia segregacji, natomiast wskaźnik segregacji manganu przyjmuje wartości większe od jedności i powiększa się ze wzrostem stopnia segregacji.

Przeprowadzone badania mikroanalizy rentgenowskiej wykazały, że zawartość krzemu i manganu w centralnych obszarach ziarn eutektycznych (przy graficie) może być różna (tab. 24). Ponadto w analizowanych obszarach wystąpiły niekiedy dwie granice ziarn eutektycznych, w których stwierdzono różną zawartość krzemu i manganu. Z tego względu do wyliczenia wskaźników segregacji brano odpowiednio maksymalną i minimalną zawartość krzemu lub manganu, jakie wystąpiły w analizowanych obszarach próbek.

Wskaźniki segregacji krzemu i manganu żeliwa sferoidalnego

Lp.	Rodzaj obróbki cieplnej	Nr próbki i nr linii mikroanalizy	Struktura ¹⁾	Ekstremalny wskaźnik segregacji dla osnowy bez cementytu wtórnego		Wskaźnik segregacji dla osnowy z cementytem wtórnym	
				N_c^{Si}	N_c^{Mn}	N_c^{Si}	N_c^{Mn}
1.	stan surowy	720/1	F+P+W	0,30	3,60	0,07	3,40
2.		720/2	F+P	0,72	1,83	—	—
3.	740°C – 0 h/pow.	73/1	F+P+W	0,53	2,60	0,03	5,00
4.		73/2	F+P	0,39	3,75	—	—
5.	740°C – 8 h/pow.	71/1	F+P+W	0,48	4,25	0,00	14,50
6.		71/2	F	0,93	1,50	—	—
7.	810°C – 0 h/pow.	725/1	F+P+W	0,38	2,40	0,04	6,20
8.		725/2	F+P	0,69	3,20	—	—
9.	810°C – 2 h/pow.	723/1	F+P+W	0,38	2,40	0,00	8,00
10.		723/2	F+P	0,59	3,00	—	—
11.	810°C – 8 h/pow.	721/1	F+P+W	0,32	5,00	0,06	9,00
12.		721/2	F+P	0,51	7,00	—	—
13.	1000°C – 0 h/pow.	111/1	F+P+W	0,52	3,00	0,04	6,00
14.		111/2	F+P	0,80	1,67	—	—
15.	1000°C – 2 h/pow.	115/1	F+P+W	0,55	3,00	0,17	6,60
16.		115/2	P	0,83	1,60	—	—
17.	1000°C – 8 h/pow.	114/1	F+P	0,83	1,60	—	—
18.		114/2	F+P	0,67	2,20	—	—

¹⁾ F – ferryt, P – perlit, W – cementyt wtórny

Wskaźniki dla osnowy z cementytem wtórnym N_c wyliczono z relacji:

$$N_c^{Si} = \frac{\text{zawartość Si w cementycie}}{\text{maksymalna zawartość Si w analizowanym obszarze}}$$

$$N_c^{Mn} = \frac{\text{zawartość Mn w cementycie}}{\text{minimalna zawartość Mn w analizowanym obszarze}}$$

Zmiany wskaźnika segregacji manganu dla osnowy z cementytem N_c^{Mn} potwierdzają poprzednie spostrzeżenie o procentowej zmianie zawartości Mn w cementycie wtórnym we wszystkich zakresach temperatury, to znaczy – poniżej Ac_1^p , między Ac_1^p i Ac_1^k i powyżej Ac_1^k . Ze zmiany wartości ekstremalnego wskaźnika segregacji krzemu N_c^{Si} dla osnowy bez cementytu wtórnego wynika, że wygrzewanie w temperaturze podkrytycznej powoduje nieznaczne zwiększenie stopnia segregacji krzemu, lecz tylko wówczas, gdy w strukturze obok ferrytu występuje resztkowy perlit. W zakresie międzykrytycznym segregacja powiększa się, natomiast w zakresie nadkrytycznym (w temperaturze 1000°C) maleje.

Ze zmiany wskaźnika segregacji manganu N_c^{Mn} dla osnowy bez cementytu widać, że

segregacja manganu rośnie znacznie po nagraniu żeliwa do temperatury bliskiej A_{c1} (jeżeli w osnowie występuje ferryt i perlit), utrzymuje się na wysokim poziomie w zakresie międzykrytycznym z tendencją do zwiększania się i zmniejsza się po nagraniu i wygrzaniu w temperaturze nadkrytycznej. Zmiany stopnia segregacji manganu podczas nagrzewania potwierdzają sugestie autora o kierunku dyfuzji manganu przedstawione w pracy [98] i zilustrowane na rys. 15 i 16. Zmiany wskaźnika segregacji manganu N_{ϵ}^{Mn} dla osnowy z cementytem wtórnym są mniej wyraźne. Wynika to ze znacznego stężenia tego składnika w dużych wydzieleniach cementytu wtórnego.

Jakkolwiek z mikroanalizy widać, że maksymalna zawartość krzemu w obszarze ziarna eutektycznego występuje przy graficie, nie wyjaśnia to jednak, dlaczego po chłodzeniu w powietrzu żeliwa wygrzanego w temperaturze nadkrytycznej występują często niepełne otoczki ferrytowe dookoła grafitu (rys. 49). Wyspowy charakter przemiany osnowy żeliwa w austenit i jednocześnie, jak wykazała mikroanaliza, znaczne różnice zawartości Si i Mn między wyspowym perlitem i ferrytem wskazują, że zawartość Si a także Mn dookoła grafitu może znacznie się różnić, co przy chłodzeniu żeliwa z zakresu austenitu w powietrzu będzie powodować przemianę w ferryt, tylko niektórych obszarów przylegających do grafitu. Spostrzeżenie to potwierdzają fotografie żeliwa chłodzonego w powietrzu po wygrzaniu w temperaturze 850°C, w której, po czasie dłuższym od 1 h, istniał wyłącznie austenit (podrozdz. 3.3.2.1, rys. 50). Ponadto w badaniach własnych przemian podczas stopniowego chłodzenia (podrozdz. 3.3.2.2) stwierdzono, że mimo austenitowania żeliwa sferoidalnego w temperaturze 1050°C przez 2 h, a nawet 10 h po jego ochłodzeniu w powietrzu, przy graficie pozostają pełne lub niepełne otoczki ferrytowe (rys. 62a ÷ 62d).

Celem wyjaśnienia tych faktów przeprowadzono badania rozmieszczenia krzemu, manganu i fosforu w strukturze próbek stosowanych w badaniach przemian strukturalnych podczas nagrzewania. Wybrano próbki nagrzewane do temperatury 850°C, wygrzewane przez 0, 1, 2, 4 i 8 h i chłodzone w oleju.

Ponadto na próbkach z żeliwa sferoidalnego o składzie chemicznym i strukturalnym podanym w tabeli 26 przeprowadzono obróbkę cieplną, której celem było zbadanie wpływu szybkości nagrzewania na segregację Si, Mn i P w żelwie sferoidalnym. Schemat obróbki cieplnej próbek przedstawia rys. 70.

Wynik mikroanalizy próbek hartowanych z temperatury 850°C przedstawiono w tabeli 27, a obliczone na jej podstawie wartości wskaźników segregacji krzemu i manganu w tabeli 28.

Tabela 26

Skład chemiczny i skład strukturalny żeliwa sferoidalnego stosowanego do badań

Zawartość pierwiastków w %				
C	Si	Mn	P	S
3,65	2,52	0,97	0,09	0,007
Skład strukturalny osnowy w %				
ferryt	perlit		cementyt wtórny	
22,5	77,2		0,19	

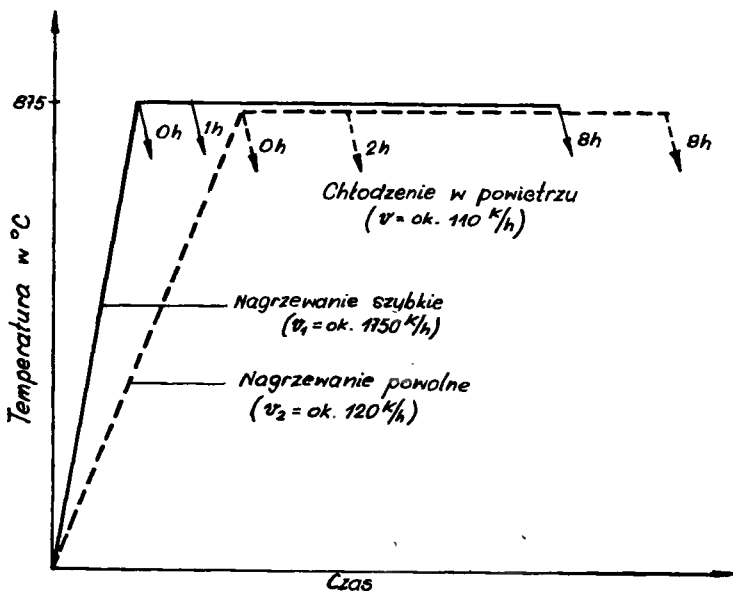
Zawartość krzemu, manganu i fosforu w różnych mikroobszarach ziarn eutektycznych żeliwa sferoidalnego po obróbce cieplnej: nagrzewanie do temperatury 850°C, wygrzewanie, chłodzenie w oleju

Lp.	Czas wygrzewania w h	Nr próbki	Nr linii mikroanalizy	Struktura ¹⁾	Analizowany składnik	Określenie mikroobszaru			Uwagi	
						przy graficie ²⁾	cementyt wtórny	feryt		martenzyt
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
1	0	41	1	F+M	Si w %	2,1/2,1	-	2,1±2,8	1,0±2,0	
					Mn w %	0,9/1,6	-	0,8±0,9	1,0±3,0	
					P w %	0,04/0,04	-	0,04±0,06	0,06±0,15	
2	"	"	2	F+M	Si w %	1,7/2,3	-	1,2±2,3	0,9±1,2	
					Mn w %	1,1/0,9	-	0,9±1,1	1,2±2,5	
					P w %	0,1/0,1	-	0,1	0,2	
3	1	42	1	M	Si w %	2,6/2,8	-	-	2,3±2,8	
					Mn w %	1,0/1,0	-	-	1,0±1,3	
					P w %	0,1/0,1	-	-	0,1	
4	"	"	2	M+W	Si w %	3,6/2,4	0,3	-	1,7±3,6	
					Mn w %	1,0/1,5	6,2	-	1,0±3,3	
					P w %	0,1/0,1	1,4	-	0,1±0,3	

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
5	2	43	1	M	Si w % Mn w % P w %	3,7/3,3 0,9/1,0 0,07/0,07	- - -	- - -	3,0 ÷ 3,8 0,9 ÷ 1,6 0,07 ÷ 0,10	
6	2	43	2	M+W	Si w % Mn w % P w %	3,0/2,8 1,1/1,1 0/0	0,2 6,2 1,35	- - -	2,5 ÷ 3,0 1,1 ÷ 3,7 0,1 ÷ 0,3	
7	4	44	1	M	Si w % Mn w % P w %	3,2/3,2 1,0/1,0 0/0	- - -	- - -	2,2 ÷ 3,2 1,0 ÷ 2,3 0,1 ÷ 0,15	Przy graficie zawartość Si w obszarze o grubości około 4 μm wynosi 3,9% (o 0,7% więcej aniżeli w sąsiedztwie).
8	"	"	2	M+W	Si w % Mn w % P w %	2,9/2,9 1,0/1,1 0/0	0,2 5,7 0,7	- - -	1,7 ÷ 2,9 1,0 ÷ 2,6 0 ÷ 0,3	
9	8	45	1	M	Si w % Mn w % P w %	2,0/1,9 1,1/1,1 0/0	- - -	- - -	1,1 ÷ 2,0 1,1 ÷ 3,4 0,08 ÷ 0,15	Obraz rozmieszczenia Mn i Si wskazuje, że mikroobszar zawierający 3,4% Mn i 1,1% Si znajduje się blisko cementytu wtórnego.
10	"	"	2	M	Si w % Mn w % P w %	1,8/1,6 0,8/1,2 0/0	- - -	- - -	1,3 ÷ 1,8 0,8 ÷ 1,6 0,15	Przy graficie warstwa martenzytu o grubości 4 μm zawierająca 2,0% (o 0,2% więcej aniżeli w sąsiedztwie).

1) F – ferryt, M – martenzyt, W – cementyt wtórny;

2) Zapis 2,1/2,1 oznacza zawartość analizowanego składnika przy pierwszym i drugim stwierdzeniu grafitowym.



Rys. 70. Schemat obróbki cieplnej próbek żeliwa sferoidalnego

Tabela 28
Wskaźniki segregacji krzemu i manganu żeliwa sferoidalnego, poddanego obróbce cieplnej zgodnie z tabelą 27

Lp.	Czas wygrzewania w h	Nr próbki i nr linii mikroanalizy	Struktura ¹⁾	Ekstremalny wskaźnik segregacji dla osnowy bez cementytu wtórnego		Wskaźnik segregacji dla osnowy z cementytem wtórnym	
				N_{Si}^S	N_{Mn}^S	N_{Si}^C	N_{Mn}^C
1.	0	41/1	F+M	0,38	3,75	—	—
2.		41/2	F+M	0,39	2,78	—	—
3.	1	42/1	M	0,82	1,30	—	—
4.		42/2	M+W	0,47	3,30	0,08	6,20
5.	2	43/1	M	0,79	1,78	—	—
6.		43/2	M+W	0,83	3,36	0,07	5,64
7.	4	44/1	M	0,69	2,30	—	—
8.		44/2	M+W	0,59	2,60	0,07	5,70
9.	8	45/1	M	0,55	3,09	—	—
10.		45/2	M	0,72	2,00	—	—

¹⁾ F – ferryt, M – martenzyt, W – cementyt wtórny

Wynik mikroanalizy próbek normalizowanych z temperatury 875°C podano w tabeli 29, a obliczone z tych danych wartości wskaźników segregacji krzemu i manganu w tabeli 30.

Z tabeli 27 wynika, że w cementycie próbek hartowanych występuje znaczna zawartość manganu oraz bardzo duża zawartość fosforu, zmniejszająca się w miarę

Tabela 29
Zawartość krzemu, manganu i fosforu w różnych mikroobzarach ziarn eutektycznych żeliwa sferydalnego, poddane normalizowaniu wg rys. 70

Lp.	Szybkość nagrzewania (wg rys. 70) czas wygrzewania	Nr próbki	Nr linii mikroanalizy	Struktura ¹⁾	Analizowany składnik	Określenie mikroobzaru				Uwagi
						przy graficie ²⁾	cementyt wtórny	ferryt	perlit	
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
1	bez obróbki	S6	1	F+P+W	Si w %	1,8/1,9	-	1,6÷1,9	1,1÷1,3	Segregacja P zgodna z segregacją Mn
					Mn w %	0,9/0,9	-	0,9÷1,2	1,6÷2,5	
					P w %	0/0	-	0÷0,02	0,05÷0,1	
2	"	"	2	F+P	Si w %	2,0/2,1	-	1,0÷2,1	1,4÷1,7	Segregacja P zgodna z segregacją Mn. W osnowie obszar o szerokości około 6 μm zawierający: 0,2% Si 0,3% Mn i 0,2% P
					Mn w %	0,8/0,7	-	0,7÷1,1	1,1÷2,2	
					P w %	0/0	-	0	0,0÷0,2	
3	v ₁ 0h	21	1	F+P otoczki ferrytu	Si w %	3,2/2,7	-	2,7÷3,2	1,7÷2,7	Segregacja P zgodna z segregacją Mn
					Mn w %	1,0/1,3	-	1,0÷1,3	1,3÷2,9	
					P w %	0/0	-	0	0,0÷0,1	
4	"	21	2	F+P+W otoczki ferrytu	Si w %	2,5/2,5	0,3	2,5	1,5÷2,5	Segregacja P zgodna z segregacją Mn. Przy jednym granicie obszar o grubości 5 μm o zawartości Si = 3,2 %
					Mn w %	1,0/1,0	3,6	1,0	1,0÷2,5	
					P w %	0/0	0,2÷0,8	0	0,0÷0,2	
5	v ₁ 1h	22	1	F+P otoczki ferrytu	Si w %	2,3/2,4	-	2,4	1,8÷2,4	Przy jednym granicie (2,4% Si) obszar o grubości około 2 μm o zawartości Si = 3,1%
					Mn w %	1,0/1,0	-	1,0	1,0÷1,9	
					P w %	0/0	-	0,0	0,0÷0,1	
6	"	"	2	F+P+W otoczki ferrytu	Si w %	2,6/2,5	0,0	2,5÷2,6	2,0÷2,6	W środku węglika występuje grafit (lub pustka). Przy jednym granicie (2,6% Si), obszar o grubości 5 μm o zawartości Si = 3,4%
					Mn w %	0,9/0,9	3,2÷3,9	0,9	0,9÷2,0	
					P w %	0,08/0,08	0,3÷0,5	0,08	0,08÷0,3	

7	$\frac{V_1}{8h}$	25	1	P+W	Si w %	2,2/2,2	0,3	-	1,6+2,2	Przy jednym wydzieleniu grafitu (2,4% Si) obszar o grubości 2 μm o zawartości Si = 2,6%
					Mn w %	0,9/0,9	2,2	-	0,9+1,9	
					P w %	0,1/0,1	0,0	-	0,1	
8	"	25	2	P	Si w %	2,1/2,4	-	-	1,9+2,4	Zawartość Mn w perlicie wykazuje wahania w granicach 1,1+0,3 Przy jednym wydzieleniu grafitu zawartość Si = 3,3% na obszarze 4 μm
					Mn w %	1,0/0,8	-	-	0,8+1,4	
					P w %	0,1/0,1	-	-	0,1+0,1	
9	$\frac{V_2}{0h}$	11	1	F+P (pełne lub niepełne otoczki ferrytu)	Si w %	2,5/2,5	-	2,5+2,8	2,2+2,5	Przy jednym wydzieleniu grafitu zawartość Si = 3,3% na obszarze 4 μm
					Mn w %	0,9/0,9	-	0,8+0,9	0,9+1,4	
					P w %	0,1/0,1	-	0,1	0,1	
10	"	"	2	F+P+W (otoczki ferrytu)	Si w %	2,1/2,1	1,0	2,1+2,3		
					Mn w %	1,2/1,4	4,8	1,1+1,4	1,2+1,6	
					P w %	0,03/0,03	0,5	0,03	0,03+0,2	
11	$\frac{V_2}{2h}$	13	1	F+P+W (otoczki ferrytu)	Si w %	2,8/3,0	0,2	2,8+3,0	1,0+2,8	
					Mn w %	1,1/1,1	5,4	1,1	1,1+3,7	
					P w %	0/0	0,8	0	0+0,3	
12	"	13	2	F+P (otoczki ferrytu)	Si w %	2,8/3,1	-	2,8+3,1	2,6+2,8	
					Mn w %	1,0/1,0	-	1,0	1,0+1,5	
					P w %	0,05/0,05	-	0,05	0,05+0,1	
13	$\frac{V_2}{8h}$	15	1	P	Si w %	2,6/2,5	-	-	2,5+2,6	Przy jednym wydzieleniu grafitu obszar o wymiarze 3-4 μm o zawartości Si = 3,3%
					Mn w %	1,0/1,4	-	-	1,4+1,4	
					P w %	0,0/0,1	-	-	0,0+0,1	
14	"	"	2	P	Si w %	2,8/2,8	-	-	1,8+2,8	
					Mn w %	1,0/1,2	-	-	1,0+2,3	
					P w %	0,03/0,03	-	-	0,03+0,1	

¹⁾ F - ferryt, P - perlit, W - cementy; w tony;

²⁾ Zapis 1,8/1,9 oznacza zawartość analizowanego składnika przy pierwszym i przy drugim steroidalizacji grafitowym.

Wskaźniki segregacji krzemu i manganu w żeliwie sferoidalnym (dla pomiarów z tabeli 29)

Lp.	Szybkość nagrzewania (wg rys. 70) czas wygrzewania	Nr próbki i nr linii mikroanalizy	Struktura ¹⁾	Ekstremalny wskaźnik segregacji dla osnowy bez cementytu wtórnego		Wskaźnik segregacji dla osnowy z cementytem wtórnym	
				N_e^{Si}	N_e^{Mn}	N_c^{Si}	N_c^{Mn}
1	bez obróbki	S6/1	F + P	0,58	2,78	—	—
2		S6/2	F + P	0,67	3,14	—	—
3	v_1 Oh	21/1	F + P + W	0,60	2,50	0,12	3,60
4		21/2	F + P + W	0,60	2,50	0,12	3,60
5	v_1 1h	22/1	F + P	0,75	1,90	—	—
6		22/2	F + P + W	0,77	2,22	0,00	4,33
7	v_1 8h	25/1	P + W	0,73	2,11	0,14	2,4
8		25/2	P	0,79	1,75	—	—
9	v_2 Oh	11/1	F + P	0,78	1,75	—	—
10		11/2	F + P + W	0,91	1,45	0,43	4,36
11	v_2 2h	13/1	F + P + W	0,33	3,36	0,07	4,91
12		13/2	F + P	0,84	1,50	—	—
13	v_2 8h	15/1	P	0,96	1,40	—	—
14		15/2	P	0,64	2,30	—	—

¹⁾ F – ferryt, P – perlit, W – cementyt wtórny

przedłużania czasu austenitizacji. Dla sprawdzenia wyników mikroanalizy liniowej dla fosforu wykonano na próbce 42 (tab. 27, lp. 4, linia analizy 2) analizę punktową na obszarze cementytu. Analiza ta nie tylko potwierdziła zawartość fosforu wykazaną w analizie liniowej, ale w jednym punkcie stwierdzono występowanie fosforu w ilości 2,5%. Duża zawartość fosforu w cementycie wskazuje na znaczny udział w nim (prawdopodobnie) fosforu żelaza Fe_3P . Zatem należy mniemać, że ujawniana na zglądach żeliwa sferoidalnego trawionego alkoholowym roztworem kwasu azotowego biała faza nie jest cementytem Fe_3C , bądź cementytem stopowym $(Fe, Mn)_3C$, lecz mieszaną tego ostatniego (na co wskazuje duża zawartość w nim manganu) oraz fosforu żelaza Fe_3P . Za pomocą odczynników ujawniających eutektykę fosforową względnie fosforu, stosowanych zwykle w badaniach mikrostruktury, nie udało się ujawnić morfologii tej fazy. Mimo to w dalszym ciągu w opisie używana będzie nazwa cementy-

tu wtórnego dla określenia tego składnika struktury żeliwa.

Z zestawienia wartości wskaźników segregacji krzemu N_c^{Si} i manganu N_c^{Mn} dla obszarów bez cementytu wtórnego (tab. 28) wynika, że segregacja Si i Mn, bardzo duża w momencie osiągnięcia przez żeliwo temperatury 850°C (czas wygrzewania 0 h), zmniejsza się znacznie po wygrzaniu w czasie 1 h i ponownie nieznacznie rośnie po przedłużeniu czasu wygrzewania do 8 h. Z porównania wartości wskaźników segregacji krzemu i manganu dla próbki nr 41 (tab. 28, lp. 1 i 2) z wartościami tych wskaźników dla żeliwa surowego (tab. 25, lp. 2) widać, że nagrzanie żeliwa do temperatury 850°C powoduje znaczne zwiększenie segregacji Si i Mn. Ten wzrost stopnia segregacji Si i Mn jest zgodny z sugestią autora przedstawioną w podrozdz. 3.2.2, wg której obniżenie temperatury Ac_1^p i podniesienie temperatury Ac_1^k próbek hartowanych w stosunku do tychże temperatur dla żeliwa surowego jest właśnie związane ze wzrostem stopnia segregacji Si i Mn.

W dwu przypadkach mikroanaliza liniowa wykazała dość znaczne wzbogacenie w krzem warstwy osnowy żeliwa przy wydzieleniach grafitu (tab. 27, lp. 7 i 10) na grubości około 4 μm . Takie wzbogacone w krzem mikroobszary przy graficie występują rzeczywiście i nie są one wynikiem efektu brzegowego mikroanalizy rentgenowskiej [7]. Wyspowy mechanizm przemiany osnowy żeliwa w austenit powoduje, że przy wydzieleniach grafitu mogą wystąpić mikroobszary miejscowego wzbogacenia w krzem, które podczas chłodzenia w powietrzu ulegają przemianom w ferryt. Te ziarna ferrytu nie tworzą otoczek dookoła grafitu (rys. 50). Wyniki mikroanalizy próbek przedstawionych w tabeli 29 ujmują wiele przypadków wystąpienia przy graficie mikroobszarów o grubości od 2 do 5 μm silnie wzbogaconych w krzem (lp. 4, 5, 6, 8, 9, 13 i 14). To znaczne miejscowe wzbogacenie w krzem mikroobszarów osnowy przy powierzchni grafitu staje się po dłuższym wygrzewaniu w zakresie austenitu, a szczególnie po wygrzewaniu w wyższej temperaturze, przyczyną powstania dookoła grafitu warstwy wzbogaconej w krzem, która po chłodzeniu w powietrzu przemienia się w otoczkę ferrytu (rys. 49).

Z tabel 29 i 30 wynika, że szybkość nagrzewania wywiera wpływ na segregację pierwiastków w żeliwie poddawanych normalizowaniu. Przede wszystkim wyraźnie można stwierdzić, że po nagrzaniu z małą szybkością zawartość manganu w cementycie wtórnym jest większa, niż po nagrzaniu z dużą szybkością. Znajduje to również potwierdzenie w wartościach wskaźników segregacji N_c^{Mn} dla osnowy zawierającej cementyt. Fakt ten wynika stąd, że podczas nagrzewania z małą szybkością istnieje większa możliwość zrównoważenia zawartości pierwiastków między osnową a cementytem, aniżeli podczas nagrzewania szybkiego. W obszarach osnowy żeliwa pozbawionych cementytu wtórnego po nagrzaniu z małą szybkością stopień segregacji Si i Mn jest mniejszy, niż po nagrzaniu z większą szybkością, bez względu na przyjęty w badaniach czas wygrzewania. Przedłużenie czasu wygrzewania, bez względu na szybkość nagrzewania, zmniejsza stopień segregacji Si i Mn.

3.4.2. PODSUMOWANIE WYNIKÓW BADAŃ

Segregacja Si, Mn i P ulega znacznym zmianom w czasie obróbki cieplnej.

Podczas nagrzewania żeliwa najbardziej znaczącymi zmianom podlega zawartość

Mn i P w cementycie wtórnym. Nagrzewanie żeliwa do temperatury niższej od temperatury Ac_1^f (740°C) i wygrzewanie w niej powoduje ciągle zwiększanie się zawartości Mn i P w cementycie wtórnym. Zawartość manganu zwiększyła się w badanym żeliwie 3,4 razy, a fosforu 4 razy w stosunku do ich zawartości w cementycie wtórnym żeliwa surowego.

Nagrzewanie żeliwa do temperatury międzykrytycznej (810°C) przynosi podniesienie zawartości Mn w cementycie wtórnym 1,8 razy i fosforu 2,4 razy w stosunku do ich zawartości w cementycie wtórnym żeliwa surowego. Wygrzewanie natomiast w czasie 2 h powiększa zawartość manganu w cementycie wtórnym do 2,4 razy i fosforu do 4,3 razy, zaś dalsze przedłużanie czasu wygrzewania do 8 h powoduje zmniejszenie się zawartości obu pierwiastków.

Nagrzewanie żeliwa do temperatury nadkrytycznej (1000°C) przynosi zwiększenie zawartości Mn i P w stosunku do ich zawartości w cementycie żeliwa surowego odpowiednio: 1,8 razy i 3,3 razy. Natomiast wygrzewanie żeliwa w temperaturze nadkrytycznej powoduje na ogół zmniejszenie zawartości tych pierwiastków w cementycie wtórnym.

Szybkość nagrzewania wpływa również na zawartość Mn i P w cementycie wtórnym. Po powolnym nagrzewaniu (nagrzewanie z piecem), w porównaniu do nagrzewania szybkiego (załadowanie próbek do pieca nagrzanego), zawartość manganu w cementycie wtórnym jest o 30–40% większa. Powiększa się również zawartość fosforu.

Zawartość manganu w cementycie wtórnym w żeliwie nagrzanym do zakresu austenitu wynosi od 3 do ponad 6%, a fosforu 0,7–2,5%, przy czym dolne wartości z podanych przedziałów dotyczą wysokiej temperatury austenitizacji (1000°C), a górne – niskiej (850°C).

Badania niniejsze doprowadziły do wniosku, że faza, którą w niniejszym opracowaniu określa się mianem cementytu wtórnego, jest bliżej nie znaną mieszaniną cementytu stopowego $(\text{Fe, Mn})_3\text{C}$ i fosforu żelaza Fe_3P . Nie można jednak tej mieszaniny uważać za eutektykę fosforową.

Zawartość krzemu w cementycie wtórnym zmniejsza się w miarę podnoszenia temperatury i przedłużania czasu wygrzewania. Stwierdzono, że zawartość krzemu w cementycie wtórnym może wynosić do 0,5%.

Segregacja krzemu i manganu w ziarnie eutektycznym, nie zawierającym cementytu wtórnego jest zależna od warunków grzania i chłodzenia, a także od tego jakie składniki strukturalne występują w metalowej osnowie żeliwa.

Stopień segregacji krzemu i manganu wyrażony wartościami ekstremalnego wskaźnika segregacji N_e^{Si} i N_e^{Mn} , powiększa się w miarę podnoszenia temperatury nagrzewanego żeliwa. To powoduje, że temperatura Ac_1^f żeliwa hartowanego jest niższa od tejże temperatury dla żeliwa surowego, a temperatura Ac_1^k – wyższa (rys. 20).

Wygrzewanie żeliwa w temperaturze niższej od Ac_1^f powoduje wzrost stopnia segregacji obu pierwiastków, jeżeli w osnowie żeliwa występują ferryt i perlit. W ziarnach eutektycznych, w których proces ferrytyzacji zaszedł do końca, stopień segregacji Si i Mn zmniejsza się.

Podczas wygrzewania żeliwa w temperaturze międzykrytycznej stopień segregacji Si i Mn powiększa się w wyniku rozdziału krzemu i manganu między ferryt i austenit.

Wyrzewanie żeliwa w temperaturze nadkrytycznej powoduje zmniejszanie się stopnia segregacji obu składników.

Charakterystyczne jest zachowanie się fosforu podczas obróbki cieplnej żeliwa. Podczas wygrzewania żeliwa w temperaturze podkrytycznej fosfor wzbogaca obszary perlitu, natomiast w temperaturze międzykrytycznej – obszary nieprzemienionego ferrytu. Dzięki temu rozkład fosforu w żeliwie ochłodzonym po wygrzewaniu w temperaturze niższej od Ac_1 jest zgodny z rozkładem manganu, natomiast w żeliwie ochłodzonym po wygrzewaniu w temperaturze międzykrytycznej – zgodny z rozkładem krzemu. W żeliwie ochłodzonym po wygrzewaniu w zakresie austenitu rozkład fosforu jest znów zgodny z rozkładem manganu.

Badania wykazały, że w żeliwie hartowanym, jak również normalizowanym spotyka się przy graficie obszary o szerokości $2 \div 6 \mu\text{m}$, w których zawartość krzemu jest o $0,7 \div 0,8\%$ większa w stosunku do najbliższego sąsiedztwa. Te miejscowe mikroobszary z trudem ulegają ujednorodnieniu. To wyjaśnia, że nawet w żeliwie dobrze ujednorodnionym w strukturze występują pełne lub niepełne otoczki ferrytu.

3.5. WPŁYW WARUNKÓW PRZEPROWADZANIA ZABIEGÓW CIEPLNYCH NA ZAWARTOŚĆ CEMENTYTU WTÓRNEGO W ŻELIWIE SFEROIDALNYM (IV SERIA BADAŃ)

3.5.1. BADANIA, WYNIKI I ICH ANALIZA

Przedmiotem badań tej serii było określenie wpływu szybkości nagrzewania, temperatury i czasu wygrzewania oraz szybkości chłodzenia na zawartość cementytu wtórnego w żeliwie sferoidalnym.

Autor, wspólnie z J. Sadowskim [102], wykonali badania na próbkach z żeliwa sferoidalnego otrzymanego z żeliwiaka, o składzie chemicznym i strukturalnym przedstawionym w tabeli 26.

Z dolnych części wlewków Y o grubości 25 mm wycięto próbki o wymiarach $10 \times 10 \times 10 \text{ mm}$. Przed rozcięciem próbki wytrasowano i oznakowano tak, aby powierzchnie przeznaczone do przygotowania zglądów leżały w jednej płaszczyźnie. Z każdego, wziętego do badań wlewka Y, wycięto 40 oznakowanych próbek, wymieszano je i losowo wybrano po cztery próbki dla każdego warunku obróbki cieplnej. Zestaw 4 próbek ładowano do odrębnych rurowych pojemników stalowych o średnicy 25 mm. Pojemniki dopełniano węglem drzewnym i zaślepiano azbestem.

Obróbkę cieplną przeprowadzano w piecu komorowym sylitowym według następujących wariantów:

wariant I: nagrzewanie powolne pojemników przez załadowanie ich do zimnego pieca i nagrzewanie w piecu do temperatury 810, 875 i 1000°C , wygrzewanie w każdej temperaturze w czasie 0, 1, 2, 4 i 8 h oraz chłodzenie próbek umieszczonych w pojemnikach w powietrzu,

wariant II: nagrzewanie szybkie pojemników przez załadowanie ich do pieca o temperaturze 740, 810, 875 i 1000°C , wygrzewanie w czasie 0, 1, 2, 4 i 8 h oraz chłodzenie w powietrzu próbek umieszczonych w pojemnikach,

wariant III: nagrzewanie szybkie pojemników (jak poprzednio) do temperatury 810, 875 i 1000°C, wygrzewanie w czasie 0, 1, 2, 4 i 8 h oraz chłodzenie w piecu próbek umieszczonych w pojemnikach,

wariant IV: nagrzewanie szybkie pojemników (jak poprzednio) do temperatury 810 i 875°C, wygrzewanie w czasie 0, 1, 2, 4 i 8 h oraz chłodzenie próbek w oleju po ich szybkim wyładowaniu z pojemników.¹⁾

W oparciu o wyniki badań zawarte w podrozdz. 3.3.2.1 wybrano 4 temperatury wygrzewania: 740°C – podkrytyczną, 810°C – międzykrytyczną, 875°C – nieznacznie nadkrytyczną, zapewniającą otrzymanie 100% austenitu dla każdego przyjętego w badaniu czasu wygrzewania i 1000°C – znacznie przekraczającą górną temperaturę krytyczną. Ponadto przyjęto dwie wartości szybkości nagrzewania i trzy wartości chłodzenia. Wartości tych szybkości, obliczone z wykresów rejestratora eK-NT, jako wartości średnie dla zakresu 600 ÷ 950°C wynosiły dla:

nagrzewania szybkiego	– 96 K/min (1,6 K/s),
nagrzewania powolnego	– 2 K/min (0,033 K/s),
chłodzenia w oleju	– 8600 K/min (143 K/s),
chłodzenia w powietrzu	– 112 K/min (1,9 K/s),
chłodzenie w piecu	– 2,5 K/min (0,042 K/s).

W praktyce obróbki cieplnej szybkość nagrzewania zależy od grubości ścian, mocy grzejnej pieca, jak również od tego, czy odlewy ładuje się do pieca zimnego, czy nagrzanego do temperatury wygrzewania. Z tych względów przyjęto dwie znacznie różniące się szybkości nagrzewania. Natomiast szybkość chłodzenia w powietrzu zależy od grubości ścian odlewów i może wahać się w znacznych granicach. Dlatego przyjęto w badaniach dwie szybkości chłodzenia: w powietrzu spokojnym i w piecu. Przyjęcie chłodzenia w oleju miało natomiast na celu zbadanie wpływu nagrzewania i wygrzewania na zawartość cementytu wtórnego w temperaturze wygrzewania.

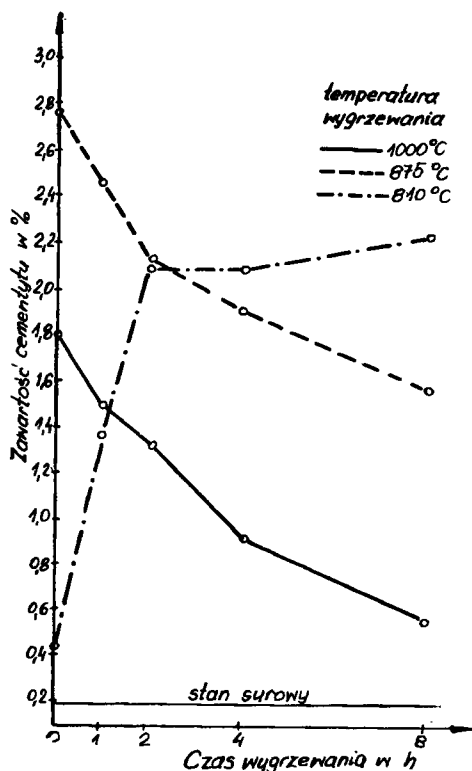
Zawartość cementytu wtórnego w żeliwie sferoidalnym zależy od czasu wygrzewania, dla poszczególnych wariantów obróbki cieplnej, przedstawiają wykresy na rys. 71 ÷ 74. Ilościowe pomiary cementytu wtórnego wykonano metodą siatki punktów, stosując 120 przyłożeń siatki o 441 węzłach, to jest po 30 przyłożeń siatki na każdą z czterech próbek.

Hartowanie żeliwa pozwala na wgląd w strukturę, jaka istnieje w warunkach wygrzewania (rys. 74). W żeliwie surowym udział cementytu wtórnego w strukturze wynosił 0,19%. Żeliwo hartowane z temperatury 875°C po wygrzewaniu przez 2 h zawierało 0,46% cementytu, a więc 2,5 razy więcej, aniżeli w stanie surowym, a po nagraniu do 875°C i natychmiastowym chłodzeniu – 0,37%, to znaczy prawie 2 razy więcej. Ten przyrost zawartości cementytu wtórnego należy przypisać procesom zachodzącym w czasie nagrzewania, głównie w zakresie między $Ac_1^?$ i Ac_1^k . Potwierdzeniem tej hipotezy są wartości udziału cementytu wtórnego w strukturze żeliwa hartowanego z temperatury międzykrytycznej 810°C (rys. 74). Po tej obróbce zawartość cementytu wtórnego w żeliwie jest większa, aniżeli po hartowaniu z temperatury

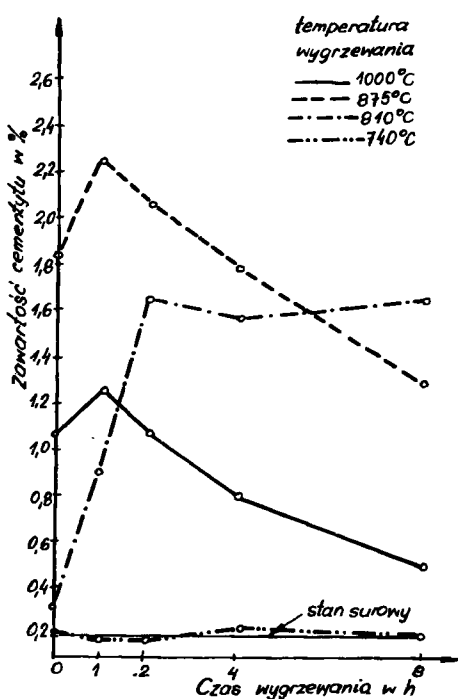
¹⁾ Hartowanie żeliwa z temperatury 810°C i ilościowy pomiar zawartości w nim cementytu wtórnego nie zostało zamieszczone w publikacji [102].

875°C. Jak wykazano w podrozdz. 3.3.2.3, austenit powstający tuż powyżej temperatury Ac_1^P jest przesycony węglem, co sprzyja powiększaniu się wydzielen cementytu wtórnego, a nawet tworzeniu się nowych ziarn.

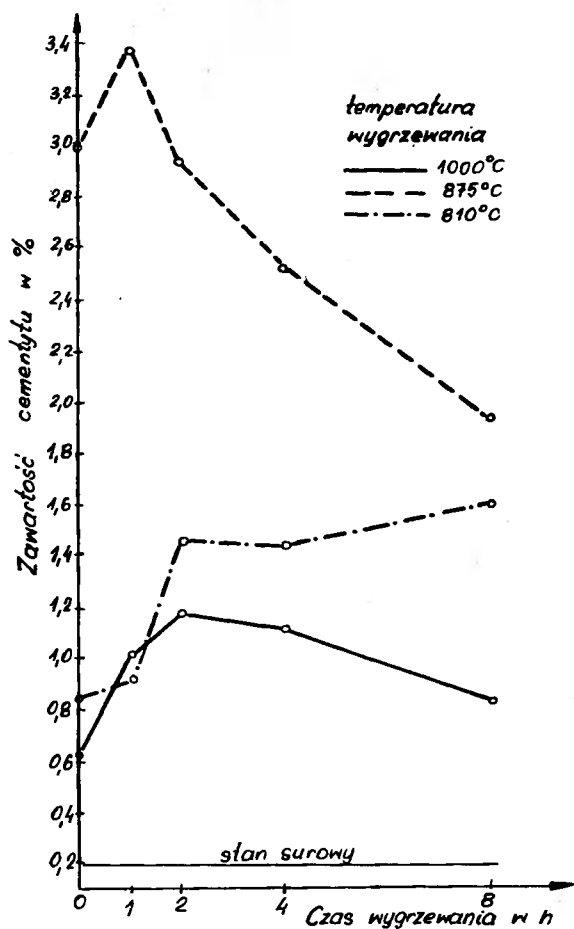
Analiza przemiany struktury żeliwa podczas nagrzewania wykazała, że w początkowym okresie przemiany (w temperaturze nieco powyżej temperatury Ac_1^P) utworzone ziarna austenitu zawierają znaczne ilości nierozpuszczonych, reszkowych kulek cementytu eutektoidalnego (podrozdz. 3.3.2.1). A więc powstały w tych warunkach austenit, niezależnie od tego, że zawiera nadmiar węgla w roztworze, posiada jeszcze źródła węgla właśnie w postaci nierozpuszczonych kulek cementytu eutektoidalnego. W związku z tym należy uważać, że węgiel z przesyconego austenitu, jak również z dysocjujących reszkowych ziarn cementytu, dyfunduje do frontu przemiany wzbogacając tam ferryt i umożliwiając jego przemianę w austenit, a również do dużych ziarn cementytu wtórnego stopowego $(Fe, Mn)_3C$, przy których zawartość węgla w ferrytyce jest znacznie mniejsza aniżeli w ferrytyce w okolicy drobnych kulek cementytu eutektoidalnego. Jednocześnie, jak wykazała mikroanaliza rentgenowska, cementyt ten wzbogaca się w mangan (tab. 28). Nagrzewanie w zakresie temperatur poniżej Ac_1^P nie przynosi zmian zawartości cementytu wtórnego (rys. 72), mimo zmniejszenia się udziału perlitu.



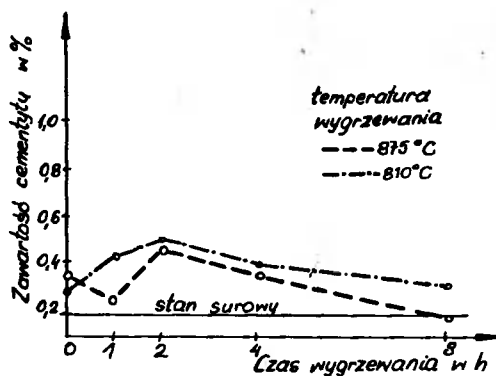
Rys. 71. Wpływ czasu wygrzewania na zawartość cementytu wtórnego w żelwie po obróbce cieplnej według wariantu I [102]



Rys. 72. Wpływ czasu wygrzewania na zawartość cementytu wtórnego w żelwie po obróbce cieplnej według wariantu II [102]



Rys. 73. Wpływ czasu wygrzewania na zawartość cementytu wtórnego w żeliwie po obróbce cieplnej według wariantu III [102]



Rys. 74. Wpływ czasu wygrzewania na zawartość cementytu wtórnego w żeliwie po obróbce cieplnej według wariantu IV [102]

Zawartość cementytu wtórnego jest wyraźnie zależna od szybkości nagrzewania, temperatury i czasu austenitizacji oraz szybkości chłodzenia. Na podstawie analizy linii wykresowych z rys. 71, 72 i 73 można stwierdzić, że zawartość cementytu wtórnego w żeliwie sferoidalnym po wyżarzaniu normalizującym lub ferrytyzującym jest na ogół tym większa, im:

- a) mniejsza jest szybkość nagrzewania,
- b) niższa jest temperatura austenitizacji,
- c) krótszy jest czas austenitizacji,
- d) mniejsza jest szybkość chłodzenia.

Przedłużenie czasu austenitizacji powoduje ciągle zmniejszanie się zawartości cementytu wtórnego, jeżeli nagrzewanie przeprowadzono powoli (z piecem), natomiast po nagrzaniu szybkim w początkowym okresie austenitizowania od 0 do 2 h następuje zwiększenie zawartości tegoż cementytu. Dopiero dalsze przedłużenie austenitizowania zmniejsza jego zawartość.

Inaczej wpływa wygrzewanie żeliwa w zakresie międzykrytycznym, w zakresie współistnienia faz $\alpha + \gamma + C_{\text{grafit}} + Fe_3C$ ($810^\circ C$). Rola szybkości nagrzewania i chłodzenia jest w tym przypadku mała, natomiast zasadnicze znaczenie ma czas wygrzewania. Bez względu na szybkość nagrzewania i chłodzenia, wygrzewanie w czasie do 2 h przyczynia się do szybkiego zwiększenia zawartości cementytu wtórnego, natomiast przedłużenie tego czasu do 8 h praktycznie nie wywiera wpływu na jego zawartość. Zmniejszenie szybkości nagrzewania powoduje zwiększenie zawartości cementytu wtórnego (rys. 71 i 72), podobnie jak to ma miejsce przy nagrzewaniu do temperatur zakresu austenicznego. Natomiast przy zmniejszeniu szybkości chłodzenia zawartość cementytu wtórnego maleje (rys. 72 i 73). Zawartość cementytu wtórnego otrzymanego po chłodzeniu w powietrzu żeliwa wygrzewanego przez długi czas (do 8 h) w temperaturze międzykrytycznej $810^\circ C$ jest większa, niż w żeliwie wygrzewanym w temperaturze nadkrytycznej 875 i $1000^\circ C$ (rys. 71 i 72).

W obrabianym cieplnie żeliwie sferoidalnym zawartość cementytu wtórnego, bez względu na szybkość nagrzewania i chłodzenia oraz bez względu na czas i temperaturę wygrzewania, z wyjątkiem temperatury $740^\circ C$, jest znacznie większa aniżeli w stanie surowym.

W oparciu o przeprowadzone badania można wnosić, że zwiększenie zawartości cementytu wtórnego następuje w czasie nagrzewania przy przejściu przez zakres temperaturowy $Ac_1^p - Ac_1^k$, a przy chłodzeniu – przy przejściu przez zakres $Ar_1^p - Ar_1^k$. Lecz możliwe jest również powiększanie się jego zawartości podczas nagrzewania w temperaturze wyższej od Ac_1^k . Do takiego wniosku upoważnia zmiana zawartości cementytu wtórnego w czasie wygrzewania, po nagrzewaniu szybkim. Z badań wynika bowiem, że po wygrzewaniu w temperaturze $875^\circ C$, a także w $1000^\circ C$ przez czas do 1 h zawartość tego cementytu zwiększa się (rys. 72, 73). Możliwe jest również powiększanie się zawartości cementytu wtórnego podczas chłodzenia z temperatury austenitizacji a przed osiągnięciem temperatury krytycznej. Na to wskazuje wynik badania zawartości cementytu po obróbce wg wariantu III (rys. 73) w porównaniu do wyniku obróbki wg wariantu II (rys. 71). Zawartość cementytu po chłodzeniu w piecu z temperatury $1000^\circ C$ i $875^\circ C$ (po wygrzaniu w czasie 2 h i dłuższym) jest większa od jego zawartości

w żeliwie chłodzonym w powietrzu z tych samych temperatur (rys. 72 i 73). Natomiast w żeliwie wygrzewanym w temperaturze 810°C w czasie 2 h i dłuższym oraz chłodzonym w piecu, zawartość cementytu wtórnego jest mniejsza niż po chłodzeniu w powietrzu z tej samej temperatury (rys. 72 i 73).

Obserwacja mikroskopowa próbek żeliwa surowego i po obróbce cieplnej wykazała, że powiększanie się zawartości cementytu wtórnego w osnowie metalowej żeliwa dokonuje się nie tylko przez wzrost ziarn cementytu wtórnego, lecz również przez tworzenie się nowych jego ziarn. Proces tworzenia się nowych ziarn zauważono przede wszystkim podczas wygrzewania żeliwa w temperaturze międzykrytycznej (810°C). Fakt ten można wyjaśnić następująco. Cementyt wtórny występujący w żeliwie surowym zawiera więcej manganu, niż cementyt eutektoidalny. Jednakże cementyt eutektoidalny ma różną zawartość manganu. Najwięcej manganu zawiera cementyt powstający podczas przemiany eutektoidalnej na granicach ziarn eutektycznych. Większa zawartość manganu w tych granicznych ziarnach cementytu, powiększająca się dodatkowo podczas nagrzewania w temperaturze podkrytycznej i międzykrytycznej, powoduje obniżenie zawartości węgla w najbliższych ziarnach ferrytu lub austenitu. Proces ten prowadzi do powstania gradientu zawartości węgla w najbliższej okolicy tych ziarn cementytu eutektoidalnego, który sprzyjać będzie dyfuzji węgla do tegoż cementytu. Przykłady takiego powiększonego ziarna cementytu widać na rys. 41 i 44. Szczególnie na rys. 44 widać wyraźnie duże ziarna cementytu z licznymi płytkowymi wyrostkami. Te wyrostki to wynik koalescencji (to znaczy łączenia się) rozrastającego się ziarna cementytu granicznego z ziarnami płytkowymi cementytu eutektoidalnego.

Jak widać z badań, usunięcie cementytu wtórnego w czasie austenitowania jest bardzo trudne i nawet po wygrzewaniu przez 8 h w temperaturze 1000°C jego zawartość jest kilkakrotnie większa niż w stanie surowym. Najkorzystniejsza operacja cieplna, dająca najmniejszy przyrost cementytu wtórnego polega na szybkim nagrzewaniu, wygrzewaniu w możliwie najwyższej temperaturze i szybkim chłodzeniu. Realizacja w praktyce takich warunków obróbki napotykać będzie na pewne trudności, jak na przykład: znaczna grubość i złożony kształt odlewów uniemożliwiający stosowanie dużej szybkości nagrzewania, odwęglanie i utlenienie ograniczające wysokość temperatury i czasu austenitowania, mała zwykle moc pieców i niedostateczna ich izolacja cieplna.

3.5.2. PODSUMOWANIE WYNIKÓW BADAŃ

Przeprowadzone badania wykazały, że zawartość cementytu wtórnego w strukturze niestopowego żeliwa sferoidalnego po jego obróbce cieplnej jest wielokrotnie większa, niż w żeliwie surowym.

Powiększanie się zawartości cementytu wtórnego, przez rozrastanie się istniejących ziarn tego cementytu oraz tworzenie się nowych następuje zasadniczo w zakresie temperatur krytycznych, tj. między Ac_1^p i Ac_1^k podczas nagrzewania oraz Ar_1^p i Ar_1^k podczas chłodzenia. Po przekroczeniu przez żeliwo temperatury Ac_1^p tworzy się austenit, w którym, jak to wykazano w podrozdz. 3.3.2.1, zawartość węgla znacznie przekracza zawartość równowagową dla perlitu. W tych warunkach część węgla z austenitu dyfunduje do frontu przemiany austenit—ferryt i tam wzbogaca graniczne obszary

ferrytu, umożliwiając ich przemianę w austenit. Druga część węgla kieruje się do cementytu wtórnego powiększając jego objętość.

Podnoszenie się temperatury nagrzewanego żeliwa do temperatury Ac_1^k powoduje szybki przyrost zawartości austenitu w osnowie żeliwa i znaczne zmniejszenie występujących w nim resztkowych (kulkowych) ziarn cementytu eutektoidalnego. Następuje wtedy znaczne zmniejszenie zawartości węgla w austenicie, co prowadzi do zahamowania przyrostu zawartości cementytu wtórnego.

Wyrzewanie żeliwa w temperaturze nadkrytycznej powoduje na ogół ciągłe zmniejszanie się zawartości cementytu wtórnego w osnowie żeliwa w miarę przedłużania czasu wygrzewania. Im wyższa jest temperatura austenitizacji tym mniej jest w żelwie tego cementytu.

Na zawartość cementytu wtórnego w żelwie podczas obróbki cieplnej wywiera wpływ szybkość nagrzewania i chłodzenia. W przeprowadzonych doświadczeniach stwierdzono, że im mniejsza jest szybkość nagrzewania i chłodzenia tym więcej jest cementytu wtórnego w żelwie. Zmniejszanie się szybkości powoduje, że czas przejścia przez zakresy temperatur: $Ac_1^p \div Ac_1^k$ i $Ar_1^p \div Ar_1^k$, jest większy, większy zatem może być przyrost zawartości cementytu wtórnego.

Jak wykazały badania usunięcie cementytu wtórnego z osnowy żeliwa przez austenitizację jest bardzo trudne. Cementyt ten bowiem, poza znacznym zwiększeniem swojej objętości w żelwie, wzbogaca się znacznie w mangan, co powoduje wzrost jego trwałości.

Obecność znacznej zawartości cementytu wtórnego w osnowie żeliwa sferoidalnego wpływa niekorzystnie na właściwości mechaniczne żeliwa sferoidalnego powodując zmniejszanie wytrzymałości na rozciąganie, wydłużenia i udarności oraz powiększanie twardości. Ten niekorzystny wpływ cementytu wtórnego jest powiększany przez to, że w czasie obróbki cieplnej cementyt ten staje się koncentratorem dla fosforu. W badaniach strukturalnych wykonanych na próbkach pobranych z części pomiarowych zerwanych próbek wytrzymałościowych normalizowanych po wygrzewaniu w temperaturze 950°C , stwierdzono występowanie pęknięć w tymże cementycie wtórnym.

3.6. WPLYW RÓŻNYCH PROCESÓW OBRÓBKIE CIEPLNEJ PERLITYZUJĄCEJ NA WŁAŚCIWOŚCI MECHANICZNE NIESTOPOWEGO ŻELIWA SFEROIDALNEGO OTRZYMYWANEGO Z ŻELIWIAKA (V SERIA BADAŃ)

W badaniach laboratoryjnych i w praktyce przemysłowej stosuje się wiele rodzajów obróbki cieplnej żeliwa sferoidalnego, które prowadzą do otrzymania w nim struktury perlitycznej.

Do obróbki cieplnej wybrano trzy sposoby: klasyczne wyżarzanie normalizujące zgodnie z normą PN-76/H-01200, wyżarzanie normalizujące przy zastosowaniu stopniowego chłodzenia oraz podwójne normalizowanie. Ponadto wykonano niezupełne wyżarzanie normalizujące.

3.6.1. MATERIAŁ

Do badań przyjęto trzy rodzaje żeliwa sferoidalnego, którego skład chemiczny i podstawowe cechy przedstawiono w tabeli 31. Żeliwo wytopione w żeliwiaku kwaśnym z gorącym dmuchem z wsadu zawierającego: surówkę LH41 i LH42, złom obiegowy żeliwa sferoidalnego, złom stalowy i surówkę zwierciadlistą, sferoidyzowano w zbiorniku żeliwiaka metodą prętową stopem Mg–Al i modyfikowano żelazo-krzemem Si75 w kadzi. Wlewki o przekroju w kształcie litery Y, o grubości 25 mm, wykonano w formach wilgotnych.

Przyjęcie w próbkach żeliwa zmiennej zawartości manganu miało na celu dokonanie wyboru najkorzystniejszego składu chemicznego, gwarantującego otrzymanie w żelwie po wyżarzaniu normalizującym maksymalnych właściwości wytrzymałościowych i dostatecznych plastycznych.

3.6.2. OBRÓBKA CIEPLNA I METODYKA BADAŃ

Obróbkę cieplną wykonano według 4 następujących wariantów:

wariant Ia – nagrzewanie do 950°C, wygrzewanie przez czas 1, 2, 4, 8 i 16 h, chłodzenie w spokojnym powietrzu,

wariant Ib – jak wyżej, z tym, że wygrzewanie – w temperaturze 875°C,

wariant Ic – jak wyżej, z tym, że wygrzewanie – w temperaturze 820°C,

wariant IIa – nagrzewanie do 950°C, wygrzewanie przez 4 h, podchładzanie w piecu do 875°C, wychładzanie przez 1, 2, 4, 8 i 16 h, dochładzanie w spokojnym powietrzu,

wariant IIb – jak wyżej, z tym, że podchładzanie i wychładzanie – w temperaturze 820°C,

wariant IIc – jak wyżej, z tym, że podchładzanie i wychładzanie – w temperaturze 790°C,

wariant III – nagrzewanie do 950°C, wygrzewanie przez 1, 4 i 16 h, podchładzanie do temperatury 875°C, wychładzanie przez 2 h, dochładzanie w spokojnym powietrzu,

wariant IVa – I operacja: nagrzewanie do temperatury 950°C, wygrzewanie przez 4 h, chłodzenie w spokojnym powietrzu,

II operacja: nagrzewanie do temperatury 900°C, wygrzewanie przez 1, 2, 4, 8 i 16 h, chłodzenie w spokojnym powietrzu,

wariant IVb – I operacja: jak wyżej,

II operacja: jak wyżej, z tym, że wygrzewanie – w temperaturze 820°C.

Obróbka cieplna wg wariantu I jest wyżarzaniem normalizującym zwykłym, zgodnym z normą PN-76/H-01200. W oparciu o wyniki badań zawarte w podrozdz. 3.3.2.1 wybrano dla tego wariantu trzy temperatury wygrzewania: pierwszą – 950°C – przekraczającą o 125 K temperaturę Ac_1^k dla żeliwa nr 2, drugą – 875°C – przekraczającą o 33 ÷ 50 K temperaturę Ac_1^k dla żeliwa nr 1, 2 i 3 oraz trzecią – 820°C – międzykrytyczną, zbliżoną do górnej temperatury krytycznej Ac_1^k . Wybór pierwszej temperatury miał na celu osiągnięcie maksymalnego ujednorodnienia żeliwa, przy czym jest to najwyższa temperatura pracy najczęściej stosowanych przemysłowych,

Tabela 31

Skład chemiczny i podstawowe cechy niestopowego żeliwa sferoidalnego z żeliwiaka przeznaczonego do badań właściwości mechanicznych

Nr Żeli- wa	Skład chemiczny w %						Temperatury krytyczne						Właściwości mechaniczne ¹⁾				
	C	Si	Mn	P	S		Ac ₁ ^f	Ac ₁ ^c	Ar ₁ ^f	Ar ₁ ^c	T _{gr}	Zawar- tość perlitu w %	R _m w MPa	R _{0,2} w MPa	A ₅ w %	K w kJ/m ²	HB
1	3,29	2,67	0,69	0,11	0,010		793	842	770	713	660	77,1	556	410	2,7	158	217
2	3,44	2,32	0,91	0,12	0,007		788	825	740	702	719	70,1	573	378	4,0	156	208
3	3,45	2,52	1,14	0,10	0,008		788	836	754	690	657	74,6	571	428	3,1	223	243

¹⁾ Wartości R_m, R_{0,2} i A₅ są średnimi arytmetycznymi odpowiednich właściwości wyznaczonych dla trzech próbek, HB jest średnią arytmetyczną z 3 odcisków wykonanych na próbce wyciętej z części pomiarowej próbki w wyrzynalosciowej o wartości R_m zbliżonej do wartości średniej, wartość K (bez karbu) jest średnią arytmetyczną wartości uzyskanych dla czterech próbek.

komorowych elektrycznych pieców do obróbki cieplnej. Druga temperatura miała jedynie zapewnić pełną austenitację osnowy żeliwa podczas wygrzewania. Wybór natomiast trzeciej temperatury miał na celu otrzymanie struktury perlityczno-ferrytycznej w osnowie żeliwa, o wyspowym rozłożeniu ziarn perlitu.

Obróbka cieplna wg wariantów II i III jest zmodyfikowanym wyżarzaniem normalizującym, w których chłodzenie odbywa się stopniowo. Po wygrzaniu w 950°C w pierwszej kolejności następuje podchładzanie w piecu do temperatury 875, 820 lub 790°C i po wychładzaniu dochładzanie w powietrzu. Według badań dylatometrycznych wszystkie te temperatury są wyższe od temperatury A_{r1}^p – są to zatem temperatury nadkrytyczne. Jednak z badań zawartych w podrozdz. 3.3.2.2 wiadomo, że tylko temperatury 875 i 820°C są nadkrytyczne, natomiast temperatura 790°C leży poniżej temperatury A_{r1}'' , tj. poniżej tej temperatury, w której rozpoczyna się wydzielanie ferrytu siatkowego z austenitu podczas dochładzania i wychładzania (rys. 61). Temperatury wychładzania 875 i 820°C wybrano dla porównania rezultatów tej obróbki cieplnej z obróbką w wariacie I, natomiast temperaturę 790°C dla otrzymania w osnowie żeliwa ferrytu siatkowego.

Różnica między obróbką cieplną wg wariantu II i III polega na tym, że w wariacie II przyjęto stały czas wygrzewania, a zmienny wychładzania, natomiast w wariacie III zmienny czas wygrzewania i stały wychładzania, zgodnie z założeniami podanymi w podrozdz. 3.1.

W wariacie IV przyjęto dwie odmiany obróbki cieplnej: pierwsza polegała na podwójnym normalizowaniu zwykłym, a w drugiej po normalizowaniu zwykłym zastosowano normalizowanie niepełne. W drugiej odmianie chodziło o otrzymanie struktury perlityczno-ferrytycznej z wyspowym rozłożeniem ziarn perlitu.

Plan obróbki uwzględniający obróbkę różnych rodzajów żeliwa sferoidalnego przedstawia tabela 32.

Tabela 32

Plan obróbki cieplnej różnych rodzajów żeliwa sferoidalnego przeznaczonego do badań właściwości mechanicznych

Wariant obróbki	Szczególne warunki wariantu		Temperatura w °C	Rodzaj żeliwa
I	a	wygrzewanie	950	2
	b		875	1, 2, 3
	c		820	2
II	a	wychładzanie	875	2
	b		820	2
	c		790	2
III		wychładzanie	875	1, 2, 3
IV	a	II operacja:	900	1, 2, 3
	b	wygrzewanie	820	2

Obróbkę cieplną przeprowadzano w piecu komorowym sylitowym PSK-7. Do obróbki cieplnej przygotowano pręty o długości 160 mm i przekroju kołowym o średnicy 22 mm oraz o wymiarach 20×22 mm. Pierwsze z nich były przeznaczone na próbki wytrzymałościowe, a drugie na próbki udarowościowe. Z dwóch wlewków Y otrzymano 3 pręty o przekroju kołowym i jeden pręt o wymiarach 20×22 mm. Z każdego pręta o przekroju kołowym otrzymywano jedną próbkę do próby wytrzymałości na rozciąganie, z każdego zaś pręta o przekroju prostokątnym – 4 próbki do próby udarowości.

Pręty obydwu rodzajów ładowano do pieca nagrzanego do założonej temperatury austenityzowania bez żadnego zabezpieczania ich przed utlenieniem i odwęgleniem. Późniejsze badania wykazały, że warstwa odwęglona nie przekracza grubości 1 mm. Czas nagrzewania prętów przyjęto równy 60 minut, jednakowy dla wszystkich poziomów temperatury wygrzewania. Temperaturę w piecu regulowano z dokładnością ± 5 K, przez podłączenie w obwód regulatora temperatury przystawki sprzężenia zwrotnego. Ustalenia temperatury obróbki i jej rejestracji dokonywano za pomocą kompensatorów eK-NT. Dla przeprowadzenia chłodzenia i dochładzania prętów w powietrzu układano je poziomo na płytach szamotowych w odległości 40 mm od siebie.

Próbki wytrzymałościowe o średnicy 10 mm i długości równej 5-krotnej wartości średnicy wykonano z główkami do uchwytów pierścieniowych. Próbki do badań udarowości miały wymiary 10×10×55, były to próbki bez karbu. Rozciąganie próbek przeprowadzono na urządzeniu INSTRON typ TT-DM-L, określając w ten sposób $R_{0,2}$, R_m i A_5 . Twardość wyznaczono na próbkach pobieranych z części pomiarowej tej próbki wytrzymałościowej, której wartość R_m była najbardziej zbliżona do średniej arytmetycznej. Na każdej próbce wykonano trzy odciski na urządzeniu HPO-250 według Brinella kulką o średnicy 2,5 mm przy obciążeniu 1,84 kN (187,5 kG). Próbki udarowościowe łamano za pomocą młota PW-5 o energii 49 kJ (5 kGm). Ilościowe badania strukturalne metodą siatki punktów wykonano na tych próbkach, które posłużyły później do pomiarów twardości.

3.6.3. WYNIKI BADAŃ I ICH ANALIZA

Wyniki pomiarów właściwości mechanicznych i badań struktury dla poszczególnych wariantów i rodzajów żeliwa sferoidalnego przedstawiono w tabelach 33, 34, 35 i 36.

Ponieważ zasadniczym celem wyżarzania normalizującego jest otrzymanie żeliwa o wysokich właściwościach wytrzymałościowych, podano w tabeli 37 kwalifikację obrobionego cieplnie żeliwa na gatunki zgodne z PN-76/H-83123.

Z tabeli 37 widać, że obróbka cieplna żeliwa sferoidalnego nr 2 wg wariantu Ia (950°C) prowadzi do otrzymania gatunku Zs70002, i dopiero długotrwałe wygrzewanie, tj. powyżej 8 h, doprowadza do otrzymania gatunku Zs80002. Natomiast obróbka cieplna tego samego żeliwa wg wariantu Ib (875°C), a więc przez wygrzewanie w temperaturze niższej o 75 K, doprowadza do otrzymania gatunku Zs80002 już po wygrzewaniu w czasie 1 h.

Obliczone w oparciu o wzory (1) i (2) wskaźniki materiałowe m i s dla żeliwa nr 2 po

obróbce cieplnej wg wariantu Ia i Ib mają następujące wartości: m dla wariantu Ia – $0,25 \div 0,26$, a dla wariantu Ib – $0,30 \div 0,31$, s dla wariantu Ia – $0,85 \div 0,87$ a dla wariantu Ib – $0,67 \div 0,71$. Wartość wskaźnika m dla żeliwa nr 2 w stanie surowym wynosiła $0,28$, a wartość wskaźnika s – $0,66$. Widać, że po obróbce cieplnej wg wariantu Ia wartość wskaźnika m zmalała, a wartość wskaźnika s powiększyła się dość znacznie, natomiast po obróbce cieplnej wg wariantu Ib wartość wskaźnika m powiększyła się korzystnie w stosunku do stanu surowego, również wartość wskaźnika s uległa powiększeniu, lecz mniej niż po obróbce wg wariantu Ia.

Tabela 33

Właściwości mechaniczne i zawartość perlitu żeliwa sferoidalnego nr 1, 2 i 3 (tab. 31) po obróbce cieplnej według wariantu I

Lp.	Warunki austenitzowania		Właściwości mechaniczne ¹⁾					Zwartość perlitu w %
	temp. w °C	czas w h	$R_{0,2}$ MPa	R_m MPa	A_5 w %	K kJ/m ²	HB	
żeliwo nr 2								
1	950	1	644	761	0,6	109	303	98,4
2		2	658	757	0,7	108	296	98,1
3		4	669	782	0,6	124	306	97,9
4		8	671	777	0,5	137	311	98,9
5		16	680	803	0,6	124	312	99,2
6	875	1	559	832	3,4	278	279	93,3
7		2	579	842	2,2	215	281	96,6
8		4	596	863	1,8	179	287	98,9
9		8	608	876	1,4	182	290	99,4
10		16	621	878	1,4	157	299	99,7
11	820	1	407	636	8,3	391	219	33,6
12		2	438	698	7,0	311	240	50,5
13		4	468	732	5,6	255	250	67,7
14		8	484	735	4,3	229	257	71,1
15		16	520	779	4,2	220	257	78,8
żeliwo nr 1								
16	875	1	570	746	1,6	142	288	94,3
17		2	579	774	2,3	143	296	95,9
18		4	575	786	2,1	139	298	97,5
19		8	603	818	2,7	126	305	97,4
20		16	611	834	2,7	130	296	97,5
żeliwo nr 3								
21	875	1	612	800	2,5	234	306	92,9
22		2	627	817	2,3	284	300	95,8
23		4	640	843	1,9	230	308	96,7
24		8	657	902	2,2	211	316	98,1
25		16	672	908	2,5	275	319	98,9

¹⁾ Uwaga jak w tabeli 31

Tabela 34

Właściwości mechaniczne i zawartość perlitu żeliwa sferoidalnego nr 2 (tab. 31) po obróbce cieplnej według wariantu II

Lp.	Warunki wychładzania		Właściwości mechaniczne ¹⁾					Zawartość perlitu w %
	temp. w °C	czas w h	$R_{0,2}$ MPa	R_m MPa	A_5 w %	K kJ/m ²	HB	
1	875	1	607	817	1,5	212	294	98,3
2		2	619	836	1,8	127	287	98,7
3		4	626	827	1,5	255	284	98,5
4		8	619	851	2,1	224	295	98,7
5		16	631	866	1,7	270	299	99,0
6	820	1	565	833	3,3	238	279	93,1
7		2	563	810	2,7	272	278	93,0
8		4	577	818	3,3	284	276	94,6
9		8	583	816	2,2	343	281	95,7
10		16	595	833	2,3	289	288	96,9
11	790	1	520	780	4,2	310	262	83,4
12		2	523	785	4,3	382	263	85,5
13		4	532	782	4,1	338	264	87,4
14		8	536	792	4,6	407	261	87,7
15		16	540	823	4,7	392	260	88,3

¹⁾ Uwaga jak w tabeli 31

Tabela 35

Właściwości mechaniczne i zawartość perlitu żeliwa sferoidalnego nr 1, 2 i 3 (tab. 31) po obróbce cieplnej według wariantu III

Lp.	Warunki austenitzowania		Właściwości mechaniczne ¹⁾					Zawartość perlitu w %
	temp. w °C	czas w h	$R_{0,2}$ MPa	R_m MPa	A_5 w %	K kJ/m ²	HB	
żeliwo nr 1								
1	950	1	536	710	2,5	278	275	85,8
2		4	594	830	2,5	162	283	96,1
3		16	601	838	2,3	220	240	97,3
żeliwo nr 2								
4	950	1	595	814	1,9	148	278	97,9
5		4	624	808	1,7	144	285	97,8
6		16	646	870	1,7	187	294	98,3
żeliwo nr 3								
7	950	1	624	822	2,2	245	296	98,5
8		4	654	809	1,6	245	305	98,2
9		16	686	912	1,7	131	316	99,0

¹⁾ Uwaga jak w tabeli 31.

Tabela 36

Właściwości mechaniczne i zawartość perlitu żeliwa sferoidalnego nr 1, 2 i 3 (tab. 31) po obróbce cieplnej według wariantu IV

Lp.	Warunki II operacji cieplnej		Właściwości mechaniczne ¹⁾					Zawartość perlitu w %
	temp. w °C	czas w h	R _{0,2} MPa	R _m MPa	A ₅ w %	K kJ/m ²	HB	
żeliwo nr 1								
1	900	1	571	785	2,4	154	292	92,5
2		2	580	782	2,3	155	288	94,0
3		4	596	813	2,5	159	292	95,9
4		8	611	795	1,9	146	298	96,2
5		16	633	847	1,8	146	298	97,2
żeliwo nr 2								
6	900	1	608	796	1,6	248	285	96,2
7		2	610	810	1,9	155	280	95,0
8		4	618	837	2,1	134	283	95,9
9		8	631	811	1,7	237	286	96,3
10		16	634	818	1,4	116	288	97,4
żeliwo nr 3								
11	900	1	661	860	2,2	215	294	95,0
12		2	667	872	1,7	148	309	96,6
13		4	670	849	1,3	233	314	96,8
14		8	674	843	1,7	244	316	96,9
15		16	683	895	2,4	201	321	97,8
żeliwo nr 2								
16	820	1	481	734	5,4	249	242	68,3
17		2	483	732	5,4	172	236	69,3
18		4	494	738	4,6	270	240	71,0
19		8	494	738	4,6	270	240	71,0
20		16	521	783	4,5	242	247	80,3

¹⁾ Uwaga jak w tabeli 31.

Za przyczynę niekorzystnych zmian wartości wskaźników m i s po obróbce wg wariantu Ia można uważać (w oparciu o informacje zawarte w podrozdz. 2.8 i 2.9) segregację fosforu. Wobec tego należałoby uważać, że po nagrzeniu i wygrzaniu żeliwa nr 2 w temperaturze 950°C stopień segregacji fosforu jest większy, aniżeli po nagrzeniu i wygrzaniu tegoż żeliwa w temperaturze 875°C. Takie jednak wyjaśnienie byłoby nieuzasadnione i niezgodne z wynikami badań segregacji fosforu, podanymi w podrozdz. 3.4. Z badań bowiem segregacji fosforu wynika, że wygrzewanie żeliwa w temperaturze 850°C względnie 1000°C powoduje obniżenie zawartości fosforu w cementycie wtórnym. Badania próbek żeliwa odciętych z próbek wytrzymałościowych żeliwa, po wytrawieniu ich odczynnikami wykrywającym segregację fosforu, ujawniły wystąpienie dość wyraźnie zaznaczonych granic ziarn perlitu na zglądach próbek obrobio-

Kwalifikacja obrobionego cieplnie żeliwa sferoidalnego na gatunki zgodnie z PN-76/H-83123

Lp.	Wariant obróbki (wg. tabl. 32)	Nr żeliwa	Sumaryczny czas wygrzewania i wychładzania w h										Typ struktury				
			1	2	3	4	5	6	8	12	16	18		20			
1	Ia	2															perlit + ferryt (ot) ¹⁾
2	Ib	1															— " —
3		2															— " —
4		3															
5	Ic	2															perlit (w) + ferryt ²⁾
6	IIa	2															perlit + ferryt (ot)
7	IIb	2															— " —
8	IIc	2															perlit + ferryt (s) ³⁾
9	III	1															perlit + ferryt (ot)
10		2															— " —
11		3															
12	IVa	1															— " —
13		2															— " —
14		3															— " —
15	IVb	2															perlit (w) + ferryt

Wartość R_m pomierzone

Zs60002



Zs70002



Zs80002



Zs90002

Wartości interpolowane



Zs60002



Zs70002

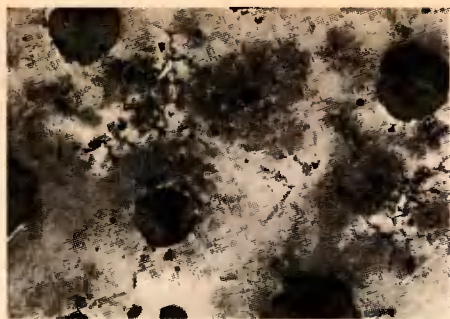


Zs80002



Zs90002

Wydluzenie A_5 odpowiada normie PN-76/H-83123 przy braku znaku wydluzenie jest mniejsze od 2%.¹⁾ (ot) – otoczki ferrytu dookoła grafitu.²⁾ (w) perlit wyspowy. Perlit ten, tworzący na tle ferrytu kolonie wysp lub igieł, niekiedy ma kształt połowy ptasiego pióra. Perlit taki powstaje po wygrzewaniu w zakresie $Ac_1^f \div Ac_1^A$.³⁾ (s) – ferryt siatkowy tworzący się na granicach byłego ziarna austenitu podczas wychładzania żeliwa w temperaturze nieco wyższej od Ar_1^f .



Rys. 75. Struktura żeliwa sferoidalnego nr 2 po obróbce: nagrzanie do 950°C, wygrzanie 2 h, chłodzenie w powietrzu. Widoczne ciemne granice ziarn byłego austenitu, perlit o różnym zabarwieniu i jasny cementyt wtórny. Traw. alkohol. – wodnym roztworem kwasu pikrynowego. Pow. 250 x



Rys. 76. Struktura żeliwa sferoidalnego nr 2 po obróbce: nagrzanie do 875°C, wygrzanie 2 h, chłodzenie w powietrzu. Składniki struktury jak na rys. 74. Brak zaciemnionych granic ziarn byłego austenitu. Traw. alkohol. – wodnym roztworem kwasu pikrynowego. Pow. 250 x

nych cieplnie wg wariantu Ia (950°C) i brak wyraźnych granic na zglądach próbek obrobionych cieplnie wg wariantu Ib (875°C) (rys. 75 i 76). Należy zatem uważać, że wyraźne wytrawienie granic ziarn perlitu nastąpiło wskutek powiększenia się zawartości fosforu na tych granicach, będących zresztą granicami byłych ziarn austenitu.

W oparciu zatem o badania właściwości mechanicznych żeliwa obrabianego cieplnie wg wariantów Ia i Ib oraz badania mikroskopowe przedstawione wyżej, a także na podstawie badań segregacji fosforu podanych w podrozdz. 3.4, można przedstawić następujący schemat segregacji fosforu: w temperaturze międzykrytycznej fosfor, który wzbogacał obszary graniczne komórek eutektycznych, przemieszcza się dyfuzyjnie z obszarów przemieniających się w austenit do obszarów nieprzemienionych. W ten sposób rozkład fosforu w osnowie żeliwa staje się podobny do rozkładu krzemu (rys. 66). Po przekroczeniu temperatury A_{c1} rozkład fosforu zmienia się i staje się podobny do rozkładu manganu (rys. 68). Zatem fosfor dyfunduje w kierunku do granic ziarn komórek eutektycznych. Widać to wyraźnie w tabeli 27. Zawartość fosforu przy granicy wynosi w początkowym okresie wygrzewania około 0,1% i maleje niemal do 0% po wygrzewaniu przez czas 4 h i dłuższy. Dyfundujący fosfor nie koncentruje się w cementycie wtórnym, w nim bowiem jego zawartość maleje w miarę przedłużania czasu wygrzewania (tab. 24, lp. 13, 15, tab. 27, lp. 4, 6, 8), a jednocześnie zawartość cementytu wtórnego zmniejsza się (podrozdz. 3,5). Fakt rozpadu cementytu wtórnego wywołuje również strumień dyfuzyjny fosforu w kierunku do centrów ziarn eutektycznych. Ponieważ najkorzystniejszymi drogami dyfuzji są granice ziarn austenitu, tam właśnie prawdopodobnie koncentruje się fosfor. Nie stwierdzono, aby w efekcie wzmo-

żonej koncentracji fosforu na granicach austenitu tworzyły się tam jakieś wysokofosforowe fazy. Opisane wyżej zmiany koncentracji fosforu dokonują się szybciej w temperaturze 950°C, niż w 875°C. W tabeli 24 (podrozdz. 3.4) w uwagach podano, że w żeliwie po jego nagraniu do 1000°C (lp. 14, 16, 17) rozkład fosforu staje się zgodny z rozkładem manganu dopiero po wygrzewaniu przez czas dłuższy od 2 h. Tak więc koncentracji fosforu na granicach ziarn austenitu podczas wygrzewania w temperaturze 950°C należy przypisać małą wytrzymałość na rozciąganie, małe wydłużenie i niską udatność obrabianego cieplnie żeliwa. Należy jednak dodać, że opisane wyżej zjawisko wystąpić może przy nieodpowiednim składzie chemicznym żeliwa, w szczególności przy nadmiernie wysokiej zawartości fosforu. Na przykład wyżarzanie normalizujące żeliwa zawierającego 1,13% Mn i tylko 0,8% P, przeprowadzone przez autora [86], doprowadziło do otrzymania większej wytrzymałości po wygrzewaniu w temperaturze 1000°C, aniżeli po wygrzewaniu w temperaturze 900°C.

Z tabeli 37 widać, że żeliwo nr 2 po obróbce cieplnej, w której temperatura wygrzewania lub wychładzania wynosi 875°C (wariant Ib, IIa, III) osiąga we wszystkich przypadkach takie wartości wytrzymałości na rozciąganie, iż kwalifikuje się do gatunku Zs80002. Jedynie w wariantcie IVa, w którym wygrzewanie w II operacji przeprowadzono w temperaturze wyższej od 875°C (900°C) nie osiągnięto tego gatunku po wygrzewaniu w II operacji przez czas 1 h. Ponieważ drugim warunkiem zaliczania żeliwa sferoidalnego do odpowiedniego gatunku, zgodnie z normą PN-76/H-83123, jest minimalna wartość wydłużenia wynosząca 2%, to z tabeli 37 wynika, że żeliwo nr 2 po obróbce cieplnej wg wariantu Ib spełnia ten warunek, lecz tylko po wygrzewaniu przez czas nie dłuższy od 2 h. W pozostałych przypadkach, a więc po obróbce wg wariantu IIa, III i IVa warunek ten nie jest spełniony. Za przyczynę nie otrzymania w żeliwie nr 2 wydłużenia minimalnego należy uważać przede wszystkim wysoką zawartość fosforu. Żeliwo nr 2 uzyskuje jednak w pełni gatunek Zs80002 po obróbce cieplnej wg wariantu IIb, tj. po obniżeniu temperatury wychłodzenia z 875°C do 820°C. Temperatura ta jest wyższa od temperatury A_{r1} o 80 K. Ta sama temperatura zastosowana do wygrzewania żeliwa w wariantcie Ic i IVb powoduje otrzymanie w żeliwie struktury perlityczno-ferrytycznej, ponieważ dla tych wariantów jest ona temperaturą międzykrytyczną, tj. leżącą między temperaturami A_{c1}^p i A_{c1}^k . Tak więc najkorzystniejszym wariantem obróbki cieplnej dla żeliwa nr 2 jest wariant IIb.

Trzy rodzaje żeliwa sferoidalnego stosowane w badaniach, a różniące się zawartością manganu, obrobiono cieplnie wg wariantów: Ib, III i IVa. Z tabeli 37 widać, że żeliwo uzyskuje po obróbce cieplnej tym wyższy gatunek im więcej zawiera manganu. Tak więc żeliwo nr 1 osiąga gatunek Zs70002 i dopiero po długim czasie wygrzewania, względnie wychładzania, gatunek Zs80002. Żeliwo nr 2 osiąga gatunek Zs80002 praktycznie po obróbce cieplnej wg wszystkich wariantów, tj. Ib, III i IVa, natomiast żeliwo nr 3 uzyskuje gatunek Zs80002 po krótkim czasie wygrzewania w każdym wariantcie, a po odpowiednio długim czasie wygrzewania wg wariantów Ib i III gatunek Zs90002. Jednakże odpowiednie wydłużenie 2% uzyskuje jedynie żeliwo nr 1 i nr 2 po obróbce wg wariantu Ib, po obróbce wg wariantu III jedynie żeliwo nr 1, po obróbce zaś wg wariantu IVa najwyższe wydłużenie uzyskuje żeliwo nr 1.

Z powyższego przeglądu wynika, że mając na uwadze zasadniczy cel wyżarzania

normalizującego, tj. otrzymania wysokiego gatunku żeliwa sferoidalnego, najbardziej odpowiednim rodzajem żeliwa jest żeliwo zawierające najwięcej manganu, tj. żeliwo nr 3. To, że w wielu przypadkach obróbki cieplnej żeliwa nr 2 i nr 3, a także żeliwa nr 1, nie otrzymano dostatecznego wydłużenia należy przypisać znacznej zawartości fosforu we wszystkich rodzajach żeliwa użytego do badań.

Dla dalszej analizy nieuśrednione wyniki badań opracowano statystycznie, a wyniki tego opracowania przedstawiono w tabelach 38 ÷ 43. W tabelach podano: współczynnik korelacji r , jego istotność na określonym poziomie prawdopodobieństwa, równania regresji dla właściwości mechanicznych i zawartości perlitu w funkcji czasu wygrzewania lub wychładzania i minimalną oraz maksymalną wartość wariancji dla zbioru przy przedziale ufności 0,95 wyrażoną w procentach.

Współczynnik korelacji r w wielu przypadkach miał wartość wskazującą na nieistotność korelacji między daną właściwością a czasem wygrzewania, względnie wychładzania. Brak istotności tego współczynnika występował najczęściej dla wydłużenia i udarności, a w sporadycznych przypadkach dla innych właściwości, głównie po obróbce wg wariantu IV. Równania regresji dla obróbki cieplnej wg wariantu I i II mają najczęściej postać paraboliczną z tym, że wydłużenie, a również udarność wyraża się zwykle funkcją liniową. Natomiast po obróbce wg wariantu III i IV niemal wszystkie właściwości są funkcjami liniowymi.

Szeregując właściwości mechaniczne żeliwa od najmniejszych do największych wartości wariancji otrzymuje się następującą kolejność: $R_{0,2}$, HB , R_m , K i w końcu A_5 . Ponadto należy zwrócić uwagę, że właściwości wytrzymałościowe $R_{0,2}$, R_m i twardość HB mają znacznie mniejsze wartości wariancji, niż udarność K i wydłużenie A_5 . Wyniki udarności i wydłużenia charakteryzują się znaczną przypadkowością, co leży u podstaw faktu częstego wystąpienia braku korelacji między nimi, a czasem wygrzewania i wychładzania.

Nie można z całą pewnością ocenić jakości poszczególnych wariantów obróbki cieplnej tylko według wielkości wariancji. Jednak właściwości wytrzymałościowe i twardość mają najmniejszą wariancję po obróbce według wariantu II, a największą – po obróbce według wariantu III i IV. Wydłużenie wykazuje najmniejszą wariancję po obróbce według wariantów III i IV, a największą – według wariantu I, udarność natomiast wykazuje najmniejszą wartość wariancji po obróbce według wariantu I, a największą – według wariantów III i IV. Na tej drodze nie można również ocenić stopnia przydatności określonego wariantu obróbczego dla żeliwa o różnej zawartości manganu. Należy jednak zwrócić uwagę, że właściwości mechaniczne, stanowiące kryterium zaliczania żeliwa do odpowiedniego gatunku, a mianowicie: wytrzymałość na rozciąganie R_m i wydłużenie A_5 , charakteryzują się krańcowo przeciwnymi wartościami wariancji. Wytrzymałość na rozciąganie ma najwyższe wartości wariancji po obróbce wg wariantów III i IV, a wydłużenie właśnie po obróbce wg tych wariantów – najniższą wartość wariancji.

Dla oceny wariantów obróbki cieplnej niestopowego żeliwa sferoidalnego sporządzono w oparciu o równania regresji tabele 44 i 45. Właściwości mechaniczne podano w tabelach dla sumarycznych wartości czasu wygrzewania i wychładzania równych 5 i 10 h. W przypadku wariantu I jest to czas wygrzewania, dla wariantów II i III suma

Wyniki analizy statystycznej właściwości mechanicznych i struktury żeliwa sferoidalnego nr 2 po obróbce cieplnej według wariantu I

Lp.	Wariant obróbki temp. wygrzewania w °C	Analizowana właściwość	Współczynnik korelacji r	Istotność wsp. korelacji na poziomie prawdopodobieństwa	Równanie regresji x – czas w s y – analizowana właściwość	Minimalna i maksymalna wartość wariacji dla zbioru przy przedziale ufności 0,95 w %
1	Ia 950	R_m w MPa	0,63	0,02	$y = -0,32444 \cdot 10^{-8} x^2 + 0,9775 \cdot 10^{-3} x + 757,0$	$1,9 \div 3,3$
2		$R_{0,2}$ w MPa	0,81	0,001	$y = -1,6930 \cdot 10^{-8} x^2 + 1,575 \cdot 10^{-3} x + 644,0$	$1,0 \div 1,7$
3		A_5 w %	0,00	nieistotny	$y = 0,632$	$16,1 \div 31,8$
4		K w kJ/m ²	0,39	"	$y = -0,003 \cdot 10^{-1} x + 114,0$	$7,0 \div 11,8$
5		HB	0,76	0,01	$y = 0,6350 \cdot 10^{-3} x + 0,622 \cdot 10^{-3} x + 297,3$	$1,1 \div 1,9$
6		udział perlitu w %	0,85	0,001	$y = 0,166 \cdot 10^{-3} x + 98,03$	$0,5 \div 1,0$
7	Ib 875	R_m w MPa	0,59	0,05	$y = -0,3503 \cdot 10^{-7} x^2 + 0,295 \cdot 10^{-2} x + 823,3$	$2,2 \div 3,9$
8		$R_{0,2}$ w MPa	0,92	0,001	$y = 0,3011 \cdot 10^{-7} x^2 + 0,286 \cdot 10^{-2} x + 555,4$	$1,2 \div 2,0$
9		A_5 w %	0,74	0,01	$y = 0,9222 \cdot 10^{-9} x^2 - 0,838 \cdot 10^{-4} x + 3,2$	$16,8 \div 52,7$
10		K w kJ/m ²	0,82	0,001	$y = 0,6603 \cdot 10^{-7} x^2 - 0,573 \cdot 10^{-2} x + 272$	$7,6 \div 18,6$
11		HB	0,81	0,001	$y = -0,3540 \cdot 10^{-8} x^2 + 0,5729 \cdot 10^{-3} x + 277,9$	$1,4 \div 2,3$
12		udział perlitu w %	0,92	0,001	$y = -0,4842 \cdot 10^{-8} x^2 + 0,3898 \cdot 10^{-3} x + 93,1$	$0,8 \div 1,3$
13	Ic 820	R_m w MPa	0,78	0,001	$y = -0,4564 \cdot 10^{-7} x^2 + 0,4885 \cdot 10^{-2} x + 646,2$	$3,8 \div 6,1$
14		$R_{0,2}$ w MPa	0,93	0,001	$y = -0,4044 \cdot 10^{-7} x^2 + 0,4343 \cdot 10^{-2} x + 402,2$	$2,5 \div 3,9$
15		A_5 w %	0,81	0,001	$y = 0,2936 \cdot 10^{-8} x^2 - 0,2495 \cdot 10^{-3} x + 8,9$	$13,0 \div 37,5$
16		K w kJ/m ²	0,65	0,01	$y = 1,2364 \cdot 10^{-7} x^2 - 1,017 \cdot 10^{-2} x + 398,8$	$14,2 \div 35,6$
17		HB	0,90	0,001	$y = -0,2932 \cdot 10^{-7} x^2 + 0,2347 \cdot 10^{-1} x + 217,9$	$2,1 \div 3,6$
18		udział perlitu w %	0,94	0,001	$y = -2,6666 \cdot 10^{-8} x^2 + 0,2333 \cdot 10^{-2} x + 31,8$	$7,1 \div 14,6$

Wyniki analizy statystycznej właściwości mechanicznych i struktury żeliwa sferoidalnego nr 1 i 3 po obróbce cieplnej według wariantu I

Lp.	Wariant obróbki Temp. wgrzewania w °C Rodzaj żeliwa	Analizowana właściwość	Współczynnik korelacji r	Istotność wsp. korelacji na poziomie prawdopodo- dobieństwa	Równanie regresji x - czas w s y - analizowana właściwość	Minimalna i maksymalna wartość wariancji dla zbioru przy przedziale ufności 0,95 w %
1	Ib 875 żeliwo nr 1	R_m w MPa	0,47	0,1	$y = -0,3947 \cdot 10^{-7} x^2 + 0,3917 \cdot 10^{-2} x + 739,1$	5,9 + 9,9
2		$R_{0,2}$ w MPa	0,80	0,001	$y = -1,3222 \cdot 10^{-8} x^2 + 1,5983 \cdot 10^{-3} x + 563,2$	1,6 + 2,7
3		A_5 w %	0,42	nieistotny	$y = 0,166 \cdot 10^{-3} x + 1,9$	19,6 + 31,7
4		K w kJ/m ²	-0,30	"	$y = -2,833 \cdot 10^{-3} x + 142,3$	6,7 + 14,0
5		HB	0,82	0,001	$y = -1,6468 \cdot 10^{-8} x^2 + 1,1166 \cdot 10^{-3} x + 286,3$	0,9 + 1,7
6		udział perlitu w %	0,90	0,001	$y = -2,6567 \cdot 10^{-9} x^2 + 0,2087 \cdot 10^{-3} x + 94,2$	0,5 + 0,8
7		R_m w MPa	0,71	0,01	$y = -0,6692 \cdot 10^{-7} x^2 + 0,6168 \cdot 10^{-2} x + 775,8$	4,1 + 6,7
8		$R_{0,2}$ w MPa	0,95	0,01	$y = -2,4475 \cdot 10^{-8} x^2 + 0,2542 \cdot 10^{-2} x + 606,1$	0,9 + 1,5
9		A_5 w %	0,00	nieistotny	$y = 2,201$	14,7 + 26,4
10		K w kJ/m ²	0,11	"	$y = 0,3 \cdot 10^{-2} x + 240$	10,6 + 20,1
11		HB	0,68	0,01	$y = 0,110 \cdot 10^{-7} x^2 + 0,843 \cdot 10^{-3} x + 299,1$	1,2 + 2,1
12		udział perlitu w %	0,95	0,001	$y = -0,3378 \cdot 10^{-8} x^2 + 0,2993 \cdot 10^{-3} x + 92,8$	0,5 + 0,9

Wyniki analizy statystycznej właściwości mechanicznych i struktury żeliwa sferoidalnego nr 2 po obróbce cieplnej według wariantu II

Lp.	Wariant obróbki temp. wychładzania w °C	Analizowana właściwość	Współczynnik korelacji r	Istotność wsp. korelacji na poziomie prawdopodobieństwa	Równanie regresji x – czas w s y – analizowana właściwość	Minimalna i maksymalna wartość wariacji dla zbioru przy przedziale ufności 0,95 w %
1	IIa 875	R_m w MPa	0,57	0,05	$y = -0,9833 \cdot 10^{-8}x^2 + 1,441 \cdot 10^{-3}x + 815,8$	2,3 ÷ 3,9
2		$R_{0,2}$ w MPa	0,63	0,02	$y = -2,0247 \cdot 10^{-9}x^2 + 0,4278 \cdot 10^{-3}x + 612,3$	0,9 ÷ 1,3
3		A_5 w %	0,45	nieistotny	$y = -0,4694 \cdot 10^{-9}x^2 + 0,3267 \cdot 10^{-4}x + 1,4$	13,1 ÷ 23,7
4		K w kJ/m ²	0,53	0,05	$y = -2,3305 \cdot 10^{-8}x^2 + 0,2917 \cdot 10^{-4}x + 176,9$	14,2 ÷ 22,2
5		HB	0,58	0,05	$y = 0,5835 \cdot 10^{-8}x^2 - 0,1436 \cdot 10^{-3}x + 290,2$	1,8 ÷ 3,0
6		udział perlitu w %	0,82	0,001	$y = 0,1666 \cdot 10^{-3}x + 98,4$	0,1
7	IIb 820	R_m w MPa	0,21	nieistotny	$y = 0,1833 \cdot 10^{-2}x + 817,8$	1,4 ÷ 2,6
8		$R_{0,2}$ w MPa	0,94	0,0001	$y = -0,8744 \cdot 10^{-8}x^2 + 1,1328 \cdot 10^{-3}x + 558,9$	0,6 ÷ 1,0
9		A_5 w %	-0,55	0,05	$y = 0,1666 \cdot 10^{-3}x + 3,2$	12,0 ÷ 31,1
10		K w kJ/m ²	0,32	nieistotny	$y = 0,108 \cdot 10^{-1}x + 254,7$	12,4 ÷ 20,2
11		HB	0,71	0,01	$y = 0,402 \cdot 10^{-8}x^2 - 0,5014 \cdot 10^{-4}x + 278,3$	1,1 ÷ 1,9
12		udział perlitu w %	0,99	0,001	$y = -1,4386 \cdot 10^{-9}x^2 + 1,6165 \cdot 10^{-4}x + 92,3$	0,2 ÷ 0,3
13	IIc 790	R_m w MPa	0,72	0,01	$y = 1,2797 \cdot 10^{-8}x^2 - 1,3061 \cdot 10^{-5}x + 781,4$	1,5 ÷ 2,6
14		$R_{0,2}$ w MPa	0,74	0,01	$y = -1,223 \cdot 10^{-9}x^2 + 1,123 \cdot 10^{-3}x + 516,0$	1,1 ÷ 1,9
15		A_5 w %	0,42	nieistotny	$y = 0,1666 \cdot 10^{-3}x + 4,15$	6,2 ÷ 11,3
16		K w kJ/m ²	0,42	0,1	$y = -0,5433 \cdot 10^{-7}x^2 + 0,4517 \cdot 10^{-2}x + 313,1$	10,3 ÷ 16,9
17		HB	-0,38	nieistotny	$y = -0,5268 \cdot 10^{-3}x + 263,3$	0,6 ÷ 1,2
18		udział perlitu w %	0,93	0,001	$y = -0,3208 \cdot 10^{-8}x^2 + 0,2717 \cdot 10^{-3}x + 83,2$	0,6 ÷ 1,1

Wyniki analizy statystycznej właściwości mechanicznych i struktury żeliwa sferoidalnego nr 1, 2 i 3 po obróbce cieplnej według wariantu III

Lp.	Wariant obróbki temp. wychładzania w °C Nr żeliwa	Analizowana właściwość	Współczynnik korelacji r	Istotność w sp. korelacji na poziomie praw dopodobieństwa	Równanie regresji: x – czas w s y – analizowana właściwość	Minimalna i maksymalna wartość wariancji dla zbioru przy przedziale ufności 0,95 w %
1	III	R_m w MPa	0,97	0,001	$y = -2,0028 \cdot 10^{-7} x^2 + 1,4617 \cdot 10^{-2} x + 660,5$	3,1 ÷ 3,6
2	875	$R_{0,2}$ w MPa	0,95	0,001	$y = -0,9755 \cdot 10^{-7} x^2 + 0,7183 \cdot 10^{-2} x + 511,5$	2,9 ÷ 3,2
3	żeliwo nr 1	A_5 w %	0,00	nieistotny	$y = 2,6$	12,8 ÷ 21,6
4		HB	0,97	0,001	$y = -0,1066 \cdot 10^{-7} x^2 + 0,9344 \cdot 10^{-3} x + 271,7$	0,8 ÷ 0,9
5		K w kJ/m ²	0,84	0,01	$y = 2,235 \cdot 10^{-7} x^2 - 1,475 \cdot 10^{-2} x + 328,0$	14,1 ÷ 24,2
6		udział perlitu w %	1,00	0,0	$y = -1,71 \cdot 10^{-8} x^2 + 1,26 \cdot 10^{-3} x + 81,5$	0,0
7	III	R_m w MPa	0,68	0,05	$y = 0,1133 \cdot 10^{-2} x + 802,1$	3,4 ÷ 5,0
8	875	$R_{0,2}$ w MPa	0,91	0,001	$y = 0,8333 \cdot 10^{-3} x + 600,9$	1,4 ÷ 2,0
9	żeliwo nr 2	A_5 w %	0,00	nieistotny	$y = 1,93$	5,1 ÷ 9,7
10		K w kJ/m ²	0,43	"	$y = 0,8 \cdot 10^{-3} x + 139,5$	19,9 ÷ 26,2
11		HB	0,81	0,01	$y = 0,2583 \cdot 10^{-3} x + 279,3$	1,5 ÷ 9,7
12		udział perlitu w %	0,91	0,001	$y = 0,1666 \cdot 10^{-3} x + 97,8$	0,1
13	III	R_m w MPa	0,95	0,001	$y = 0,1867 \cdot 10^{-2} x + 800,4$	1,6 ÷ 2,3
14	875	$R_{0,2}$ w MPa	0,90	0,001	$y = 0,1017 \cdot 10^{-2} x + 628,6$	1,7 ÷ 2,5
15	żeliwo nr 3	A_5 w %	0,00	nieistotny	$y = 1,99$	25,8 ÷ 47,3
16		K w kJ/m ²	-0,71	0,01	$y = -0,227 \cdot 10^{-2} x + 264,0$	17,3 ÷ 46,6
17		HB	0,79	0,01	$y = 0,326 \cdot 10^{-3} x + 297,4$	2,0 ÷ 2,9
18		udział perlitu w %	0,85	0,01	$y = 0,1666 \cdot 10^{-3} x + 98,3$	0,2

Wyniki analizy statystycznej właściwości mechanicznych i struktury żeliwa sferoidalnego nr 1, 2 i 3 po obróbce cieplnej według wariantu IVa

Lp.	Wariant obróbki temp. wygrzewania w II operacji w °C Nr żeliwa	Analizowana właściwość	Współczynnik korelacji r	Istotność w.sp. korelacji na poziomie prawdopodobieństwa	Równanie regresji x — czas w s y — analizowana właściwość	Minimalna i maksymalna wartość wariacji dla zbioru przy przedziale ufności 0,95 w %
1	IV 900 żeliwo nr 1	R_m w MPa	0,43	nieistotny	$y = 0,1083 \cdot 10^{-2}x + 780,6$	3,4 ÷ 6,5
2		$R_{0,2}$ w MPa	0,88	0,001	$y = 0,11 \cdot 10^{-2}x + 573,5$	1,2 ÷ 2,2
3		A_5 w %	-0,48	0,1	$y = -0,166 \cdot 10^{-4}x + 2,5$	12,2 ÷ 30,2
4		K w kJ/m ²	-0,15	nieistotny	$y = -0,2 \cdot 10^{-3}x + 156,6$	9,2 ÷ 18,6
5		HB	0,83	0,001	$y = 0,158 \cdot 10^{-3}x + 290,1$	0,4 ÷ 0,9
6		udział perlitu w %	0,95	0,001	$y = -2,6583 \cdot 10^{-9}x^2 + 0,2383 \cdot 10^{-3}x + 92,2$	0,4 ÷ 0,8
7	IV 900 żeliwo nr 2	R_m w MPa.	0,14	nieistotny	$y = 0,166 \cdot 10^{-2}x + 810,8$	1,7 ÷ 3,3
8		$R_{0,2}$ w MPa	0,83	0,001	$y = 0,5 \cdot 10^{-3}x + 609,1$	0,6 ÷ 1,2
9		A_5 w %	-0,44	0,1	$y = 0,166 \cdot 10^{-4}x + 1,9$	12,3 ÷ 29,7
10		K w kJ/m ²	-0,41	0,1	$y = 0,125 \cdot 10^{-2}x + 206,2$	15,6 ÷ 41,7
11		HB	0,40	nieistotny	$y = 0,109 \cdot 10^{-3}x + 282,0$	1,1 ÷ 2,2
12		udział perlitu w %	0,84	0,001	$y = 0,333 \cdot 10^{-4}x + 95,4$	0,3 ÷ 0,5
13	IV 900 żeliwo nr 3	R_m w MPa	0,17	nieistotny	$y = 0,533 \cdot 10^{-3}x + 852,1$	4,3 ÷ 8,2
14		$R_{0,2}$ w MPa	0,77	0,001	$y = 0,366 \cdot 10^{-3}x + 662,6$	0,6 ÷ 1,1
15		A_5 w %	0,30	nieistotny	$y = 0,166 \cdot 10^{-4}x + 1,6$	19,4 ÷ 33,2
16		K w kJ/m ²	-0,05	nieistotny	$y = -0,1 \cdot 10^{-3}x + 220,3$	9,2 ÷ 18,2
17		HB	0,80	0,001	$y = 0,314 \cdot 10^{-3}x + 305,0$	0,9 ÷ 1,7
18		udział perlitu w %	0,80	0,001	$y = 0,333 \cdot 10^{-4}x + 95,8$	0,4 ÷ 0,7

Wyniki analizy statystycznej właściwości mechanicznych żeliwa steroidalnego nr 2 po obróbce cieplnej według wariantu IVb

Lp.	Wariant obróbki temp. wygrzewania w II operacji w °C	Analizowana właściwość	Współczynnik korelacji r	Istotność w sp. korelacji na poziomie prawdopodobieństwa	Równanie regresji x – czas w s y – analizowana właściwość	Minimalna i maksymalna wartość wariacji dla zbioru przy przedziale ufności 0,95 w %
1	IVb	R_m w MPa	0,60	0,05	$y = 0,108 \cdot 10^{-2} \cdot x + 731,5$	2,4 ÷ 4,4
2	820	$R_{0,2}$ w MPa	0,84	0,001	$y = 0,767 \cdot 10^{-3} \cdot x + 481,4$	1,2 ÷ 2,3
3		A_5 w %	-0,47	0,1	$y = -0,333 \cdot 10^{-4} \cdot x + 5,6$	12,2 ÷ 29,9
4		K w kJ/m ²	0,15	nieistotny	$y = 0,35 \cdot 10^{-3} \cdot x + 225,6$	9,8 ÷ 18,3
5		HB	0,44	0,1	$y = 0,127 \cdot 10^{-3} \cdot x + 237,5$	1,4 ÷ 2,6
6		udział perlitu w %	1,00	0,0	$y = 0,216 \cdot 10^{-3} \cdot x + 67,8$	0,2 ÷ 0,4

Właściwości mechaniczne żeliwa sferoidalnego po obróbce cieplnej przy sumarycznym czasie wygrzewania i wychładzania 5h

Lp.	Wariant obróbki	Nr żeliwa	Właściwości mechaniczne					Zawartość perlitu w %	Wskaźniki materiałowe					Procentowa zmiana właściwości w stosunku do stanu surowego					Wskaźnik zmiany właściwości	
			$R_{0,2}$ w MPa	R_m w MPa	A_5 w %	K_w kJ/m ²	HB		m	s	q	q'	p	$R_{0,2}$	R_m	A_5	K	HB	M	
1	Ia	2	667	773	0,6	119	306	98,3	0,26	0,86	4,6	9,2	0,7	76	35	-85	-24	47	0,74	
2	Ib	1	588	797	2,2	137	301	97,1	0,27	0,74	17,5	10,9	3,0	43	43	-18	-13	38	1,13	
3		2	597	865	2,0	190	287	98,6	0,31	0,69	17,3	16,4	3,8	58	51	-50	22	38	1,34	
4		3	644	865	2,2	245	311	97,1	0,28	0,74	19,0	21,2	5,4	50	51	-29	10	28	1,82	
5	Ic	2	467	719	5,3	256	251	65,1	0,29	0,65	38,1	18,4	13,6	23	25	32	64	20	1,25	
6	IIa	2	614	821	1,5	187	291	98,5	0,29	0,75	12,3	15,4	2,8	62	43	-62	20	39	1,10	
7	IIb	2	563	818	3,2	258	278	92,9	0,30	0,69	26,2	21,1	8,2	49	43	-20	65	33	1,30	
8	IIc	2	520	781	4,2	329	263	84,1	0,30	0,66	32,8	25,7	13,8	37	36	5	111	26	1,38	
9	III	1	578	795	2,6	195	281	93,1	0,29	0,73	20,7	15,5	5,1	41	43	-4	23	29	1,48	
10		2	610	814	1,9	148	282	98,0	0,29	0,75	15,5	12,1	2,8	61	42	-52	-5	35	1,20	
11		3	640	821	2,0	239	301	98,5	0,28	0,78	16,4	16,6	4,8	49	44	-35	7	24	1,83	
12	IVa	1	577	784	2,4	156	291	93,0	0,27	0,74	18,8	12,2	3,7	41	41	-11	-1	-34	1,20	
13		2	611	811	2,0	202	282	95,5	0,29	0,75	16,2	16,2	4,0	61	42	-50	29	35	1,20	
14		3	664	854	1,7	220	306	95,9	0,28	0,78	14,5	18,8	3,7	62	50	-45	-1	26	1,92	
15	IVb	2	484	735	5,5	227	238	68,6	0,31	0,66	40,4	16,7	12,5	28	28	37	45	14	2,00	

Właściwości mechaniczne żeliwa steroidealnego po obróbce cieplnej przy sumarycznym czasie wygrzewania i wychładzania 10 h

Lp.	Wariant obróbki	Nr żeliwa	Właściwości mechaniczne				Udział perlitu w %	Wskaźniki materiałowe					Procentowa zmiana właściwości w stosunku do stanu surowego					Wskaźnik proc. zmiany właściw.	
			$R_{0,2}$ w MPa	R_m w MPa	A_5 w %	K w kJ/m ²		HB	m	s	q	q'	p	$R_{0,2}$	R_m	A_5	K		HB
1	Ia	2	679	788	0,6	125	311	98,6	0,26	0,86	4,7	9,8	0,7	79	37	-85	-20	49	0,75
2	Ib	1	604	829	2,5	132	305	98,1	0,28	0,73	20,7	10,9	3,3	47	49	-7	-16	40	1,22
3		2	619	884	1,4	151	294	100,9	0,31	0,70	12,4	13,4	2,1	64	54	-65	-3	41	1,32
4		3	666	911	2,2	251	315	99,2	0,29	0,73	20,0	22,8	5,5	56	60	-29	12	30	2,00
5	Ic	2	506	763	3,7	193	264	80,2	0,29	0,66	28,2	14,7	7,1	34	33	-7	24	27	1,22
6	IIa	2	621	842	1,9	229	290	98,8	0,30	0,74	16,0	19,3	4,3	64	47	-52	47	39	1,20
7	IIb	2	579	822	2,9	278	279	95,1	0,30	0,70	23,8	22,8	8,1	53	43	-27	78	34	1,26
8	IIc	2	534	787	4,5	385	262	87,6	0,31	0,68	35,4	30,3	17,3	41	37	12	147	26	1,42
9	III	1	637	915	2,6	89	290	103,6	0,32	0,70	23,8	8,1	2,3	55	65	-4	-44	33	1,97
10		2	625	835	1,9	162	286	98,3	0,30	0,75	15,9	13,6	3,1	65	46	-52	4	37	1,24
11		3	658	854	2,0	199	307	98,8	0,28	0,77	17,1	17,0	4,0	54	49	-35	-11	26	1,88
12	IVa	1	597	804	2,1	152	293	96,1	0,28	0,74	16,9	12,2	3,2	46	45	-22	-4	35	1,28
13		2	620	814	2,3	179	284	96,1	0,29	0,76	18,7	14,6	4,1	64	42	-42	15	36	1,17
14		3	670	864	2,0	218	312	96,5	0,28	0,78	17,3	18,8	4,4	57	51	-35	-2	28	1,82
15	IVb	2	498	755	4,9	233	240	72,5	0,32	0,66	37,0	17,6	11,4	31	32	22	49	15	2,13

czasu wygrzewania i wychładzania, a dla wariantu IV suma czasu wygrzewania w I i II operacji. Te sumaryczne wartości czasu odpowiadają w pewnym przybliżeniu jednokowej pracochłonności i energochłonności poszczególnych wariantów. Ponadto w tabelach podano zawartość perlitu obliczoną z równań regresji oraz wskaźniki materiałowe m , s , q , q' , p .

Wskaźniki materiałowe m i s obliczono z wzorów (1) i (2), a wskaźniki q , q' i p z wzorów:

$$q = R_m \cdot A_5 \cdot 10^{-2} \quad (3)$$

$$q' = R_m \cdot K \cdot 10^{-4} \quad (4)$$

$$p = A_5 \cdot K \cdot 10^{-2} \quad (5)$$

ponadto wprowadzono wskaźnik procentowy zmiany wytrzymałości na rozciąganie i twardości wg wzoru:

$$M = \frac{\text{procentowa zmiana } R_m}{\text{procentowa zmiana } HB} \quad (6)$$

Wskaźniki q i q' obejmują odpowiednio: wytrzymałość na rozciąganie i wydłużenie oraz wytrzymałość na rozciąganie i udarność i zostały wprowadzone dla ułatwienia oceny jakości żeliwa po obróbce cieplnej. Przyjmowanie przez te wskaźniki większych wartości należy uważać za korzystne. W tym sensie wskaźniki te mają służyć do oceny jakości żeliwa, jak również jakości procesów obróbki cieplnej dla tego samego gatunku żeliwa.

Wskaźnik p ujmuje w sobie wydłużenie i udarność żeliwa. Zauważono, że często po obróbce cieplnej jednakowej wytrzymałości na rozciąganie odpowiadają zmienne wartości wydłużenia i udarności, tzn. w pewnych przypadkach wydłużenie ma duże wartości a udarność małe, a w innych odwrotnie. Nie stwierdzono dlaczego między tymi właściwościami brak jest korelacji. Z tego względu wskaźnik ten w pewnej mierze jest bardziej obiektywny, niż wskaźniki q i q' .

Znaczenie wskaźnika M polega na tym, że jego zwiększanie się świadczy o silniejszym wpływie normalizowania na zmianę wartości R_m , aniżeli na zmianę wartości HB , co jest równoznaczne z poprawą przydatności żeliwa na części maszyn. Wskaźnik ten powinien mieć wartość większą od jedności. Przy wartości mniejszej od jedności przydatność żeliwa na części maszyn maleje (pogarsza się obrabialność skrawaniem).

Z tabeli 44 wynika, że normalizowanie niestopowego żeliwa sferoidalnego 2 według wariantu Ia (950°C – 5 h/powietrze) nie przynosi korzystnych zmian właściwości. Wprawdzie $R_{0,2}$ zwiększa się znacznie (o 75%), ale przyrost R_m jest znacznie mniejszy (o 35%), co powoduje, że wskaźnik s przyjmuje bardzo niekorzystną wartość 0,86. Również niekorzystnie kształtuje się relacja między R_m i HB . Wskaźnik m przyjmuje wartość 0,26, a więc mniejszą, niż dla stanu surowego (0,28). Wskaźnik M przybrał wartość mniejszą od jedności (0,74), a więc niekorzystną. Przyczyny uzyskania przez żeliwo nr 2 niskiej wytrzymałości na rozciąganie, wydłużenia i udarności omówiono na początku niniejszego ustępu.

Obróbka cieplna żeliwa nr 2 według wariantów Ib, IIa, III i IVa ma wspólną cechę, a mianowicie: temperatura wygrzewania (Ib) lub wychładzania (IIa, III) jest taka sa-

ma i wynosi 875°C. Jedynie w wariantcie IVa drugie wygrzewanie dokonane zostało w nieco wyższej temperaturze (900°C). Wszystkie wymienione warianty gwarantują otrzymanie żeliwa o wytrzymałości na rozciąganie powyżej 800 MPa, lecz najkorzystniejszymi wskaźnikami cechują się warianty Ib i IVa. Przedłużenie sumarycznego czasu obróbki (tab. 45) powoduje jednak niekorzystne zmiany właściwości żeliwa po obróbce wg wariantu Ib. Wskaźnik p znacznie się zmniejsza, natomiast jego wartość zwiększa się po obróbce wg wariantu IIa i III, występuje to szczególnie wyraźnie dla wariantu IIa. Korzystne właściwości i wskaźniki otrzymuje się również po obróbce według wariantu IVa, jednak przedłużenie sumarycznego czasu obróbki wywiera nieznaczny wpływ na właściwości, a tym samym na wskaźniki.

Obniżenie temperatury wychłodzenia z 875°C do 820°C przy obróbce cieplnej żeliwa nr 2 (wariant IIb), nie powodując zmiany gatunku żeliwa, powiększa niemal dwukrotnie wartość wskaźnika p . Następuje wtedy równocześnie znaczne zmniejszenie wartości $R_{0,2}$ (tab. 44 i 45 lp. 7 – w stosunku do lp. 6). Dla żeliwa sferoidalnego o zbyt dużej zawartości fosforu z żeliwiaka należy ten wariant obróbki cieplnej uważać za bardziej wskazany, niż wariant IIa.

Obróbka cieplna prowadzona tak, aby otrzymać osnowę perlityczno-ferrytyczną z perlitem wyspowym (wariant Ic i IVb) lub ferrytem siatkowym (wariant IIc) może znaleźć szerokie zastosowanie w tych przypadkach, kiedy ze względów wytrzymałościowych wystarczający będzie gatunek żeliwa Zs70002. Na uwagę zasługuje szczególnie wariant IVb, charakteryzujący się najwyższym, a zatem najkorzystniejszym wskaźnikiem M spośród wszystkich rozważanych wariantów. Za najbardziej korzystny należy uważać wariant IIc. Pozwala on na otrzymanie dużych wartości $R_{0,2}$ i R_m przy dużych jednocześnie wartościach A_5 i K . Wskaźnik p ma największą wartość przy sumarycznym czasie wygrzewania i wychładzania $5h$ (tab. 44) i znacznie rośnie w miarę przedłużenia tego czasu.

Porównanie właściwości i wartości wskaźników po obróbce cieplnej żeliwa o różnej zawartości manganu według trzech wariantów: Ib, III i IVa wskazuje na to, że najbardziej przydatne dla normalizowania jest żeliwo nr 3 o zawartości manganu około 1,1%. Stwierdzenie to jest zgodne z wnioskami przedstawionymi w pracy [92]. Żeliwo o tej zawartości manganu pozwala na otrzymanie gatunków żeliwa sferoidalnego od Zs55002 do Zs90002 a nawet, jak stwierdzono w pracy [92], można otrzymać gatunek Zs100002, nie występujący w normie PN-76/H-82123. Jednocześnie przy tej zawartości manganu otrzymuje się największą udarność (tab. 44 i 45) i gwarancję zachowania po normalizowaniu dostatecznego wydłużenia (2,0%). Ponadto obróbka cieplna tego żeliwa przyczynia się do otrzymania najkorzystniejszego stosunku procentowego przyrostu wytrzymałości na rozciąganie do procentowego przyrostu twardości. Wartości wskaźnika M dla żeliwa nr 3 mają najwyższą wartość dla każdego z trzech wariantów: Ib, III i IVa odnoszących się do obróbki cieplnej żeliwa nr 1, 2 i 3 (tab. 44 i 45).

Procentowe zmiany właściwości mechanicznych przedstawione w tabeli 44 wskazują na to, że wyżarzanie normalizujące zupełne, a dokładniej, wyżarzanie mające na celu otrzymanie w odlewach osnowy perlitycznej, powoduje zwiększenie w stosunku do stanu surowego granicy plastyczności $R_{0,2}$, wytrzymałości na rozciąganie R_m i twardości HB , natomiast zmniejsza się wydłużenie A_5 . Udarność zwiększa się

w znacznej większości przypadków obróbki cieplnej. Po obróbce cieplnej prowadzącej w sposób zamierzony do otrzymania osnowy perlityczno-ferrytycznej (wariant Ic, IIc, IVb) wszystkie właściwości mechaniczne: $R_{0,2}$, R_m , A_5 , K i HB zwiększają swe wartości w stosunku do wartości dla stanu surowego.

Przedłużanie sumarycznego czasu wygrzewania i ewentualnie wychładzania po wyżarzaniu normalizującym zupełnym (tab. 45) powoduje dalsze zwiększanie wartości $R_{0,2}$, R_m i HB , a zwiększenie lub zmniejszenie wartości A_5 i K .

W obróbce cieplnej wg wariantu II wydłużenie i udarność w większości przypadków (IIa, IIb i IIc) zwiększają się, co wskazuje na to, że ten wariant obróbki jest najkorzystniejszym dla żeliwa z żeliwiaka zawierającego znaczną zawartość fosforu. Po obróbce cieplnej prowadzącej w sposób zamierzony do osnowy perlityczno-ferrytycznej wartości wydłużenia i udarności zmniejszają się na ogół w stosunku do danych z tabeli 44, jeżeli w strukturze występuje perlit wyspowy (wariant Ic i IVb) i znacznie się zwiększają, jeżeli w strukturze występuje ferryt siatkowy (wariant IIc), natomiast wartości $R_{0,2}$ i R_m zwiększają się w każdym przypadku. Twardość zmienia się nieznacznie (zwiększa się dla wariantów Ic i IVb i nie zmienia się dla wariantu IIc).

Z porównania wyników obróbki cieplnej żeliwa nr 2 wg wariantu IIa i III (tab. 44, lp. 6 i 10) widać, że po krótkim sumarycznym czasie wygrzewania i wychładzania właściwości mechaniczne żeliwa są prawie jednakowe. Jednakowe są również wskaźniki m , s i p . Przedłużenie natomiast czasu wychładzania w wariacie IIa przynosi korzystniejsze rezultaty, aniżeli przedłużenie czasu wygrzewania w wariacie III. Widać to wyraźnie z tabeli 45 (lp. 6 i 10). Obróbka cieplna wg wariantu IIa powoduje, że wskaźnik p ma zdecydowanie wyższą wartość (4,3) od wartości tegoż wskaźnika dla obróbki wg wariantu III (3,1), przy czym wskaźniki m i s są jednakowe dla obu wariantów.

Zawartość perlitu w osnowie żeliwa zwiększa się po przedłużeniu czasu wygrzewania względnie wychładzania do 10 h. Największy przyrost zawartości perlitu występuje po obróbce cieplnej wg wariantu Ic i IVb, tj. po normalizowaniu niezupełnym (odpowiednio 15,1% i 3,9%). Duży przyrost występuje również po obróbce wg wariantu IIc (3,5%). Również znaczne przyrosty zawartości perlitu po przedłużeniu czasu wygrzewania charakteryzują obróbkę cieplną żeliwa nr 1 wg wariantu III i IVa (10,5% i 3,1%). W pozostałych przypadkach przyrosty zawartości perlitu wynoszą 0,3 ÷ 2,3%.

Z porównania zmiany właściwości mechanicznych, w szczególności R_m , $R_{0,2}$ i HB , dla żeliwa nr 2 obrobionego cieplnie wg wariantów IIa i IIb oraz Ib, widać wyraźnie, że przedłużenie czasu wychładzania (wariant IIa i IIb) ma taki sam wpływ na wartości wymienionych właściwości, jak przedłużenie czasu wygrzewania (wariant Ib). Słuszna więc była uwaga autora podana w podrozdz. 2.5.3.2, że rola czasu wychładzania winna być taka sama, jak rola wygrzewania w kształtowaniu właściwości mechanicznych żeliwa.

3.6.4. PODSUMOWANIE WYNIKÓW BADAŃ

Przeprowadzone badania wykazały, że żeliwo sferoidalne z żeliwiaka o zawartości 0,9% Mn (żeliwo nr 2) po obróbce cieplnej wykonanej wg wariantów Ib, IIa, IIb, III i IVa może osiągnąć właściwości wytrzymałościowe, które pozwalają je zakwalifikować

do gatunku Zs80002. Jednak tylko wariant IIb zapewnia uzyskanie przez żeliwo nr 2 wydłużenia wymaganego normą PN-76/H-83123.

Analiza statystyczna wykazała również, że najkorzystniejszą obróbką cieplną dla żeliwa z żeliwiaka jest obróbka wg wariantu II, ponieważ charakteryzują ją najmniejsze wartości wariancji dla właściwości wytrzymałościowych i twardości. Pozostałe warianty mają wartości wariancji znacznie wyższe, szczególnie wariant III i IV.

Analiza rezultatów obróbki cieplnej trzech rodzajów żeliwa, różniących się zawartością manganu, wykazała, że najbardziej przydatnym żelivem dla wyżarzania normalizującego jest żeliwo nr 3 zawierające 1,1% Mn. Obróbka cieplna takiego żeliwa zapewnia odlewom gatunek Zs80002, a nawet gatunek Zs90002, po odpowiednio przedłużonym czasie wgrzewania. Jednocześnie żeliwo to uzyskuje największą wartość udarności, bez względu na rodzaj wariantu obróbki cieplnej.

Na uwagę zasługuje także normalizowanie niezupełne wykonane wg wariantów Ic i IVb, oba prowadzące do otrzymania w żelivie wyspowego perlitu. Żeliwo po tej obróbce kwalifikuje się do gatunku Zs70002. Korzystniejsza jest jednak w tym przypadku obróbka wg wariantu IVb, ponieważ przy tych samych właściwościach wytrzymałościowych żeliwo ma mniejszą twardość, a więc lepszą obrabialność przez skrawanie.

Na szczególną uwagę zasługuje obróbka wg wariantu IIc. Temperatura wychładzania w tej obróbce wynosi $A_{r1} + 50$ K, a więc jest temperaturą nadkrytyczną. Po tej obróbce osnowa żeliwa jest perlityczno-ferrytyczna, przy czym część ferrytu tworzy siatkę na miejscu granic ziarn byłego austenitu, a część – otoczki przy graficie. Żeliwo kwalifikuje się do gatunku Zs70002, lecz ma wysokie wydłużenie i najwyższą udarność w porównaniu do innych wariantów obróbki, a nawet do wyżarzania normalizującego niezupełnego (Ic, IVb).

Przeprowadzone badania wykazały, że w obróbce cieplnej żeliwa sferoidalnego z żeliwiaka, w której po wygrzaniu stosuje się podchładzanie w piecu i wychładzanie, korzystniej jest stosować krótki czas wgrzewania i przedłużać czas wychładzania odpowiednio do potrzeby, aniżeli odwrotnie.

Z przeglądu literatury dotyczącej wpływu czasu wychładzania na właściwości mechaniczne normalizowanego żeliwa sferoidalnego (podrozdz. 2.5.2.2) wynikało, że przedłużenie czasu wychładzania powoduje zmniejszenie się właściwości wytrzymałościowych i twardości oraz zwiększanie się wydłużenia. Wyrażono wtedy przypuszczenie, że w wychładzanie powinno mieć taki sam wpływ na właściwości mechaniczne żeliwa jak wygrzewanie, tzn. w miarę przedłużania czasu trwania wychładzania właściwości wytrzymałościowe i twardość powinna powiększać się, a wydłużenie maleć. Obróbka cieplna wg wariantu II potwierdziła w pełni to przypuszczenie.

4. ZAKOŃCZENIE

Przeprowadzone badania doprowadziły do poznania niektórych, dotąd nie publikowanych zagadnień występujących w obróbce cieplnej żeliwa sferoidalnego, wyjaśniły pewne problemy, co do których brak było zgodności w literaturze, lub które budziły zastrzeżenia oraz poszerzyły znajomość szeregu zjawisk i procesów znanych raczej fragmentarycznie.

Wszystkie badania wykonano na niestopowym żelwie sferoidalnym otrzymanym z żeliwiaka. Ponieważ żeliwo otrzymywano z odlewni przemysłowej, w miarę jej możliwości produkcyjnych i surowcowych, stąd poszczególne wytopy tego samego rodzaju żeliwa różnią się między sobą składem chemicznym.

Badania rozpoczęto od poznania wpływu warunków austenitizacji (temperatura i czas wygrzewania) oraz szybkości chłodzenia, w operacji cieplnej wstępnej, na wartość temperatury eutektoidalnej oraz temperatury początku grafityzacji. W literaturze prześledzono wiele badań dotyczących wartości temperatur krytycznych żeliwa sferoidalnego w zależności od ogólnej oraz zmieniającej się zawartości krzemu, manganu, fosforu, niklu i innych pierwiastków, jak również zależnie od szybkości nagrzewania i chłodzenia. Przy tym badania te przeprowadzono z reguły na próbkach żeliwa surowego. Natomiast nie napotkano opisu badań tego rodzaju na próbkach żeliwa obrobionego cieplnie.

Badania I serii wykazały, że wartości temperatur krytycznych i temperatury początku grafityzacji żeliwa istotnie zależą od warunków wykonania wstępnej obróbki cieplnej.

Przeprowadzone badania i analiza wyników skłaniają do wyciągnięcia następujących wniosków:

1. Zmiany wartości temperatur krytycznych żeliwa obrabianego cieplnie, w stosunku do tychże temperatur żeliwa surowego są spowodowane zmianą stopnia segregacji krzemu i manganu, a w szczególności:
 - a) zmniejszanie temperatury Ac_1^l wiąże się przede wszystkim ze wzrostem stopnia segregacji manganu (z wzbogaceniem przez mangan granicznych obszarów ziarn eutektycznych),
 - b) zwiększanie temperatury Ac_1^k wiąże się przede wszystkim ze wzrostem stopnia segregacji krzemu (z wzbogaceniem przez krzem środkowych obszarów ziarn eutektycznych),

- c) odwrotnie, zwiększanie temperatury Ac_1^p i zmniejszanie temperatury Ac_1^k wiąże się przede wszystkim odpowiednio z zmniejszeniem stopnia segregacji manganu i krzemu.
2. Podczas nagrzewania żeliwa następuje wzrost stopnia segregacji krzemu, a przede wszystkim manganu, co wywołuje nieznaczne powiększenie temperatury Ac_1^k i znaczne zmniejszenie temperatury Ac_1^p . Rozpiętość zakresu przemiany eutektoidalnej powiększa się.
 3. Austenitizacja powoduje zmniejszenie stopnia segregacji krzemu i manganu, a przez to zmniejszenie rozpiętości zakresu przemiany eutektoidalnej. To zmniejszenie rozpiętości jest tym znaczniejsze im wyższa jest temperatura austenitizacji i dłuższy czas wygrzewania.
 4. Różnica między rozpiętością zakresu przemiany eutektoidalnej w żelwie chłodzonym po austenitizacji w piecu lub w powietrzu są nieznaczne, jeżeli austenitizację przeprowadzono w wysokiej temperaturze (1000, 1100°C), natomiast po austenitizacji żeliwa w 900°C zakres ten jest znacznie mniejszy dla żeliwa chłodzonego w piecu.
 5. Czas austenitizacji żeliwa, w którym następują znaczne zmiany segregacji krzemu i manganu (zmniejszenie stopnia segregacji) prowadzące do ujednorodnienia żeliwa, dostatecznego dla praktyki obróbki cieplnej, powinien wynosić co najmniej 3 h i może być tym krótszy, im wyższa jest temperatura austenitizacji.

Zmiany wartości temperatur krytycznych podczas chłodzenia w żelwie wstępnie obrabionym cieplnie, są wynikiem oddziaływania nie tylko warunków przeprowadzania obróbki cieplnej, lecz również nagrzewania podczas badania w piecu dylatometri. Na ogół temperatura Ar_1^p ulega zmniejszaniu, a temperatura Ar_1^k powiększeniu w żelwie chłodzonym w piecu i w powietrzu. Natomiast w żelwie hartowanym obie wymienione temperatury ulegają zmniejszeniu.

Przeprowadzone badania skłaniają do wniosku praktycznego, a mianowicie: badania dylatometryczne, poprzedzające wykonanie obróbki cieplnej, powinny być wykonane wg projektowanych warunków obróbki cieplnej. Powinny to być zatem badania symulowane. Nowoczesne dylatometry umożliwiają wykonanie takich badań.

Wyniki badań wskazują również, że projektowanie obróbki wielooperacyjnej, np. podwójnego wyżarzania normalizującego, wyżarzania normalizującego z następnym wyżarzaniem ferrytyzującym, wyżarzania normalizującego z zastosowaniem podchładzania i wychładzania, wymagać będzie precyzyjnego określenia temperatur krytycznych. Może to być wykonane przez badania dylatometryczne symulowane, lub w inny sposób, np. przez hartowanie małych próbek żeliwa obrabianego cieplnie zgodnie z projektowaną technologią.

Wychodząc z założenia, że hipoteza o wpływie stopnia segregacji niektórych pierwiastków na położenie temperatur krytycznych jest słuszna, można wnosić, że badania dylatometryczne mogą być przydatne do jakościowej oceny stopnia segregacji tych pierwiastków, a tym samym do oceny stopnia ujednorodnienia żeliwa sferoidalnego po obróbce cieplnej.

Temperatura początku grafityzacji T_{gr} zależna jest przede wszystkim od szybkości chłodzenia. Rola temperatury austenitizacji i czasu wygrzewania jest znacznie mniej-

sza. Temperatura T_{gr} żeliwa hartowanego obniża się znacznie, bo o około 100 K w stosunku do tej temperatury dla żeliwa surowego. Wartość temperatury T_{gr} dla żeliwa normalizowanego jest wyższa o około 30 K (po wygrzewaniu w 900°C), a dla żeliwa ferrytyzowanego – około 60 K. Podniesienie temperatury austenitacji podczas normalizowania żeliwa, zmniejsza wartość temperatury T_{gr} , w stosunku do żeliwa normalizowanego z temperatury 900°C.

Wyznaczanie temperatury początku grafityzacji żeliwa podczas badania dylatometrycznego może mieć duże znaczenie dla projektowania wyżarzania sferoidyzującego, a w szczególności – wyżarzania odprężającego.

Przemiany w strukturze osnowy żeliwa podczas nagrzewania i wygrzewania znane były dotychczas dość dobrze w dwu zakresach temperatury: poniżej Ac_1^P i powyżej Ac_1^K . Przemiana eutektoidalna (przemiana w zakresie międzykrytycznym) była bardzo mało rozpoznana. Wiadomo było: że rozpoczyna się w obszarach perlitu i przebiega w kierunku sferoidów grafitu, że nowotworzące się obszary austenitu tworzą ziarna w kształcie wysp, że rozkład zawartości krzemu jest związany z wyspowym charakterem przemiany. Istnieją sprzeczne zdania co do udziału węgla z grafitu w nasyceniu nim tworzącego się austenitu. Występują sprzeczności w odniesieniu do przemiany podczas chłodzenia, w szczególności spotkano fragmentaryczne i sprzeczne zdania o tym, jak i kiedy tworzy się ferryt „wolicz oczu”. O tworzeniu się ferrytu siatkowego istnieją jedynie drobne wzmianki.

Przeprowadzone badania wykazały, że przemiana eutektoidalna rozpoczyna się w osnowie żeliwa w obszarach granicznych ziarn eutektycznych, gdzie występuje resztkowy perlit, znacznie wzbogacony w mangan w wyniku procesu grafityzacji i ferrytyzacji dokonującej się w osnowie żeliwa przed osiągnięciem temperatury Ac_1^P . Austenit ten tworzy się w formie wysp na granicach ferrytu perlitycznego i poperlitycznego, bardzo często na granicach między perlitem resztkowym a ferrytem wolnym. Granice ziarn ferrytu są uprzywilejowanym miejscem tworzenia się austenitu, ponieważ w czasie grafityzacji dokonującej się w żeliwie poniżej temperatury Ac_1^P , obszary te są przesycone węglem. Natomiast mikroobszary w otoczeniu cementytu wtórnego i dużych ziarn cementytu eutektoidalnego nie ulegają początkowo przemianie, mimo znacznej zawartości manganu, ponieważ jednocześnie są one silnie zubożone w węgiel.

Rozpoczęcie się przemiany eutektoidalnej nie kończy procesów dokonujących się w żeliwie poniżej temperatury Ac_1^P . Procesy sferoidyzacji cementytu, jego rozpadu i tym samym ferrytyzacji osnowy dokonują się dopóty, dopóki powstający austenit nie obejmie sobą całych obszarów byłego perlitu. W tym momencie kończy się ferrytyzacja osnowy, natomiast sferoidyzacja cementytu i jego rozpad dokonuje się w dalszym ciągu, lecz w środowisku austenitu. Następuje również powiększanie się ziarn cementytu wtórnego, co zostanie przedstawione poniżej.

Po podniesieniu temperatury przemiana przenosi się do ferrytu wolnego. Wyspowe ziarna austenitu tworzą się na jego granicach, również dlatego, że te są przesycone węglem dyfundującym do grafitu. Przemiana w głąb ziarn ferrytu odbywa się najczęściej przez tworzenie się iglastych ziarn austenitu, równoległych do siebie, poczynając od ziarna wyspowego. Tworzą się wtedy utwory w kształcie połowy ptasiego pióra.

Iglaste, równoległe do siebie ziarna austenitu tworzą się prawdopodobnie w pasmach poślizgów, tworzących się w ferrycie wolnym w wyniku zgniotu fazowego, dokonującego się głównie w temperaturze poniżej, a nawet powyżej Ac_1^f , pod wpływem wzrostu objętości kulek grafitowych. Pasma te stają się drogami łatwej dyfuzji węgla w głąb ziarn ferrytu, stąd, stężenie węgla w nich jest wyższe, niż w najbliższym otoczeniu i dlatego w niższej temperaturze ulegają przemianom w austenit. W tym czasie wyspowa ziarna austenitu w obszarze byłego perlitu rozrastają się, łączą się z sobą. W tym austenicie w dalszym ciągu występują kulkowe ziarna cementytu, aczkolwiek są one mniejsze i jest ich mniej. Natomiast ziarna cementytu wtórnego w dalszym ciągu powiększają się i tworzą się nowe.

Przemiana zatem osnowy żeliwa w austenit nie dokonuje się jednolitym frontem, a drogą kolejnych przemian pewnych, wzbogaconych w węgiel, mikroobszarów byłego perlitu i ferrytu. Taki charakter przemiany powoduje, że w osnowie żeliwa w temperaturze zbliżonej do Ac_1^k występują drobne, resztkowe ziarna ferrytu mniej lub bardziej równomiernie rozłożone w austenicie.

Badania mikroskopowe, jak również badania dyfrakcyjne doprowadziły do wniosku, że przemiana osnowy badanego żeliwa sferoidalnego w austenit dokonuje się bez udziału węgla z grafitu. Jedynym źródłem nawęglania austenitu jest cementyt eutektoidalny. Problem ten wymaga jednak dalszych badań, nie wiadomo bowiem, czy podczas przemiany żeliwa ferrytycznego w austenit, udział dyfuzji węgla z grafitu nie jest konieczny.

Chłodzenie w powietrzu bezpośrednio z temperatury austenitizacji powoduje powstanie w osnowie żeliwa struktury perlityczno-ferrytycznej. Ferryt powstaje przy graficie z mało trwałego austenitu, zawierającego znaczne stężenie krzemu. Zawartość ferrytu zależna jest od szybkości chłodzenia, a ta szybkość zależna jest na przykład od grubości ścian odlewów. W badaniach stwierdzono, że po wygrzewaniu próbek żeliwa w temperaturze nieznacznie nadkrytycznej wynoszącej $Ac_1^k + (20 \div 70)^\circ\text{C}$ ($850 \div 900^\circ\text{C}$) można otrzymać w próbkach żeliwa, o wymiarze poprzecznym 10×10 mm, chłodzonych w spokojnym powietrzu 100% perlitu. Szybkość chłodzenia jest przy tym wysoka i wynosi około 450 K/min.

W analizie wyników stwierdzono jednakże, że zachowanie opisanych warunków obróbczych będzie w praktyce przemysłowej dość trudne. Wystarczy na przykład, że temperatura wygrzewania odlewów będzie większa niż podano powyżej, lub że w górnym zakresie temperatury wygrzewania czas wygrzewania będzie za długi, wówczas w osnowie żeliwa poza perlitem pojawi się martenzyt.

Wyżej opisany sposób obróbki cieplnej gwarantujący otrzymanie w żelwie 100% perlitu, ma jednak jeszcze inną niedogodność (raczej wadę). Wygrzewanie żeliwa w temperaturze nieznacznie przekraczającą górną temperaturę krytyczną nie spowoduje należytego ujednorodnienia, a to może być przyczyną znacznego rozrzutu właściwości mechanicznych.

Chłodzenie w powietrzu żeliwa wygrzewanego w zakresie międzykrytycznym, tj. między temperaturami Ac_1^f i Ac_1^k , zachowuje charakterystyczny dla tego zakresu układ strukturalny – wyspowa perlit na tle ferrytu. Przy tym ferryt jest zróżnicowany: pewna

jego część jest ferrytem, który nie uległ przemianom w austenit, reszta to ferryt utworzony z mało trwałego austenitu. Ponieważ w pierwszym ferrycie zawartość krzemu jest większa niż w drugim, polerowanie tak obrabionego cieplnie żeliwa powoduje powstanie reliefu na obszarach ferrytu (ferryt nieprzemieniony ma większą twardość, niż przemieniony).

Chłodzenie stopniowe żeliwa, tzn. podchładzanie w piecu do temperatury większej od Ar_1^p , wychładzanie w niej i dochładzanie w powietrzu, powoduje powstanie osnowy perlityczno-ferrytycznej, lecz odmiennej, przy pewnych warunkach obróbczych. Po podchładzaniu żeliwa do temperatury wyższej od $800 \div 810^\circ\text{C}$ (do temperatury wyższej od $Ar_1^{p''}$ wg rys. 61) i wychładzaniu, osnowa żeliwa jest perlityczno-ferrytyczna. Ferryt, występujący przy graficie w formie pełnych lub niepełnych otoczek, powstaje z mało trwałego austenitu bogatego w krzem. Im wyższa temperatura wygrzewania i wychładzania oraz im dłuższy czas wygrzewania i wychładzania, tym mniejsza jest zawartość ferrytu w żeliwie. Na przykład zawartość ferrytu, po wygrzewaniu przez czas 10 h w temperaturze 1050°C i wychładzaniu przez czas od $0 \div 8$ h w temperaturze 950, 900 lub 850°C , wynosi $0,5 \div 2\%$. Natomiast po podchładzaniu żeliwa do temperatury w zakresie $740 \div 810^\circ\text{C}$ ($Ar_1^{p'} \div Ar_1^{p''}$ wg rys. 61), w osnowie żeliwa, poza ferrytem tworzącym pełne lub niepełne otoczki grafitu, tworzy się ferryt siatkowy. Ferryt ten powstaje na granicach byłych ziarn austenitu. Po podchładzaniu żeliwa do temperatury w zakresie $710 \div 760^\circ\text{C}$ ($Ar_1^{p'} \div Ar_1^p$ wg rys. 61) i wychładzaniu w nim tworzy się ferryt „wolicz oczu”. Natomiast po podchładzaniu żeliwa do temperatury niższej od $710 \div 730^\circ\text{C}$, lecz wyższej od $690 \div 715^\circ\text{C}$ (w zakresie $Ar_1^p \div Ar_1^k$ wg rys. 61) tworzy się perlit.

Chłodzenie stopniowe z temperatury austenitizacji, w porównaniu do chłodzenia ciągłego, nie daje możliwości otrzymania w osnowie żeliwa wyłącznie struktury perlitycznej, w żadnych warunkach stosowanych w badaniach. Otrzymano wszakże bardzo małą zawartość ferrytu ($0,4 \div 1,2\%$) po obróbce w warunkach ekstremalnych, tj. po wygrzewaniu w temperaturze 1050°C przez czas 10 h i wychładzaniu w temperaturze 950, 900 lub 850°C przez czas 8 h. Te warunki w przemyśle nie będą mogły być spełnione ze względów ekonomicznych i technicznych. Należy w praktyce liczyć się z zawartością ferrytu wynoszącą kilka procent. Mimo to, ten rodzaj obróbki gwarantuje znaczną perlityzację osnowy żeliwa oraz mały rozrzut właściwości mechanicznych.

Przeprowadzone badania wykazały, że występujące w literaturze zdania o możliwości otrzymania po normalizowaniu pełnej perlityzacji osnowy niestopowego żeliwa sferoidalnego przez odpowiednie podniesienie temperatury austenitizacji i przedłużenie czasu wygrzewania, nie wydają się być słuszne.

Z drugiej strony, zastanawiający jest fakt tworzenia się przy graficie pełnych lub niepełnych otoczek ferrytu, mimo długiego czasu wygrzewania w wysokiej temperaturze.

Badania rozmieszczenia Si, Mn i P przedstawione w podrozdz. 3.4 wyjaśniły powyższy problem. Podczas przemiany eutektoidalnej krzem jest dyfuzyjnie usuwany z austenitu do ferrytu nieprzemienionego (rozpuszczalność krzemu w austenicie jest bardzo mała w porównaniu z rozpuszczalnością w ferrycie). Dzięki temu ziarna

nieprzemienionego ferrytu, w miarę postępu przemiany, coraz znacznie zostają wzbogacone w krzem i oczywiście zubożone w mangan (rozpuszczalność tego pierwiastka w ferrycie i austenicie jest odwrotna do rozpuszczalności krzemu). Ostatnie, reszkowe ziarna, które nie uległy przemianie w austenit mają zawartość krzemu większą od najbliższego sąsiedztwa o $0,7 \div 0,8\%$. Obszary te mają wymiary $2 \div 6 \mu\text{m}$ i wykazują dużą trwałość. Z trudem ulegają one ujednorodnieniu z resztą osnowy żeliwa, dlatego w żeliwie po chłodzeniu ciągłym lub stopniowym z temperatury austenitizacji, powstają przy graficie pełne lub niepełne otoczki ferrytu.

Badania na mikroanalizatorze rentgenowskim wykazały, że podczas nagrzewania żeliwa (szczególnie w temperaturze mniejszej od A_{c1}^P oraz w zakresie przemiany eutektoidalnej) segregacja Si i Mn nasila się. Badania te potwierdziły sugestie wyrażone w analizie badań wpływu obróbki cieplnej wstępnej, na temperatury A_{c1}^P i A_{c1}^k , że zmiana położenia tych temperatur w żeliwie hartowanym jest właśnie wynikiem zmiany segregacji wspomnianych składników. Słuszny jest również wniosek, że badania dylatometryczne mogą stać się stosunkowo prostą metodą jakościowej oceny stopnia segregacji i ujednorodnienia żeliwa sferoidalnego po obróbce cieplnej.

W wyniku badań na mikroanalizatorze rentgenowskim stwierdzono, że cementyt wtórny staje się w czasie obróbki cieplnej koncentratorem manganu i fosforu. Wysznięto wniosek, że ta faza jest bliżej nieznaną mieszaniną cementytu stopowego $(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{C}$ i fosforu żelaza Fe_3P . Jednocześnie zaprzeczono jakoby w warunkach obróbki cieplnej mogła tworzyć się eutektyka fosforowa, o czym mówią niektórzy metaloznawcy.

Wysokie koszty badań mikroanalizy rentgenowskiej stanęły na przeszkodzie przeprowadzenia bardziej dokładnych badań rozmieszczenia pierwiastków w osnowie żeliwa. Przede wszystkim znaczne różnice w wielkości ziarn eutektycznych, tworzenia się podczas krystalizacji pierwotnej zespołów ziarn eutektycznych, wymaga bardzo wielu pomiarów na jednym i tym samym zglądzie dla otrzymania statystycznie pewnych wyników.

Zawartość cementytu wtórnego (a właściwie nieznaną bliżej mieszaniną cementytu stopowego $(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{C}$ i fosforu żelaza Fe_3P) jest bardzo ważnym składnikiem strukturalnym żeliwa, raczej niekorzystnym. Dlatego podjęto badania dla wyjaśnienia wpływu warunków obróbki cieplnej na zawartość tego cementytu w osnowie żeliwa.

W literaturze znajdują się liczne wzmianki o obecności cementytu wtórnego w żeliwie (zwanym niekiedy cementytem masywnym – prawdopodobnie z uwagi na wielkość jego ziarn), jednakże nie spotkano w dostępnych publikacjach żadnych informacji o zmianach jego zawartości podczas obróbki cieplnej. Wiadomo natomiast, że jego zawartość jest związana z grubością ścian odlewów.

W oparciu o wyniki badań stwierdzono, że zawartość cementytu wtórnego w żeliwie sferoidalnym po obróbce cieplnej, jest tym większa, w stosunku do stanu surowego, im:

- a) mniejsza jest szybkość nagrzewania,
- b) niższa jest temperatura austenitizacji,
- c) krótszy jest czas austenitizacji,
- d) mniejsza jest szybkość chłodzenia.

Z badań wynika, że usunięcie cementytu wtórnego z osnowy żeliwa jest trudne, ponieważ po wygrzewaniu badanego żeliwa przez 8 h w temperaturze 1000°C zawartość jego, w najkorzystniejszych warunkach obróbki cieplnej wynosi 0,45%, tj. 2,5 razy więcej niż w żeliwie surowym. Te najkorzystniejsze warunki obróbki cieplnej polegają na: szybkim nagrzewaniu, wysokiej temperaturze austenitizacji, długim czasie wygrzewania i szybkim chłodzeniu.

Zwiększenie zawartości cementytu wtórnego podczas nagrzewania, a nawet tworzenia się nowych jego ziarn, dokonuje się przede wszystkim w zakresie temperatur krytycznych, tj. między temperaturami Ac_1^P i Ac_1^K , natomiast podczas chłodzenia między temperaturami Ar_1^P i Ar_1^K .

Bezpośrednią przyczyną zwiększenia się zawartości cementytu wtórnego podczas nagrzewania jest duża zawartość manganu w jego ziarnach, obniżająca w jego sąsiedztwie zawartość węgla oraz znaczne przesyconie węglem tworzącego się powyżej temperatury Ac_1^P austenitu. W tych warunkach węgiel z przesyconego austenitu dyfunduje do jego granic, wzbogacając tam ferryt i umożliwiając jego przemianę w austenit, ale dyfunduje również do cementytu wtórnego, a także do cementytu eutektoidalnego, znajdującego się na granicach ziarn eutektycznych i podobnie, jak cementyt wtórny, zawierającego znaczną zawartość manganu. W ten sposób ziarna cementytu wtórnego powiększają się i tworzą się nowe. Sytuacja podobna, aczkolwiek odwrotna istnieje podczas chłodzenia. Z chwilą przejścia żeliwa przez temperaturę Ar_1^P rozpoczyna tworzyć się ferryt „wolicz oczu”. Duża szybkość jego krystalizacji powoduje również szybkie zmniejszanie się zawartości austenitu i jednocześnie następuje szybkie zwiększanie się zawartości węgla w nim. Zresztą węgiel dyfunduje od frontu przemiany w dwie strony: przez ferryt do grafitu, gdzie krystalizuje oraz do austenitu, gdzie krystalizuje jako cementyt na ziarnach cementytu wtórnego.

Przeprowadzone doświadczenie wskazuje, że zwiększanie się zawartości cementytu wtórnego prawdopodobnie dokonuje się również w temperaturze wyższej od krytycznej.

Problem cementytu wtórnego wymaga jednak dalszych badań. Należy poznać jego morfologię (jako hipotetycznej mieszaniny $(Fe, Mn)_3C$ i Fe_3P), przyczyny zwiększania się jego zawartości w trakcie nagrzewania i chłodzenia w zakresie austenitu i przede wszystkim – jego wpływ na właściwości mechaniczne obrabianego cieplnie żeliwa.

Końcowe badania miały na celu próbę oceny skuteczności różnych rodzajów obróbki cieplnej perlityzującej niestopowego żeliwa sferoidalnego z żeliwiaka, w osiągnięciu najwyższych gatunków, zgodnie z normą PN-76/H-83123.

Badania te wykazały, że najodpowiedniejszą obróbką cieplną perlityzującą dla niestopowego żeliwa sferoidalnego z żeliwiaka jest wyżarzanie normalizujące z chłodzeniem stopniowym wg następującego schematu:

- nagrzewanie (w miarę możliwości przez załadowanie odlewów do pieca nagrzanego do temperatury austenitizacji) do temperatury $Ac_1^P(d) + (110 \div 130)^\circ C^1$,
- wygrzanie w tej temperaturze w czasie $3 \div 4$ h,

¹⁾ $Ar_1^P(d)$ oznacza górną temperaturę krytyczną określoną metodą dylatometryczną zgodnie z normą PN-68/H-04500.

- podchładzanie w piecu do temperatury $Ar_1^P(d) + (70 \div 80)^\circ\text{C}$,
- wychładzanie w tej temperaturze w czasie $2 \div 3$ h,
- dochładzanie w spokojnym powietrzu.

Ten rodzaj obróbki proponowany dla żeliwa z żeliwiaka o zawartości P większej od 0,10%, gwarantuje otrzymanie w pełni gatunku Zs80002.

Najkorzystniejszym rodzajem żeliwa, zapewniającym nie tylko wytrzymałość na rozciąganie i wydłużenie, odpowiednie dla gatunku Zs80002, ale nadające żeliwu po obróbce cieplnej, wg schematu podanego wyżej, największą udarność, jest żeliwo o zawartości manganu $1,0 \div 1,1\%$. Ten rodzaj żeliwa, po odpowiednim przedłużeniu czasu wychładzania i zawartości fosforu mniejszej od 0,10%, pozwala na otrzymanie gatunku Zs90002.

W tych przypadkach, w których wystarczające będą dla odlewów właściwości mechaniczne odpowiadające gatunkowi Zs70002, najkorzystniejszą obróbką cieplną jest wyżarzanie z chłodzeniem stopniowym wg następującego schematu:

- nagrzewanie (w miarę możliwości przez załadowanie odlewów do pieca nagrzanego do temperatury wygrzewania) do temperatury $Ac_1^P(d) + (110 \div 130)^\circ\text{C}$,
- wygrzewanie w tej temperaturze w czasie $3 \div 4$ h,
- podchładzanie w piecu do temperatury $Ar_1^P(d) + (50 \div 60)^\circ\text{C}$,
- wychładzanie w tej temperaturze w czasie $2 \div 3$ h,
- dochładzanie w spokojnym powietrzu.

Ten rodzaj obróbki, poza gwarancją otrzymania gatunku Zs70002 (z uwagi na wytrzymałość na rozciąganie), zapewnia otrzymanie wydłużenia większego od 4% oraz udarności większej niż wyżarzanie normalizujące niezupełne. Te, tak korzystne, efekty obróbki otrzymuje się dzięki charakterystycznej strukturze perlityczno-ferrytycznej z ferrytem siatkowym.

Zarówno analiza literatury, jak też wyników badań własnych wykazała, że w produkcji niestopowego żeliwa sferoidalnego, wytopionego w żeliwiaku należy tak dobrać skład wsadu metalowego, aby zawartość fosforu w żeliwie nie przekraczała 0,8%. Taka maksymalna zawartość fosforu w żeliwie gwarantować będzie, nawet przy zawartości manganu 1,0%, otrzymanie najwyższych gatunków żeliwa sferoidalnego wg PN-76/H-83123 na drodze wyżarzania normalizującego.

Z analizy badań własnych nad rolą zabiegów cieplnych w kształtowaniu struktury perlitycznej i właściwości mechanicznych żeliwa sferoidalnego wynika, że problem ten wymaga jeszcze dalszych i dość obszernych badań. W szczególności należy:

- a) zbadać dokładniej stopień ferrytyzacji osnowy żeliwa w momencie osiągnięcia podczas nagrzewania temperatury Ac_1^P , przy zmiennych: zawartości krzemu, manganu i szybkości nagrzewania, oraz wpływ stopnia tejsze ferrytyzacji na właściwości mechaniczne po normalizowaniu,
- b) poznać morfologię fazy białej występującej w osnowie żeliwa sferoidalnego, określonej umownie w niniejszym opracowaniu cementytem wtórnym, oraz wpływ zawartości tego cementytu na właściwości mechaniczne, w szczególności na udarność i temperaturowy próg kruchości,
- c) wyjaśnić bliżej przyczyny tworzenia się przesyconego w węgiel austenitu w momencie rozpoczęcia się przemiany eutektoidalnej podczas nagrzewania,

- d) zbadać w jakich warunkach (przy jakiej osnowie metalowej żeliwa) grafit bierze udział w nawęglaniu osnowy żeliwa podczas przemiany eutektoidalnej, tj. przy podnoszeniu temperatury od Ac_1^p do Ac_1^k ,
- e) zbadać wpływ nagrzewania stopniowego, przy którym pierwsze wygrzewanie byłoby przeprowadzone w zakresie między temperaturami Ac_1^p i Ac_1^k , na strukturę żeliwa, a w szczególności na jego właściwości mechaniczne,
- f) zbadać wpływ warunków austenityzacji (temperatura, czas) na przemiany austenitu podczas chłodzenia izotermicznego (CTPi) i ciągłego (CTPc).



LITERATURA

1. Abbar J. W. i in.: *Modern Castings*, 1965, nr 2, s. 106
2. Adoian G. A. i in.: *Metallov. i Term. Obrab. Met.* 1968, nr 1, s. 70
3. Baranov A. A.: *Izw. Akad. Nauk SSRR – Metally*. 1969, nr 3, s. 104
4. Baranov A. A. i in.: *Metallov. i Term. Obrab. Met.* 1969, nr 6, s. 2
5. Bařkay G. B. i in.: *39 Międzyn. Kongres Odlewn. Filadelfia 1972*, ref. 6
6. Bernstein M. L., Rachstadt A. G.: *Metallov. i Term. Obrab. Stali. Spravocnik, Tom I. Gos. N-T. Izdat. Lit. po Čern. i Cviet. Metallurgii, Moskva 1961*
7. Bojarski Z.: *Mikroanalizator rentgenowski. Metoda analizy chemicznej w mikroobszarach. Biblioteka Fizyki Metali. Wyd. „Śląsk”, Katowice 1971*
8. Borchers H., Haberl G.: *Giesserei, techn.-wiss. Beih.*, 1960, nr 3
9. Bradshaw J.: *Foundry Trade Journal* 1968, t. 125, nr 2691, s. 3
10. Bruk B. J.: *Fiz. met. i metallov.*, 1961, tom II, vyp. 1, s. 74
11. Bunin K. P.: *Metallov. i Term. Obr. Met.*, 1960, nr 9, s. 8
12. Bunin K. P. i in.: *Lit. Proizv.*, 1966, nr 4, s. 23
13. Bylica A.: *Zeszyty Naukowe Polit. Śląskiej*, 1972, nr 329. *Praca habilitacyjna*
14. Bylica A., Sakwa W.: *VI Konfer. Odł. PAN – STOP. Katowice 1968*, s. 167
15. Charbonnier J., Margerie J. C.: *Giesserei, techn.-wiss. Beih.* 1964, nr 3, s. 143
16. Charbonnier J., Margerie J. C.: *Fonderie 1967*, nr 258, s. 333
17. Cowen P. S.: *Foundry 1971*, nr 9, s. 60
18. Cowen P. S.: *Foundry 1971*, nr 10, s. 78
19. Cox G. J.: *Metallurgia*, 1961, t. 64, nr 381, s. 15
20. Cox G. J.: *Giesserei* 1963, nr 4, s. 93
21. Cox G. J.: *Foundry Tr. J.* 1964, t. 117, nr 2491, s. 273
22. Cox G. J.: *Foundry Tr. J.* 1966, t. 121, nr 2593, s. 209
23. Cox G. J.: *Giesserei*, 1968, z. 6, s. 127
24. Cox G. J.: *Brit. Foundrym*, 1973, t. 66, nr 12, s. 357
25. Cox G. J.: *Foundry Tr. J.*, 1974, t. 137, nr 3035, s. 741
26. Cypin I. O.: *Lit. Proizv.* 1969, nr 12, s. 1
27. Dilewijns J., Western J.: *Giesserei Praxis 1969*, nr 7, s. 101
28. Dorazil E., Münsterova F.: *Praktische Metallograpie 1977*, nr 14, s. 201
29. Douglas B. B., Gilbert G. N.: *BCIRA J.* 1961, nr 9, s. 651
30. Drabina J.: *IMP. Obróbka cieplna żeliwa, Narada Monotematyczna, Serpelice 1979*, s. 22
31. Drapal S.: *Freiberger Forschungshfte B 59*, s. 84
32. Drapal S.: *Hutnicke Listy*, 1958, nr 1, s. 42
33. Dunajeva S. A., Permiakov V. G.: *Lit. Proizv.* 1970, nr 1, s. 29
34. Dunajeva S. A., Permiakov V. G.: *Metallov. i Term. Obrab. Met.* 1971, nr 10, s. 7
35. Dworzak E., Granostajski J.: *Przegl. Mech.* 1959, nr 16, s. 519
36. Fedjukin W. K.: *Metallov. i Term. Obrab. Met.* 1972, nr 7, s. 37

37. Fedorova S. A. i in.: *Metallov. i Term. Obrab. Met.* 1969, nr 11, s. 25
38. Gelperin N. B.: *Lit. Proizv.* 1959, nr 4, s. 16
39. Gerlach H. G., Reuter H.: *Industrie-Anzeiger*, 1974, nr 9, s. 202
40. Gianola C. F.: *Giesserei*, 1958, nr 9, s. 210
41. Gierek A.: *Żeliwo stopowe jako tworzywo konstrukcyjne*. Wyd. „Śląsk”, Katowice 1976
42. Gilbert G. N.: *BCIRA J.*, 1963, t. 11, nr 2, s. 199
43. Gilbert G. N., Mech M. J.: *Foundry Tr. J.* 1966, t. 125, nr 2580, s. 667
44. Gilbert G. N., Mech M. J.: *Foundry Tr. J.* 1966, t. 121, nr 2602, s. 507
45. Girsovic J. G. (red): *Spravochnik po cugunnomu litju. „Masinostrojenje”*, Leningrad 1978
46. Grosmann H., Neumann W.: *Giessereitechnik*. 1967, nr 2, s. 53
47. Gulajev A. P.: *Metaloznawstwo*. Wyd. „Śląsk”, Katowice 1969
48. Gulajev A. P., Saporov K.: *Lit. Proizv.*, 1963, nr 6, s. 31
49. Harris D. A., Maitland R. I.: *Iron and Steel*, 1970, nr 1, s. 53
50. Harris D. A., Maitland R. I.: *Iron and Steel*, 1970, nr 5, s. 325
51. Henke F.: *Giesserei-Praxis*, 1970, nr 18, s. 282
52. Herfurth K., Gansauge E.: *Freiberger Forschungshefte B.* 1971, nr 163, s. 77
53. Herfurth K., Ketscher N.: *Giessereitechnik*, 1974, nr 5, s. 155
54. Herfurth K.: *Giessereitechnik*, 1977, nr 3, s. 78
55. Höffer K.: *Giesserei*, 1965, nr 22, s. 734
56. Hummer K.: *Giesserei-Prax.*, 1970, nr 1, s. 1
57. Ivanov D. P., Vasukov I. A.: *Lit. Proizv.*, 1974, nr 7, s. 32
58. Jakovlev F. J.: *Lit. Proizv.*, 1966, nr 7, s. 28
59. Jakovlev F. J.: *Lit. Proizv.*, 1966, nr 9, s. 37
60. Jakovlev F. J.: *Lit. Proizv.*, 1967, nr 8, s. 37
61. Jakovlev F. J.: *Lit. Proizv.*, 1974, nr 2, s. 9
62. Jakovlev F. J.: *Metallov. i Term. Obrab. Met.*, 1975, nr 12, s. 37
63. Jakovlev F. J.: *Lit. Proizv.*, 1977, nr 12, s. 4
64. Jankowski A. i in.: *Przeg. Odlewn.* 1972, nr 2, s. 53
65. Jolley G., Belk J. A.: *BCIRA J.*, 1964, nr 5, s. 651
66. Jolley G., Gilbert G. N.: *Brit. Foundrym.*, 1967, t. 60, nr 3, s. 79
67. Jonuleit M. i in.: *Giessereitechnik*, 1977, nr 6, s. 163
68. Kellermann C. R.: *Modern Cast.* 1964, t. 46, nr 2, s. 417
69. Koch H., Herfurth K.: *Neue Hütte*, 1974, nr 12, s. 730
70. Kristal M. A. i in.: *Lit. Proizv.*, 1960, nr 2, s. 28
71. Luty W.: *Obróbka cieplna stopów żelaza*. Poradnik Inżyniera. WNT, Warszawa 1977
72. Łoskiewicz W., Orman M.: *Układy równowagi podwójnych stopów metali*. PWN, Warszawa 1956
73. Malinocka Ja. N. i in.: *Lit. Proizv.*, 1963, nr 1, s. 22
74. Marincenko B. V. i in.: *Lit. Proizv.*, 1967, nr 2, s. 36
75. Mayer H.: *Fonderia*, 1966, t. 15, nr 12, s. 425
76. Mayer H., Hämmerli F.: *Giesserei*, 1971, nr 18, s. 525
77. Mayer H., Hämmerli F.: *Prz. Odlewn.*, 1972, nr 2, s. 56.
78. Mayer H.: *Giesserei*, 1973, nr 7, s. 175
79. Mozarov M. B. i in.: *Metallov. i Term. Obrab. Met.*, 1976, nr 6, s. 32
80. Mühlberger H.: *Giesserei*, 1960, nr 22, s. 614
81. Müller R.: *Giesserei, tech.-wiss. Bch.* 1958, nr 20, s. 1051
82. Okumoto T. i in.: *Trans. Amer. Foundrymen Soc.*, 1971, s. 473
83. Oleszycki H.: *Praca doktorska*. AGH, Kraków 1970
84. Oleszycki H.: *Pr. Kom. Met.-Odl. PAN* 1972, *Metalurgia* 19, 1972, s. 83
85. Oleszycki H.: *Prz. Odlewn.*, 1973, nr 4, s. 113
86. Oleszycki H.: *Zesz. Nauk. WSI – Bydgoszcz* 1974, seria *Mechanika – Technologia*, nr 6, s. 29
87. Oleszycki H.: *Zesz. Nauk. ATR, Bydgoszcz* 1975, seria *Mechanika* nr 10, s. 57
88. Oleszycki H.: *Zesz. Nauk. ATR, Bydgoszcz* 1975, seria *Mechanika* nr 10, s. 77
89. Oleszycki H.: *Zesz. Nauk. ATR, Bydgoszcz* 1976, seria *Mechanika* nr 12, s. 113

90. Oleszycki H.: Sprawozdanie z I etapu pracy BZ-31/76 pt.: Opracowanie racjonalnych warunków obróbki cieplnej perlitycznego żeliwa sferoidalnego. Bydgoszcz, 1976, Zamów. IMP – Warszawa
91. Oleszycki H.: Zesz. Nauk. ATR, Bydgoszcz 1976, seria Mechanika nr 12, s. 139
92. Oleszycki H.: Kom. Nauk Techn., BTN 1977; seria B, nr 9, s. 47
93. Oleszycki H.: Metalozn. i Obr. Ciepna 1977, nr 27, s. 23
94. Oleszycki H.: Metalozn. i Obr. Ciepna 1977, nr 28, s. 11
95. Oleszycki H.: Sympozjum Naukowe Problemy Konstrukcji, Technologii i Eksploatacji Maszyn, cz. II, ATR, Bydgoszcz 1977, s. 317
96. Oleszycki H.: Zesz. Nauk. ATR, Bydgoszcz 1979, seria Mechanika nr 20, s. 62
97. Oleszycki H.: Metalozn. i Obr. Ciepna 1979, nr 37, s. 2
98. Oleszycki H.: Metalozn. i Obr. Ciepna 1979, nr 38, s. 16.
99. Oleszycki H., Dymski S., Lisiak M.: Zesz. Nauk. WSI – Bydgoszcz 1974, seria Mechanika – Technologia, nr 6, s. 75
100. Oleszycki H., Dymski S.: Narada Monotematyczna, JMP Serpelice 1979, s. 41
101. Oleszycki H., Ławrynowicz Z.: Pr. Wydz. Nauk Techn. BTN Mechanika III, 1980, seria B, nr 12, s. 81
102. Oleszycki H., Sadowski J.: Zesz. Nauk. ATR, Bydgoszcz 1979, seria Mechanika nr 21, s. 49
103. Oleszycki H., Sadowski J.: Zesz. Nauk. ATR, Bydgoszcz 1979, seria Mechanika nr 20, s. 87
104. Oleszycki H., Szykowny T.: Zesz. Nauk. ATR, Bydgoszcz 1979, seria Mechanika nr 21, s. 77
105. Oleszycki H., Zalewski-Korziuk T.: Zesz. Nauk. WSI, Bydgoszcz 1974, seria Mechanika – Technologia, nr 6. s. 93
106. Patterson W.: Gusseisen – Handbuch. Giesserei – Verlag, Düsseldorf 1963
107. Pelhan C.: Giesserei-Prax. 1973, nr 17, s. 303
108. Petricenko A. M. i in.: Vest. Masinostroj. 1973, nr 4, s. 72
109. Petricenko A. M. i in.: Lit. Proizv., 1973, nr 4, s. 19
110. Petricenko A. M. i in.: Metallov. i Term. Obr. Met. 1974, nr 8, s. 73
111. Piaskowski J.: Pr. Inst. Odl., 1962, nr 1, s. 66
112. Piaskowski J., Jankowski A.: Żeliwo sferoidalne. Wyd. I. PWT, Warszawa 1957
113. Piaskowski J., Jankowski A.: Żeliwo sferoidalne. Wyd. II. WNT, Warszawa 1974
114. Piaskowski J., Jankowski A., Zajac L.: Pr. Odlewn., 1974, nr 5, s. 149
115. Piaskowski J., Kusek H.: Prace Inst. Odlewn. 1973, z. 3, s. 211
116. Piaskowski J., Stec J.: Pr. Inst. Odl., 1974, nr 4, s. 349
117. Piaskowski J., Stec J.: Pr. Inst. Odl., 1975, nr 3, s. 259
118. Piaskowski J., Stec J.: Prz. Odlewn. 1978, nr 12, s. 285
119. Piaskowski J., Wierchowski W.: Prz. Odlewn. 1970, nr 7, s. 233
120. Pieprznik S.: Obróbka cieplna odlewów. Skrypt Politechn. Częstochowskiej 1970
121. Piscik Ju., Ciz V. A., Jacenko A. I.: Lit. Proizv. 1961, nr 10, s. 37
122. Piwowsky E.: Hochwertiges Gusseisen (Grauguss). Springer Verlag, Berlin–Göttingen–Heidelberg 1961
123. Pletnik R. I., Braun M. P.: Lit. Proizv., 1966, nr 1, s. 32
124. Pletnik R. I., Braun M. P.: Metallov. i Term. Obrab. Met. 1966, nr 4, s. 65
125. Podrzucki C., Kalata C.: Metalurgia i odlewnictwo żeliwa. wyd. 2 Wyd. „Śląsk”, Katowice 1976
126. Popov A. A., Popova I. E.: Spravochnik termista. Gos. N-T, Izd. Mas. Lit., Moskva 1961
127. Praca zbiorowa. Poradnik odlewnika. Tom I. PWT, Warszawa 1955
128. Praca zbiorowa. Poradnik inżyniera. Odlewnictwo. WNT, Warszawa 1972
129. Rączka J.: Żeliwo ciągliwe. PWT, Warszawa 1961
130. Rączka J.: Przegl. Odlewn. 1964, nr 11, s. 321
131. Rączka J.: Poradnik inżyniera. Odlewnictwo. Wyd. 5, Rozdz. I, Żeliwo, WNT, Warszawa 1972
132. Rączka J., Lewandowski K.: Pr. Inst. Odlewn., 1962, nr 4, s. 311
133. Rose A. i in.: Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle. Verl. Stahleisen, Düsseldorf 1961
134. Rudnik S., Majchrowicz E.: Prz. Odlewn. 1967, nr 7–8, s. 225
135. Rutkowski J., Kusek H.: X Konferencja PAN-STOP, cz. I, Kraków 1977, s. 14
136. Rutkowski J., Sidor H.: Pr. Inst. Odl., 1955, nr 2, s. 52
137. Ryś J.: Wstęp do metalurgii ilościowej, Wyd. „Śląsk”, Katowice 1970

138. Sakwa W.: Żeliwo. Wyd. „Śląsk” Katowice 1974
139. Samsonov G. V.: Fiziko-chimiceskije svojstva elementov, Izd. „Naukova Dumka”, Kijev 1965
140. Schuman H.: Metalographie. VEB Deutscher Verl. für Grundstoffindustrie, Leipzig 1967
141. Sękowski K.: Prz. Odl., 1973, nr 8—9, s. 250
142. Solncev I. A.: Izv. V. U. Z., Cern. Mat., 1974, nr 8, s. 115
143. Solncev I. A. i in.: Metallov. i Term. Obr. Met., 1976, nr 6, s. 29
144. Solncev I. A. i in.: Lit. Proizv., 1976, nr 6, s. 3
145. Staub F. i in.: Metaloznawstwo. Wyd. „Śląsk” Katowice 1979
146. Sviridjenko K. A.: Metallov. i Term. Obr. Met., 1975, nr 7, s. 64
147. Syromiatnikov N. I. i in.: Lit. Proizv., 1966, nr 5, s. 3
148. Szpunar E.: Rola tlenu, azotu, wodoru i siarki w procesie krystalizacji grafitu sferoidalnego w żeliwach szarych. Inst. Mech. Precyzyjnej, Warszawa 1974
149. Szykowny T., Oleszycki H.: Prace Wydz. Nauk Techn. BTN, seria B, 1981, nr 13, s. 59
150. Tanaka Y., Ikaisa K.: 44 MKO, Florencia 1977, ref. 5
151. Taran J., Święch M.: Przegl. Odlewn. 1960, nr 2, s. 27
152. Todorov R. P., Kosovnik G. I.: Metallov. i Term. Obr. Met. 1962, nr 8, s. 10
153. Vaschenko K. J. i in.: Lit. Proizv., 1959, nr 4, s. 20
154. Vaschenko K. I. i in.: Lit. Proizv., 1960, nr 5, s. 28
155. Vaschenko K. I. i in.: Lit. Proizv., 1966, nr 9, s. 11
156. Voloscenko M. V., Litovka V. I.: Lit. Proizv., 1963, nr 10, s. 22
157. Voloscenko M. V. i in.: Metallov. i Term. Obr. Met., 1966, nr 4, s. 43
158. Wallace J. E., Ebert L. J.: Metall. Progr. 1961, nr 6, s. 92
159. Wesotowski K.: Metaloznawstwo T. 11, PWT, Warszawa 1957
160. Zoran Tratnik: Liv. Vestn., 1967, t. 14, nr 2, s. 58
161. Zukov A. A. i in.: Lit. Proizv., 1975, nr 6, s. 5.
162. Zukov A. A., Ivanov V. I.: Lit. Proizv., 1975, nr 11, s. 4

STRESZCZENIE

W pierwszej części niniejszej pracy przedstawiono syntetycznie dotychczasowe poglądy na rolę zabiegów cieplnych: nagrzewania, wygrzewania i chłodzenia na strukturę i właściwości mechaniczne niestopowego żeliwa sferoidalnego. W szczególności przedstawiono: wpływ różnych czynników na wartość temperatur krytycznych, przemiany strukturalne w żeliwie podczas nagrzewania i chłodzenia, segregację pierwiastków w żeliwie, jej zmiany i rolę w kształtowaniu struktury żeliwa. W formie skróconej przedstawiono rolę fosforu, a także grubości ścianek w kształtowaniu właściwości mechanicznych żeliwa sferoidalnego w stanie surowym i po obróbce cieplnej. Omówiono również warunki stosowanych w badaniach i praktyce rodzajów perlityzującej obróbki cieplnej i przedstawiono syntetycznie właściwości mechaniczne żeliwa sferoidalnego po różnych rodzajach tejże obróbki.

Badania własne podzielono na V serii. W pierwszej serii przeanalizowano wpływ warunków obróbki cieplnej wstępnej na: wartość temperatur Ac_1^p , Ac_1^k , Ar_1^p i Ar_1^k , rozpiętość zakresu przemiany eutektoidalnej podczas nagrzewania i chłodzenia; wartość temperatury początku grafityzacji podczas nagrzewania T_{gr} . Badania te wykonane na dylatometrze wykazały istotny wpływ temperatury i czasu austenitzacji oraz szybkości chłodzenia na wszystkie wymienione charakterystyczne temperatury żeliwa. Badania tej serii skłoniły do postawienia wniosku, że zmiany wartości temperatur krytycznych i rozpiętości zakresu przemiany eutektoidalnej są wynikiem zmian stopnia segregacji pierwiastków w ziarnach eutektycznych żeliwa sferoidalnego, głównie krzemu i manganu. Zmiana natomiast wartości temperatury początku grafityzacji żeliwa T_{gr} zależy w pierwszym rzędzie od szybkości chłodzenia żeliwa po austenitzacji.

W drugiej serii badań przeanalizowano przemiany w strukturze osnowy żeliwa dokonujące się podczas nagrzewania i chłodzenia, w szczególności w zakresie przemiany eutektoidalnej, tj. między temperaturami Ac_1^p i Ac_1^k oraz Ar_1^p i Ar_1^k . Stwierdzono, że po normalizowaniu zwykłym, tj. zgodnym z PN-76/H-01200, otrzymuje się w żeliwie sferoidalnym niestopowym strukturę perlityczno-ferrytyczną w osnowie, przy czym ferryt tworzy pełne lub niepełne otoczki dookoła grafitu. Ferryt ten powstaje w wyniku bezpośredniej ferrytyzacji nietrwałego austenitu bogatego w krzem. Przy dużej szybkości chłodzenia (około 450 K/min) z temperatury austenitzacji wynoszącej $Ac_1^k +$

+ (20 ÷ 70)°C otrzymuje się w prętach o przekroju 10 × 10 mm osnowę zawierającą 100% perlitu. Po chłodzeniu z temperatury austenitizacji wyższej niż podana poprzednio, w osnowie żeliwa poza perlitem otrzymuje się również martenzyt.

Po chłodzeniu stopniowym podczas wyżarzania normalizującego (podchładzanie w piecu do temperatury wyższej od Ar_1^p , wychładzanie i dochładzanie w powietrzu) otrzymuje się również osnowę żeliwa o strukturze perlityczno-ferrytycznej. Przy czym po podchładzaniu i wychładzaniu w temperaturze wyższej od Ar_1^f ferryt tworzy pełne lub niepełne otoczki dookoła grafitu, wyższej od Ar_1^f lecz niższej od Ar_1^f powstaje ferryt otoczkowy i siatkowy, w temperaturze wyższej od Ar_1^p , lecz niższej od Ar_1^f – ferryt „wolicz oczu”, a w temperaturze wyższej od Ar_1^k , lecz niższej od Ar_1^p – perlit. Temperatura Ar_1^f odpowiada temperaturze Ar_1^p wyznaczonej metodą dylatometryczną zgodnie z PN-68/H-04500, a temperatura Ar_1^k – temperaturze Ar_1^k również wyznaczonej metodą dylatometryczną.

W trzeciej serii badań analizowano zmiany stopnia segregacji krzemu, manganu i fosforu w ziarnach eutektycznych żeliwa sferoidalnego. Analiza tych badań potwierdziła na ogół, że zmiany wartości temperatur krytycznych żeliwa (wcześniej obrabionego cieplnie) są właśnie wynikiem zmian stopnia segregacji krzemu i manganu. Również analiza tych badań doprowadziła do stwierdzenia, że cementyt wtórny po obróbce cieplnej zawiera więcej manganu i fosforu, niż ten sam cementyt w żeliwie surowym. Postawiono wniosek, że faza biała, którą w niniejszej pracy określono jako cementyt wtórny, jest mieszaniną cementytu stopowego (Fe, Mn)₃C i fosforu żelaza Fe₃P. Nie ujawniono jednak morfologii tej hipotetycznej mieszaniny.

W czwartej serii badań analizowano wpływ warunków obróbki cieplnej na zawartość cementytu wtórnego w żeliwie sferoidalnym. Stwierdzono, że po obróbce cieplnej badanego żeliwa zawartość tego składnika jest większa, niż w żeliwie surowym, przy czym zawartość ta jest tym większa, im mniejsza jest szybkość nagrzewania, niższa jest temperatura i krótszy czas austenitizacji, mniejsza jest szybkość chłodzenia. Postawiono wniosek, że wzrost zawartości cementytu wtórnego, a nawet tworzenie się jego nowych ziarn następuje zasadniczo podczas obróbki cieplnej przy przechodzeniu żeliwa przez zakres przemiany eutektoidalnej podczas nagrzewania i chłodzenia.

W piątej i ostatniej serii badań przeanalizowano skuteczność różnych rodzajów obróbki cieplnej perlityzującej niestopowego żeliwa sferoidalnego wytopionego w żeliwiaku w otrzymywaniu najwyższych gatunków zgodnie z normą PN-76/H-83123. Stwierdzono, że dla tego żeliwa najkorzystniejszą obróbką jest wyżarzanie, podczas którego chłodzenie wykonane jest stopniowo (podchładzanie w piecu, wychładzanie, dochładzanie w powietrzu). Dla otrzymania wysokich gatunków żeliwa sferoidalnego zgodnie z normą PN-76/H-83123 najkorzystniejsza jest obróbka następująca: krótkie wygrzewanie w wysokiej temperaturze (np. 950°C), podchłodzenie w piecu do temperatury wyższej od Ar_1^f , wychładzanie w dowolnym czasie i dochładzanie w powietrzu. Stwierdzono również, że dla żeliwa sferoidalnego poddawanego wyżarzaniu normalizującemu najkorzystniej jest utrzymywać zawartość manganu w granicach 1,0 ÷ 1,1% i fosforu poniżej 0,08%. Najkorzystniejszą obróbką cieplną żeliwa sferoidalnego wytopionego w żeliwiaku, dla którego wystarczy gatunek Zs70002, jest obróbka przepię-

wadzona podobnie jak poprzednia, lecz przy wychładzaniu wykonanym w zakresie temperatury $Ar_1^s \div Ar_1^f$. W osnowie tak obrobionego żeliwa występuje ferryt otoczkowy i siatkowy. Żeliwo o takiej strukturze ma lepsze właściwości mechaniczne niż żeliwo po wyżarzaniu niezupełnym.

EFFECT OF HEATING, SOAKING AND COOLING ON FORMING PEARLITIC STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF UNALLOYED CAST IRON

Summary

The first part of the dissertation deals with a synthetical review of recent ideas on the effect of: heating soaking and cooling in forming structure and mechanical properties of spheroidal unalloyed cast iron. The author pays close attention to the following: the effect of different factors on the value of critical temperatures, structural transformation in the cast iron during heating and cooling, segregation of elements in the cast iron, its changes and effect on forming the cast iron structure. There is presented briefly effect of phosphorus as well as walls thickness in forming mechanical properties of the spheroidal cast iron in as cast condition and after heat treatment. Also, there are presented conditons of types of pearlitizing heat treatment used in tests and industry and mechanical properties of the spheroidal cast iron after various types of treatment.

The author's own research is divided into five series. The first one presents an analysis of the effect of heat pretreatment on the values of temperatures Ac_1^s , Ac_1^f , Ar_1^s , and Ar_1^f , the range of the eutectoid transformation during heating and cooling, the temperature at the beginning of graphitization during heating T_{gr} . The tests performed by means of the dilatometer proved an essential effect of temperature and austenitizing time as well as cooling rate on all the listed characteristic temperatures of the cast iron. The tests made in this series enabled making the conclusion that changes in the values of critical temperatures and the range of the eutectoid transformation were the result of changes in the ratio of elements segregation in the eutectic cell of the spheroidal cast iron, particularly mangan and silicon. Whereas the change in temperatures at the beginning of the cast iron graphitization T_{gr} depends, first of all, on the rate of the cast iron cooling after austenitizing.

In the second series the author presents an analysis of changes in the structure of the cast iron metallic matrix occurring during heating and cooling, particularly as regards eutectoid transformation, i.e. between temperatures Ac_1^s and Ac_1^f , and Ar_1^s and Ar_1^f . It was ascertained that after usual normalizing, i.e. in accordance with the Polish standard PN-76/H-01200, we obtained a pearlite-ferritic structure in the unalloyed nodular cast iron, and ferrite constitutes complete or incomplete halo around graphite. The ferrite is the result of a direct ferritization of unstable austenite rich in silicon. At a large cooling rate (about 450K/min.) from the austenitizing temperature $Ac_1^f + (20 \div 70)^\circ\text{C}$ we obtain a metallic matrix containing 100% of pearlite in rods sections of 10×10 mm. In case of austenitizing temperature higher than that given previously, we

also obtain martensite beside pearlite in the cast iron metallic matrix after cooling.

After two-step cooling during normalizing (furnace cooling to temperature higher than Ar_1^s , second holding at this temperature and further air cooling) we also obtain the cast iron metallic matrix of pearlite-ferritic structure. While furnace cooling and second holding at a temperature higher than $Ar_1^{s'}$, ferrite forms complete or incomplete haloes around graphite, at a temperature higher than $Ar_1^{s'}$ but lower than Ar_1^s there appear ferrite halo and network, at a temperature higher than Ar_1^s but lower than $Ar_1^{s'}$ – „ox eyed” ferrite, at a temperature higher than Ar_1^s but lower than Ar_1^s – pearlite. The temperature $Ar_1^{s'}$ corresponds to the temperature Ar_1^s determined by the dilatometric method according to the Polish standard PN-68/H-04500, and the temperature Ar_1^f – the temperature Ar_1^f also determined by the dilatometric method.

The third series gives an analysis of the change in segregation rate of silicon, mangan and phosphorus in the eutectic cells of the spheroidal cast iron. The anlysis has proved, in general, that changes in critical temperatures of the cast iron (after heat treatment) are the result of the change in segregation rate of silicon and mangan. Also the analysis of the tests enables making the statement that pre-eutoctoid cementite after heat treatment contains more mangan and phosphorus than the same cementite in the cast iron in as cast condition. The conclusion was drawn that white spots which were defined in the present work as pre-eutoctoid cementite, were a mixture of alloed cementite $(Fe, Mn)_3C$ and iron phosphide Fe_3P . However, morphology of the hypothetic mixture was not shown.

The fourth series deals with an analysis of the effect of heat treatment conditions on the pre-eutectoid cementite content in the spheroidal cast iron. It was ascertained that after heat treatment of the cast iron under examination, the content of this ingredient was higher than in the cast iron in as cast condition, and it increased with a decrease in heating rate, with temperature drop and a shorter time of austenitizing, with a decrease in cooling rate. It was concluded that an increase in pre-eutectoid cementite content, and even forming its new grains, occurred essentially during heat treatment when the cast iron was involved in the eutectoid transformation during heating and cooling.

The fifth, the last series analyzes the efficiency of various types of pearlitizing heat treatment of the spheroidal unalloyed cast iron melted in the cupola when obtaining best quality materials according to PN-76/H-83123. It was ascertained that for that cast iron annealing with two-step cooling (furnace cooling, second holding, air cooling) was the best method. For obtaining high quality spheroidal cast iron according to PN-76/H-83123, the following was the best method: a short holding at a high temperature (e.g. 950°C), furnace cooling to the temperature higher than $Ar_1^{s''}$, second holding at this temperature for some time, further air cooling. It was ascertained that it was most profitable to keep mangan content, within 1,0–1,1% and phosphorus below 0,08% for the spheroidal cast iron subject to normalizing. The most favourable heat treatment of the spheroidal cast iron melted in the cupola with the Zs 70002 was that presented previously, but with second holding performed within temperature range $Ar_1^{s''} \div Ar_1^s$. In the metallic matrix of the treated cast iron there were ferrite haloes and ferrite networks. The cast iron of such structure presented better mechanical properties than that after under-annealing.

ВЛИЯНИЕ НАГРЕВА, ВЫДЕРЖКИ И ОХЛАЖДЕНИЯ В ФОРМИРОВАНИИ ПЕРЛИТНОЙ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ НЕЛЕГИРОВАННОГО МАГНИЕВОГО ЧУГУНА

Резюме

В первой части нижепредставленной работы синтетически представлены существующие до сих пор взгляды на влияние нагрева, выдержки и охлаждения на структуру и механические свойства нелегированного магниевого чугуна. В частности представлены: влияние разных факторов на значение критических температур, структуральные превращения в чугуне во время нагрева и охлаждения, ликвация элементов в чугуне, ее изменения и влияние в формировании структуры чугуна. Кратко представлена роль фосфора и толщина стенок в формировании механических свойств магниевого чугуна в сыром состоянии и после термической обработки. Рассмотрены также условия применяемых в исследованиях и в практике видов перлитной термической обработки и синтетически представлены механические свойства магниевого чугуна после различных обработок подобного типа.

Собственные исследования разделены на V серий. В первой серии проанализировано влияние условий предварительной термической обработки на: значение критических температур A_{c1}^n , A_{c1}^f , A_{r1}^n и A_{r1}^f ; предел эвтектоидного превращения во время нагревания и охлаждения; значение температуры начала графитизации во время нагревания T_{gr} . Эти исследования, сделанные на dilatометре, показали существенное влияние температуры и времени аустенитизации, а также скорости охлаждения на все перечисленные характеристики температуры чугуна. Исследования этой серии склонили к выводу, что изменения значений критических температур и предел эвтектоидного превращения — это результаты изменения степени ликвации элементов в эвтектоидных ячейках магниевого чугуна, в основном кремния и марганца. Зато изменение значения температуры начала графитизации чугуна T_{gr} зависит, в первую очередь, от скорости охлаждения чугуна после аустенитизации.

Во второй серии исследований проанализированы изменения в структуре матрицы чугуна происходящие во время нагрева и охлаждения особенно в области эвтектоидного превращения, т.е. между температурами A_{c1}^n и A_{c1}^f , а также A_{r1}^n и A_{r1}^f . Установлено, что после простой нормализации т.е. соответствующей PN-76/H-01200, получаем в магниево нелегированном чугуне перлитно-ферритную структуру в матрице, причем феррит образует полные и неполные венцы вокруг графита. Этот феррит образуется в результате непосредственной ферритизации богатого кремнием нестабильного аустенита. При большой скорости охлаждения (около 450 К/мин) из температуры аустенитизации составляющей $A_{c1}^n + (20 \div 70)^\circ\text{C}$, получаем в прутках сечением 10×10 мм матрицу составляющую 100% перлита. После охлаждения из температуры аустенитизации более высокой, чем представленная выше, в матрице чугуна, кроме перлита, получаем также мартенсит.

После ступенчатого охлаждения во время нормализационного отжига (охлаждение в печи до температуры выше Ag_1^{β} , выдержка при этой температуре и дальнейшее охлаждение на воздухе) получаем также матрицу чугуна с перлитно-ферритной структурой. Причем после охлаждения и выдержки при температуре выше чем Ag_1^{β} , феррит образует полные или неполные венцы вокруг графита, при температуре выше, чем Ag_1^{β} , но ниже, чем $Ag_1^{\beta'}$ феррит образует венцы и сетку, при температуре выше чем Ag_1^{β} , но ниже, чем $Ag_1^{\beta'}$ — феррит „воловои глаза”, а при температуре выше чем Ag_1^{β} , но ниже, чем Ag_1^{β} — перлит. Температура $Ag_1^{\beta'}$ соответствует температуре Ag_1^{β} определенной dilatометрическим методом согласно PN-68/H/04500, а температура Ag_1^{β} — температуре Ag_1^{β} тоже определенной dilatометрическим методом.

В третьей серии исследований проанализированы изменения степени ликвации кремния, марганца и фосфора в эвтектических зернах магниевом чугуна. Анализ этих исследований подтвердил в общем, что изменения значений критических температур чугуна (предварительно термически обработанного) являются результатом изменений степени ликвации кремния и марганца. Анализ этих исследований привел также к утверждению, что вторичный цементит после термической обработки содержит больше марганца и фосфора, чем тот же цементит в сыром чугуна. Сделан вывод, что белая фаза, которая в данной работе названа вторичным цементитом, является смесью легированного цементита $(Fe, Mn)_3C$ и фосфида железа Fe_3P . Однако не обнаружено морфологии этой гипотетической смеси.

В четвертой серии исследований проанализировано влияние условий термической обработки на содержание вторичного цементита в магниевом чугуна. Установлено, что после термической обработки чугуна содержание этого компонента больше, чем в сыром чугуна, причем это содержание тем больше, чем меньше скорость нагрева, ниже температура и короче время аустенитизации, короче скорость охлаждения. Сделан вывод, что повышение содержания вторичного цементита, а даже образование его новых зерен, происходит, в основном, во время термической обработки — в период прохождения чугуна через предел эвтектоидного превращения во время нагревания и охлаждения.

В пятой и последней серии исследований проанализирована эффективность термической перлитной обработки нелегированного магниевом чугуна, выплавленного в вагранке, в получении самых высоких сортов согласно норме PN-76/H-83123. Установлено, что наиболее эффективной обработкой для этого чугуна является отжиг, во время которого охлаждение производится ступенчато (охлаждение в печи, выдержка в этой температуре, дальнейшее охлаждение на воздухе). С целью получения высоких сортов магниевом чугуна согласно норме PN-76/83125 наиболее эффективной является следующая обработка: короткая выдержка при высокой температуре (например $950^{\circ}C$), охлаждение в печи до температуры выше, чем Ag_1^{β} , выдержка в этой температуре в течение неопределенного количества времени и дальнейшее охлаждение на воздухе. Установлено также, что для магниевом чугуна, подвергнутого нормализации, наиболее эф-

эффективным является поддержание содержания марганца в количестве $1,0 \div 1,1\%$ и фосфора ниже $0,08\%$. Наиболее эффективной термической обработкой магниевого чугуна, выплавленного в вагранке для которого соответствует сорт Zs70002, является обработка проведенная, как и предыдущая, но при повторной выдержке при температуре $Ag_1^* \div Ag_1^*$. В матрице так обработанного чугуна находится феррит венцовый и сеточный. Чугун с такой структурой отличается лучшими механическими свойствами, чем чугун после неполного отжига.



Biblioteka GłównaATR
w Bydgoszczy

	61955
--	-------