

NH

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

Rozprawy
nr 95

STANISŁAW DYMSKI

KSZTAŁTOWANIE STRUKTURY
I WŁAŚCIWOŚCI MECHANICZNYCH
ŻELIWA SFEROIDALNEGO
PODCZAS IZOTERMICZNEJ PRZEMIANY
BAINITYCZNEJ

8/79

ki, Stanisław.
towanie struktury i

BYDGOSZCZ - 1999

600 1875
AKADEMIA TECHNICZNO-ROLNICZA
IM. JANA I JĘDRZEJA ŚNIADECKICH
W BYDGOSZCZY

**Rozprawy
nr 95**

STANISŁAW DYMSKI

KSZTAŁTOWANIE STRUKTURY
I WŁAŚCIWOŚCI MECHANICZNYCH
ŻELIWA SFEROIDALNEGO
PODCZAS IZOTERMICZNEJ PRZEMIANY
BAINITYCZNEJ

Biblioteka Główna ATR w Bydgoszczy



000000067942

BYDGOSZCZ - 1999

PRZEWODNICZĄCY KOMITETU REDAKCYJNEGO
prof. dr hab. Ojcumiła Stefaniak

OPINIODAWCY

prof. zw. dr hab. inż. Czesław Podrzucki
prof. zw. dr hab. inż. Jan Stanisław Rączka

REDAKTOR NAUKOWY

dr hab. inż. Eugeniusz Ranatowski, prof. ATR

OPRACOWANIE REDAKCYJNE I TECHNICZNE

mgr Elżbieta Rudzińska, mgr Zofia Stawięka, mgr inż. Daniel Morzyński



Wydano za zgodą Rektora
Akademii Techniczno-Rolniczej
w Bydgoszczy

ISSN 0209-0597

WYDAWNICTWA UCZELNIANE
AKADEMII TECHNICZNO-ROLNICZEJ W BYDGOSZCZY

Wyd. I. Nakład 200 egz. Ark.aut. 10,7. Ark. druk. 11,0. Papier druk. kl. III.

Oddano do druku i druk ukończono we wrześniu 1999 r.

Zakład Poligraficzny Kubik & Krause

85-184 Bydgoszcz, ul. Cmentarna 84, tel. 3484-334

2000 7

SPIS TREŚCI

	str.
1. Wprowadzenie	9
2. Stan zagadnienia	11
2.1. Proces austenitzowania osnowy żeliwa sferoidalnego	11
2.1.1. Przemiany podczas nagrzewania i wygrzewania (grzania)	11
2.2. Przemiana izotermiczna austenitu w bainit w stopach Fe-C-Si (żeliwo sferoidalne).....	19
2.2.1. Kinetyka przemiany austenitu	21
2.2.2. Produkty przemiany izotermicznej	25
2.2.3. Wpływ pierwiastków stopowych na izotermiczną przemianę bainityczną.....	32
2.2.3.1. Wpływ węgla i krzemu	33
2.2.3.2. Wpływ manganu	34
2.2.3.3. Wpływ niklu, molibdenu i miedzi.....	34
2.2.4. Wpływ warunków austenitzowania na przemianę izotermiczną	38
2.3. Rola mikrosegregacji w przemianie izotermicznej	45
2.4. Mikrofraktografia żeliwa sferoidalnego	52
2.5. Struktura a właściwości mechaniczne żeliwa sferoidalnego	54
3. Badania własne	67
3.1. Cel i zakres pracy	67
3.2. Metodyka badań	68
3.2.1. Materiał.....	68
3.2.2. Obróbka cieplna.....	69
3.2.3. Badania struktury	71
3.2.3.1. Badania mikroskopowe.....	71
3.2.3.2. Rentgenowska analiza struktury.....	72
3.2.4. Badanie rozmieszczenia pierwiastków chemicznych.....	74
3.2.5. Badania właściwości mechanicznych.....	75
3.2.6. Badania mikrofraktograficzne.....	76
3.3. Wyniki badań i ich analiza	76
3.3.1. Kształtowanie struktury żeliwa sferoidalnego.....	76
3.3.1.1. Struktura osnowy żeliwa	76
3.3.1.2. Rentgenowska analiza fazowa osnowy żeliwa	110
3.3.1.3. Podsumowanie wyników badań	123
3.3.2. Mikrosegregacja pierwiastków chemicznych w żeliwie sferoidalnym ADI	132
3.3.2.1. Rozmieszczenie pierwiastków chemicznych w osnowie żeliwa.....	132
3.3.2.2. Podsumowanie wyników badań	141
3.3.3. Właściwości mechaniczne żeliwa sferoidalnego ADI.....	143
3.3.3.1. Właściwości a struktura żeliwa sferoidalnego ADI	143
3.3.3.2. Mikrofraktografia przełomów	149
3.3.3.3. Podsumowanie wyników badań	157
4. Zakończenie	161
Literatura.....	169
Streszczenia	173

Wykaz niektórych oznaczeń i określeń umownych

A	- austenit
ADI	- żeliwo sferoidalne hartowane z przemianą izotermiczną
AF	- ausferyt
Ac ₁ , Ar ₁	- temperatura początku przemiany eutektoidalnej przy nagrzewaniu i chłodzeniu, °C
Ac _{1,1} , Ac _{1,2}	- dolna i górna granica zakresu temperatury przemiany eutektoidalnej przy nagrzewaniu, °C
Ar _{1,1} , Ar _{1,2}	- górna i dolna granica zakresu temperatury przemiany eutektoidalnej przy chłodzeniu, °C
Ar ₃	- temperatura przemiany austenitu w ferryt przy chłodzeniu, °C
Asz	- austenit szczałkowy
A ₅	- wydłużenie względne, %
a	- parametr sieci krystalicznej, nm
a _{Feγ}	- parametr sieci żelaza γ, nm
a _α	- parametr sieci ferrytu, nm
a _γ	- parametr sieci austenitu szczałkowego, nm
B	- bainit
B _s	- początek przemiany bainitycznej, %
B _f	- koniec przemiany bainitycznej, %
b	- sumaryczna szerokość linii dyfrakcyjnej, rad
b ₁	- szerokość linii dyfrakcyjnej związana z wielkością ziarn, rad
b ₂	- szerokość linii dyfrakcyjnej związana ze zniekształceniem sieci, rad
C _B ^C	- cząstkowa zawartość węgla w bainicie, %
C _F ^C	- cząstkowa zawartość węgla w ferrycie, %
C _M ^C	- cząstkowa zawartość węgla w martenzytcie, %
C _{zw}	- zawartość węgla związanego w eutektoidzie, %
C _α	- zawartość węgla w ferrycie, %
C _γ	- zawartość węgla w austenicie szczałkowym, %
C _γ ^A	- zawartość węgla w osnowie podczas austenitowania, %
C _γ ^A obl.	- obliczona zawartość węgla w osnowie podczas austenitowania, %
C _γ ^C	- cząstkowa zawartość węgla w austenicie szczałkowym, %
D	- wielkość ziarn, nm
DB	- dolny bainit
D _α	- wielkość ziarn ferrytu, nm
D _γ	- wielkość ziarn austenitu, nm
E	- moduł sprężystości (podłużnej), MPa
F	- ferryt
Fe _{2,4} C	- węglik ε
Fe ₃ C	- cementyt
Fe ₅ C ₂	- węglik Hägga
G	- grafit

GB	- górny bainit
H	- twardość, HB lub HV
h, k, l	- wskaźniki płaszczyzn Millera
I_{α}	- natężenie względne linii dyfrakcyjnej fazy α
I_{γ}	- natężenie względne linii dyfrakcyjnej fazy γ
K	- praca uderzenia, J
k	- liczba przyłożeń
KCG	- udarność próbki bez karbu, J/cm ²
KCV	- udarność próbki z karbem V, J/cm ²
KG	- praca uderzenia próbki bez karbu, J
K_{Ic}	- współczynnik intensywności naprężeń, MPa·m ^{1/2}
K_{Id}	- współczynnik intensywności naprężeń dynamiczny, MPa·m ^{1/2}
M	- martenzyt
M_s	- temperatura początku przemiany martenzytycznej, °C
MISV	- martenzyt w obszarach granicznych ziarn eutektycznych
R_p	- granica plastyczności, MPa
$R_{p0,2}$	- umowna granica plastyczności, MPa,
R_m	- wytrzymałość na rozciąganie, MPa,
r	- współczynnik korelacji
P	- perlit
p	- poziom prawdopodobieństwa
Q	- energia aktywacji
$T_{\alpha/\gamma}$	- temperatura międzykrytyczna, °C
T_{γ}	- temperatura austenitzowania, °C
T_{pi}	- temperatura przemiany izotermicznej, °C
UAV	- udział nieprzemienionego austenitu, %
U_{α}	- wartość przyjmowana z tablic rozkładu normalnego
V_{Gi}	- liczba węzłów siatki przypadająca na grafit w i-tym przyłożeniu
V_M	- udział martenzytu, %
V_X	- udział składnika struktury, %
V_{Xi}	- liczba węzłów siatki zliczane go składnika struktury przy i-tym przyłożeniu
V_{α}	- udział ferrytu, %
V_{γ}	- udział austenitu szczątkowego, %
V_{γ}^A	- udział austenitu w osnowie podczas austenitzowania, %
$V_{\gamma p}$	- udział austenitu szczątkowego określony na przełomie, %
$V_{\gamma z}$	- udział austenitu szczątkowego określony na zgładzie, %
$W_{MSE}^{Si, Mn}$	- ekstremalne wskaźniki mikrosegregacji krzemu i manganu w punkcie pomiarowym ziarn eutektycznych
$X_{max}^{Si, Mn}$	- maksymalna zawartość Si, Mn w ziarnach eutektycznych, %
$X_{min}^{Si, Mn}$	- minimalna zawartość Si, Mn w ziarnach eutektycznych, %
Z	- przewężenie, %
z	- liczba węzłów siatki
α	- faza α (ferryt)

α'	- przesycona faza α (martenzyt) w stopach Fe-C
α_B	- faza α (feryt bainityczny) w bainicie
β	- błąd względny, %
γ	- faza γ (austenit) w stopach Fe-C
γ_A	- faza γ przy wygrzewaniu w temperaturze pod-, między- i nadkrytycznej
γ_{HC}	- wysokowęglowa faza γ przy przemianie izotermicznej
Δl	- wydłużenie próbki dylatometrycznej, mm
δ	- błąd bezwzględny, %
ϵ	- węglík żelaza $Fe_{2,4}C$
Θ	- kąt dyfrakcji, °
λ	- długość fali promieniowania K_α kobaltu, nm
τ_{Bs}	- czas początku przemiany bainitycznej, s, min, godz.
τ_{pi}	- czas przemiany izotermicznej, s, min, godz.
$\tau_{pi1} + \tau_{pi2}$	- czasowy przedział obróbczy przy przemianie izotermicznej austenitu, w którym plastyczność żeliwa jest najkorzystniejsza, s, min, godz.
τ_{pi5}, τ_{pi95}	- czas przemiany izotermicznej z 5 i 95 % stopniem, s, min, godz.
τ_γ	- czas austenitzowania, s, min, godz.
Φ	- współczynnik kształtu ziarn

1. WPROWADZENIE

Przemiana izotermiczna przechłodzonego austenitu w zakresie bainitycznym jest wykorzystywana do kształtowania struktury osnowy żeliwa sferoidalnego. Przemiana ta w stopach Fe-C jest bezpośrednio związana z hartowaniem z przemianą izotermiczną.

Czas wygrzewania stali zapewnia całkowitą przemianę austenitu w bainit. W żeliwie sferoidalnym izotermiczna przemiana austenitu na ogół nie zachodzi do końca i w jego osnowie oprócz iglastego ferrytu bainitycznego występuje austenit szczątkowy.

Porównując operację cieplną hartowania z przemianą izotermiczną żeliwa i stali, można uznać, że są one zbliżone do siebie. Wspólną cechą jest na pewno drugi zabieg austenitowania i czwarty - przemiana izotermiczna w zakresie bainitycznym. Jednak w ich mechanizmie występują istotne różnice. Podczas austenitowania osnowa żeliwa wzbogaca się w węgiel pochodzący z kulkowych wydzieleni grafitu. Dodatkowym różniącym czynnikiem oddziałującym na proces austenitowania osnowy jest zjawisko mikrosegregacji pierwiastków żeliwa. Mikrosegregacja pierwiastków zawartych w żeliwie pełni określoną rolę w przemianie izotermicznej austenitu. W konsekwencji zjawisko to wpływa na morfologię produktów przemiany i jej mechanizm w ziarnach eutektycznych oraz na właściwości mechaniczne żeliwa.

Żeliwo sferoidalne o osnowie ferrytyczno-austenitycznej odznacza się korzystną kombinacją dużej wytrzymałości i dobrej plastyczności oraz odpornością na kruche pękanie. Na podstawie obecnego stanu wiedzy można wyrazić pogląd, że uzyskanie żeliwa sferoidalnego o dużej wytrzymałości nie jest zadaniem trudnym, ale połączenie tej wytrzymałości z dużą plastycznością czyni to zadanie niezwykle trudnym. Wynika to z faktu, że nieznanne są do końca wszystkie czynniki wpływające na procesy tworzenia struktury osnowy żeliwa sferoidalnego.

W połowie lat siedemdziesiątych w Finlandii, a później w USA i innych krajach żeliwo sferoidalne o strukturze ferrytyczno-austenitycznej weszło do programu produkcyjnego [77]. W zagranicznej literaturze naukowo-technicznej żeliwo oznacza się symbolem ADI¹. Obecnie znajduje ono szczególne zastosowanie w wytwarzaniu wałów korbowych i kół zębatych w przemyśle motoryzacyjnym i w innych gałęziach przemysłu [21,44,77,115,121,130]. Zdaniem wielu autorów artykułów, to tworzywo odlewnicze staje się konkurencyjne wobec stali, a nawet przewyższa właściwości odlewanych.

Otrzymanie korzystnych właściwości użytkowych odlewów z żeliwa sferoidalnego wymaga określenia warunków hartowania z przemianą izotermiczną. Ustalenie optymalnych parametrów hartowania opiera się na różnego rodzaju metodach badawczych, które powinny uwzględnić wcześniej wspomniane czynniki. Dlatego poznanie tych czynników, przyczyniających się do uzyskania odpowiedniej struktury żeliwa, ma istotne znaczenie, zarówno z poznawczego, jak i z praktycznego punktu widzenia. Jest to jeden z celów niniejszej pracy.

Zasadniczym celem badań jest jednak określenie wpływu struktury ausferrytycznej na właściwości mechaniczne, a w szczególności na plastyczność i odporność na kruche pękanie, niestopowego żeliwa sferoidalnego hartowanego z przemianą izotermiczną.

W opisie stanu zagadnienia opierano się na najnowszych pozycjach literaturowych, nie eliminując jednak artykułów wydrukowanych wcześniej, gdyż wiele z nich jest nadal źródłem wiedzy. Literatura krajowa poświęcona temu zagadnieniu jest skąpa.

¹ Austempered Ductile Iron

Pomimo że żeliwo sferoidalne ferrytyczno-austenityczne jest badane od ponad 20 lat, mechanizm tworzenia się tej struktury i jej rola w kształtowaniu właściwości mechanicznych nie zostały dotychczas w pełni wyjaśnione. Prowadzone przez ten okres czasu badania zgromadziły znaczny materiał doświadczalny, w którym zasadnicze kwestie zostały już wyjaśnione. Tym niemniej na płaszczyźnie teoretycznej wiele spraw pozostaje nierozstrzygniętych, będąc nadal istotnym problemem badawczym w metaloznawstwie żeliwa. Obecnie realizuje się badania w celu optymalnego skojarzenia struktury z wytrzymałością i plastycznością żeliwa ADI.

2. STAN ZAGADNIENIA

2.1. Proces austenitzowania osnowy żeliwa sferoidalnego

2.1.1. Przemiany podczas nagrzewania i wygrzewania (grzania)

Austenitzowanie jest drugim zabiegiem w operacji hartowania z przemianą izotermiczną, który odbywa się w temperaturze $30\div 100\text{ }^{\circ}\text{C}$ wyższej od $Ac_{1,2}$ [115]. Praktycznie temperatura ta zawiera się w przedziale $800\div 950\text{ }^{\circ}\text{C}$ [1,3,5,14,16,20,21, 38,47, 50,54,58,62,64,78,80,84,97,104,109,115,119,123,135,140,142]. Jednak w praktyce austenitzowanie zazwyczaj odbywa się w zakresie temperatury $850\div 930\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Obecność grafitu w żeliwie stanowi istotną różnicę struktury w porównaniu ze stałą w procesie austenitzowania stopu. Podczas wygrzewania stali w temperaturze wyższej od temperatury przemiany eutektoidalnej w austenicie rozpuszcza się węgiel z cementytu do zawartości odpowiadającej danemu gatunkowi stali. W żeliwie natomiast węgiel występuje w postaci związanej (Fe_3C) lub wolnej (grafit). Bezpośrednio po przekroczeniu temperatury $Ac_{1,1}$, w początkach wygrzewania żeliwa, jego zawartość w austenicie jest nieznaczna, a dopiero po dłuższym czasie austenit nasycy się węglem z grafitu. Zawartość węgla w austenicie zbliża się w dużym stopniu do równowagowej, odpowiadającej linii E'S' równowagi fazowej stopów Fe-C [18,21,47,54,115].

H. Oleszycki [96] podaje, że tworzenie austenitu w osnowie żeliwa rozpoczyna się już podczas nagrzewania i przemiana realizuje się w dalszym ciągu przy wygrzewaniu. Po przekroczeniu temperatury przemiany eutektoidalnej $Ac_{1,1}$ następuje w kolejności: przemiana $\alpha + \text{Fe}_3\text{C}$ (perlit) $\rightarrow \gamma$, rozpuszczanie pozostałych płytek cementytu eutektoidalnego w ziarnach perlitu, zmniejszenie nierównomierności rozkładu węgla w austenicie (ujednorodnienie) i na końcu zmniejszenie nierównomierności rozkładu pierwiastków stopowych. Podany tu schemat procesów występujących podczas austenitzowania dotyczy żeliwa o osnowie perlitycznej. Podobny pogląd wyrażają D.A. Harris i R.J. Maitland [66] w odniesieniu do osnowy ferrytyczno-perlitycznej.

W osnowie żeliwa przemiana eutektoidalna rozpoczyna się w ziarnach perlitu, na granicach ziarn eutektycznych, co wynika z zawartości w tych obszarach manganu, który obniża temperaturę przemiany eutektoidalnej Ac_1 . Pierwsze zarodki austenitu natomiast pojawiają się w perlicie na granicy cementyt eutektoidalny - ferryt. Ferryt perlitu zawiera mniejszą ilość krzemu niż wolny ferryt. Przemieszczanie się frontu przemiany ferryt - austenit w stronę ferrytu jest określone przez zawartość krzemu w ferrycie i jego dyfuzję z ferrytu do austenitu. Jednak szybkość przemieszczania frontu przemiany w stronę ferrytu jest duża, tak jak szybkość przemieszczania granicy cementyt - austenit w stronę cementytu [18,74,102,103].

Austenit powstały w ziarnach perlitu jest niejednorodny, są w nich kulki, a nawet płytki nierozpuszczonego cementytu. Na granicach ziarn perlitu austenit pod względem zawartości węgla jest niejednorodny, znacznie nasycony węglem i cechujący się stabilnością. Podwyższenie temperatury zwiększa stopień przemiany eutektoidalnej ziarnach eutektycznych. Powstały austenit wykazuje więc mniejsze nasycenie węglem, przy zbliżaniu się do temperatury $Ac_{1,2}$, pomimo nowych porcji węgla pochodzących z rozpadu Fe_3C . Austenit ten zawiera 0,50 % C. Badania struktury podczas przemiany eutektoidalnej w zakresie temperatury $Ac_{1,1}\div Ac_{1,2}$ dowodzą, że wyłącznym źródłem węgla nasycającym austenit jest cementyt perlitu [102,103]. Potwierdzają to również autorzy [66,83]. Inni badacze [147] stwierdzają natomiast, że w tym zakresie austenit wzbogacony jest również węglem pochodzącym z wydzielenia grafitu.

Przy przemianie eutektoidalnej w osnowie ferrytycznej występuje dyfuzja krzemu od ferrytu do austenitu. W rezultacie tego tworzący się austenit zawiera krzem, lecz jego ilość jest mniejsza niż w wyjściowym ferrycie. Najbardziej nasycony krzemem ferryt przylega do granicy ferryt-grafit. W związku z tym nasycanie ferrytu węglem odbywa się w tym wyższej temperaturze, im większa jest szybkość nagrzewania [74,83,143,146,147].

Nasycenie austenitu węglem z wydzielen grafitu jest nierównomierne, co oczywiście wiąże się z wpływem krzemu na dyfuzję węgla. W austenicie, tworzącym się w obszarach o zwiększonej zawartości krzemu, szybkość dyfuzji węgla jest mniejsza niż w obszarach o zmniejszonej zawartości krzemu. Wskutek tego przy sferoidach grafitowych przemiana eutektoidalna zachodzi tu na końcu [74,83,103].

Metaloznawcy żeliwa potwierdzają fakt, że podwyższanie temperatury powyżej $A_{c1,2}$ przyspiesza proces austenitowania osnowy, zwiększa rozpuszczalność węgla w austenicie żeliwa pochodzącego z wydzielen grafitu oraz przyczynia się do ujednorodnienia austenitu i rozrostu jego ziarn [5,11,18,20,42,50,51,54,65,66,70,74,81,83,97,102-104,111,115,118,119,124,133,142,147].

Do określenia rozpuszczalności węgla w austenicie żeliwa wykorzystuje się różne metody badawcze [18,22,25,26,43,47,49,50,51,54,74,83,102,103]. Jednym ze sposobów, często stosowanych w praktyce badawczej, jest wyznaczenie temperatury M_s [25,42].

N. Darwish i R. Elliot [18] podają związek między temperaturą austenitowania i zawartością krzemu w żeliwie a stężeniem węgla w austenicie. Teoretycznie wielkość tę dla stopów Fe-C-Si można wyznaczyć ze wzoru:

$$C_{\gamma}^A \approx \frac{T_{\gamma}}{420} - 0,17(\text{Si}) - 0,95, \% \quad (1)$$

gdzie:

C_{γ}^A - stężenie węgla w fazie γ podczas austenitowania %,

T_{γ} - temperatura austenitowania °C,

Si - zawartość krzemu w żeliwie %.

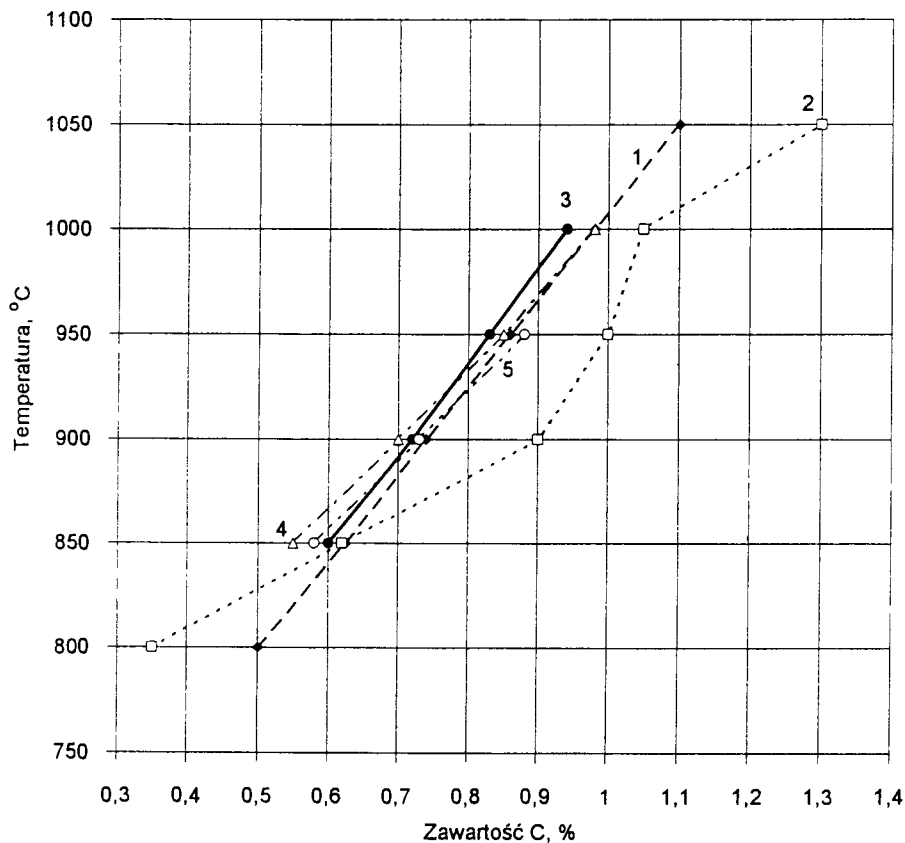
Wykorzystując wzór (1), opracowano wykres (rys.1); obserwuje się tu zgodność z doświadczeniami przeprowadzonymi przez autorów [18]. Istotne rozbieżności występują pomiędzy liniami 1 i 2, tj. stężeniem węgla w austenicie wyznaczonym w badaniach [83]. Występujące różnice mogą wynikać z metody pomiaru zawartości węgla w austenicie.

H. Oleszycki [103] stwierdza, że austenit żeliwa sferoidalnego perlityczno-ferrytycznego (3,45 % C; 2,52 % Si; 1,14 % Mn; 0,10 % P; 0,008 % S) utworzony w temperaturze bliskiej $A_{c1,1}$ zawiera bardzo dużo węgla (0,78 %). Ta zawartość węgla w austenicie znacznie przekracza zawartość równowagową dla punktu eutektoidalnego, która, wg C. Podruckiego [115], w niestopowym żeliwie $C_{zw} = 0,69$ %, a w stopowym - C_{zw} zawiera się w przedziale 0,53÷0,65 % przy zawartości krzemu - 1,70÷2,24 %.

Za pomocą badań rentgenowskich ustalono, że stężenie węgla w martenzycie żeliwa sferoidalnego zmienia się w szerokim przedziale. Po nagrzaniu z szybkością 50 K/s żeliwa perlitycznego o zawartości 1,5 % Si i hartowaniu z poziomu temperatury 900 °C w osnowie stwierdza się 0,25÷0,83 % C; przy zawartości 4 % Si zawartość węgla w osnowie wynosi 0,15÷0,82 %. Po hartowaniu z poziomu temperatury $T_{\gamma} = 1100$ °C przy stosowaniu tej samej prędkości nagrzewania w osnowie ferrytycznego żeliwa o zawartości 1,5 % Si stężenie węgla zawiera się w przedziale 0,15÷0,97 %, a w żeliwie

o zawartości 4 % Si - $0,14 \pm 0,83$ % [74]. Porównanie tych wartości skłania do stwierdzenia, że temperatura i zawartość krzemu oddziałują na rozpuszczalność węgla w austenicie żeliwa.

Czas wygrzewania w procesie austenitowania przyjmuje się zazwyczaj w zakresie 48÷150 s na 1 mm grubości ścianki odlewu, zależnie od zawartości pierwiastków i struktury surowego odlewu żeliwnego [115].



Rys.1. Wpływ temperatury austenitowania na stężenie węgla w austenicie:

1 - wartości obliczone na podstawie wzoru (1), 2 - wartości wyznaczone doświadczalnie w ferrytycznym żeliwie sferoidalnym zawierającym: 3,26 % C; 2,64 % Si; 0,92 % Mn; 0,14 % P; 0,06 % S i 0,093 % Cr ($A_{c1,1} = 798$ °C i $A_{c1,2} = 833$ °C) [83], 3 - wartości obliczone na podstawie wzoru (1), 4 - wartości wyznaczone doświadczalnie w żeliwie sferoidalnym (90 % perlitu) zawierającym: 3,60 % C; 2,80 % Si; 0,016 % Mn; 0,01 % P; 0,01 % S; 0,040 % Mg; 0,06 % Cr; 1,02 % Ni i 0,90 % Cu oraz 5 - wartości wyznaczone doświadczalnie w żeliwie sferoidalnym (60 % ferrytu) zawierającym: 3,80 % C; 2,77 % Si; 0,037 % Mn; 0,03 % P; 0,02 % S; 0,034 % Mg; 0,02 % Cr; 0,07 % Ni i 0,33 % Cu [18]

Czas potrzebny do nasycenia austenitu węglem, wynosi $\tau_\gamma = 10$ min w przypadku ferrytycznego żeliwa szarego (zwykłego) oraz do $\tau_\gamma = 80$ min w przypadku żeliwa sferoidalnego [115]. Kinetyka austenitowania żeliwa jest zależna głównie od temperatury oraz morfologii grafitu i osnowy żeliwa [5,74,89,103,115,119].

Przy perlitycznej osnowie wyjściowej żeliwa nasycenie austenitu węglem jest osiągane szybciej niż przy osnowie ferrytycznej [5,11,16,18,21,69,83,97,103,104,115,119,147]. W praktyce stosuje się czas wygrzewania z zakresu 20÷210 min [18,21,43,46-54,104]. Według [97] minimalny czas austenitowania powinien wynosić $\tau_\gamma = 60$ min. Z kolei autorzy [123] informują, że czas ten dłuższy od 15 min ($T_\gamma = 820\text{--}860$ °C) nie ma wpływu na właściwości mechaniczne żeliwa sferoidalnego ADI.

Badania przeprowadzone przez autorów [83] pozwoliły określić zawartość węgla w osnowie żeliwa sferoidalnego o składzie chemicznym: 3,26 % C; 2,64 % Si; 0,92 % Mn; 0,14 % P; 0,06 % S i 0,093 % Cr. Żeliwo perlityczne, po 10 s austenitowania w temperaturze $T_\gamma = 850$ °C, zawiera 0,60 % C i ta ilość nie zmienia się przez 20 min. Z kolei austenit w temperaturze 1000 °C zawiera już ponad 1,20 % C. W tej temperaturze austenit zostaje wzbogacony węglem z rozpuszczającego się grafitu.

Ferrytyczna osnowa zmienia zdecydowanie kinetykę przemiany eutektoidalnej $\alpha \rightarrow \gamma$ żeliwa sferoidalnego w porównaniu z osnową perlityczną. Krzywe kinetyki tej przemiany przedstawili H. Koch i K. Herfurth [83]. Na podstawie tych krzywych wyznaczono czas przemiany, w którym osnowa osiągnęła maksymalny udział austenitu i stężenie węgla w austenicie. Wyniki zestawiono w tabeli 1. Ponadto w tabeli 1 zamieszczono zawartość węgla w austenicie C_γ^A , obliczoną na podstawie wzoru (1).

Tabela 1. Czas austenitowania τ_γ , udział austenitu V_γ^A i stężenie węgla w austenicie C_γ^A , C_γ^A , żeliwa sferoidalnego w zależności od temperatury wygrzewania T_γ

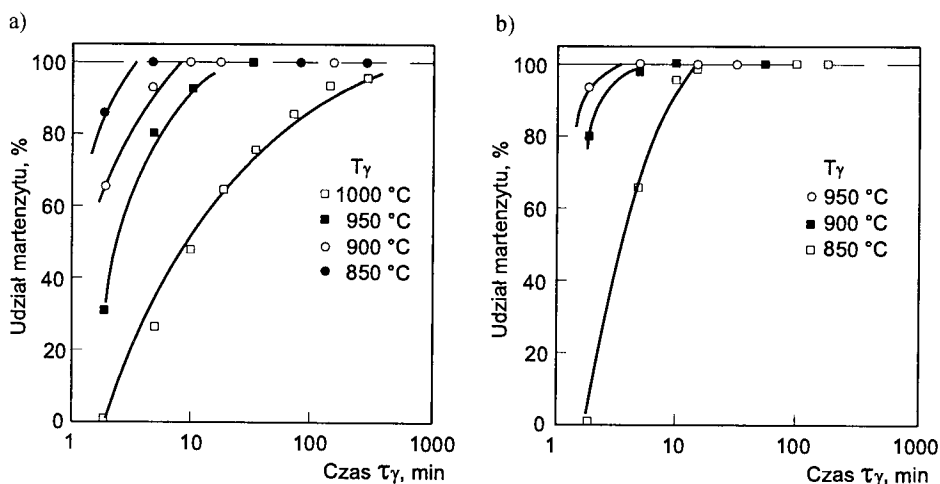
T_γ , °C	τ_γ , s	V_γ^A , %	C_γ^A , %	C_γ^A , %
800	~ 6000	60	-	0.50
850	3600	100	-	0.62
900	~ 1200	100	0,90	0.74
950	60	100	0,45	0.86
1000	~ 35	100	0,60	0.98
1050	10	100	0,40	1.10

Z danych zawartych w tabeli 1 wynikają następujące prawidłowości, rzucające dodatkowe światło na zagadnienie wpływu struktury osnowy żeliwa na proces austenitowania:

- pełna przemiana eutektoidalna nie gwarantuje osiągnięcia równowagowej zawartości węgla,
- podwyższenie temperatury austenitowania T_γ prowadzi do krótszego czasu τ_γ przemiany eutektoidalnej.

Żeliwo sferoidalne z Cu o osnowie ferrytyczno-perlitycznej (~ 40 % perlitu), austenitowane w temperaturze $T_\gamma = 850$ °C w czasie $\tau_\gamma = 5$ min i oziębiane w wodzie, ma strukturę martenzytyczną, lecz wydzielenia grafitu otoczone są ferrytem. Po czasie $\tau_\gamma = 10$ min wygrzewania udział martenzytu (austenitu) rośnie, a udział ferrytu maleje. Przedłużenie czasu powoduje dalsze zwiększenie udziału martenzytu, przy czym ferryt

nie znika do czasu $\tau_\gamma = 240$ min (rys.2a). Ponieważ uważa się, że okres 240 min jest znacznie dłuższy od wymaganego do pełnego austenitowania osnowy, można więc przyjąć, że ferryt jest fazą równowagową w tej temperaturze. W konsekwencji w strukturze żeliwa obok martenzytu będzie zawsze obecny ferryt. Podobne zmiany strukturalne zachodzą w wyższej temperaturze austenitowania. Pełna struktura martenzytyczna utworzyła się po czasie $\tau_\gamma = 15, 10$ i 5 min w temperaturze: $T_\gamma = 900, 950$ i 1000 °C [18].

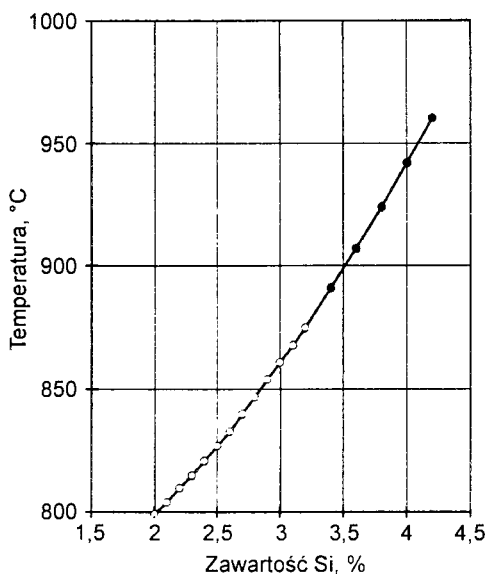


Rys.2. Udział martenzytu w zależności od temperatury T_γ i czasu τ_γ austenitowania w żeliwie sferoidalnym o osnowie: a) ferrytyczno-perlitycznej (40 % perlitu); b) perlityczno-ferrytycznej (ok. 9 % ferrytu) [18]

W żeliwie sferoidalnym o osnowie perlityczno-ferrytycznej (9 % ferrytu), zawierającym Ni i Cu, stwierdzono podobne zależności postępu przemiany eutektoidalnej wraz ze wzrostem temperatury austenitowania, jak miało to miejsce w przypadku żeliwa z Cu. Pełną przemianę stwierdzono po czasie $\tau_\gamma = 30, 10$ i 5 min w temperaturze $T_\gamma = 850, 900$ i 950 °C (rys.2b). Wyniki te pokazują, że szybkość przemiany jest większa w żeliwie z Ni i Cu niż w żeliwie z Cu, oraz że pełne austenitowanie tego pierwszego żeliwa zachodzi już w temperaturze $T_\gamma = 850$ °C. Autorzy [18] uważają, że jedynym czynnikiem zaistniałych różnic jest większy udział perlitu w stanie surowym żeliwa z Ni i Cu.

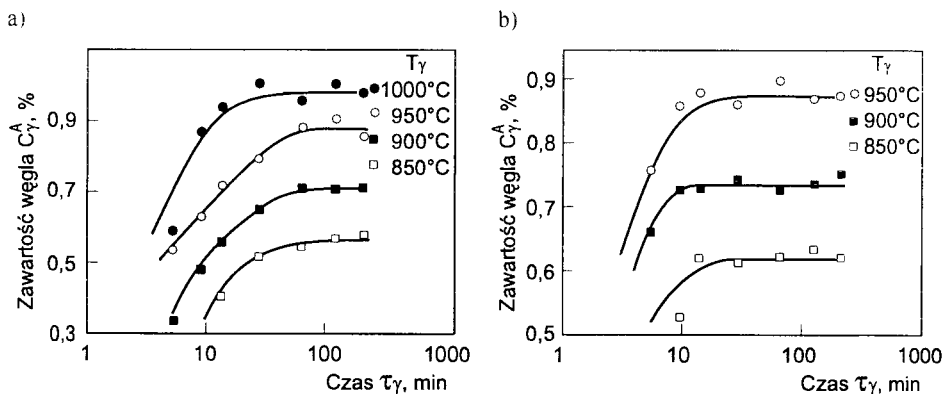
Wpływ krzemu na minimalną temperaturę austenitowania, przy której osnowa żeliwa sferoidalnego osiągnie 90÷95 % udziału austenitu w przemianie $\alpha \rightarrow \gamma$, podano na rysunku 3. Dane te dotyczą zawartości Si do 2,8 %. Dalszą część krzywej (czarne kropki) powyżej tej wartości ekstrapolowano.

Wzrost zawartości krzemu w żeliwie przyczynia się do podwyższenia temperatury przemiany eutektoidalnej [126]. Autorzy [146] pogląd ten podzielają, przy czym dodają, że rozszerza on zakres temperatury $Ac_{1,1} \div Ac_{1,2}$. Chrom również podwyższa tę temperaturę, natomiast mangan, a także nikiel ją obniżają [101, 115, 126].



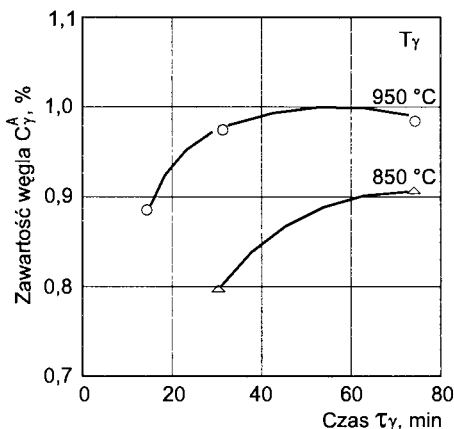
Rys. 3. Wpływ krzemu na minimalną temperaturę austenitzowania T_{γ} żeliwa sferoidalnego [142]

W miarę podnoszenia temperatury T_{γ} austenit żeliwa wzbogaca się w węgiel. Również nasycenie węglem podczas wygrzewania wyraża się rosnącą funkcją czasu, lecz zwiększenie zawartości węgla przebiega najintensywniej w jego początkowym okresie (rys.4). Zgodnie z kinetyką austenitzowania osiągnięcie równowagowego stężenia węgla w austenicie żeliwa zawierającego Ni i Cu wymaga dłuższego czasu niż w austenicie żeliwa zawierającego Cu. Autorzy [18] otrzymali zgodność wyników pomiarów (rys.1) z wartościami obliczonymi na podstawie równania (1). Z tego można wnioskować, że pierwiastki chemiczne mają niewielki wpływ na równowagową zawartość węgla w austenicie. Dobór temperatury jest najważniejszym parametrem przy regulowaniu równowagowej zawartości węgla w austenicie żeliwa.



Rys. 4. Wpływ temperatury T_{γ} i czasu austenitzowania τ_{γ} na zawartość węgla C_{γ}^A w osnowie żeliwa sferoidalnego zawierającego: a) Cu, b) Ni i Cu [18]

M.M. Shea i E.F. Ryntz [133], badając niestopowe żeliwo sferoidalne o składzie: 3,51 % C; 2,88 % Si; 0,54 % Mn; 0,003 % P; 0,012 % S i 0,053 % Mg, stwierdzają, że pełna austenitacja nastąpiła już po czasie $\tau_\gamma = 45$ min wygrzewania w temperaturze $T_\gamma = 950$ °C (rys.5). Przy austenitzowaniu w temperaturze $T_\gamma = 850$ °C po czasie $\tau_\gamma = 30$ i 75 min występują pojedyncze otoczki ferrytu wokoło wydzielań grafitu. Badania za pomocą mikrosondy wykazały równomierny rozkład zawartości węgla w austenicie przy wszystkich warunkach austenitzowania. Zawartości węgla w austenicie są bardzo bliskie wartości równowagowej. Nasycenie austenitu węglem po 15 min w temperaturze $T_\gamma = 950$ °C jest tylko nieco mniejsze od zawartości równowagowej.



Rys. 5. Wpływ temperatury T_γ i czasu τ_γ austenitzowania na zawartość węgla w austenicie C_γ^A żeliwa sferoidalnego [133]

H.L. Morgan [97] wnioskuje na podstawie swoich badań, że żeliwo sferoidalne uzyskuje najkorzystniejsze zestawienie wytrzymałości i plastyczności po austenitzowaniu w zakresie temperatury $T_\gamma = 900\div 925$ °C. Minimalny czas wygrzewania powinien wynosić $\tau_\gamma = 1$ godz., jednak często stosuje się 2÷3 godz. w celu osiągnięcia optymalnych właściwości. Autor uważa, że przedłużenie czasu τ_γ pozwala na osiągnięcie równowagowej zawartości węgla w austenicie, jego ujednorodnienie i rozpad cementytu eutektycznego, jeżeli występuje on w strukturze w stanie surowym.

Wydzielenia grafitu w procesie austenitzowania żeliwa odgrywają doniosłą rolę, ponieważ stanowią wewnątrz stopu zasób węgla i przyczyniają się do nawęglania osnowy [11,103]. Cechy grafitu kulkowego, rozmieszczenie i średnica wydzielań, oddziałują na nasycenie i ujednorodnienie roztworu γ podczas austenitzowania. Stopień rozwinięcia powierzchni wydzielań grafitu wpływa na przemianę: im jest on większy, tym wcześniej rozpoczyna się przemiana, tym większa jest krytyczna szybkość chłodzenia, niezbędna do powstania ausferrytu lub martenzytu [89,103,112,115].

Temperatura i czas austenitzowania wpływa na rozmiary ziarn austenitu [22,66,103,109,112]. Wygrzewanie w zakresie temperatury $840\div 925$ °C nie prowadzi do znaczącego wzrostu ziarn [22,66,103].

Z przeglądu literatury wynika, że przy wyborze temperatury austenitzowania należy uwzględnić jej wpływ na wielkość ziarn i ewentualne zjawiska mogące wystąpić na ich granicach. W kontekście wyrażonym przez autorów pracy [13], dotyczącym wyż-

szezo stopnia przemiany bainitycznej w stali przy większym ziarnie austenitu, nabiera to istotnego znaczenia.

R.C. Klug, M.B. Hintz i K.B. Rundman [81] sugerują, że w górnym zakresie temperatury austenitzowania istnieje możliwość wystąpienia zjawiska kruchości na granicach ziarn żeliwa sferoidalnego. Przyczyną wystąpienia kruchości może być fosfor pochodzący z częściowego rozpadu wydzielań złożonych z Mg i P.

Przed hartowaniem z przemianą izotermiczną z reguły nie wykonuje się operacji obróbki cieplnej, lecz w publikacjach spotyka się przypadki stosowania normalizowania [22-26,28,29,33,34,36,14,136], wyżarzania zmiękczającego (grafityzowania) [28,47,135,43] i wyżarzania ujednorodniającego [148]. Celem dodatkowej obróbki było usunięcie z osnowy żeliwa cementytu ledeburtycznego [12] i zmniejszenie stopnia niejednorodności zawartości krzemu [22-26,28,29,33,34,36,112,148]. Z kolei wyżarzanie ferrytyzujące miało na celu otrzymanie ferrytycznej osnowy żeliwa [47,50,51,53,54,135,144]. Ponadto wyżarzanie ujednorodniające sprzyja wydzieleniu fosforków na granicy ziarn [148].

C.F. Wilford i I. Clarkson [144], biorąc pod uwagę oszczędności energii, podjęli próby hartowania z przemianą izotermiczną gorących odlewów żeliwa sferoidalnego. Odlewy wybijano z gorących form, a następnie austenitzowano przed przemianą izotermiczną w temperaturze $T_{\gamma} = 900^{\circ}\text{C}$ i czasie $\tau_{\gamma} = 30$ min.

Wpływ warunków na proces austenitzowania do chwili obecnej nie budzi większych zastrzeżeń. Autorzy na ogół wyrażają jednoznaczne stwierdzenia o wpływie warunków austenitzowania na kinetykę procesu. Podczas grzania zachodzą na siebie następujące zjawiska, które przy dalszych zabiegach cieplnych kształtują strukturę osnowy i właściwości mechaniczne żeliwa: rozpad cementytu, nawęglanie austenitu, zmiany w mikrosegregacji oraz rozrost ziarn austenitu. Rozpad cementytu eutektoidalnego, wtórnego i ledeburtycznego w żeliwie jest zagadnieniem dobrze znanym i teoretycznie zinterpretowanym.

Nawęglanie austenitu jest najistotniejszym zjawiskiem w austenitzowaniu osnowy metalowej żeliwa. Poglądy autorów na temperaturę austenitzowania żeliwa sferoidalnego ADI są podzielone. Wysoka temperatura zwiększa aktywność i zawartość węgla w roztworze γ oraz korzystnie wpływa na rozmieszczenie pierwiastków chemicznych w osnowie. Przyczynia się także do wystąpienia niekorzystnych zjawisk w osnowie żeliwa (np. rozrostu ziarn, kruchości). Mangan, wskutek segregacji, może wpływać na rozrost ziarn austenitu w obszarze granicznym ziarn eutektycznych. Są poglądy [18,97], że wybór temperatury z niższego zakresu jest korzystny dla niskostopowego żeliwa ADI, zawierającego Mo, Ni i Cu, a niekorzystny dla żeliwa zawierającego Cu, ze względu na obecność w jego osnowie wolnego ferrytu.

W wyliczaniu czynników nie może zabraknąć czasu grzania, który zależy od struktury przed austenitzowaniem i od grubości ścianki odlewu. Czynniki te zostały wyczerpująco przebadane za wyjątkiem ferrytycznej osnowy żeliwa sferoidalnego.

Panują opinie, i to na ogół zgodne, że oprócz temperatury T_{γ} na zawartość węgla w austenicie wpływa skład chemiczny, a w szczególności zawartość krzemu w żeliwie. Pozostałe pierwiastki chemiczne, występujące w nie- i niskostopowym żeliwie, nie wpływają znacząco na stężenie węgla C_{γ}^A .

W dziedzinie obróbki cieplnej stali, hartowaniu z przemianą izotermiczną najczęściej poddaje się stale średniowęglowe (0,40÷0,60 % C). Austenit żeliwa tymczasem może zawierać równowagowe minimalne stężenie węgla około 0,70 %. Wobec tego,

zwykle stosowana podczas hartowania żeliwa sferoidalnego, podwyższona temperatura sprzyja tworzeniu się austenitu wysokowęglowego. W temperaturze $T_\gamma = 950\text{ }^\circ\text{C}$ stężenie węgla w austenicie C_γ^A może wynosić około 1 %. Ziarna austenitu, wygrzewanego w tej temperaturze, o wymiarze około $50\text{ }\mu\text{m}$ są zaliczane do drobnych.

Na ogół w literaturze przedstawiono mechanizm wzbogacania węglem (nawęglania) podczas austenitowania żeliwa sferoidalnego z osnową perlityczną i perlityczno-ferrytyczną. W odniesieniu do osnowy ferrytycznej istnieją rozbieżne zdania. Wymaga to zbadania i określenia przydatności ferrytycznej osnowy do otrzymania żeliwa sferoidalnego ADI.

W obróbce cieplnej żeliwa sferoidalnego, w której był stosowany zabieg austenitowania, temperaturę T_γ najczęściej dobierano z wyższego poziomu nadkrytycznego, biorąc zazwyczaj pod uwagę strukturę żeliwa po odlaniu. W analizowanych pracach nie zawsze jest podana temperatura $Ac_{1,2}$, która może być pomocna do określenia warunków grzania do hartowania. W związku z tym i przy uwzględnieniu nawęglania osnowy, można twierdzić, że austenitowanie w niskiej temperaturze, bliskiej temperaturze $Ac_{1,2}$, w procesie hartowania z przemianą izotermiczną żeliwa sferoidalnego, umożliwi otrzymanie osnowy ferrytyczno-austenitycznej odznaczającej się dużą wytrzymałością i szczególnie dobrą plastycznością.

2.2. Przemiana izotermiczna austenitu w bainit w stopach Fe-C-Si (żeliwo sferoidalne)

Przy przechłodzeniu stopów Fe-C-Si o osnowie austenitycznej do temperatury poniżej $550\text{ }^\circ\text{C}$ przemiana $\gamma \rightarrow \alpha$ zachodzi całkowicie lub częściowo według mechanizmu bezdyfuzyjnego, polegającego na przebudowie sieci krystalicznej przez uporządkowany ruch atomów na odległość mniejszą od odległości międzyatomowej. Dyfuzja atomów żelaza nie występuje, podlegają jej natomiast atomy węgla w sieci roztworu kryształów γ , jak i roztworu kryształów α [115].

Podczas czwartego zabiegu procesu hartowania z przemiana izotermiczną realizuje się przemiana austenitu w bainit. Przemiana ta, według układu CTPi, występuje po przemianie perlitycznej, a przed - martenzytyczną. Nazywana jest ona przemianą pośrednią, zachodzi w zakresie temperatury od około $450\text{ }^\circ\text{C}$ do temperatury M_s . W praktyce najczęściej wykorzystuje się - $400 \div 250\text{ }^\circ\text{C}$ [1,43,45-53,70], chociaż bardzo wielu autorów przeprowadziło badanie w zakresach temperatury T_{pi} : $600 \div 300\text{ }^\circ\text{C}$ [69]; $550 \div 220\text{ }^\circ\text{C}$ [26]; $540 \div 265\text{ }^\circ\text{C}$ [25]; $500 \div 250\text{ }^\circ\text{C}$ [106]; $450 \div 310\text{ }^\circ\text{C}$ [129]; $450 \div 300\text{ }^\circ\text{C}$ [72]; $450 \div 250\text{ }^\circ\text{C}$ [44,63,135]; $450 \div 235\text{ }^\circ\text{C}$ [64, 97]; $420 \div 260\text{ }^\circ\text{C}$ [38,59,123]; $400 \div 320\text{ }^\circ\text{C}$ [77]; $400 \div 315\text{ }^\circ\text{C}$ [133]; $400 \div 300\text{ }^\circ\text{C}$ [3,4,28,29,33,34,36,37,39,40,78, 108]; $400 \div 240\text{ }^\circ\text{C}$ [58, 120]; $400 \div 230\text{ }^\circ\text{C}$ [118]; $400 \div 220\text{ }^\circ\text{C}$ [80]; $400 \div 205\text{ }^\circ\text{C}$ [62]; $400 \div 200\text{ }^\circ\text{C}$ [43,45-51, 54,107]; $380 \div 235\text{ }^\circ\text{C}$ [21,67,76]; $371 \div 316\text{ }^\circ\text{C}$ [94-96]; $350 \div 300\text{ }^\circ\text{C}$ [20] i $245\text{ }^\circ\text{C}$ [16].

Czas wychładzania autorzy przyjmowali w granicach $\tau_{pi} = 0,25 \div 4$ godz. [43,45-51,54,107]; $0,5 \div 3$ godz. [63,72]; $0,5 \div 4$ godz. [64,97]; $0,5 \div 6$ godz. [16,80] i $2,5$ godz. [108,135].

Wychładzanie (wygrzewanie lub wytrzymywanie) odbywa się w kąpeli solnej lub w oleju w celu wytworzenia struktury osnowy w przeważającej mierze ferrytyczno-austenitycznej. Są również informacje o stosowaniu złoza fluidalnego z Al_2O_3 .

Termin „wychładzanie” nie jest raczej używany w rozważaniach nad hartowaniem z przemianą izotermiczną żeliwa sferoidalnego, ale jest on zgodny ze znormalizowaną

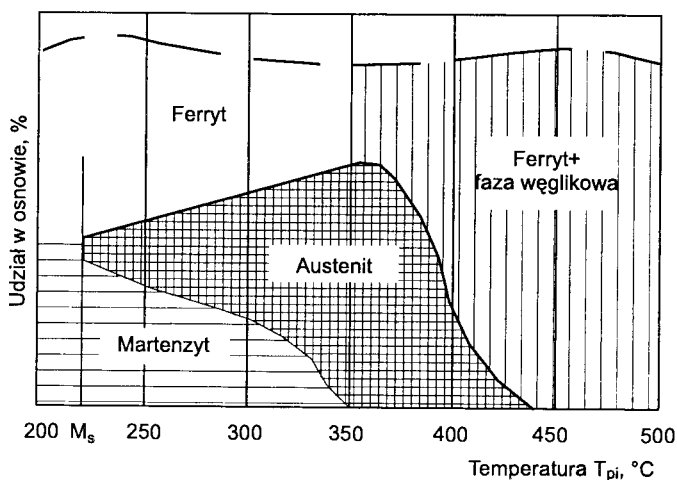
terminologią obejmującą pojęcia stosowane w obróbce cieplnej metali i stopów (PN-93/H-01200).

Podchładzanie do temperatury przemiany izotermicznej powinno być na tyle szybkie, aby uniknąć przemiany austenitu w ferryt lub perlit [1].

W literaturze naukowo-technicznej wielu autorów uważa, że powstanie struktury ferrytyczno-austenicznej w osnowie żeliwa sferoidalnego jest uwarunkowane:

- temperaturą przemiany izotermicznej T_{pi} ,
- czasem wygrzewania τ_{pi} ,
- stanem austenitu przed przemianą izotermiczną.

Wpływ temperatury przemiany izotermicznej austenitu w bainit przedstawiono na rysunku 6.



Rys. 6. Wpływ temperatury przemiany izotermicznej T_{pi} na strukturę osnowy żeliwa sferoidalnego [119]

Osnowa żeliwa sferoidalnego może się składać z ferrytu bainitycznego, austenitu szczątkowego, martenzytu i fazy węglkowej. Ich udział w strukturze osnowy jest zależny od temperatury i czasu przemiany izotermicznej.

Z punktu widzenia morfologii bardzo ważna jest terminologia głównego produktu przemiany izotermicznej w stopach Fe-C, którą autorzy posługują się w swoich pracach. Najczęściej spotyka się nazwę bainit. W nowszych pracach mówi się o ferrytycie bainitycznym. Rosyjscy badacze I.E. Kontorowicz, T.G. Demidowa i M.H. Kunjajskij, F.I. Jakowlew we wcześniejszych pracach używają nazwy troostyt iglasty i pierzasty.

Zgodnie z definicją, przypisaną przemianie w stali, bainit jest to dwufazowa mieszanina składająca się z przesyconego ferrytu i cementytu lub węgla ϵ . Tak zdefiniowany bainit stali odpowiada jedynie dolnemu bainitowi w żelwie, który tworzy się przy przechłodzeniu odpowiadającym dolnemu zakresowi przemiany. Wygrzewanie w wyższym zakresie przemiany prowadzi do powstania górnego bainitu, który w żelwie sferoidalnym składa się głównie z przesyconego ferrytu. Stąd przez autorów używana jest nazwa ferryt bainityczny. J. Stec i J. Piaskowski [135] odróżniają jeszcze w żelwie sferoidalnym bainit środkowy, który, według autorów, powstaje w temperaturze $T_{pi} = 350$ °C.

C. Podrzucki [115] wyraża hipotezę, że jeżeli w stali bainit jest mieszaniną ferrytu bainitycznego i węglików, to w żeliwie, przy obecności odpowiedniej ilości krzemu, struktura ta składa się z ferrytu i wysokowęglowego austenitu szczątkowego.

Przygotowana do akceptacji przez Polskę norma europejska EN 1564 z 1997 r pt. „Odlewnictwo – Żeliwo sferoidalne hartowane z przemianą izotermiczną” zawiera odnośnik informujący, iż ma ono czasem nazwę ADI. Strukturę osnowy tego żeliwa stanowi ferryt i austenit. W literaturze francusko- i niemieckojęzycznej pisze się jednak „bainityczne żeliwo” (odpowiednio: „Fonte bainitique” i „Bainitisches Gusseisen”). W Polsce również stosuje się nazwę bainityczne żeliwo sferoidalne. Krajowi i zagraniczni autorzy prac często posługują się terminem „bainityczno-austenityczne”.

K. Herfurth i N. Ketscher [70] dokonali analizy tego zagadnienia, opierając się na amerykańskiej normie ASTM A 644 - 92, wykazując nieścisłości posługiwania się terminem „bainit” w przypadku żeliwa sferoidalnego ADI. Ponieważ w osnowie tego żeliwa, w optymalnym stanie, z dużym prawdopodobieństwem nie występuje w strukturze faza węglkowa, dlatego też w tej normie jako „ausferryt” została zdefiniowana struktura żeliwa ADI, w której występuje iglasty ferryt i wysokowęglowy austenit.

W niniejszej pracy postanowiono posługiwać się terminem iglasty ferryt bainityczny, wtedy gdy powstał on podczas przemiany austenitu w zakresie górnego bainitu i iglasty ferryt bainityczny z fazą węglkową - w zakresie dolnego bainitu, lub ogólnie ausferryt. Dla osnowy przyjęto terminy zgodnie z normami ASTM i EN: ferrytyczno-austenityczna lub ausferrytyczna.

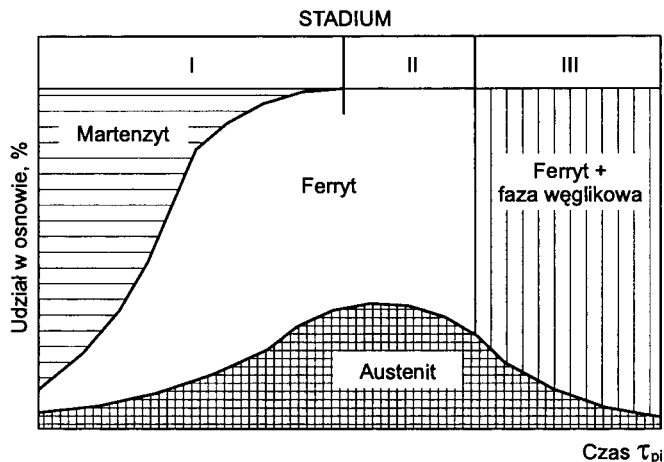
Analiza literatury naukowo-technicznej wskazuje, że wpływ wygrzewania w kształtowaniu struktury osnowy i właściwości mechanicznych żeliwa sferoidalnego ADI nie znalazł pełnego opracowania. Uzyskane informacje, jak również publikacje autora [43-54,107] pokazują, że warunki wytrzymywania oddziałują znacząco na przemianę austenitu. W związku z tym jest potrzeba kontynuacji badań w tym kierunku, przy uwzględnieniu problemów związanych z kinetyką, strukturą i rolą pierwiastków stopowych w przemianie izotermicznej przechłodzonego austenitu.

2.2.1. Kinetyka przemiany austenitu

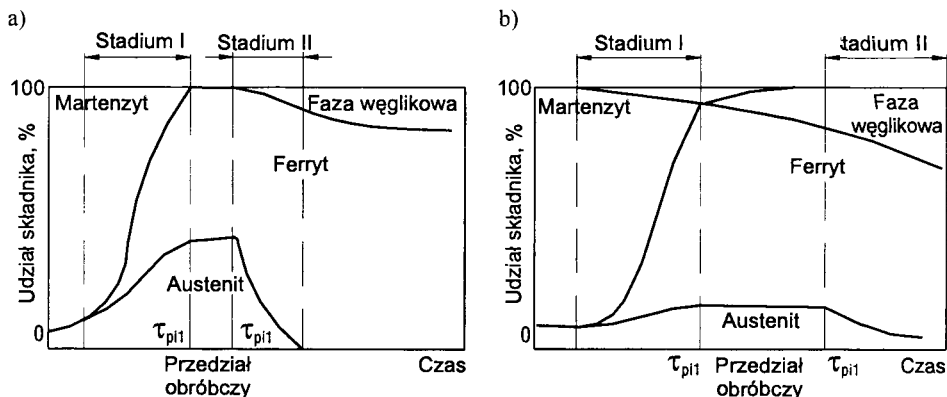
Kinetykę przemiany austenitu w bainit w żeliwie sferoidalnym porównuje się do kinetyki tej przemiany w stali krzemowej. Rozważania przemiany w stali przedstawiają prace autorów [7,8,9,31,32,35,93,112,139].

C. Bonnet i A. Dubé [9] oraz E. Dorazil i J. Švejcar [31,32], badając proces przemiany bainitycznej w stali krzemowej, doszli do wniosku, że przemiana w temperaturze $T_{pi} = 450$ i 300 °C odbywa się w dwóch stadiach. Inni natomiast uważają, że w żeliwie sferoidalnym ta przemiana zachodzi w trzech stadiach - rysunek 7 [28,29,115,119]. Przedstawione w pracach E. Dorazila i jego współpracowników wyniki badań [28,33,39,40] informują o sposobie wyznaczenia poszczególnego stadium przemiany. W badaniach oraz przy formułowaniu swego schematu przemiany autorzy założyli, że podział ten jest uzasadniony, jeżeli za kryterium podziału przyjmie się średnią szybkość przemiany. Autorzy doszli do wniosku, że w stadium I (dużej szybkości przemiany) na granicach ziarn austenitu zarodkuje ferryt bainityczny. Jego wzrostowi towarzyszy dyfuzja węgla do otaczającego austenitu. Wydzielanie węglków można uważać za proces wtórny, gdyż nie wpływa on na postęp przemiany. To stadium przemiany kończy się po osiągnięciu maksymalnego nasycenia austenitu węglem. W stadium II (bardzo małej szybkości) przemiana bardzo wolno postępuje w obszarach austenitu z mniejszą zawar-

tością węgla. Czas tworzenia fazy węglkowej w tym stadium przedłuża się, a na wielkość wydzieli węglkowych wpływa temperatura przemiany. Wystąpienie dwóch stadiów stwierdzono w temperaturze $T_{pi} = 400$ i 300 °C. Przemiana w stadium III charakteryzuje się większą szybkością, podstawowym procesem jest w nim rozpad nasyconego austenitu na fazę węglkową i roztwór α . To stadium zostało zaobserwowane przez autorów [29] przy wygrzewaniu w temperaturze $T_{pi} = 400 \div 350$ °C, przy czym w temperaturze $T_{pi} = 400$ °C rozpad austenitu dokonuje się w całości, natomiast w temperaturze $T_{pi} = 350$ °C stwierdzono tylko zwiększoną szybkość przemiany, a rozpad austenitu nie zachodzi do końca. Stadium III w temperaturze $T_{pi} = 300$ °C w ogóle nie występuje.



Rys. 7. Schemat kinetyki przemiany izotermicznej przechłodzonego austenitu w żelwie sferoidalnym w temperaturze $T_{pi} = 470 \div 350$ °C [115,119]

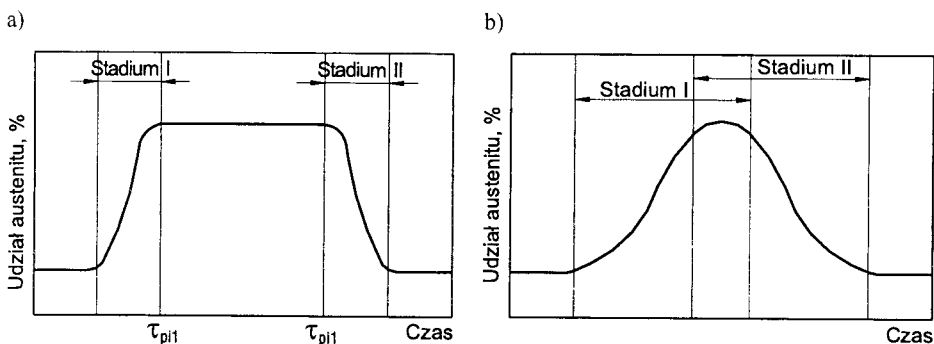


Rys. 8. Przemiana izotermiczna austenitu w żelwie sferoidalnym w zakresie: a) górnego bainitu, b) dolnego bainitu [4,18]

H. Bayati, N. Darwish, R. Elliott i A.L. Rimmer [4,18] podzielili przemianę izotermiczną austenitu w bainit w żelwie sferoidalnym na dwa stadia, przy czym wyznaczyli ją osobno dla zakresów górnego i dolnego bainitu (rys.8). Stadium I i II jest rozdzielone okre-

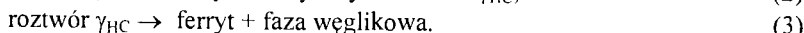
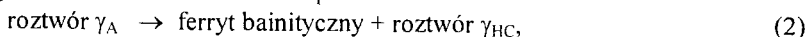
sem czasu $\tau_{pi1} \div \tau_{pi2}$. Okres ten wyznaczony na podstawie udziału austenitu szczątkowego nazywany jest przez kilku autorów oknem obróbczym (processing window)¹.

Wcześniej w swojej przeglądowej pracy R.C. Voigt [142] i wspólnie z R. Bendalym, J.F. Janowakiem i Y.I. Parkiem [139] opublikowali schemat przemiany izotermicznej austenitu w stopach Fe-C-Si, podobny do tego, jaki opisali autorzy [4,18]. R.C. Voigt [142] uważa, że przy hartowaniu z przemianą izotermiczną żeliwa sferoidalnego należy unikać stadium II (rys.8) ze względu na niekorzystne oddziaływanie fazy węglkowej na wydłużenie i udarność żeliwa. D.J. Moore, T.N. Rouns i K.B. Rundman [95] doszli do wniosku, że idealny proces przemiany izotermicznej bainitu w temperaturze $T_{pi} = 350 \text{ }^\circ\text{C}$ powinien przebiegać tak, aby stadium I było zdecydowanie oddzielone od stadium II, udział w osnowie żeliwa wysokowęglowego austenitu przez pewien okres czasu pozostawał niezmienny (rys.9a). Koniec stadium I przypada na czas przemiany τ_{pi1} , a pomiędzy $\tau_{pi1} \div \tau_{pi2}$ udział wzbogaconego w węgiel austenitu (γ_{HC}) nie ulega zmianie. Po osiągnięciu czasu τ_{pi2} nasycony węgiel austenit rozpada się na stabilne fazy: ferryt i węgliki, i jego udział w osnowie żeliwa maleje aż do zera. W ten sposób autorzy zdefiniowali pojęcie „okna obróbczego” w celu dokładnego określenia warunków otrzymania dobrej plastyczności żeliwa sferoidalnego ADI.



Rys. 9. Wpływ czasu przemiany izotermicznej na udział austenitu szczątkowego w osnowie żeliwa sferoidalnego [95]

W praktyce zmiana udziału austenitu szczątkowego w osnowie żeliwa pod wpływem czasu przemiany wykazuje maksimum, a następnie spadek (rys.9b). Z przedstawionego schematu widać, że stadium I i stadium II częściowo zachodzą na siebie. Według autorów [95] ta sytuacja, podobna do przedstawionej jak na rysunku 9a, powstała z dwóch przyczyn. Pierwsza to reakcje w stadium I i stadium II odpowiednio:



Proces rozpadu austenitu (γ_{HC}) w stadium II w zasadzie rozpoczyna się już wtedy, gdy wzbogacony w węgiel austenit znajduje się w stadium I. Należy zatem oczekiwać, że proces stadium II inicjowany jest w momencie, gdy stadium I przebiega wolniej, co głównie zależy od temperatury T_{pi} i składu chemicznego żeliwa. Drugą przyczyną, która wywiera określony wpływ na rozgraniczenie stadium I i II to nierównomierne rozmieszczenie pierwiastków w osnowie żeliwa. Jest to skutek różnej szybkości dyfuzji w ziar-

¹ Autor niniejszej pracy zamiast okna obróbczego proponuje używać pojęcia: czasowy przedział obróbczy

nach eutektycznych. Stąd też autorzy wyrażają pogląd, że w praktyce obróbki cieplnej zdecydowane określenie przedziału czasu $\tau_{pi1} + \tau_{pi2}$ (przedział obróbczy), tak jak na rysunku 9a, jest zadaniem trudnym.

J.F. Janowak i R.B. Gundlach [75] w swej pracy stwierdzili, że zwiększenie liczby wydzieleni grafitu, zwiększona szybkość krzepnięcia i selektywny dobór pierwiastków stopowych zmniejsza mikrosegregację. Tym samym można znacznie oddziaływać opóźniająco na przebieg przemiany w stadium II niż w stadium I (rys.7).

W procesie przemiany izotermicznej austenitu bardzo istotny jest czas jej początku i końca. Wynika on z kinetyki przemiany w żeliwie sferoidalnym, która jest bezpośrednio związana z temperaturą przemiany izotermicznej i stanem termodynamicznym fazy γ po austenitowaniu. Zazwyczaj informacje takie uzyskuje się z wykresów CTPI. Autor pracy [45], na podstawie badań dylatometrycznych, wyznaczył równanie, za pomocą którego można wyliczyć czas początku przemiany.

Istotne znaczenie dla wyjaśnienia przemiany izotermicznej austenitu w osnowie żeliwa ma praca Y.C. Liu, J.M. Schisslera i J.P. Chobauta [90]. Według autorów, ze względu na istniejącą mikrosegregację w żeliwie sferoidalnym, przemiana bainityczna przebiega niejednorodnie. Przy wydzieleniach grafitu, w środku ziarn eutektycznych, szybkość przemiany jest większa niż w obszarach granicznych, gdzie występuje większa zawartość manganu. Z tego względu stadium I przemiany jest procesem bardziej złożonym o tyle, o ile więcej pierwiastków stopowych znajduje się w składzie chemicznym żeliwa. Za pomocą badania mikroskopowego i dylatometrycznego w końcowym okresie stadium III (rys.7), po dochłodzeniu do temperatury otoczenia, stwierdzono obecność martenzytu na styku granic ziarn eutektycznych. Występowanie martenzytu w obszarach granicznych ziarn eutektycznych stwierdzono również w pracach [43,48, 107].

N. Darwish i R. Elliot [18], analizując kinetykę przemiany w zakresie bainitycznym w żeliwie sferoidalnym, założyli w swoich rozważaniach, że istnieje stan równowagi między ferrytem i austenitem, a w strukturze nie ma wydzieleni węglkowych ani martenzytu oraz, pomijając zawartość węgla w fazie α , podali równanie na zawartość węgla w osnowie podczas austenitowania:

$$C_{\gamma}^A = C_{\gamma} \cdot V_{\gamma}, \quad \% \quad (4)$$

gdzie:

C_{γ}^A - zawartość węgla w fazie γ podczas austenitowania %,

C_{γ} - zawartość węgla w austenicie szczątkowym %,

V_{γ} - udział objętościowy austenitu szczątkowego w osnowie %.

Według tych autorów, udziału martenzytu w osnowie nie można pomierzyć bezpośrednio, ale można go określić z równania równowagi:

$$C_{\gamma}^A = C_{\gamma} \cdot V_{\gamma} + C_{\gamma}^A \cdot V_M, \quad \% \quad (5)$$

V_M - udział objętościowy martenzytu %.

Równanie (5) wykorzystano do oceny stopnia przemiany i sformułowano wniosek, że w jej stadium I pierwiastki stopowe nie mają wpływu na jej szybkość.

Analiza kinetyki przemiany izotermicznej przechłodzonego austenitu w obszarze bainitycznym w żeliwie sferoidalnym wskazuje, że na ogół została ona rozpoznana i odpowiednio zinterpretowana w dostępnej literaturze. Wśród autorów panuje jednoznaczność w poglądach dotyczących oddziaływania składu chemicznego żeliwa na przebieg przemiany.

2.2.2. Produkty przemiany izotermicznej

Analizę struktury osnowy żeliwa po przemianie izotermicznej zajmowali się autorzy publikacji [3,7,12,41,43,45,47-49,50,51,53,54,62-64,72,75,80,93,97,114,107,108,112,115,118,120,123,125,135].

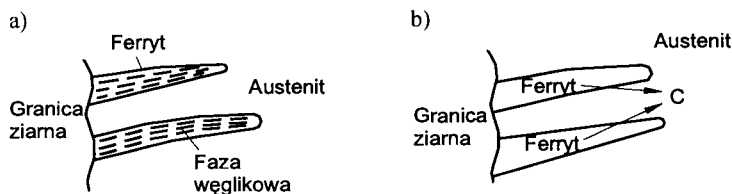
Klasyczna struktura żeliwa sferoidalnego ADI składa się z ferrytu bainitycznego i austenitu szcążkowego. Jest to więc struktura, która powstała podczas przemiany izotermicznej w stadium II (rys.7). Stąd faza α jest przesycona węglem, a faza γ zawiera węgiel w ilości bliskiej punktowi E', według układu Fe-C.

B a i n i t, zgodnie z ogólnie przyjętą definicją, składa się z przesyconego węglem ferrytu i fazy węglkowej.

Przemianę austenitu w bainit w zakresie temperatury $T_{pi} = 450 \div 250$ °C inicjują zarodki ferrytu bainitycznego na granicach międzyfazowych i granicach ziarn (rys.10). Obecność krzemu w żeliwie sprawia, że faza węglkowa nie wydziela się natychmiast, tak jak w przypadku stali. Określając związek między zawartością węgla w ferrycie górnego bainitu, D.A. Harris i R.J. Maitland [65] stwierdzają, że bardzo nieznacznie różni się ona od jego zawartości w ferrycie równowagowym. W temperaturze $T_{pi} < 330$ °C szybkość wzrostu ferrytu jest duża, natomiast dyfuzja węgla jest mała, co prowadzi do przesylenia fazy α . Faza ta, ze względu na nadmiar węgla, może mieć początkowo odkształconą, tetragonalną sieć krystaliczną. H.K.D.H. Bhadeshia i A.R. Waugh [8] uważają, że igły ferrytyczne w początkowym okresie przemiany dziedziczą całą zawartość węgla austenitu - C_{γ}^A . Porównując ją do przemiany martenzytycznej, tym samym podtrzymują tezę o jej bezdyfuzyjności. W ferrycie dolnego bainitu zawartość węgla zwiększa się w miarę obniżania temperatury przemiany. Podobne zdanie prezentują autorzy [43,47-49,56,107], uważając ferryt dolnego bainitu za roztwór o silnym przesyleniu węglem.

W początkowym okresie przemiany węgiel uczestniczy w tworzeniu wydzielen węgla ϵ ($Fe_{2,4}C$) wewnątrz igieł ferrytycznych. Węgiel ten często jest określany jako „węgiel bainityczny”. Z ferrytu bainitycznego nadmiar węgla usuwany jest do sąsiadującego austenitu, przy czym przemiana odbywa się w sposób ciągły. Po wygrzewaniu w czasie $\tau_{pi} = 0,5 \div 3$ godz., udział austenitu szcążkowego jest nieduży. Struktura żeliwa po dochłodzeniu do temperatury otoczenia (20 °C) jest określana jako dolny bainit (rys.10a). Wynikiem całkowitej przemiany izotermicznej austenitu w temperaturze $T_{pi} > 330$ °C jest górny bainit (rys.10b). Mechanizm jego przemiany jest nieco inny niż ten, który dotyczy przemiany w niższej temperaturze w dolny bainit. Wyższa temperatura przemiany izotermicznej stwarza warunki do szybszego przemieszczania atomów węgla z ferrytu do austenitu. Gdy przemiana zostanie zatrzymana w początkowym okresie, to po dochłodzeniu do temperatury otoczenia z austenitu utworzy się, przynajmniej częściowo, martenzyt. Realizacja tej przemiany jest możliwa, gdy temperatura M_s jest wyższa od temperatury otoczenia.

W dłuższym okresie wytrzymywania nasycenie austenitu węglem zwiększa się do wartości od 1,5 do 1,7 %. Przemiana zatrzymuje się. Austenit wysokowęglowy cechuje się obniżoną temperaturą M_s (niższą od temperatury 20 °C), co prowadzi do zwiększenia udziału fazy γ w osnowie żeliwa. Osnowa żeliwa sferoidalnego, po przemianie w czasie $\tau_{pi} = 0,5 \div 3$ godz., składa się z ferrytu bainitycznego i austenitu szcążkowego, którego udział w osnowie może być znaczący. Taka struktura osnowy, wg znormalizowanej terminologii ASTM [70], jest określona jako ferrytyczno-austenityczna lub krócej - ausferryt.



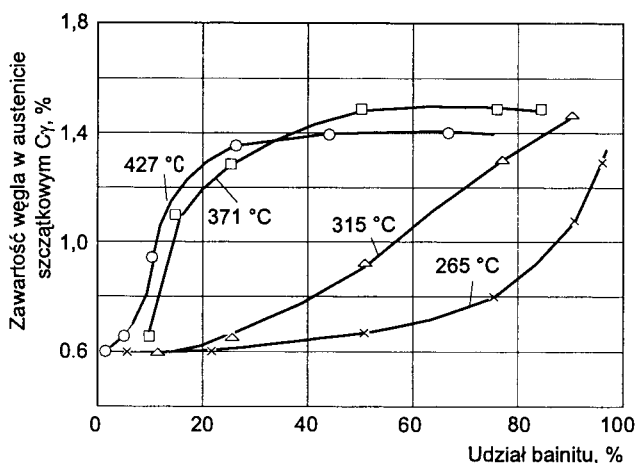
Rys. 10. Mechanizm przemiany izotermicznej w zakresie: a) dolnego bainitu ($330\div 250$ °C), b) górnego bainitu ($450\div 330$ °C) [63]

Przedłużenie czasu przemiany $\tau_{pi} > 4$ godz. powoduje rozpad wysokowęglowego austenitu. Produktem rozpadu są wydzielenia węglik (Fe_3C) i ferryt. Ten ostatni powstaje wskutek procesu tworzenia się węglik i ubożenia austenitu w węgiel. Po tej przemianie osnowa żeliwa może składać się z ferrytu, fazy węglkowej i ewentualnie niewielkiej ilości austenitu szczątkowego. Przedstawiony mechanizm przemiany podzieleny jest również przez autorów [39,40,64,86].

Struktura powstająca w górnym i dolnym zakresie temperatury przemiany izotermicznej występuje w formie pakietu (wiązki) [98], składającego się z igieł ferrytycznych, płytek austenitu szczątkowego i wydzielen węglikowych. Według C. Podruckiego [115], grubość igieł ferrytu i płytek austenitu szczątkowego jest zależna od temperatury przemiany. Z tym poglądem jest zgodne stwierdzenie Y.W. Parka i I.C. Kanga [108]. Uważają oni, że na ogół bardziej gruboziarnista struktura występuje po hartowaniu z przemianą izotermiczną w zakresie górnego bainitu. R. Bösch i współautorzy [10], badając żeliwo sferoidalne na cienkich foliach, określili szerokość igieł ferrytu bainitycznego na 140 nm, a płytki austenitu szczątkowego - 100 nm.

We wczesnej pracy E. Dorazila [24] jest stwierdzenie podzieleny ogólny pogląd, że elementarne cząstki dolnego i górnego bainitu zarodkują na granicy grafit-austenit, austenit-austenit i na wcześniej powstałych igłach ferrytu. Taki sam pogląd wyrażają również autorzy publikacji [43,56,65,86,107]. W obszarze tworzenia górnego bainitu zachodzi boczny rozrost igieł. Natomiast dolny bainit nie wykazuje takiego rozrostu [24]. Wzrost wzdłużny i poprzeczny igieł odbywa się przy różnym mechanizmie [26].

Autorzy publikacji [112] w podsumowaniu badań uznali, że charakter zmian struktury w stali krzemowej (powyżej 2 % Si) podczas izotermicznej przemiany bainitycznej jest podobny do zmian struktury zachodzących w osnowie żeliwa sferoidalnego. M.M. Shea i E.F. Ryntz [133] hipotezę tę podtrzymują. S.J. Matas i R.F. Hehemann [93] wyrażają opinię, że podstawowa różnica między górnym i dolnym bainitem w stali krzemowej może być interpretowana za pomocą mechanizmu wydzielania fazy węglkowej z przesyconego ferrytu. Dlatego konieczne jest założenie, że węglik ϵ nie będzie się wydzieliał z przesyconego ferrytu w temperaturze $T_{pi} > 343$ °C. W tym świetle, bainit tworzy się początkowo jako przesycony ferryt w całym zakresie przemiany izotermicznej. Poniżej temperatury $T_{pi} = 343$ °C węglik ϵ wydzielają się w ferrycie bardzo szybko, a pozostały w nim węgiel dyfunduje powoli do otaczającego austenitu. Okres czasu, potrzebny do wydzielania węglik ϵ w temperaturze $T_{pi} > 343$ °C, umożliwi przemieszczenie całej zawartości węgla z ferrytu do austenitu. Na rysunku 11 przedstawiono wpływ udziału bainitu w stali na zawartość węgla w austenicie szczątkowym. Podwyższenie temperatury i przedłużenie czasu przemiany izotermicznej przyczynia się do zwiększenia nasycenia austenitu węglem.



Rys. 11. Wpływ udziału bainitu w stali krzemowej (0,60 % C; 2,00 % Si; 0,86 % Mn i 0,31 % Cr) na zawartość węgla w austenicie szczątkowym [93]

Stopniową przemianę izotermiczną austenitu wykorzystano do utworzenia w ziarnach eutektycznych dwóch typów struktury. W środku ziarna powstał ausferyt, a w obszarach granicznych - ferryt bainityczny z fazą węglkową (bainit). Postępowanie takie wynikało z celu badań autorów [99], którzy chcieli zwiększyć udział austenitu szczątkowego w żeliwie sferoidalnym ADI.

Substrukturę produktów przemiany bainitycznej można analizować, między innymi za pomocą zjawisk zachodzących w osnowie podczas ponownego nagrzewania. Przykładem takiego postępowania są badania [43,45], w których efekt dylatacyjny związany z grafityzacją analizowano w próbkach żeliwa sferoidalnego ADI. Grafityzacja fazy węglkowej rozpoczyna się w zakresie temperatury 554÷640 °C. W próbce wytrzymałowej w temperaturze $T_{pi} = 200$ °C w czasie $\tau_{pi} = 15$ min proces grafityzacji rozpoczął się w 554 °C, a w próbce wygrzewanej w temperaturze $T_{pi} = 400$ °C w czasie $\tau_{pi} = 15$ min - 640 °C. Hartowanie z przemianą izotermiczną w temperaturze $T_{pi} = 400\div350$ °C w czasie $\tau_{pi} = 1\div4$ godz. spowodowało, że przy nagrzewaniu próbki do 700 °C na krzywych dylatometrycznych nie ujawnił się przyrost długości spowodowany grafityzacją. Zaobserwowane zmiany są na pewno związane z dyfuzją węgla i substrukturą występującą tam roztworów α i γ , a w szczególności z obecnością w nich wad budowy krystalicznej. O zróżnicowanej gęstości dyslokacji w ferrycie bainitycznym i austenicie szczątkowym stali krzemowej informuje się w badaniach [31,32,112].

Faza węglkowa jest produktem przemiany bainitycznej, której wydzielanie zachodzi w roztworach nasyconych węglem - ferrycie i austenicie. Ponieważ szybkość dyfuzji węgla w roztworze α jest znacznie większa niż w roztworze γ , w powstałych igłach ferrytu wydziela się faza węglkowa we wczesnym okresie przemiany (stadium I). Z roztworu γ faza węglkowa tworzy się w późniejszym okresie przemiany (stadium II, rys.8), w wyniku jego rozpadu.

Węgiel ϵ w stali krzemowej wydziela się stosunkowo szybko z przesyconego węglem ferrytu bainitycznego przy izotermicznej przemianie austenitu. Podczas dalszego wytrzymywania następuje jego przemiana w Fe_3C , co ma istotne znaczenie, gdyż ten fragment przemiany może być zidentyfikowany z przemianą martenzytu tetragonalnego podczas procesu odpuszczania. Zawartość węgla w ferrycie bainitycznym (w obecności

węglika ϵ) jest znacznie mniejsza od jego zawartości w martenzytcie odpuszczonym. Jest to wynik dyfuzji węgla z ferrytu do austenitu, a nie rozpad przesyconego roztworu stałego.

S.I. Matas i R.F. Hehemann [93] wyrażają pogląd, że fazy węglkowe (ϵ , Fe_3C) i mieszanina obu węglków są zależne od składu chemicznego stali, temperatury i czasu przemiany izotermicznej. W stali krzemowej, w ferrycie bainitycznym, w początkowym okresie przemiany w górny bainit wydziela się cementyt lub węglik ϵ [31,41,93]. Według autorów [93], węglik ϵ nie wydziela się przed cementytem. Na ogół panuje pogląd, że w tym zakresie przemiany, w jej początkowym okresie, w ferrycie bainitycznym żeliwa sferoidalnego ADI, faza węglkowa nie wydziela się [12,43,45,48,70,115,119]. Przeciwnego zadania są W.J. Dubensky i K.B. Rundman [41], którzy zaobserwowali węglik ϵ wewnątrz igieł ferrytu bainitycznego utworzonego w temperaturze $T_{pi} = 400\text{ }^\circ\text{C}$.

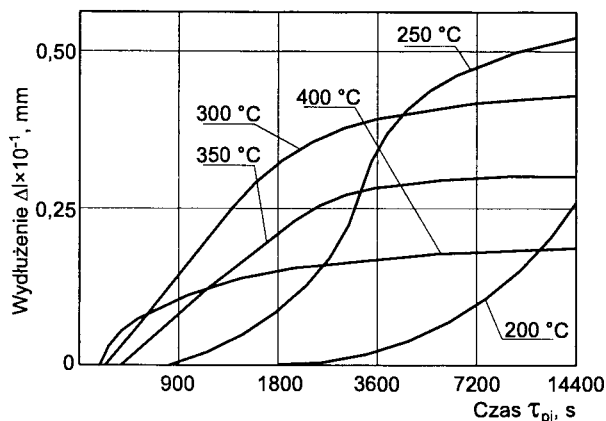
Hartowanie z przemianą izotermiczną w temperaturze $T_{pi} = 300\text{ }^\circ\text{C}$ powoduje, że w stali krzemowej, w początkowym okresie, na granicy igieł ferrytycznych wydziela się węglik ϵ . Później w środku igieł powstaje węglik ϵ lub Fe_3C . Węglik ϵ jest na tyle trwały, że na granicy międzyfazowej z austenitem istnieje po 100 godz. [7,32]. Autorzy [32] dopuszczają możliwość pojawienia się węglika ϵ w nieprzemienionym austenicie. W późniejszej pracy [35] ci sami autorzy oraz T. Podrábský potwierdzają to przypuszczenie, ponieważ stwierdzili obecność węglika ϵ w fazie α i γ .

W wysokowęglowym austenicie (stali krzemowej), w zakresie górnego bainitu, węglik ϵ wydziela się w późniejszym okresie [93]. W żeliwie sferoidalnym ADI po przedłużonym wytrzymywaniu w temperaturze $T_{pi} = 400\text{ }^\circ\text{C}$ stwierdzono istnienie wewnątrz igieł oraz wzdłuż granic ferryt – ferryt, węglika Hägga (Fe_5C_2). Powstanie tego typu węglika na granicy ziarn jest skutkiem reakcji (3) [41]. J.M. Schissler [125] znalazł w osnowie żeliwa wydzielenia węglika krzemu.

Zmiany objętości żeliwa sferoidalnego podczas przemiany izotermicznej wykorzystano do interpretacji zachodzących procesów (rys.12). Zmiany długości próbek są wynikiem udziału i różnic objętości właściwej produktów przemiany. W temperaturze $T_{pi} = 300\pm 200\text{ }^\circ\text{C}$ w osnowie żeliwa tworzy się roztwór α i faza węglkowa, która odznacza się największą objętością właściwą w stopach Fe-C. Można więc uznać, że przy przemianie w dolnym obszarze bainitycznym podstawowym czynnikiem oddziałującym na przyrost próbek jest tworząca się faza węglkowa. W górnym obszarze bainitycznym ($T_{pi} = 400\pm 350\text{ }^\circ\text{C}$) faza węglkowa nie wydziela się w stadium I (lub wydziela się w mniejszej ilości na przełomie stadium I i II - rys.7). Dlatego próbki nie osiągnęły takiego przyrostu długości jak przy przemianie w dolnym obszarze bainitycznym. Zmiany długości próbek przy wytrzymywaniu w zakresie górnego obszaru bainitycznego są głównie wynikiem wzbogacenia się austenitu w węgiel [45].

Istotne znaczenie dla mechanizmu wydzielenia fazy węglkowej ma obecność krzemu w stopach Fe-C-Si. Wyjaśniając proces rozpadu przechłodzonego austenitu w żeliwie sferoidalnym wszyscy autorzy publikacji, w których analizowano produkty przemiany w obszarze bainitycznym, są zgodni, że ta większa zawartość w nim krzemu opóźnia wydzielenie węglków (ϵ , Fe_3C , SiC). Podobne działanie do krzemu wykazuje aluminium [23,118].

A u s t e n i t s z c z ą t k o w y, obok ferrytu bainitycznego lub ferrytu bainitycznego z fazą węglkową (dolnego bainitu), jest drugim składnikiem struktury żeliwa sferoidalnego ADI.

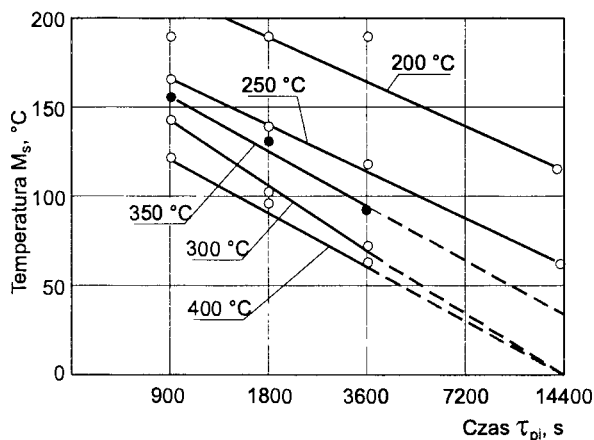


Rys. 12. Wpływ temperatury i czasu przemiany izotermicznej na wydłużenie próbek żeliwa sferoidalnego o zawartości : 3,47 % C; 2,31 % Si; 0,82 % Mn; 0,10 % P; 0,007 % S [45]

Obniżenie temperatury wytrzymywania podczas przemiany izotermicznej przyczynia się do zmniejszenia udziału austenitu nieprzemienionego, a dochładzanie żeliwa do temperatury otoczenia powoduje jego przemianę w martenzyt. Przemiana ta zachodzi, gdyż w osnowie austenit pod względem stężenia węgla jest niejednorodny [12,22].

Austenit szczałkowy w żeliwie sferoidalnym charakteryzuje się dużą trwałością; decyduje o tym zawartość w nim węgla. Przyczynia się ona do obniżania temperatury M_s . M. Johansson [77] uznaje, że całkowicie trwałe austenit zawiera 1,6 % C, a jego temperatura M_s wynosi - 80 °C. Autorzy prac [63,97,115] z kolei informują, że wartość M_s może nawet dochodzić do temperatury -120 °C.

Na rysunku 13 przedstawiono wpływ temperatury i czasu przemiany izotermicznej na temperaturę M_s . Po wygrzewaniu w temperaturze $T_\gamma = 910$ °C w czasie $\tau_\gamma = 1$ godz. temperatura M_s wynosi 115 °C [43,45].



Rys. 13. Wpływ temperatury i czasu przemiany izotermicznej na temperaturę M_s (linie przerywane ekstrapolowano) [45]

K. Herfurth [69] i inni autorzy prac, analizując przemianę bainityczną, podają, że wskutek jej samohamowania austenit ulega stabilizacji i nie poddaje się przemianie w ogóle bądź tylko częściowo przemienia się w martenzyt. Z tego więc powodu w strukturze osnowy udział austenitu szczątkowego zawiera się w przedziale 20÷50 % [3,21-23,28,29,33,34, 38,40,43,47-49,68-70,77,80,90,97,106,107,115].

Szczególnie duże znaczenie dla procesów tworzenia austenitu szczątkowego w żeliwie i jego stabilizacji ma temperatura austenitzowania, temperatura i czas przemiany izotermicznej. Podobna zależność występuje w stali krzemowej. Udział austenitu w wysokowęglowej stali krzemowej (0,6÷1,2 % C; 1,4÷2,4 % Si) po przemianie może dochodzić do 47 % [139].

C. Podrzucki [115] informuje, że największą trwałość wykazuje austenit w stadium II (rys.7). Zawiera on 2 % C, a jego udział w osnowie wynosi 25÷50 %. Pogląd ten podzielają również autorzy publikacji [18,68,77,90]. Na przykład: wytrzymywanie żeliwa sferoidalnego „Kymenite” w czasie $\tau_{pi} = 500$ godz. w temperaturze $T_{pi} = 300$ °C nie spowodowało rozpadu roztworu γ_{HC} [77].

Wysokowęglowy austenit szczątkowy nie tylko rozpada się przy przedłużonym czasie przemiany izotermicznej, lecz także przy ponownym nagrzewaniu [43,45,114, 127]. Austenit pod działaniem naprężeń ściskających może przemienić się w martenzyt [77].

M a r t e n z y t może powstać w osnowie żeliwa sferoidalnego ADI przy dochładzaniu do temperatury otoczenia (20 °C) i wymrażaniu. Tworzy się on w środku ziarn eutektycznych, między igłami ferrytu bainitycznego i w strefach granicznych.

Wielu autorów [11,18,21,23,33,36,38,39,43,45,47-49,62,70,80,94,107,127] uważa, że krótki czas wygrzewania i dochładzanie do temperatury otoczenia przyczynia się do utworzenia martenzytu w osnowie. Związane to jest bez wątpienia z początkowo małym nasyceniem nieprzemienionego austenitu węglem podczas przemiany.

Po hartowaniu z przemianą izotermiczną w zakresie górnego obszaru bainitycznego ($T_{pi} = 375$ i 365 °C) żeliwa sferoidalnego EN-GJS-1000-5 (DIN EN 1564) po wygrzewaniu w czasie $\tau_{pi} = 30$ min, a w przypadku EN-GJS-800-8 po czasie $\tau_{pi} = 20$ min, stwierdzono w osnowie obecność martenzytu. Przy przedłużeniu czasu wygrzewania martenzyt nie wystąpił [11]. Według M. Pachowskiego [106], obniżenie temperatury z $T_{pi} = 350$ i 300 °C do $T_{pi} = 250$ °C zwiększa udział martenzytu w osnowie, przy malejącym udziale wysokowęglowego austenitu γ_{HC} .

H. Bayati i współautorzy [4], N. Darwish i R. Elliott [18] i D.J. Moore i współautorzy [94,95], analizując strukturę żeliwa, określili udział martenzytu w osnowie (tab.2). Z analizy danych zawartych w tabeli 2 wynika, że na występowanie martenzytu w osnowie wpływa temperatura austenitzowania, temperatura przemiany izotermicznej i zawartość pierwiastków stopowych.

Badania J.M. Schisslera i J.P. Chobauta [127] wykazały, że tworzenie się martenzytu z nieprzemienionego austenitu, następujące przy dochładzaniu do temperatury otoczenia, realizuje się, jeżeli struktura końca stadium I nie jest typu $\alpha + \gamma$, szczególnie w obszarach granicznych ziarn eutektycznych. Autorzy uważają, że obecność w osnowie martenzytu może być ujawniona za pomocą badania dylatometrycznego przy nagrzewaniu.

Badania przeprowadzone przy zastosowaniu dylatometru wykazały, że w miarę podwyższania temperatury T_{pi} i zwiększania czasu wygrzewania τ_{pi} wydłużenie względne próbki zmniejsza się wskutek malejącego udziału martenzytu tetragonalnego. Martenzyt ten podczas nagrzewania przemienił się w martenzyt regularny [43,45].

Tabela 2. Czas przemiany izotermicznej, przy którym udział martenzytu w osnowie żeliwa wynosi 1 % i poniżej [4,18,94,95]

Poz. lit.	Żeliwo, skład chemiczny	T_{γ}/τ_{γ} , °C/min	T_{pi} , °C		
			τ_{pi} , min		
			300	375	400
[4]	Żeliwo z grafitem wermikularnym: 3,50 % C; 2,30 % Si; 0,02 % Mn; 1,0 % Cu	920/90	20	30	45
[18]	Żeliwo sferoidalne: 1) 3,80 % C; 2,77 % Si; 0,037 % Mn; 0,33 % Cu	900/60 950/60 1000/60	15 60 120	30 60 60	30 120 120
	2) 3,60 % C; 2,80 % Si; 0,016 % Mn; 1,02 % Ni; 0,90 % Cu	900/60 950/60 1000/60	60 120 -	60 240 720	120 240 -
[94,95]	Żeliwo sferoidalne: 1) 3,39 % C; 2,49 % Si; 0,15 % Mn	871/120 927/120	10 15	5 >15	- -
	2) 3,72 % C; 2,51 % Si; 0,35 % Mn	871/120 927/120	30 60	30 120	- -
	3) 3,56 % C; 2,33 % Si; 0,57 % Mn	871/120 927/120	90 >120	>90 >60	- -
	4) 3,65 % C; 2,53 % Si; 0,97 % Mn	871/120 927/120	>1440 >1440	>1440 >1440	- -

W strukturze żeliwa martenzyt wraz z nieprzemienionym austenitem, mogą znajdować się w strefach granicznych ziarn eutektycznych. Strefy te nazywane są obszarami austenityczno-martenzytycznymi. Ujemny ich wpływ na właściwości plastyczne żeliwa sferoidalnego ADI wynika z mikrosegregacji Mn i Mo [29,33,36,43,46,48,60,62,65,107,126,127,138].

Przegląd literatury pokazuje, że zasadniczymi optymalnymi składnikami struktury żeliwa po przemianie izotermicznej są: ferryt bainityczny, wysokowęglowy austenit szczałkowy. W osnowie może ewentualnie znajdować się martenzyt i faza węglkowa. Czynnikiem decydującymi o udziale poszczególnych składników struktury osnowy, poza składem chemicznym żeliwa i grubością ścianek odlewów, są parametry obróbki cieplnej. Dotyczy to w szczególności warunków austenitowania oraz temperatury i czasu przemiany izotermicznej. Analiza publikacji dowodzi, że rola warunków hartowania nie została w pełni wyjaśniona, a niektóre wyrażone przez badaczy tezy są kontrowersyjne. Dotyczy to zwłaszcza temperatury austenitowania i mechanizmu przemiany bainitycznej.

Przedstawione informacje o produktach przemiany, pochodzące od różnych autorów z lat wcześniejszych i późniejszych, jak również prac własnych autora, pokazują że w osnowie reakcja bainityczna zachodzi w niejednorodnym austenicie przechłodzonym.

W skali mikroskopowej przemiana austenitu w bainit w żeliwie dokonuje się w ziarnach eutektycznych. Warunki równowagi termodynamicznej fazy γ sprawiają, że rozpoczyna się ona w środku ziarn na granicy faz grafit - austenit i przemieszcza się do ich granic. Bezdyfuzyjne i dyfuzyjne zmiany zachodzą więc w obrębie ziarn. Prowadzą one do niejednorodnej struktury osnowy. W ziarnach eutektycznych znajdują się subziarna fazy γ o różnym stężeniu węgla. Można zatem postawić tezę, że w środku ziarn faza γ wzbogaca się w węgiel do maksymalnej wartości - 2 %, natomiast w strefie gra-

nicznej stężenie węgla, ze względu na mechanizm przemiany, odpowiada zawartości równowagowej w temperaturze T_{γ} . Austenit szcążkowy w żeliwie jest roztworem termodynamicznie niestabilnym, ponieważ ulega przemianie przy zmianie temperatury. Badania własne autora [43,45,107] dowiodły, że podczas nagrzewania (odpuszczania) austenit szcążkowy rozpada się na ferryt i fazę węglkową.

Niejednorodność struktury osnowy jest problemem bardzo istotnym, gdyż obecność w niej martenzytu ujemnie wpływa na plastyczność żeliwa. Chcąc ograniczyć lub wyeliminować udział martenzytu z osnowy, niektórzy autorzy poświęcili temu zagadnieniu swoje prace [18,23,34,38,40,43,45,46,48,53,59,64,94,104,108,115,118,120,123,148]. Uważają oni, że można tego dokonać przez: ograniczenie zawartości Mn lub Mo do 0,3 %; wprowadzenie Ni, Mo i Cu; stosowanie temperatury z górnego obszaru bainitycznego; dobór temperatury austenitowania dla żeliwa sferoidalnego o określonym składzie chemicznym. Istnieje jednak potrzeba dalszych badań zmierzających do ograniczenia obszarów austenityczno-martenzytycznych w żeliwie sferoidalnym. Kontynuacja powinna dotyczyć w szczególności wpływu stężenia węgla w austenicie przed jego przemianą.

Z analizy struktury wypływa oczywisty wniosek, który można sformułować następująco: skojarzenie dużej wytrzymałości i zadawalającej plastyczności żeliwa sferoidalnego ADI powinna gwarantować osnowa, składająca się z ferrytu bainitycznego i od 20 do 50 % austenitu szcążkowego bez udziału fazy węglkowej w ferrycie i austenicie. Na przykład dla nie- i niskostopowego żeliwa sferoidalnego może to dotyczyć wartości $R_m = 900 \div 1100$ MPa i $A_5 = 12 \div 6$ %.

Na zakończenie tego rozdziału należy podkreślić, że mikrosegregacja w żeliwie sferoidalnym w znaczącym stopniu oddziałuje na strukturę po przemianie izotermicznej austenitu. Problem ten wymaga dalszych i dokładniejszych badań przy użyciu nowoczesnych metod badawczych.

2.2.3. Wpływ pierwiastków stopowych na izotermiczną przemianę bainityczną

Wpływ każdego pierwiastka stopowego żeliwa na przebieg przemiany izotermicznej zależy od wielu czynników, między innymi od: zawartości innych pierwiastków, temperatury i czasu austenitowania, temperatury i czasu przemiany izotermicznej oraz od rozmieszczenia pierwiastków w osnowie metalowej. Świadczy to najlepiej o złożonym wpływie składu chemicznego na strukturę żeliwa sferoidalnego ADI.

Skład chemiczny niestopowego żeliwa ogranicza się do węgla, krzemu, manganu, siarki i fosforu. Żeliwo niskostopowe lub stopowe, szczególnie przydatne do hartowania z przemianą izotermiczną, zawiera nieco więcej Si i Mn bądź celowo wprowadzone pierwiastki stopowe, przede wszystkim Ni, Mo i Cu.

W żeliwie sferoidalnym ADI dobór pierwiastków stopowych, wpływających na zakres występowania fazy γ , w porównaniu ze stałą, jest ograniczony, zwłaszcza wtedy, gdy się wymaga zadawalającej plastyczności [21]. Istotne jest, aby czas trwania stadium I i II (rys.7), a w szczególności stadium II, był wydłużony [115,118,123,137].

Dobór właściwych pierwiastków stopowych może być jednak trudny, jeśli chodzi o wymagania stawiane odlewom z żeliwa sferoidalnego ADI [75].

2.2.3.1. Wpływ węgla i krzemu

Węgiel jest podstawowym pierwiastkiem w żeliwie, decydującym o strukturze i właściwościach mechanicznych. Na jego zawartość i rozmieszczenie w osnowie wpływają warunki austenitzowania podczas obróbki cieplnej (patrz rozdział 2.1). Podczas przemiany izotermicznej przechłodzonego austenitu w bainit węgiel jest tym pierwiastkiem, który najefektywniej bierze udział w kinetyce przemiany i kształtowaniu struktury żeliwa.

Żeliwo sferoidalne cechuje się wysoką zawartością węgla i krzemu. Z tego powodu przemiana bainityczna w żeliwie różni się od tej przemiany w stali. Zwiększona zawartość węgla w austenicie żeliwa sprzyja opóźnieniu zarodkowania ferrytu bainitycznego i stabilizuje austenit [59,118].

Krzem w stali i w żeliwie jest pierwiastkiem, który nie bierze bezpośrednio udziału w reakcji bainitycznej, lecz oddziałuje na jej kinetykę i mechanizm. Krzem odgrywa doniosłą rolę w przemianie izotermicznej austenitu w stopach Fe-C-Si, głównie w zakresie górnego obszaru bainitycznego [115]. E. Dorazil i V. Kraus [23] uważają, że krzem wpływa na zarodkowanie ferrytu bainitycznego w żeliwie sferoidalnym. Zwiększa on aktywność węgla, a zmniejsza energię swobodną przy przemianie $\gamma \rightarrow \alpha$, co z kolei wpływa na wzrost rozmiarów krytycznego zarodka nowo powstającej fazy. Im większa jest zawartość krzemu, tym istnieje większe prawdopodobieństwo, że do zarodkowania ferrytu bainitycznego będzie potrzebna mniejsza energia swobodna.

Według [57], energia aktywacji Q dolnego bainitu, w stalach zawierających dodatki stopowe, dla stali z krzemem jest najmniejsza.

M. Gagné w pracach [60,61] informuje, że nadmiar Si przyczynia się do powstania wolnego przedeutektoidalnego ferrytu w osnowie żeliwa sferoidalnego ADI. Podobny pogląd podzielają Y.W. Park i I.C. Kang [108], gdyż stwierdzili, że jeżeli zawartość krzemu osiąga wartość 3,3 %, to w osnowie tworzą się „wyspy” ferrytu. Autorzy opierają to stwierdzenie na hipotezie o nierównomiernym nasyceniu austenitu węglem w ziarnach eutektycznych. W temperaturze $T_\gamma = 900\text{ }^\circ\text{C}$ w żeliwie zawierającym 3,62 % C; 3,3 % Si; 0,21 % Mn; 0,036 % P; 0,006 % S; 0,065 % Mg; 0,54 % Cu; 0,22 % Mo, środkowe obszary ziarna eutektycznego nie osiągnęły stanu równowagowego zawartości węgla. Dlatego mniejsze stężenie węgla w austenicie, przy wydzieleniach grafitu kulkowego, sprzyjało tworzeniu ferrytu.

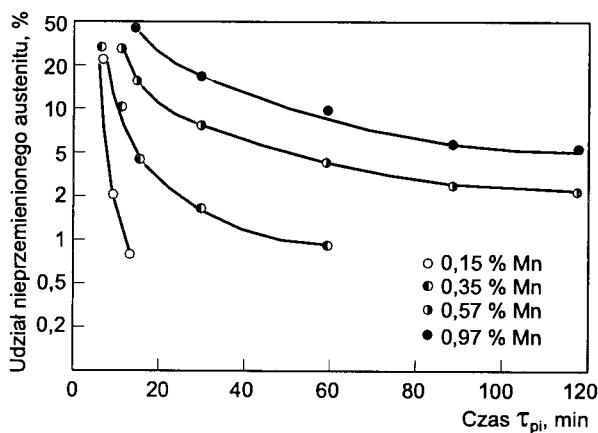
Autorzy niektórych prac informują o wpływie Si na grubość pakietów bainitycznych i udział austenitu szczątkowego w osnowie. Powiększenie zawartości węgla i krzemu pogrubia pakiety i zwiększa udział fazy γ . Powoduje to zmniejszenie wskaźników właściwości wytrzymałościowych i twardości, ale równocześnie zwiększają się wydłużenie i udarność [108,118,133].

A.Sh. Rezk i współautorzy [118] uważają, że większy udział fazy γ po przemianie izotermicznej można otrzymać dzięki hamującemu wpływowi krzemu w procesie tworzenia fazy węglkowej. Działanie to zaobserwowali autorzy przy zawartości Si w granicach 2÷4 %, zmieniając zarazem udział austenitu szczątkowego w osnowie, zgodnie ze znaną, wcześniej podaną, reakcją (3). Taki sam pogląd jest prezentowany przez autorów [123,137]. M.M. Shea i E.F. Ryntz [133] nie stwierdzają żadnego wyraźnego wpływu krzemu na strukturę żeliwa po przemianie za wyjątkiem tego, że w żeliwie zawierającym 1,57 % Si, przy wydzieleniach grafitu wystąpiły otoczki ferrytyczne po austenitzowaniu w temperaturze $T_\gamma = 850\text{ }^\circ\text{C}$ i w czasie $\tau_\gamma = 30$ i 75 min.

2.2.3.2. Wpływ manganu

Mangan charakteryzuje się dużym wpływem na trwałość austenitu w żeliwie, przemieszczając zakres temperatury krytycznej A_{r1} do niższych wartości. W materiałach źródłowych podaje się zazwyczaj, że żeliwo niestopowe może zawierać 0,3÷0,8 a niekiedy do 1 % Mn. D.J. Moore i współautorzy [94], badając żeliwo sferoidalne, stwierdzili, że mangan bardzo silnie hamuje przemianę przechłodzonego austenitu, dlatego powinno ono zawierać minimalną jego ilość (rys.14). Zwiększenie zawartości manganu w żeliwie sferoidalnym ADI wpływa na stopień tej przemiany, zmniejszając rozpiętość przedziału obróbczego ($\tau_{pi1} \div \tau_{pi2}$). Inne pierwiastki nie mają tak dużego wpływu na trwałość austenitu [95].

Przy przemianie izotermicznej przechłodzonego austenitu, Mn opóźnia reakcje zachodzące w stadiach I i II (rys.7). Przy długim czasie trwania stadium I ogranicza się tym samym przedział obróbczy [51,99]. Efekt ten ulega wzmocnieniu, dzięki silnej tendencji do wzbogacania w Mn obszarów granicznych ziarn eutektycznych, w których zawartość węgla jest większa niż w środku [99]. Z punktu widzenia termodynamiki można uznać, że siła napędowa przemiany bainitycznej będzie mniejsza w obszarach, w których jest większa zawartość Mn i gdzie jest większe stężenie węgla. Tworzą się wówczas obszary austenityczno-martensytyczne [39,43,46,99,115]. D.A. Harris i R.J. Maitland [65] wysuwają hipotezę, zgodnie z którą zwiększona zawartość Mn w obszarach na styku granic ziarn eutektycznych prowadzi do większej trwałości austenitu. Ta większa trwałość ogranicza ruchliwość atomów węgla i zmniejsza zdolność do zarodkowania ferrytu bainitycznego.



Rys. 14. Wpływ czasu przemiany izotermicznej τ_{pi} w temperaturze $T_{pi} = 316 \text{ }^\circ\text{C}$ na udział nieprzemienionego austenitu w osnowie żeliwa sferoidalnego zawierającego 0,15÷0,97 % Mn. Temperatura austenitizowania $T_\gamma = 927 \text{ }^\circ\text{C}$ [94]

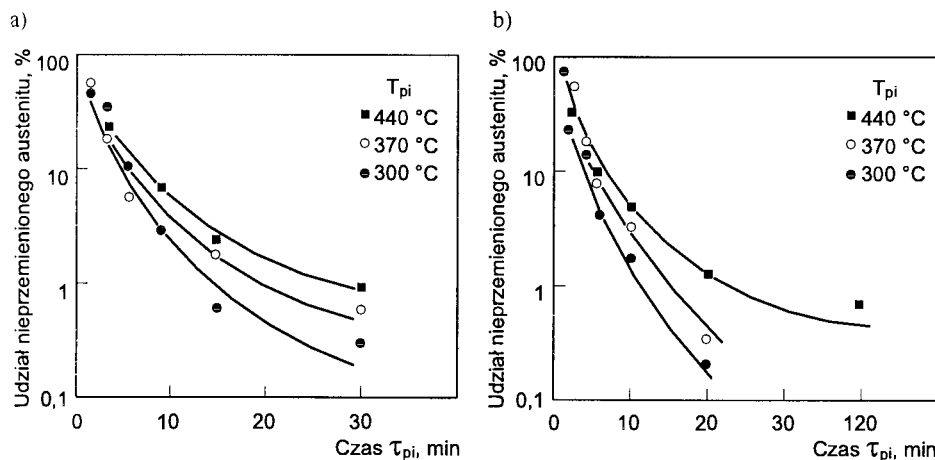
2.2.3.3. Wpływ niklu, molibdenu i miedzi

Nikiel należy do grupy pierwiastków stopowych poprawiających hartowność stopów żelaza i, w przeciwieństwie do chromu lub molibdenu, nie bierze udziału w tworzeniu wydzielen węglikowych. W żeliwie działa on grafityzująco przy przemianie eutektycznej, przeciwdziała jej natomiast przy przemianie eutekoidalnej (przeciwdziała

ferrytyzacji bezpośredniej, sprzyja perlityzacji osnowy). Nikiel w żeliwie sferoidalnym zwiększa trwałość austenitu w zakresie przemiany bainitycznej. Przy zwiększaniu zawartości Ni istnieje możliwość tworzenia się w żeliwie bainitu lub martenzytu przy powiększaniu grubości ścianki odlewów, zwłaszcza w obecności Mo [17,18,28,115].

Ważną zaletą molibdenu jest jego silny wpływ na przemianę przechłodzonego austenitu. Zwiększa on trwałość austenitu podczas przemiany w zakresie górnego bainitu. W praktyce do uzyskania osnowy ausferrytycznej w żeliwie stosuje się, oprócz Mo, Ni i Cu [21,28,59,115]. Obecność w żeliwie Ni i Cu wydłuża okres inkubacji przemiany izotermicznej austenitu i zmniejsza szybkość jego rozpadu w stadium II [18,138]. W miarę zwiększania zawartości Mn i Cu stabilność austenitu w żeliwie powiększa się, a wpływ manganu, w tym przypadku w porównaniu z miedzią, jest w przybliżeniu dwa razy większy [33]. H. Santos, A. Pinto i V. Torres [124], badając żeliwo sferoidalne ADI z dodatkiem Cu, wyrażają pogląd o trwałości austenitu, która zwiększa się dzięki obecności w nim Ni i Mo.

Wpływ czasu przemiany na udział nieprzemienionego austenitu w temperaturze $T_{pi} = 440 \div 300$ °C przedstawiono na rysunku 15. Podwyższenie temperatury przemiany T_{pi} przyczynia się do większego udziału nieprzemienionego austenitu w osnowie. Przedłużenie czasu wygrzewania τ_{pi} sprzyja procesowi dyfuzji węgla i postępowi przemiany, eliminując tym samym martenzyt z osnowy żeliwa sferoidalnego ADI. Dane zestawione na tym rysunku potwierdzają słuszność hipotezy wyrażonej przez autorów prac [18,138] o wpływie Ni i Cu na przemianę austenitu.



Rys. 15. Wpływ czasu przemiany izotermicznej na udział nieprzemienionego austenitu w osnowie żeliwa sferoidalnego o składzie chemicznym:

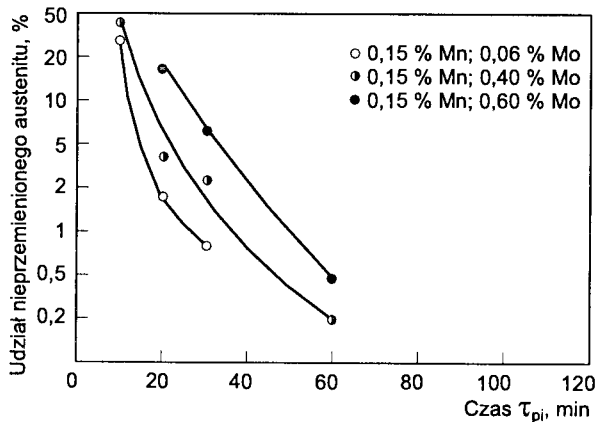
- 3.80 % C; 2.77 % Si; 0.037 % Mn; 0.03 % P; 0.02 % S; 0.034 % Mg; 0.07 % Ni; 0.33 % Cu.
- 3.60 % C; 2.80 % Si; 0.016 % Mn; 0.01 % P; 0.01 % S; 0.040 % Mg; 1.02 % Ni; 0.90 % Cu [18]

Wprowadzenie do żeliwa od 0,05 do 0,60 % molibdenu, przy obecności 0,15 % Mn, nie opóźnia przemiany bainitycznej, jak ma to miejsce w przypadku Mn [94]. Na rysunku 16 przedstawiono wpływ czasu przemiany izotermicznej w temperaturze $T_{pi} = 316$ °C po austenitowaniu w temperaturze $T_{\gamma} = 927$ °C na udział nieprzemienionego austenitu. Mimo rosnącej zawartości Mo w żeliwie, udział nieprzemie-

nionego austenitu w jego osnowie pod wpływem przedłużania czasu wygrzewania jest zauważalny, lecz zmiany te nie są tak znaczne jak w przypadku Mn.

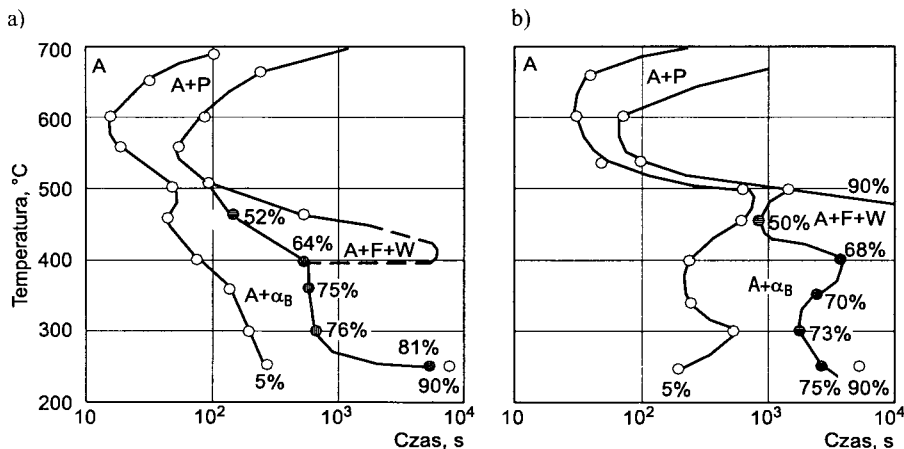
J. Dodd [21] podaje, że w żeliwie sferoidalnym, zawierającym 0,5 % Mo, przemiana izotermiczna w temperaturze $T_{pi} = 325 \text{ }^{\circ}\text{C}$ przebiega najszybciej, a jej koniec przypada na czas $\tau_{pi} \approx 2$ godz. Dodatkowo wprowadzenie do tego żeliwa 2,4 % Ni zmniejsza wydatnie szybkość przemiany. Czas potrzebny do jej całkowitego zakończenia w temperaturze $T_{pi} = 325 \text{ }^{\circ}\text{C}$ wynosi około 4 godz.

K. Röhrig [119] uważa, że miedź w żeliwie sferoidalnym zmienia przebieg przemian perlitycznej i bainitycznej (rys.17). Miedź w przemianie bainitycznej, zwiększając okres trwałości austenitu, powoduje, że proces jego rozpadu przebiega z małą szybkością. Przedłużenie czasu wytrzymywania poza linię z czarnymi punktami powoduje rozpad wzbogaconego węglem roztworu γ .



Rys. 16. Wpływ czasu przemiany izotermicznej w temperaturze $T_{pi} = 316 \text{ }^{\circ}\text{C}$ na udział nieprzemienionego austenitu w osnowie żeliwa sferoidalnego zawierającego: 0,15 % Mn i od 0,05 do 0,60 % Mo. Temperatura austenitowania $T_{\gamma} = 927 \text{ }^{\circ}\text{C}$ [94]

R. Viau, M. Gagné i R. Thibau [138], eksperymentując z żeliwem sferoidalnym zawierającym Ni i Cu oraz zaledwie 0,02 % Mn, stwierdzili, że przemiana bainityczna w stadium I przebiega bardzo szybko (ok. 1 godz.). Stadium III (rys. 7) przemiany rozpoczyna się przed upływem 8 godz. Natomiast w żeliwie zawierającym Mo (0,23 %) i Mn (0,2 %) stadium III przemiany zachodzi po wytrzymywaniu dłuższym niż 8 godz. w temperaturze $T_{pi} = 360 \text{ }^{\circ}\text{C}$. Ci sami autorzy informują, że obecność Mo i Mn przyczynia się do tworzenia kruchej fazy (martensytu) na granicach ziarn eutektycznych. To żeliwo sferoidalne odznacza się tak dużą trwałością przechłodzonego austenitu, że hartowaniu z przemianą izotermiczną można poddać odlewy o grubości ścianki do 25 mm. Jeżeli żeliwo zawiera, obok Cu i Ni, mangan (0,4 %), to wówczas owa krytyczna grubość ścianki zwiększa się do 51 mm. Taką samą hartownością cechuje się żeliwo z Ni, Mo i Mn. G. Berbezet i H. Mayer [3] informują o obróbce cieplnej żeliwa sferoidalnego zawierającego Ni i Mo lub Cu i Mo, przy różnej ich kombinacji ilościowej, która umożliwia otrzymanie osnowy ferrytyczno-austenitycznej w zakresie temperatury $T_{pi} = 400 \div 300 \text{ }^{\circ}\text{C}$ w odlewach o grubości ścianki 150 ÷ 200 mm.



Rys. 17. Wykresy CTPi niestopowego żeliwa sferoidalnego (a), żeliwa sferoidalnego zawierającego: 3,3 % C; 2,8 % Si; 0,7 % Mn; 0,8 % Cu (b): A - austenit, P - perlit, F - ferryt, W - węgliki, α_B - ferryt bainityczny [119]

A. Kowalski i współautorzy [76,77], wprowadzając do żeliwa sferoidalnego ADI nikiel (1,08÷2,06 %) i miedź (0,57÷1,44 %) przy zawartości 3,34÷3,52 % C i 2,87÷3,25 % Si, opracowali dwa gatunki EN-GJS-1000-5 i EN-GJS-1400-1 (EN 1564).

Oddziaływanie pierwiastków stopowych na kształtowanie struktury i właściwości żeliwa podczas przemiany izotermicznej austenitu było przedmiotem wielu badań. Problematyka ta jest wykorzystywana przy produkcji odlewów żeliwa sferoidalnego ADI. Jest ona bardzo szeroka. W niniejszej publikacji została przedstawiona w formie ograniczonej, a w badaniach własnych nie uwzględniono jej.

Krzem w żeliwie sferoidalnym działa hamująco na reakcję (3) w stadium III (rys.7), dzięki temu udział austenitu szcążkowego w osnowie zwiększa się. Wysoka jego zawartość (2,0÷2,8 %) zapobiega tworzeniu się w odlewach, na granicy ziarn eutektycznych, cementytu wtórnego. Istnieje także możliwość powstania w osnowie wolnego ferrytu. Z kolei zmniejszenie zawartości krzemu poniżej 2,0 % wpływa na zmniejszenie udziału fazy γ w osnowie żeliwa sferoidalnego ADI [12,77,108,133,137].

Segregacja Mn i Mo sprawia, iż szybkość przemiany austenitu w ziarnach eutektycznych jest zróżnicowana. W obszarach granicznych ziarn jest ona mniejsza niż w jego środku. Większa zawartość Mn lub Mo, a także C w obszarach granicznych przyczynia się do tworzenia w nich struktury austenityczno-martenzytycznej, która ujemnie wpływa na wytrzymałość i plastyczność. Do neutralizowania tego zjawiska wykorzystuje się pierwiastki cechujące się segregacją odwrotną; Si, Ni i Cu [18,33,39,43,48,58,60,68,90,94,99,115,124].

Nikiel i miedź, podobnie jak krzem, zmniejszają szybkość przemiany izotermicznej austenitu i ograniczają proces rozpadu austenitu, według reakcji (3), w stadium III (rys.7). Nikiel w żeliwie można częściowo zastąpić miedzią [1,18,104,123].

Badania dowiodły, że obszary graniczne ziarn eutektycznych znacząco wpływają na właściwości wytrzymałościowe, wydłużenie i udarność żeliwa sferoidalnego ADI. Jest to bardzo istotny problem, który nurtuje wielu badaczy. Stąd też podejmowane są eksperymenty w celu ograniczenia tego zjawiska.

Pierwiastki stopowe wprowadzone do żeliwa sferoidalnego: Mo z Ni, Cu lub Ni i Cu, przedłużające czas przemiany bainitycznej, wpływają na hartowność odlewów,

zwiększając grubość ich ścianek. Wprowadzenie ich do żeliwa jest technicznie uzasadnione. Jednak przy tym należy uwzględnić czynnik ekonomiczny, związany z wydłużeniem czasu operacji cieplnej.

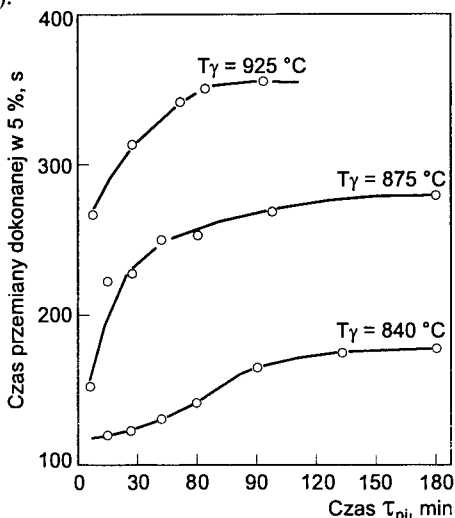
2.2.4. Wpływ warunków austenitowania na przemianę izotermiczną

W żeliwie sferoidalnym proces austenitowania ma znaczący wpływ na izotermiczną przemianę austenitu w bainit.

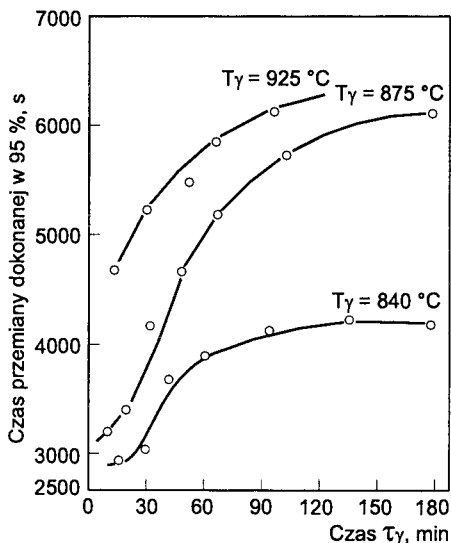
Ogólnie stwierdza się, że temperatura austenitowania oddziałuje na kinetykę przemiany izotermicznej: w miarę jej podwyższania zwiększa się bowiem udział austenitu wysokowęglowego, co może się przyczynić do pogorszenia właściwości plastycznych żeliwa. Poza tym podwyższenie temperatury austenitowania zmniejsza szybkość przemiany bainitycznej wskutek zwiększonego stężenia węgla w austenicie [18,21,65, 66,81,115,118,119,133].

D.A. Harris i R.J. Maitland [65] ustalili, że wyższa temperatura austenitowania przy hartowaniu z przemianą izotermiczną, przyczyniając się do większej jednorodności austenitu, spowoduje podczas przemiany izotermicznej w zakresie górnego bainitu grupowanie atomów węgla, będących zarodkami fazy węglkowej. W obszarach austenitu uboższego w węgiel łatwiej więc będzie powstawać ferryt. Konsekwencją wyższej temperatury jest powiększenie czasu przemiany, nie tylko z powodu zwiększonej zawartości węgla w austenicie. Dlatego zwiększenie czasu przemiany sprzyja wydzielaniu się fazy węglkowej, chociaż jej zarodkowanie powinno być łatwiejsze po austenitowaniu w niższej temperaturze, gdyż austenit jest mniej nasycony węglem.

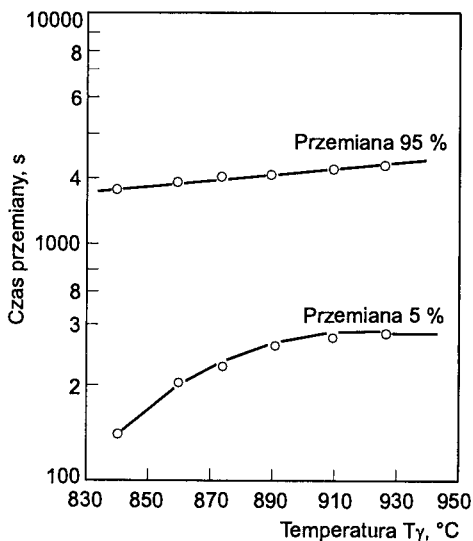
Autorzy publikacji [66] wykorzystali żeliwo sferoidalne (0,85 % Mn; 1,05 % Ni), o osnowie perlitycznej i z cementytem ledeburytycznym na granicach ziarn eutektycznych w stanie surowym, do badania wpływu warunków austenitowania na przemianę izotermiczną przechłodzonego austenitu w zakresie dolnego bainitu. W miarę przedłużania czasu τ_γ i podwyższania temperatury T_γ , czas przemiany austenitu w 5 i 95 % wydłuża się (rys. 18, 19).



Rys. 18. Wpływ temperatury T_γ i czasu τ_γ na czas izotermicznej przemiany τ_{pi5} , zrealizowanej w 5 % w temperaturze $T_{pi} = 300^\circ\text{C}$ [66]



Rys. 19. Wpływ temperatury T_γ i czasu τ_γ na czas izotermicznej przemiany τ_{pi95} zrealizowanej w 95 % w temperaturze $T_{pi} = 300^\circ\text{C}$ [66]

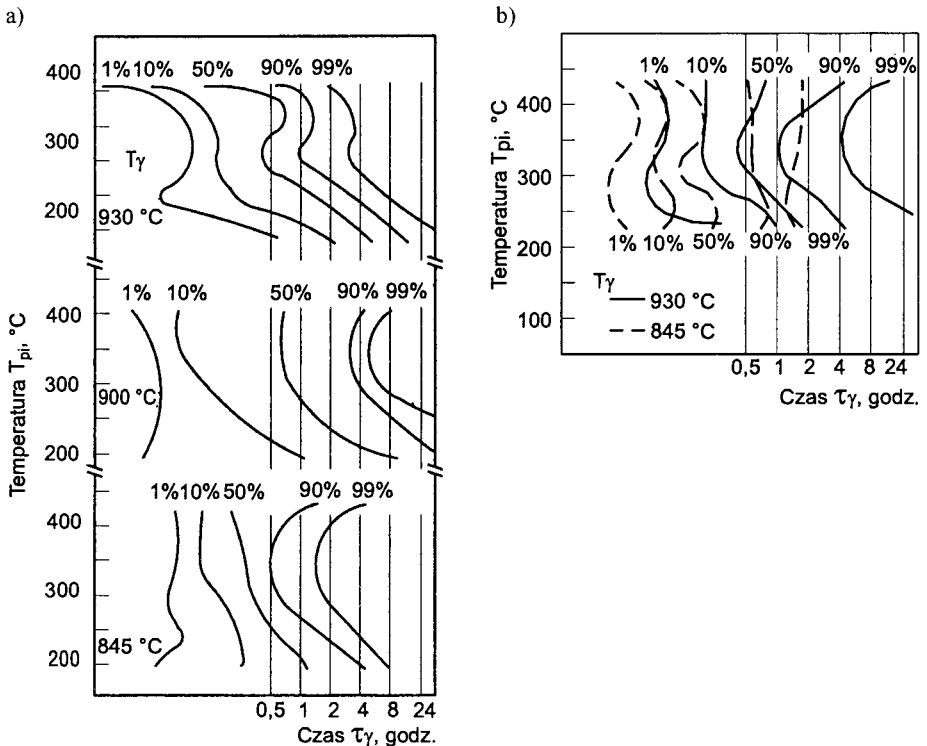


Rys. 20. Wpływ temperatury austenitizowania T_γ na czas τ_{pi} przemiany izotermicznej w temperaturze $T_{pi} = 300^\circ\text{C}$ zrealizowanej w 5 i 95 % dla żeliwa sferoidalnego [66]

Wpływ temperatury w zakresie $T_\gamma = 840\text{--}925^\circ\text{C}$ na czas rozpadu austenitu podczas przemiany izotermicznej w dolny bainit pokazano na rysunku 20. Jak stąd wynika, szybkość przemiany w 5 i 95 % jest zależna od temperatury austenitizowania. Odległość pomiędzy liniami czasu przemiany 5 i 95 %, określająca szybkość przemiany austenitu, jest zatem tym mniejsza, im wyższa jest temperatura T_γ [66].

Wzrost temperatury austenitzowania przy hartowaniu żeliwa sferoidalnego powoduje obniżenie temperatury przemiany martenzytycznej M_s , wydłużenie okresu inkubacji przemiany izotermicznej austenitu w bainit. Wpływ ten ujawnia się najbardziej w niskiej temperaturze przemiany izotermicznej [97]. Podobny pogląd, odnośnie temperatury przemiany martenzytycznej M_s , wyrażają autorzy [42].

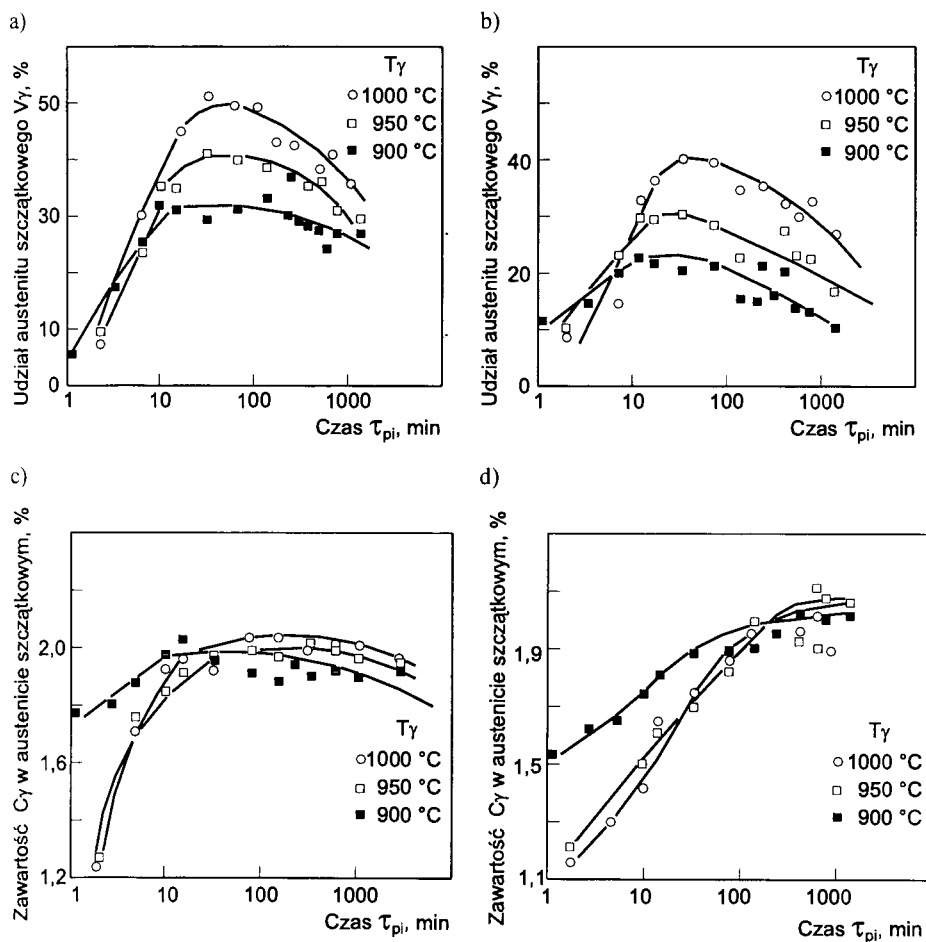
J.F. Janowak i P.A. Morton w artykule [76] przedstawiają izotermie wykresu CTPi żeliwa sferoidalnego, próbek o średnicy 30 i 135 mm, austenitzowanych w temperaturze $T_\gamma = 845, 900$ i 930 °C (rys.21). Z wykresów wynika, że okres inkubacji przemiany austenitu w obszarze bainitycznym, pod wpływem temperatury austenitzowania, przy średnicy 30 mm (rys.21a) niewiele się zmienia. Przy średnicy próbki 135 mm (rys.21b) działanie austenitzowania na czas inkubacji jest wyraźniejszy niż przy średnicy 30 mm. Izotermie 99 % przemiany wskazują, że przemiana austenitu w bainit kończy się w tym dłuższym czasie, im wyższa temperatura austenitzowania, za wyjątkiem $T_\gamma = 900$ °C dla próbki o średnicy 30 mm.



Rys. 21. Izotermie przemiany austenitu żeliwa sferoidalnego (1,5 % Ni i 0,3 % Mo) w próbkach o średnicy: a) 30 mm, b) 135 mm [76]

N. Darwish i R. Elliott [18] przeprowadzili badania izotermicznego rozpadu austenitu w temperaturze $T_{pi} = 370$ i 300 °C i czasie $\tau_{pi} = 60$ min w żelwie sferoidalnym o składzie chemicznym: 3,80 % C; 2,77 % Si; 0,037 % Mn; 0,03 % P; 0,02 % S; 0,034 % Mg i 0,33 % Cu (rys.22). Z wykresów widać, że podwyższenie temperatury austenitzowania zwiększa udział austenitu szczytkowego w żelwie. Jest to szczególnie widoczne przy dłuższym czasie przemiany izotermicznej w temperaturze $T_{pi} = 370$ i 300 °C (rys.22a,b). Przebieg zmian nasycenia austenitu szczytkowego węglem jest zgoła inny

(rys.22c,d). Austenit szczątkowy powstały po dłuższym czasie przemiany izotermicznej w zakresie górnego i dolnego bainitu, i odpowiednio: po czasie 100 i 1000 min, jest nasycony węglem do wartości 2 %.



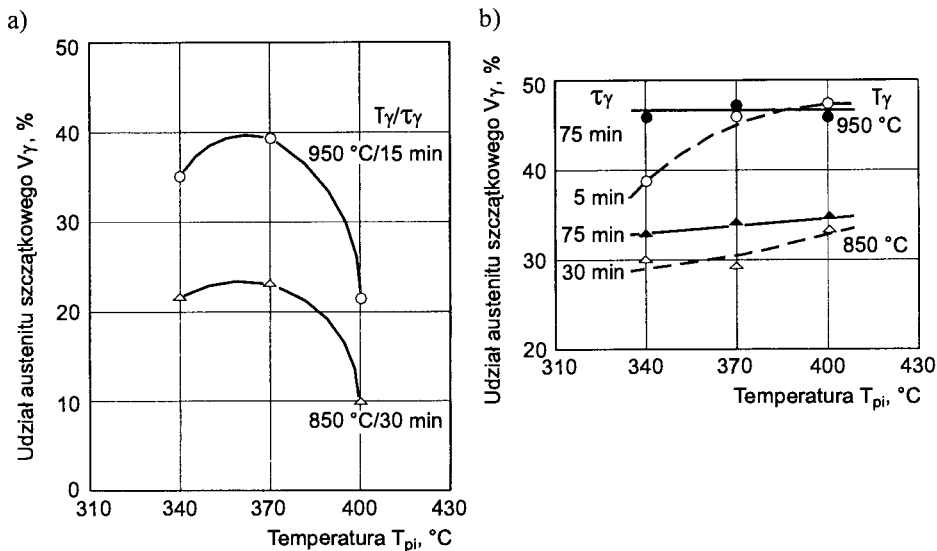
Rys. 22. Wpływ temperatury austenitowania T_γ :

- na udział austenitu szczątkowego V_γ w temperaturze przemiany izotermicznej; a) $T_{pi} = 370^\circ\text{C}$, b) $T_{pi} = 300^\circ\text{C}$,
- na zawartość węgla w austenicie szczątkowym C_γ w temperaturze przemiany izotermicznej; c) $T_{pi} = 370^\circ\text{C}$, d) $T_{pi} = 300^\circ\text{C}$ [18]

M.M. Shea i E.F. Ryntz [133] odnoszą swoje stwierdzenia do oddziaływania warunków austenitowania niestopowego żeliwa sferoidalnego, zawierającego 1,57 i 2,88 % Si, hartowanego z przemianą izotermiczną w zakresie temperatury $T_{pi} = 400\div 340^\circ\text{C}$. Większe nasycenie austenitu węglem stabilizuje jego przemianę izotermiczną, tzn. czyni go bardziej trwałym przy wygrzewaniu i dochładzaniu do temperatury otoczenia. Stabilizacja ta jest widoczna na rysunku 23, gdzie udział austenitu szczątkowego jest zależny

od temperatury przemiany izotermicznej dla czasu $\tau_{pi} = 60$ min. Wykresy pokazują, że udział austenitu szczątkowego w osnowie żeliwa zwiększa się w miarę podwyższania temperatury austenitowania. Porównując przebieg linii na rysunku 23, można stwierdzić, że działanie stabilizujące na austenit, podczas przemiany izotermicznej w żeliwie, wykazuje nie tylko węgiel, ale również krzem. Potwierdzają to stwierdzenia w publikacji [23,111]. Temperatura T_γ nie oddziałuje na stężenie węgla w austenicie szczątkowym C_γ .

Trwałość przechłodzonego austenitu w żeliwie sferoidalnym ADI zwiększa się przez wprowadzenie do niego powyżej 0,3 % Mn oraz Ni i Mo, Ni z Mo, Cu lub Ni i Cu [11,18, 33,77,79,115,123].



Rys. 23. Wpływ temperatury, czasu austenitowania i temperatury przemiany izotermicznej na udział austenitu szczątkowego w osnowie żeliwa sferoidalnego z dodatkiem: a) 1,57 % Si, b) 2,88 % Si [133]

D.J. Moore, T.N. Rouns, K.B. Rundman [94], badając strukturę i właściwości żeliwa sferoidalnego, stwierdzili, że udział martenzytu w osnowie żeliwa, tzw. UAV¹, jest zależny od temperatury austenitowania oraz pierwiastków stopowych. Niska temperatura austenitowania przyczynia się do ograniczenia UAV oraz potencjalnie zmniejsza czas τ_{pi1} początku przedziału obróbczego, co jest niezwykle korzystne przy określeniu odpowiedniego czasowego przedziału obróbczego. Autorzy prac [5,18,50,51,53, 54] uważają, że obniżenie temperatury T_γ przyspiesza kinetykę przemiany izotermicznej austenitu w zakresie bainitycznym. Wartość termodynamicznej siły pędnej zwiększa się w stadium I przemian, natomiast nie ma to większego znaczenia w stadium II. Obniżenie to sprzyja również powstaniu bardziej jednorodnej struktury osnowy po hartowaniu, która odznacza się większą stabilnością i zawiera mniej martenzytu.

H. Santos, A. Pinto i V. Tores [124] uznali mikrosegregację węgla za główną przyczynę występowania martenzytu w obszarach granicznych ziarn eutektycznych MISV² w żeliwie sferoidalnym ADI, zawierającym Mn. W tych obszarach zwiększa się za-

¹ Wg autorów [94] Untransformed Austenite Volumes

² Martensite Interdendritic Segregated Volumes

wartość węgla przy podwyższaniu temperatury austenitzowania żeliwa. Zbliżony pogląd na rozważane zagadnienie przedstawia K.Röhrig [119], uważając, że większe nasycenie austenitu węglem przyczynia się do tworzenia martenzytu podczas przemiany izotermicznej, a wyższa temperatura do powstania struktury gruboziarnistej.

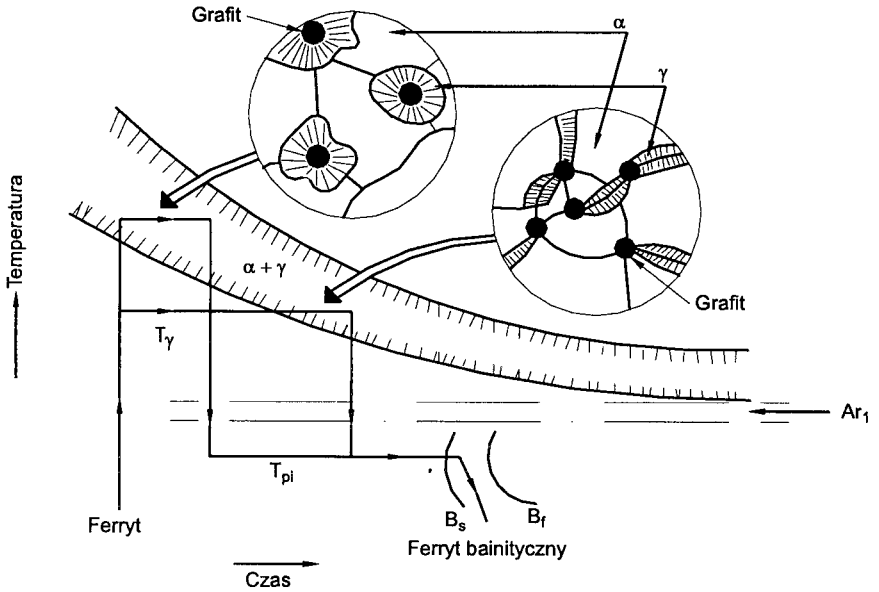
F.I. Jakowlew [72], za pomocą badania magnetometrycznego, metalograficznego i twardości, doszedł do wniosku, że austenit żeliwa sferoidalnego przy podchładzaniu do temperatury przemiany izotermicznej ubożeje w węgiel, w szczególności na granicy międzyfazowej grafit - roztwór γ . Po podchłodzeniu z temperatury $T_\gamma = 860^\circ\text{C}$ do temperatury $T_{pi} = 400^\circ\text{C}$ w austenicie następuje zmniejszenie zawartości węgla do 0,25 % w obszarach byłego ferrytu i do 0,40 % w obszarach byłego perlitu. W żeliwie hartowanym osnowa zawierała $0,50 \div 0,53\%$ C. Ubożenie austenitu w węgiel zależy od rodzaju składnika strukturalnego osnowy przed austenitzowaniem.

Przy niepełnym austenitzowaniu (w zakresie $Ac_{1,1} \div Ac_{1,2}$) struktura niskostopowego żeliwa sferoidalnego (Mn-Cr-Ni-Mo) składa się z ferrytu i austenitu. Po przemianie izotermicznej w temperaturze $T_{pi} = 350^\circ\text{C}$ w strukturze osnowy jest iglasty ferryt bainityczny i wolny ferryt. Ferryt (nieprzemieniony) znajduje się przeważnie wokół wydzielen grafitu, co wiąże się z mikrosegregacją krzemu. Ilościowy stosunek pomiędzy wolnym ferrytem a iglastym ferrytem bainitycznym zależy od temperatury wybranej z zakresu $Ac_{1,1} \div Ac_{1,2}$. Jeżeli po wygrzewaniu w temperaturze $T_{\alpha\gamma} = 760^\circ\text{C}$ i przemianie izotermicznej w osnowie żeliwa przeważa wolny ferryt, to już wygrzewanie w temperaturze 820°C prowadzi do pełnej struktury ferrytyczno - austenitzycznej [111].

W perlitycznym żeliwie sferoidalnym o składzie chemicznym: 3,15 % C; 2,46 % Si; 0,50 % Mn; 0,14 % P; 0,051 % S i 0,067 % Mg przy powierzchniowym procesie austenitzowania i przemianie izotermicznej, udział austenitu szczątkowego jest mniejszy niż przy grzaniu objętościowym. K.A. Swiridenko [136] stwierdza, że zwiększenie szybkości nagrzewania do stanu austenitzycznego przyczynia się do zmniejszenia udziału austenitu szczątkowego w osnowie żeliwa po przemianie izotermicznej.

N. Wade i współautorzy [143], po szybkim nagrzewaniu i wygrzewaniu żeliwa sferoidalnego o składzie: 3,55 % C; 2,32 % Si; 0,32 % Mn; 0,063 % P; 0,013 % S; 0,028 % Mg i 3,34 % C; 2,33 % Si; 0,32 % Mn, 0,061 % P; 0,012 % S; 0,034 % Mg; 0,19 % Mo; 1,04 % Ni w zakresie dwufazowym ($\alpha + \gamma$), stwierdzili, że miejsce występowania austenitu w jego osnowie jest zależne od temperatury austenitzowania i szybkości nagrzewania, tak jak to przedstawiono na rysunku 24. W wyższej temperaturze przy większej szybkości nagrzewania austenit tworzy się tylko wokół wydzielen grafitu. Przy niższej temperaturze i mniejszej szybkości nagrzewania austenit tworzy się wzdłuż granic ziarn ferrytu.

E. Dorazil [38] zwraca uwagę na niekorzystne zjawiska związane z nasyceniem austenitu węglem. Nie występują one w większości niestopowych i niskostopowych gatunków żeliwa sferoidalnego, jeżeli austenitzowanie odbywa się w zakresie temperatury $T_\gamma = 850 \div 900^\circ\text{C}$. Z kolei R.D. Forrest [58] i R.B. Gundlach, J.F. Janowak [62] uważają, że nagrzewanie i wygrzewanie odlewów żeliwnych powinno być dokonane w zakresie temperatury $T_\gamma = 815 \div 930^\circ\text{C}$ przez okres konieczny do całkowitej przemiany osnowy w austenit. Autorzy [21,104] wyrażają pogląd, że ze względu na wydłużenie i udarność żeliwa ADI dobiera się temperaturę T_γ bliską zakresowi nadkrytycznemu. G.J. Cox [16] przedstawił badania, w których informuje o wpływie czasu τ_γ na niejednorodność struktury na przekroju ziarn eutektycznych.



Rys. 24. Schemat hartowania z przemianą izotermiczną z wygrzewaniem w zakresie dwufazowym $\alpha+\gamma$ [143]

Na zakończenie warto przedstawić badania E. Dorazila i współautorów [26], dotyczące wpływu stężenia węgla w austenicie na szybkość wzrostu wzdłużnego i poprzecznego igieł ferrytu bainitycznego. Szybkość ta zmniejsza się wraz ze wzbogaceniem austenitu w węgiel. Ze zwiększeniem stężenia węgla w austenicie, szczególnie wyraźnie zwiększa się szybkość wzrostu poprzecznego igieł ferrytu dolnego bainitu, w mniejszym stopniu zaznacza się to w przypadku wzrostu wzdłużnego. Szybkość wzrostu wzdłużnego i poprzecznego igieł ferrytu górnego bainitu wraz ze wzbogaceniem austenitu węglem zwiększa się tylko nieznacznie.

Proces austenitizowania w świetle dotychczasowych badań przedstawia się jako szereg zjawisk, które podczas wygrzewania oddziałują na strukturę osnowy żeliwa, a w szczególności na stan fizykochemiczny roztworu γ . Na ogół wszyscy badacze są zgodni, że podwyższenie temperatury przyspiesza kinetykę przemiany $\alpha \rightarrow \gamma$ i przyczynia się do wzbogacenia austenitu w węgiel.

Ujednorodnienie osnowy metalowej, zachodzące podczas procesu austenitizowania, powiększa trwałość przechłodzonego austenitu. Nasylenie austenitu węglem oraz innymi pierwiastkami chemicznymi wpływa na kinetykę i mechanizm jego przemiany izotermicznej w żeliwie. Mając te zjawiska na względzie, należy uważać, że dobór warunków austenitizowania, w drugim zabiegu hartowania z przemianą izotermiczną, jest ważnym czynnikiem wpływającym na wynik trzeciego i czwartego zabiegu w zakresie przemiany izotermicznej austenitu.

Z ogólnego przeglądu danych zawartych w przedstawionych publikacjach wynika, że najczęściej do badań używano żeliwa sferoidalnego o osnowie perlitycznej, a w mniejszym zakresie o osnowie ferrytycznej. Proces austenitizowania ferrytycznego żeliwa sferoidalnego przy hartowaniu z przemianą izotermiczną nie został w pełni rozpoznany i wymaga kontynuowania badań z uwzględnieniem mechanizmu nasycania austenitu węglem.

Z przedstawionych rozważań wynika, że dobre właściwości plastyczne uzyskuje żeliwo z osnową o dużym udziale austenitu szcążkowego. Zdanie autorów [81,133] jest przeciwstawne, ponieważ informują o zmniejszeniu wytrzymałości, wydłużenia i udarności żeliwa. Za przykład posłużyć mogą badania [43,46,48] niestopowego żeliwa sferoidalnego, w osnowie którego było ok. 50 % austenitu szcążkowego, a pomimo to właściwości plastyczne były niekorzystne. Według J. Dodda [21], dużą plastyczność żeliwo osiąga, gdy przemiana izotermiczna odbywa się w bardzo wąskim zakresie temperatury, zbliżonej do górnej granicznej temperatury przemiany izotermicznej, po wygrzewaniu w niższej temperaturze T_{γ} .

Niska temperatura T_{γ} zwiększa szybkość przemiany izotermicznej przechłodzonego austenitu w żeliwie sferoidalnym. Zdaniem niektórych autorów proces austenitowania, odbywający się w niższej temperaturze nadkrytycznej, przyczynia się do otrzymania jednorodnej struktury żeliwa po hartowaniu z przemianą izotermiczną, bardziej stabilnej oraz zawierającej mniej martenzytu. Niekorzystną stroną niższej temperatury T_{γ} jest zmniejszenie hartowności i możliwość udziału w osnowie nieprzemienionego ferrytu. Są opinie [95] o niskiej temperaturze T_{γ} , która powiększa czasowy przedział obróbczy i polepsza warunki procesu przy przemianie w zakresie górnego bainitu.

Problem procesu austenitowania w kształtowaniu struktury żeliwa jest bardzo istotny dla hartowania z przemianą izotermiczną. Tymczasem nie ma pełnej jasności co do oddziaływania nasycenia austenitu węglem na właściwości plastyczne i odporność na kruche pękanie żeliwa sferoidalnego ADI. Potwierdzają to również autorzy [129], dla których wpływ warunków austenitowania nie jest do końca oczywisty. Mimo wszystko brak jest badań wyjaśniających rolę węgla w przemianie izotermicznej austenitu w ziarnach eutektycznych żeliwa sferoidalnego.

Z uwagi na szczególnie duże znaczenie warunków austenitowania w procesie hartowania z przemianą izotermiczną należy uwzględnić w badaniach własnych podstawową hipotezę, wyrażającą się następująco: niższa temperatura T_{γ} , której skutkiem jest mniejsze stężenie węgla w przechłodzonym austenicie, mogłaby przyczynić się do zmniejszenia zawartości węgla w austenicie obszarów granicznych ziarn eutektycznych i ograniczenia tworzenia się w nich martenzytu.

2.3. Rola mikrosegregacji w przemianie izotermicznej

Mikrosegregacja jest naturalnym zjawiskiem związanym z odlewniczymi stopami Fe-C-Si. Zjawisko to polega na nierównomiernym rozmieszczeniu pierwiastków w składnikach struktury: ziarnach eutektycznych, dendrytach. Każda przemiana struktury zachodząca w osnowie żeliwa, pod względem kinetyki i morfologii, jest zależna od stopnia mikrosegregacji. W niektórych pracach [16,19,27,30,40,65,66,74,82,103,124,125,132] spotyka się wyniki badań, określające jakościową i ilościową stronę mikrosegregacji pierwiastków występujących w żeliwie. Użycie do tego celu mikroanalizatora rentgenowskiego pozwala na wyjaśnienie niektórych problemów badawczych z zakresu metaloznawstwa żeliwa, na przykład miejscowych zmian stężenia pierwiastków chemicznych, wynikających z przemian fazowych i liniowego rozmieszczenia pierwiastków w mikroobszarze ziarn eutektycznych [27,30,40,65,66,73,74,82,103,124,125,132].

Pierwiastki stopowe żeliwa można pod tym względem podzielić na dwie grupy. Do pierwszej grupy zalicza się pierwiastki węglilotwórcze: Mn, Cr, W, Mo, V, Ti, sprzyjające tworzeniu się struktury zabiłonej i koncentrujące się w cementycie, będące pierwiastkami o mikrosegregacji zwykłej. Drugą grupę stanowią pierwiastki sprzyjające

grafityzacji podczas krzepnięcia: Al, Si, Cu, Ni, Co i odznaczające się mikrosegregacją odwrotną. Węgiel cechuje się mikrosegregacją zwykłą [17,18,38,39,65,66,73,82,100,103,113,115,124,126,132,138].

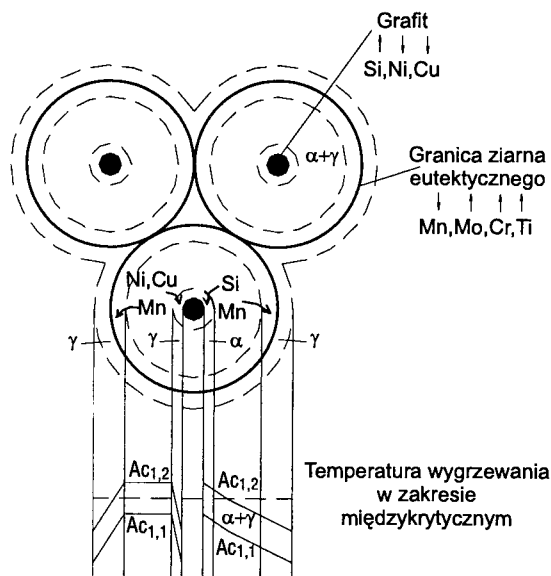
W żeliwie występuje segregacja zwykła i odwrotna. Segregacja zwykła jest wtedy, gdy zawartość pierwiastka w pierwszych kryształach austenitu lub cementytu, powstałych z roztworu ciekłego, ma mniejszą wartość niż w kryształach utworzonych później w ziarnach eutektycznych i dendrytach. Jeżeli pierwiastek rozmieszcza się odwrotnie, wówczas jest segregacja odwrotna. Współczynnik segregacji zwykłej $K_s < 1$, a segregacji odwrotnej $K_s > 1$ [103,115,132]. Mikrosegregacja pierwiastków stopowych nie może być w pełni usunięta przez obróbkę cieplną, nawet w wysokiej temperaturze i przy długotrwałym wygrzewaniu. Jest to skutek małych wartości współczynnika dyfuzji pierwiastków, odznaczających się dużą średnicą atomową (Mn, Cu i Mo), w roztworze γ [66,124,125]. W żeliwie sferoidalnym zjawisko mikrosegregacji można ograniczyć przez zwiększenie liczby wydzieliń grafitu kulowego, przyspieszone chłodzenie podczas krystalizacji żeliwa i dobór pierwiastków stopowych opóźniających reakcję (3) w stadium II (rys.8) przemiany bainitycznej znacznie niż reakcję (2) w stadium I [68,75,115,132].

Austenitizowanie przyczynia się do ujednorodnienia osnowy, lecz austenit może pozostawać niejednorodny pod względem stężenia węgla i jest to niewątpliwie związane z wpływem krzemu, gdyż dyfuzja węgla odbywa się bardzo wolno. Przeciwnie jest, gdy zawartość Si w danym obszarze jest mała [66,74,96,125].

W pracy E. Dorazila i współautorów [40] przedstawiono badania próbek żeliwa sferoidalnego, o różnym składzie chemicznym, hartowanych z przemianą izotermiczną w temperaturze $T_{pi} = 400$ i 300 °C. Żeliwo zawierające Ni i Cu wykazało przy wydzieleniach grafitowych większą zawartość Si, Ni i Cu. Po wygrzewaniu w temperaturze $T_{pi} = 400$ °C w czasie τ_{pi} do 1000 godz. w porównaniu z optymalnym czasem przemiany τ_{pi} , wynoszącym odpowiednio 1,5 i 4,2 godz., nie stwierdzono znaczących zmian w zawartości miedzi. Zawartość niklu natomiast się zwiększa w okolicy wydzieliń grafitu po wytrzymywaniu w temperaturze $T_{pi} = 400$ °C i czasie $\tau_{pi} = 1000$ godz. Wygrzewanie w tych warunkach spowodowało wyraźne zmiany zawartości pierwiastków stopowych w osnowie. Znaczącej zmiany nie stwierdzono po wygrzewaniu w temperaturze $T_{pi} = 300$ °C i czasie $\tau_{pi} = 1000$ godz. W żeliwie z Mn, Mo, Cu i Ni po optymalnym czasie przemiany ($\tau_{pi} = 1,1$ godz.), w temperaturze $T_{pi} = 400$ °C i po wytrzymywaniu w czasie $\tau_{pi} = 1000$ godz. w temperaturze $T_{pi} = 300$ °C niejednorodność została zachowana. Z rozważań E. Dorazila i współautorów wynika, że podczas przemiany bainitycznej ($T_{pi} = 400 \div 300$ °C) dyfuzja pierwiastków stopowych, o małym zasięgu, odbywa się w bardzo długim czasie.

Zjawisko mikrosegregacji wykorzystali T. Kobayashi i H. Yamamoto [82] do poprawy udarności żeliwa sferoidalnego ADI. Na rysunku 25 przedstawiono schemat rozmieszczenia pierwiastków stopowych i zakres temperatury krytycznej Ac_1 w ziarnach eutektycznych. W wyniku mikrosegregacji Si i Mn zakres temperatury przemiany w austenit ($Ac_{1,1} \div Ac_{1,2}$) jest większy w pobliżu wydzieliń grafitu, a mniejszy w obszarze granic ziarn eutektycznych (prawa strona rysunku). Pierwiastki stopowe Ni, Cu itd., segregując podobnie jak Si wokół wydzieliń grafitu temperaturę tę obniżają. Podczas wygrzewania żeliwa w zakresie temperatury $Ac_{1,1} \div Ac_{1,2}$, w środku ziarn i w jego obszarach granicznych powstaje austenit. Między tymi obszarami będą istniały dwie fazy α i γ (lewa strona rysunku 25). Autorzy stwierdzają, że miejsca powstawania pęknięć, takie jak granica grafit-osnowa i granice ziarn eutektycznych, wskutek przemiany austenitu

w zakresie bainitycznym, mogą przyczynić się do wzrostu udarności żeliwa. Jest to przykład wykorzystania mikrosegregacji Ni i Mn do poprawy niektórych właściwości mechanicznych żeliwa sferoidalnego ADI.



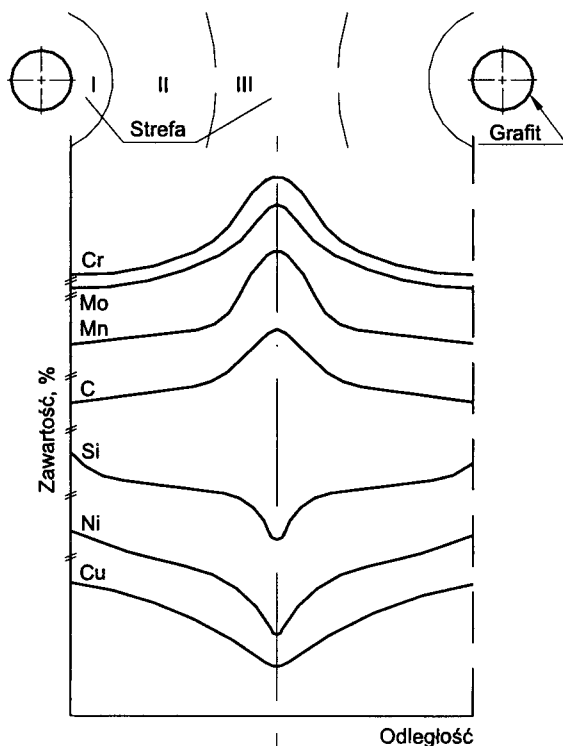
Rys. 25. Schemat mikrosegregacji w żelwie sferoidalnym i temperatura przemiany w austenit [82]: → kierunek dyfuzji pierwiastka, ↑ podwyższenie temperatury Ac_1 , ↓ obniżenie temperatury Ac_1

Podobnie H. Oleszycki [103] stwierdza, że podczas nagrzewania pierwsze kryształy austenitu pojawiają się w obszarach granicznych ziarn eutektycznych. Jest to skutek obecności Mn i Cr. Proces segregacji nasila się w zakresie dwufazowym $\alpha - \gamma$, ponieważ austenit słabo rozpuszcza krzem, a silnie mangan. Następuje zatem dyfuzja krzemu do ferrytu, a wówczas mangan dyfunduje do austenitu. Po przekroczeniu temperatury $Ac_{1,1}$ mogą zachodzić procesy powodujące nasilanie się segregacji. Segregacji manganu, znajdującego się w obszarach granicznych ziarn eutektycznych, przeciwdziała krzem i miedź, które wzbogacają obszary przy wydzieleniach grafitu. Działanie takie eliminuje występowanie w obszarach granicznych martenzytu, nierównomierność właściwości wytrzymałościowych i pomaga w uzyskaniu zadawalającej plastyczności żeliwa sferoidalnego ADI [115, 123, 124].

Kinetyka przemiany bainitycznej w żelwie jest zależna od mikrosegregacji. K.P. Bunin i współautorzy [12] tej opinii, odnośnie do przemiany izotermicznej austenitu w zakresie bainitycznym, nie podzielają. Według tych autorów mikrosegregacja krzemu, ze względu na duże przechłodzenie, jakie występuje przy podchładzaniu do temperatury przemiany, na nią nie wpływa. Badania przeprowadzone przez E. Dorazila i V. Krausa [23], uwzględniające segregację C i Si, wykazały, że zwiększenie zawartości krzemu w żelwie wydłuża czas rozpoczęcia przemiany w obszarach bogatych w krzem, a więc w środku, przy wydzieleniach grafitu. N. Darwish i R. Elliot [18] oraz autorzy publikacji [65, 66, 94, 99] stwierdzili, iż obszary graniczne ziarn eutektycznych w przemianie austenitu, z powiększoną zawartością Mn, odznaczają się długim okresem inkubacji i bardzo małą szybkością jego rozpadu. Rezultatem tego, po dochłodzeniu do tempera-

tury otoczenia, jest powstanie w nich martenzytu. Jednak w pracach [38,58,61,96,118] uważa się, że można tego uniknąć, decydując się na zmniejszenie stopnia mikrosegregacji Mn lub Mo.

Uwzględniając zjawisko mikrosegregacji w osnowie żeliwa sferoidalnego, J.M. Schissler, D. Le Dily i J.P. Chobaut [126] podzielili obszar ziarn eutektycznych na strefy (rys.26). Strefa I obejmuje obszar bezpośrednio przylegający do sferoidów grafitowych. Obszary te są wzbogacone przez Si, Ni i Cu. Graniczny obszar ziarn eutektycznych stanowi strefa III, w której znajduje się zwiększona zawartość C, Mn, Mo i Cr. Strefa II jest obszarem pośrednim między strefą I i III.



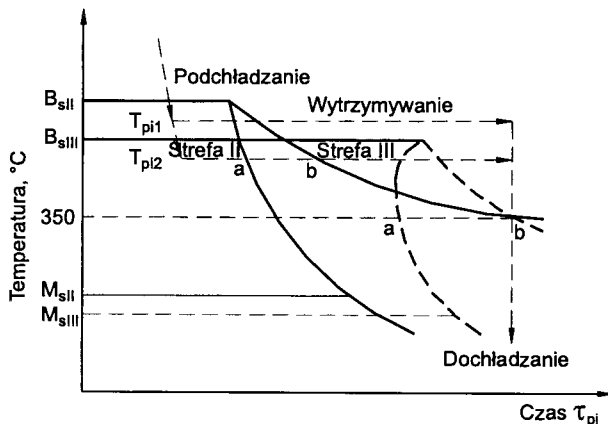
Rys. 26. Schemat podziału ziarna eutektycznego w żelwie sferoidalnym na strefy [126]

Kinetyka przemiany austenitu zależy od stopnia segregacji pierwiastków chemicznych.

D.J. Moore, T.N. Rouns, K.B. Rundman [94], rozważając wpływ mikrosegregacji na przemianę bainityczną w żelwie sferoidalnym, uważają, że obszary zawierające pierwiastki sprzyjające grafityzacji (przy wydzieleniach grafitu) ulegają przemianie na początku, a obszary odznaczające się większą zawartością pierwiastków węglotwórczych (granice ziarn eutektycznych) przemianie ulegają na końcu. Autorzy stwierdzają, że ma to wpływ na przedział obróbczy ($\tau_{pi1} \div \tau_{pi2}$) dla danego gatunku żeliwa. Wpływ więc na ten przedział mają warunki przemiany i zawartość pierwiastków stopowych.

Stwierdzenia te poparli oni doświadczeniami w pracy [96]. Z powiększeniem zawartości manganu wyraźnie się przedłuża czas τ_{pi} . Uzasadniają to dużą rolą Mn podczas przemiany w stadium I (rys.7), wskutek zmniejszającej się różnicy w zawartości węgla w austenicie $C_\gamma - C_\gamma^A$. Dodatek molibdenu lub niklu do żeliwa nie przedłuża zbyt wiele czasu τ_{pi} ponad ten, który wynika z obecności manganu.

J.M. Schissler i J.P. Chobaut [127], dzieląc obszar ziarna eutektycznego na strefy, podali schemat przemiany izotermicznej przechłodzonego austenitu w zakresie bainitycznym w żelwie sferoidalnym zawierającym 1,0 % Mn (rys.27).



Rys. 27. Schemat wpływu manganu na fragment wykresu CTPi dla strefy II i III ziarna eutektycznego żeliwa sferoidalnego: a - linia początku przemiany stadium I, b - linia końca przemiany stadium I, B_s - temperatura początku przemiany bainitycznej przy chłodzeniu ciągłym, M_s - temperatura przemiany martenzytycznej, T_{pi} - temperatura przemiany izotermicznej [127]

Wyrzwywanie w zakresie górnego bainitu powoduje, że w strefie III, obejmującej granice ziarn eutektycznych, przemiana austenitu rozpoczyna się z pewnym opóźnieniem, gdy tymczasem w strefie II reakcja (2) stadium I została zakończona (przypadek temperatury T_{pi2}). W pewnych okolicznościach w temperaturze T_{pi1} może zaistnieć sytuacja, w której w strefie III austenit nie ulegnie przemianie i po dochłodzeniu do temperatury otoczenia nie przemieni się w martenzyt. Potwierdzają ten schemat badania struktury w pracach [43, 47, 107].

Mikrosegregacja oddziałuje na produkty przemiany izotermicznej austenitu w zakresie bainitycznym w osnowie żeliwa sferoidalnego [24, 29, 36, 43, 56, 94, 107, 113, 115, 127, 134, 138]. Do najważniejszych i najtrudniejszych problemów w produkcji żeliwa sferoidalnego ADI należy zaliczyć jednorodność struktury. Przeszkodą w jej otrzymaniu jest mikrosegregacja pierwiastków chemicznych, co powoduje nierównomierne rozpuszczanie i rozmieszczenie węgla w osnowie [67].

Struktura niestopowego żeliwa sferoidalnego po przemianie izotermicznej jest następstwem mikrosegregacji C, Si i Mn [43, 56, 60, 68, 107]. Ferryt bainityczny zarodkuje najpierw przy granicy grafit - austenit, a więc w miejscu o maksymalnej zawartości krzemu i minimalnym stężeniu węgla [24]. Przemiana austenitu w zakresie górnego bainitu jest mniej wrażliwa na istniejącą w ziarnie eutektycznym mikrosegregację C i Mn niż jego przemiana w zakresie dolnego bainitu. Świadczy o tym większy udział

obszarów austenityczno-martenzytycznych w osnowie po przemianie w zakresie dolnego bainitu [24,56,60,107]. Podniesienie zawartości Mn w żeliwie powoduje zwiększenie udziału tych obszarów, w których mogą znajdować się wady odlewnicze (mikropory, wtrącenia itd.). Występowanie obszarów austenityczno-martenzytycznych, wad odlewniczych i cementytu wtórnego na granicach ziarn eutektycznych ujemnie wpływa na wytrzymałość i plastyczność [19,29,36,113].

Odpuszczanie żeliwa sferoidalnego ADI [45,107] wykazało, że w obszarach austenityczno-martenzytycznych zachodzą przemiany struktury podobnie jak w środku ziarn eutektycznych, lecz z pewnym opóźnieniem. Austenit szczątkowy, znajdujący się w środku obszaru austenityczno-martenzytycznego, podczas przemiany izotermicznej nie wzbogaca się w węgiel w takim stopniu jak austenit w środku ziarn, znajdujący się pomiędzy igłami ferrytu bainitycznego. Austenit obszarów granicznych zawiera tyle węgla, ile zawierał po austenitzowaniu. Przy nagrzewaniu w zakresie temperatury od 202 do 440 °C przemienił się on w górny bainit, podobnie jak austenit w środku ziarn eutektycznych. Według autorów publikacji [114], odpuszczanie stali lub żeliwa ADI, w zakresie temperatury 200÷500 °C, powoduje rozpad austenitu szczątkowego na ferryt i fazę węglkową.

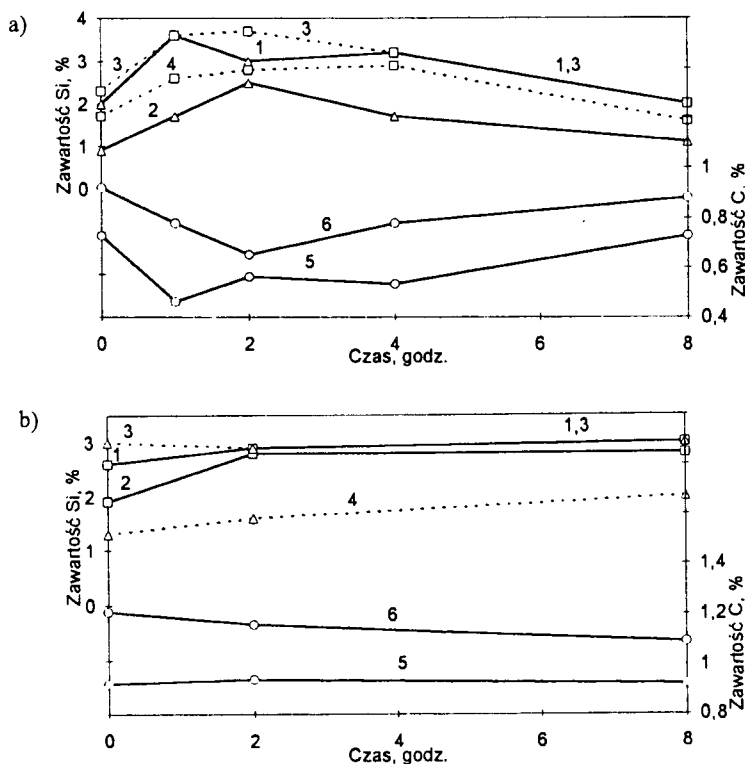
J.M. Schissler i J.P. Chobaut [127] uważają, że strefa III ziarna eutektycznego (rys.26) jest „uprzywilejowanym źródłem” przyczyniającym się do tworzenia martenzytu przy dochładzaniu do temperatury otoczenia lub wymrażaniu. Autorzy podkreślają, że w strefie II nie powstaje martenzyt, ponieważ nieprzemieniony austenit wzbogacony jest w węgiel do 1,9 %, co gwarantuje mu dużą stabilność.

Do określenia wpływu temperatury i czasu austenitzowania na rozmieszczenie węgla i krzemu w ziarnach eutektycznych żeliwa sferoidalnego wykorzystano wyniki pomiarów Si z mikroanalizatora, zamieszczone w pracy H. Oleszyckiego [103]. Wpływ czasu wygrzewania w temperaturze $T_{\gamma} = 850$ i 1000 °C pokazano na rysunku 28. Obliczenia zawartości węgla dokonano przy założeniu, że jego stężenie w austenicie jest zależne od temperatury T_{γ} i zawartości krzemu. Zawartość węgla w początkowym okresie zmniejsza się, zaś pod wpływem wydłużania czasu, w środku ziarn eutektycznych i na ich granicy, zwiększa się.

Przy czasie $\tau_{\gamma} = 8$ godz. różnica zawartości węgla pomiędzy środkiem i granicą ziarn zmniejsza się, co jest wyraźnie widoczne w temperaturze $T_{\gamma} = 1000$ °C. Zawartość krzemu pod wpływem czasu wygrzewania w temperaturze $T_{\gamma} = 850$ °C początkowo rośnie, a następnie się zmniejsza. W temperaturze $T_{\gamma} = 1000$ °C zawartość krzemu zwiększa się do pewnego maksimum, a przedłużenie czasu τ_{γ} nie przyczynia się do istotnych zmian. Rozstęp pomiędzy dolną i górną zawartością krzemu przy wydzieleniach grafitu w temperaturze $T_{\gamma} = 850$ °C nie zmienia się, za wyjątkiem czasu $\tau_{\gamma} = 2$ godz. W obszarach granicznych natomiast rozstęp jest mniejszy niż w środku ziarna. Przedłużenie czasu τ_{γ} w temperaturze $T_{\gamma} = 850$ °C przyczynia się do zmniejszenia zakresu zawartości krzemu w obszarach granicznych. Efektu tego nie można potwierdzić w temperaturze $T_{\gamma} = 1000$ °C. Zmniejszenie zakresu zawartości krzemu i węgla niewątpliwie wiąże się z ujednorodnieniem, i może najlepiej świadczyć o roli temperatury oraz czasu austenitzowania w zjawisku mikrosegregacji osnowy. W celu dokonania głębszej analizy tego zagadnienia powinny być kontynuowane prace badawcze.

Z przeglądu literatury naukowo-technicznej wynika, że mikrosegregacja wpływa na kinetykę przemiany i strukturę. Utrudnia ona uzyskiwanie jednorodnej struktury żeliwa sferoidalnego ADI w ziarnie eutektycznym. Podczas przemiany izotermicznej pierwsze pakiety ausferrytu tworzą się w obszarach o maksymalnym stężeniu pierwiastków

sprzyjających grafityzacji, które stabilizują austenit. Przemiana przechłodzonego austenitu kończy się w obszarach granicznych ziarn eutektycznych, o największym stężeniu pierwiastków, charakteryzujących się węglotwórczością i segregacją zwykłą. Mikrosegregacja węgla, manganu, molibdenu i chromu, czyni występujący tam austenit trwałszym, wobec tego istnieje możliwość powstania tamże struktury austenityczno-martensytycznej. Niektórzy metaloznawcy podejmowali próby ograniczenia tego zjawiska. Autor niniejszej publikacji również przeprowadził badania [44,47], polegające na wykorzystaniu procesu odpuszczania. Przyniosły one pozytywne rezultaty. Problem jednak istnieje i dalsze badania powinny być realizowane w celu zmniejszenia wpływu zjawiska mikrosegregacji na strukturę i właściwości żeliwa sferoidalnego ADI.



Rys. 28. Wpływ czasu wygrzewania w temperaturze: $T_\gamma = 850^\circ\text{C}$ (a) i $T_\gamma = 1000^\circ\text{C}$ (b) na zawartość węgla i krzemu w ziarnach eutektycznych niestopowego żeliwa sferoidalnego,
 - górna (1) i dolna (2) zawartość krzemu przy wydzieleniach grafitu,
 - górna (3) i dolna (4) zawartość krzemu w martensycie (850°C) i perlicie (1000°C),
 - zawartość węgla przy wydzieleniach grafitu (5) i na granicy ziarn eutektycznych (6) obliczona przy użyciu wzoru (1) z maksymalnej zawartości krzemu przy wydzieleniach grafitu i minimalnej na granicy ziarn eutektycznych

W świetle istniejącej mikrosegregacji i poszukiwania sposobu na ujednorodnienie struktury osnowy, zastosowanie do hartowania z przemianą izotermiczną tworzywa wyjściowego - ferrytycznego żeliwa sferoidalnego powinno pozwolić na maksymalne wykorzystanie właściwości odlewów z ADI.



2.4. Mikrofraktografia żeliwa sferoidalnego

Szczególne zastosowanie w badaniach przełomu żeliwa sferoidalnego odgrywa skaningowy mikroskop elektronowy. Badania fraktograficzne są często prowadzone równoległe z badaniami składu fazowego stopu.

Y. Kuroda i H. Takada [88], badając przełom żeliwa przy użyciu mikroskopu skaningowego, uważają, że powstanie przełomów w próbkach żeliwnych jest powiązane z ich strukturą osnowy i właściwościami mechanicznymi. Wyrażają oni pogląd, że wady występujące w zasadzie w obszarach granicznych ziarn eutektycznych pełnią doniosłą rolę w mechanizmie pęknięcia. W ten sposób są one, obok międzyfazowej granicy grafit - osnowa, najważniejszym czynnikiem inicjującym pęknięcie żeliwa. Zgodnie z obserwacjami poczynionymi później, M. Gagné i P.A. Fallon [59] oraz T. Kobayashi i H. Yamamoto [82] ten fakt również potwierdzają.

T. Kobayashi i H. Yamamoto [82], analizując czynniki określające mechanizm pęknięcia osnowy żeliwa sferoidalnego ADI, uznali za konieczne umocnienie miejsc, inicjujących pęknięcie w celu uzyskania w nich zwiększonej wytrzymałości. N. Wade i współautorzy [143], przeprowadzając badania przy użyciu mikroskopu świetlnego na zglądach metalograficznych, wykonanych na bocznych powierzchniach próbek, ustalili, że bainit, znajdujący się w obszarach środkowych ziarn eutektycznych wokół wydzieleni grafitu kulkowego, przyczynia się do powiększenia wytrzymałości osnowy, a także do ograniczenia inicjowania pęknięć na granicy grafit - osnowa. M. Wade i inni, podobnie jak autorzy [141], wysuwają wniosek, że najważniejszym czynnikiem decydującym o mechanizmie pęknięcia żeliwa jest skupienie naprężeń na granicy grafit - osnowa. Wniosek ten wynika z modelu rozkładu naprężeń w osnowie żeliwa sferoidalnego.

E. Dorazil i współautorzy [39,40] dokonali oceny przełomów próbek po rozciąganiu na mikroskopie skaningowym. Stwierdzili, że przełom powstały w wyniku naprężeń rozciągających wykazuje głównie charakter transkryystaliczny. Próbkę żeliwną zawierającą dużo austenitu szczątkowego mają przełom transkryystaliczny ciągliwy. Próbkę wytrzymawaną w temperaturze $T_{pi} = 400\text{ }^{\circ}\text{C}$ w czasie $\tau_{pi} = 55$ godz. mają przełom transkryystaliczny łupliwy (kruchy), lecz przy wydzieleniach grafitu - ciągliwy. W żeliwie sferoidalnym zawierającym 1,14 % Mn występuje przełom o budowie mieszanej, składający się z przełomu transkryystalicznego łupliwego i ciągliwego. Analiza przełomu próbek udarnościowych, przeprowadzona przy użyciu transmisyjnego mikroskopu elektronowego na dwustopniowych replikach węglowych, wykazała, że środek ziarn eutektycznych ma przełom transkryystaliczny ciągliwy, a ich granice - łupliwy [43,48].

Obecność w żeliwie sferoidalnym ziarn eutektycznych wpływa na właściwości mechaniczne odlewów. M. Gagné i P.A. Fallon [59], badając przełomy próbek po próbie rozciągania ($A_5 \approx 2\%$), stwierdzili na zglądzie metalograficznym liczne pęknięcia wtórne pod płaszczyzną przełomu. Pęknięcia te powstały w obszarach granicznych ziarn eutektycznych. Obszary te mają wpływ na rozwój kruchej pęknięcia. Z badań M. Gagné [61] wynika, że w miarę zwiększania zawartości Mn w żeliwie zawierającym Cu i Ni, udział przełomu wykazującego cechy quasi-łupliwości się zwiększa. W obszarach granic ziarn eutektycznych są obecne strefy przełomu międzykryystalicznego.

Również autorzy prac [61,109] zajmowali się mikrofraktografią żeliwa sferoidalnego ADI. Doszli oni do wniosku, że wpływ składu chemicznego na strukturę osnowy odzwierciedla naturę mechanizmu pęknięcia jego osnowy. Jeżeli żeliwo zawiera Cu, na przełomie występują liczne strefy quasi-łupliwe, spowodowane obecnością perlitu

w osnowie. Miedź i nikiel w żeliwie powoduje, że przełom jest ciągliwy bez stref quasi-łupliwych wskutek braku mikrosegregacji w ziarnie eutektycznym. Miedź i molibden przyczyniają się do powstania przełomu ciągliwego z nielicznymi strefami quasi-łupliwymi, zwykle spowodowanymi mikrosegregacją Mo na granicy ziarn eutektycznych. W miarę zwiększania zawartości manganu powiększają się strefy quasi-łupliwe w przełomie ciągliwym. Przy większej zawartości Mn w obszarach granicznych ziarn eutektycznych pojawia się przełom międzykrystaliczny. Obecność krzemu, poprawiając właściwości wytrzymałościowe żeliwa, ogranicza występowanie stref quasi-łupliwych na powierzchni przełomu. Jeśli zawartość krzemu ($2,7 \div 3,2$ %) zostaje przekroczona, na przełomie są liczne strefy quasi-łupliwe. Jest to skutek obecności ferrytu przedeutektoidalnego w osnowie żeliwa.

Analiza mikrofraktograficzna przeprowadzona w pracy [81] wykazała, że stopniowa zmiana mechanizmu pęknięcia osnowy żeliwa: od przełomu ciągliwego - quasi-łupliwego do przełomu międzyziarnowego jest wynikiem pogarszających się właściwości mechanicznych.

Badania przełomów próbek niestopowego żeliwa sferoidalnego ADI, o dużej wartości udarności wykonane przez R.C. Voigta [140], pozwoliły ustalić, że mechanizm ich pęknięcia zależy od składników osnowy. Duży udział austenitu szczątkowego przyczynia się do powstania przełomu o charakterze ciągliwym. Pęknięcie rozpoczyna się i rozprzestrzenia głównie wzdłuż granic ferrytu bainitycznego i austenitu szczątkowego. Przełom kruchy (transkrystaliczny łupliwy) stwierdził autor w próbkach o małej udarności, wygrzewanych w temperaturze $T_{pi} = 400$ °C, przy długim czasie przemiany.

Badania, zrealizowane przez R.C. Voigta i L. Eldokego [141], poświęcono w całości przełomom żeliwa sferoidalnego. Autorzy stwierdzają, iż mechanizm inicjowania i rozprzestrzeniania się pęknięcia zależy od struktury osnowy. Ogólnie uznają, że proces tworzenia przełomu jest podobny dla wszystkich gatunków żeliwa sferoidalnego. Proces ten jest kontrolowany przez zjawiska zachodzące na granicy faz grafit - osnowa, a podstawowe zasady mogą być określone na podstawie badań pęknięcia w ferrytycznym żeliwie sferoidalnym. Autorzy uważają, że mechanizm pęknięcia w żeliwie sferoidalnym może być opisany za pomocą zachodzących kolejno pięciu oddzielnych procesów, które jednak zachodzą na siebie. Do procesów tych zalicza się:

- 1) dekohezję wydzielen grafitu kulkowego z otaczającą osnową,
- 2) lokalne odkształcenie plastyczne w osnowie,
- 3) mikropęknięcie osnowy,
- 4) łączenie się mikropęknięć i tworzenie większych,
- 5) łączenie się mikropęknięć wraz z tworzeniem lub rozchodzeniem się czoła pęknięcia.

Badania przełomów przy użyciu elektronowego mikroskopu skaningowego pozwalają na obserwację efektów mechanizmu pęknięcia żeliwa sferoidalnego. W badaniach żeliwa ta nowoczesna technika badawcza nie jest powszechnie stosowana. Stąd mała ilość prac poświęcona temu zagadnieniu. Z przeglądu literatury wynika, że struktura osnowy po przemianie w zakresie bainitycznym wpływa na mechanizm tworzenia i przebiegu przełomu. Obserwacje rozkładu poszczególnych rodzajów przełomów w obszarze ziarn eutektycznych w połączeniu z dyfraktometrią rentgenowską może przynieść dodatkowe korzyści dla analizy pęknięcia osnowy żeliwa sferoidalnego ADI.

2.5. Struktura a właściwości mechaniczne żeliwa sferoidalnego

Niezwykle interesujące są właściwości wytrzymałościowe i plastyczne po hartowaniu z przemianą izotermiczną, prowadzącą do uzyskania osnowy ferrytyczno-austenitycznej w odlewach. Wytrzymałość tak obrobionego cieplnie żeliwa może przewyższyć dwukrotnie wytrzymałość znormalizowanych gatunków żeliwa sferoidalnego o tej samej plastyczności [115]. Żeliwo sferoidalne ADI ma wytrzymałość na rozciąganie większą o 20÷40 % od wytrzymałości na rozciąganie ulepszanego cieplnie żeliwa sferoidalnego, przy tej samej twardości [20,75]. W normie europejskiej EN 1564 zawarte są 4 gatunki żeliwa sferoidalnego hartowanego z przemianą izotermiczną. Gatunki te określono, opierając się na wskaźnikach wytrzymałości i plastyczności.

Wytrzymałość i plastyczność są wzajemnie uzależnione. Uzyskanie materiałów o dowolnej wytrzymałości i równocześnie dowolnej plastyczności jest praktycznie niemożliwe. Zmniejszenie wskaźników właściwości plastycznych wynika z mikrosegregacji pierwiastków stopowych, nierównomiernego rozmieszczenia wydzieleni grafitu, zbyt małych wydzieleni, gruboziarnistości, nadmiernego umocnienia fazą węglkową, a także nierównomiernego rozmieszczenia dyslokacji. W przypadku stali i żeliwa dominującą rolę odgrywa umocnienie przez wydzielenia fazą węglkową. Procesy wydzieleniowe w niższej temperaturze (np. odpuszczanie martenzytu, tworzenie dolnego bainitu) umożliwiają uzyskanie optymalnego rozmieszczenia wydzieleni, a zatem dobrych proporcji między granicą plastyczności a właściwościami plastycznymi materiału [71]. Hartowanie z przemianą izotermiczną żeliwa sferoidalnego nie gwarantuje równomiernego rozmieszczenia wydzieleni fazy węglkowej w osnowie metalowej. Powodem tego jest między innymi nierównomierne rozmieszczenie pierwiastków chemicznych w ziarnach eutektycznych. Niejednorodność strukturalna przyczynia się do tego, że zależność między granicą plastyczności a właściwościami plastycznymi żeliwa nie jest w takim stopniu skorelowana jak dla stali.

Na wały korbowe stosuje się obecnie gatunki żeliwa sferoidalnego ADI o osnowie ferrytyczno-austenitycznej. Żeliwo takie zawiera Cu, Ni i Mo. Dobrą wytrzymałość i plastyczność żeliwo ma wtedy, gdy struktura osnowy składa się z więcej niż 50 % ferrytu bainitycznego. Udział martenzytu, ledeburytu, wolnego ferrytu i perlitu jest ograniczony do 3 %. Wytrzymałość na rozciąganie takiego żeliwa (EN-GJS-1000-5; DIN EN-1564) wynosi $R_m = 920 \div 1000$ MPa przy wydłużeniu $A_5 = 15 \div 8$ %. Moduł sprężystości tego żeliwa wynosi $E_r = 150 \div 170$ GPa. Wytrzymałość na zmęczenie przy obciążeniu obrotowo - giętym, w zależności od grubości ścianki, $Z_{go} = 340 \div 430$ MPa, a więc jest zbliżona do wytrzymałości na zmęczenie stali ulepszonej cieplnie [2,3].

Co najmniej dwa gatunki żeliwa sferoidalnego z osnową ferrytyczno-austenityczną znalazły zastosowanie w praktyce przemysłowej [21]:

- pierwszy gatunek żeliwa, który przy przemianie w niższym zakresie temperatury przemiany izotermicznej ma strukturę iglastego ferrytu i fazę węglkową dolnego bainitu, charakteryzuje się dużą twardością i dużą wytrzymałością na rozciąganie i odpornością na ścieranie,
- drugi gatunek żeliwa po przemianie izotermicznej, w temperaturze bliskiej granicznej między zakresami dolnego i górnego bainitu, odznacza się dobrymi właściwościami plastycznymi, przy zmniejszonej, lecz stosunkowo jeszcze dużej wytrzymałości.

Gatunek pierwszy ma twardość 480÷500 HB i wydłużenie $A_5 = 2 \div 1$ %. W osnowie obok ferrytu bainitycznego i fazy węglkowej oraz austenitu szczątkowego występuje martenzyt, ponieważ przy wygrzewaniu w temperaturze $T_{pi} = 235$ °C przemianę przerywa się.

Po całkowitej przemianie w tej temperaturze żeliwo osiąga następujące właściwości: $R_{p0,2} = 960 \div 980$ MPa, $R_m = 1400 \div 1600$ MPa, $A_5 = 2 \div 1$ %, $H = 360 \div 380$ HB. Przy zmniejszeniu twardości z 500 do 380 HB wydłużenie pozostaje prawie niezmiennione. Badania przemysłowe dowiodły, że części maszyn (np. koła zębate) wykonane z tego żeliwa dały bardzo dobre rezultaty eksploatacyjne. Uzupełniając te informacje, W. Mannes i współautorzy [83] podają, że żeliwo sferoidalne gatunek GGG-40 i GGG-50 służą do uzyskania wszystkich rodzajów żeliwa sferoidalnego ADI wyszczególnionych w normie DIN EN 1564.

Badania wpływu niskiej temperatury na odkształcalność i kruchość nie- i niskostopowego żeliwa sferoidalnego ADI podczas próby rozciągania, zginania i udarnościowej przedstawiono w pracy [36]. Autorzy stwierdzili, że zmniejszenie właściwości niskostopowego żeliwa jest spowodowane mikrosegregacją i niejednorodnością struktury jego osnowy. Austenityczno-martenzytyczne obszary na granicach ziarn eutektycznych uznano za prawdopodobny czynnik pogarszający plastyczność i wytrzymałość. Pogląd wyrażony przez autorów podziela H.J. Heine [68].

Żeliwo sferoidalne ADI wykazuje dobrą wytrzymałość i plastyczność w podwyższonej temperaturze. Próbę rozciągania i próbę udarności w podwyższonej temperaturze przeprowadzono na dwóch gatunkach żeliwa, których właściwości w temperaturze 20 °C mają wartości: $R_m = 1128$ MPa, $A_5 = 7,8$ % i $KCG = 71,6$ J/cm² (gatunek 1) i $R_m = 1436$ MPa, $A_5 = 2,6$ % i $KCG = 33,6$ J/cm² (gatunek 2). W temperaturze 400 °C wartości te są następujące: gatunek 1 - $R_m = 730$ MPa, $A_5 = 3,0$ % i $KCG = 68,1$ J/cm²; gatunek 2 - $R_m = 1019$ MPa, $A_5 = 0,2$ % i $KCG = 20,5$ J/cm² [85]. Autorzy [133] ustalili optymalne skojarzenie właściwości mechanicznych. Żeliwo sferoidalne ADI uzyskuje to skojarzenie, gdy struktura osnowy składa się z ausferytu z nieznacznym udziałem dolnego bainitu. Twardość takiego żeliwa wynosi 310 HB, a udarność KG = 170 J (w temperaturze otoczenia).

T. Podrąbský, E. Dorazil i J. Kohout [114] przeprowadzili operację odpuszczania żeliwa sferoidalnego ADI. Stwierdzili, że powodem zmniejszenia wytrzymałości i plastyczności oraz przyrostu twardości jest rozpad austenitu szczątkowego. Wyniki badań autora prac [43,46] są sprzeczne z wynikami podanymi przez autorów pracy [114]. Odpuszczanie w temperaturze 300÷400 °C żeliwa sferoidalnego ADI, spowodowało wzrost wartości $R_{p0,2}$ o około 20 %, R_m o około 45 %, A_5 o około 200 % i KCG o około 70 % oraz nieistotny spadek twardości.

I. Riposan i współautorzy [117] podali warunki uzyskania w osnowie żeliwa sferoidalnego, hartowanego z przemianą izotermiczną w temperaturze $T_{pi} = 400 \div 300$ °C, struktury gwarantującej duże wartości wskaźników właściwości mechanicznych i eksploatacyjnych. Autorzy zaliczyli do nich następujące czynniki: zwiększenie liczby i zmniejszenie średnicy wydzielań grafitu, uzyskanie postaci grafitu, w której jest mniej niż 5 % grafitu krętkowego i ponad 80 % grafitu kulkowego oraz ograniczenie do 1 % udziału fazy węglkowej. A.Sh. Rezk i współautorzy [118] podtrzymują tezę, że kształt grafitu decyduje o plastyczności, w przypadku gdy żeliwo odznacza się dużą wytrzymałością.

Ogólnie wielu autorów prac [12,18,75,96,99,108,120,137,140,145] łączy zwiększenie udarności ze zwiększeniem udziału austenitu szczątkowego w osnowie żeliwa sferoidalnego ADI. Żeliwo sferoidalne o osnowie ferrytyczno-austenitycznej ma współczynnik $K_{Ic} = 55 \div 72$ MPa·m^{1/2}, a jego $R_{p0,2} = 635 \div 1242$ MPa. Odporność na kruche pękanie ulega niewielkiemu zmniejszeniu pomimo znacznego przedziału $R_m = 851 \div 1579$ MPa [145]. Na przykład R.C. Voigt [140] wyjaśnił bezpośrednią zależność między strukturą żeliwa

a jego udarnością. Żeliwo sferoidalne ADI uzyskuje dużą udarność przy obecności w jego osnowie stosunkowo grubych pakietów ausferrytu, powstałego w temperaturze $T_{pi} = 400$ °C. Udział w nich austenitu szczątkowego wynosi od 44 do 53 %. Autor informuje, że przedłużenie czasu wygrzewania w temperaturze $T_{pi} = 400$ °C prowadzi do gwałtownego spadku udarności bez zmiany twardości. Spadek ten wynika z rozpadu roztworu γ według reakcji (3) w stadium III przemiany (rys.7). Podobnie jest w stali, gdy spadek udarności jest związany z wydzieleniami węglików w górnym bainicie. Z kolei wielkość pakietu bainitycznego jest jednym z głównych czynników wpływających na udarność górnego bainitu. Efektywność rozdrobnienia ziarn austenitu, w kontekście zarodkowania i tworzenia bainitu, powinna przyczynić się do zmniejszenia pakietów ausferrytycznych lub bainitycznych i przez to do zwiększenia udarności. Można zatem wykorzystać proces austenitowania do kształtowania wielkości pakietów [98].

Prezentowane wyniki badań, stwierdzenia i poglądy autorów wykazują pełną zgodność, za wyjątkiem zmian zachodzących podczas odpuszczania. Austenit szczątkowy został uznany za strukturę, która w szczególności decyduje o właściwościach plastycznych; pojawienie się martenzytu w środku lub w obszarach granicznych ziarn eutektycznych, a także obecność cementytu wtórnego oraz innych wad wewnętrznych, przyczynia się jednak do zmniejszenia właściwości mechanicznych. Spotyka się prace, w których autorzy informują o obecności w strukturze ferrytyczno-austenitycznej produktów rozpadu austenitu przy podchładzaniu (ferryt, perlit). Innym problemem jest zaistnienie stadium III przemiany izotermicznej, która przyczynia się do spadku wydłużenia i udarności, a także wytrzymałości żeliwa ADI.

Temperatura i czas austenitowania w hartowaniu z przemianą izotermiczną ma znaczenie w kształtowaniu struktury żeliwa sferoidalnego ADI. C. Voigt [142] w swoim przeglądowym artykule cytuje wyniki badań B. Kovacs, M. Grecha i J.M. Younga, z których jednoznacznie wynika, że wraz z podwyższeniem temperatury T_{γ} z 850 °C do 950 °C zmniejszają się w znacznym stopniu wartości wskaźników $R_{p0,2}$, R_m , A_5 oraz twardości i udarności. R.A. Harding [63] i H.J. Heine [68] prezentują podobną opinię. W.M. Piwowarow i współautorzy [111], a także H.L. Morgan [97] podtrzymują tę tezę i podają, że zmniejszenie wytrzymałości żeliwa wynika z obecności martenzytu w osnowie. M. Gagné i P.A. Fallon w swoich badaniach [59] prezentują opinię przeciwną, ponieważ stwierdzili, że niska temperatura austenitowania powoduje zmniejszenie wytrzymałości żeliwa sferoidalnego ADI. W pracach [25,63,96,133,135] podaje się, że plastyczność żeliwa hartowanego w zakresie górnego bainitu spada, gdy podwyższa się temperaturę austenitowania. N. Wade, Ch. Lu, Y. Ueda i T. Maeda [143] przedstawiają przeciwny pogląd; według nich podwyższenie temperatury T_{γ} wywołuje zwiększenie wydłużenia i udarności. Z kolei E. Dorazil [38] stawia hipotezę, że temperatura austenitowania nie ma wyraźnego oddziaływania na właściwości mechaniczne żeliwa sferoidalnego ADI.

M.M. Shea i E.F. Ryntz [133], badając wpływ austenitowania na udarność żeliwa sferoidalnego, zaobserwowali, że niepełna przemiana eutektoidalna w temperaturze 850 °C powoduje w znacznym stopniu zmniejszenie udarności. To zmniejszenie następuje wskutek rozmieszczenia krzemu w fazach α i γ , zaś według H.L. Morgana [97], austenitowanie w temperaturze $T_{\gamma} < 900$ °C może być niepełne, szczególnie przy krótszych czasach wygrzewania, co z kolei wywołuje spadek wszystkich właściwości mechanicznych.

Nadmierne nasycenie austenitu węglem i związane z tym przemiany struktury można zaliczyć do czynników zmniejszających wskaźniki właściwości wytrzymałościowych i plastycznych żeliwa. Dlatego dla większości nie- i niskostopowych gatunków żeliwa

sferoidalnego odpowiedni zakres temperatury austenitowania to $T_\gamma = 850\div 900$ °C, po którym nie występują niekorzystne zjawiska związane z większym nasyceniem austenitu węglem [38]. Autor [47], badając niestopowe żeliwo sferoidalne (3,49 % C; 2,37 % Si; 0,33 % Mn), nie stwierdził istotnego wpływu temperatury T_γ na jego twardość, pomimo że w osnowie różny był udział austenitu szcążkowego.

Jeżeli austenitowanie żeliwa sferoidalnego odbywa się w krótkim czasie, to żeliwo takie wykazuje zwiększone wydłużenie, wytrzymałość i udarność. Wyrzwanie w temperaturze międzykrytycznej ($T_{a/\gamma} = 750\div 770$ °C) przyczynia się do zwiększenia wytrzymałości i udarności żeliwa do poziomu wyższego niż po wygrzewaniu w temperaturze nadkrytycznej [82]. M. Wołoszczenko i współautorzy [146], wygrzewając żeliwo w zakresie istnienia faz $\alpha + \gamma$, uzyskali większe wartości wskaźników A_5 i KCG niż przy końcu zakresu.

T. Kobayashi i H. Yamamoto [82] udowodnili, że niestopowe żeliwo sferoidalne, poddane następującej obróbce cieplnej: wygrzewaniu w zakresie występowania faz $\alpha + \gamma$, podchładzaniu do temperatury $T_{pi} = 350$ °C i wytrzymywaniu w czasie $\tau_{pi} = 3$ godz., oraz niskostopowe żeliwo sferoidalne, zawierające Ni i Mn, obrobione cieplnie: pierwsza operacja - hartowanie z temperatury $T_\gamma = 900$ °C, druga operacja - wygrzewanie w zakresie międzykrytycznym i podchładzanie do temperatury $T_{pi} = 400$ °C i wytrzymywanie w czasie $\tau_{pi} = 3$ godz., odznaczają się najlepszą kombinacją wytrzymałości i plastyczności. Wysoką plastyczność niskostopowego żeliwa sferoidalnego ADI zawierającego Ni i Mn autorzy przypisują:

- rozdrobieniu ziarn byłego austenitu, dziedziczonego po wstępnym hartowaniu,
- wygrzewaniu w zakresie międzykrytycznym, w którym zachodzi wtedy stabilizowanie austenitu przez dyfuzję do niego Ni i Mn,
- ferrytowi, który poprawia swoją plastyczność przy wygrzewaniu w zakresie międzykrytycznym.

W zdecydowanej większości prac badacze analizowali rolę temperatury austenitowania w kształtowaniu właściwości mechanicznych żeliwa. Wpływ czasu austenitowania także rozpatrywano, lecz w mniejszym stopniu, zajmowali się nim autorzy prac [63,82,133,135].

Interesujące wyniki badania udarności żeliwa ADI uzyskali M.M. Shea i E.F. Ryntz [133]. Przedłużenie czasu τ_γ z 15 do 75 min w temperaturze $T_\gamma = 950$ °C i od 30 do 75 min w temperaturze $T_\gamma = 850$ °C powoduje zmniejszenie udarności. Na to zmniejszenie nie mogła wpłynąć mikrosegregacja, ponieważ przed hartowaniem przeprowadzono wyżarzanie ujednorodniające. Przedłużenie czasu austenitowania doprowadziło do zwiększenia nasycenia austenitu węglem, lecz obecnie, stwierdzają autorzy, nie jest to oczywiste, że zwiększenie zawartości węgla o 0,1 % przyczynia się do pogorszenia udarności żeliwa. Być może istnieje graniczna zawartość węgla w austenicie, której przekroczenie umożliwia tworzenie się fazy węglkowej podczas przemiany izotermicznej w stadium III. To jednak, według autorów, jest nieprawdopodobne, gdyż wiadomo, że austenit szcążkowy może wzbogacić się w węgiel do zawartości 1,6 %. Na koniec autorzy wyrażają pogląd, że stężenie węgla w austenicie nie ma większego znaczenia.

Z dokonanego przeglądu wynika, że wyrażane przez autorów poglądy na rolę temperatury austenitowania w kształtowaniu właściwości mechanicznych żeliwa sferoidalnego ADI są rozbieżne. Na ogół austenitowanie przeprowadzano w zakresie temperatury $T_\gamma = 850\div 950$ °C. Autorzy prac [18,59,63,97,115,133] wyrażają tezę, że podwyższenie temperatury austenitowania poprawia z reguły wskaźniki wytrzymałości

($R_{p0,2}$, R_m) i twardość oraz zmniejsza właściwości plastyczne (A_5 , Z , KCG). Odmianą tezę podają autorzy prac [26,68,81,111,135,142] uważając, że właściwości wytrzymałościowe i plastyczne są większe wtedy, gdy temperatura austenitowania jest niższa. Są również prace [82,134,143], które informują o korzystnych właściwościach plastycznych żeliwa wygrzewanego w zakresie współistnienia dwóch faz α , γ . Zmiany plastyczności żeliwa sferoidalnego ADI pod wpływem temperatury T_γ nie zostały dostatecznie rozpoznane.

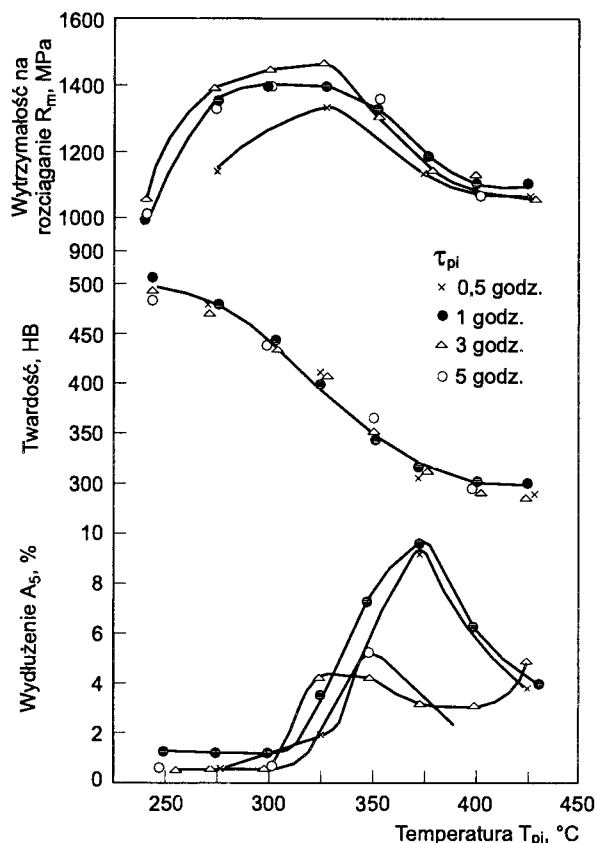
Parametry przemiany izotermicznej wpływają na właściwości mechaniczne żeliwa ADI [16,25,29,32,38-40,43,46-48,52,53,55,58,64,77,84,85, 92,95-97,108,110,112,115, 118-120,133,135,137-139,142,144].

M. Johansson [77] uważa, że o wytrzymałości żeliwa sferoidalnego hartowanego z przemianą izotermiczną w temperaturze T_{pi} niższej od 340 °C decydują udział i właściwości dolnego bainitu. Zmniejszony udział austenitu szczytkowego w osnowie przyczynia się do małej plastyczności.

Udział austenitu szczytkowego po przemianie w temperaturze T_{pi} wyższej od 340 °C powiększa się, powodując wprawdzie zmniejszenie wytrzymałości, lecz równocześnie wydatne zwiększenie plastyczności żeliwa ADI. W przypadku temperatury T_{pi} powyżej 400 °C plastyczność gwałtownie spada, co wynika ze zmniejszenia udziału austenitu szczytkowego. Występujące równocześnie zmniejszenie wytrzymałości jest związane z mniejszą wytrzymałością samego ferrytu bainitycznego. W związku z tym E. Dorazil [38] zaleca temperaturę przemiany izotermicznej poniżej 420 °C. Duży wpływ w kształtowaniu właściwości odgrywa czas τ_{pi} . Czas ten powinien być określony doświadczalnie na podstawie próby rozciągania lub udarnościonej. W zakresie temperatury $T_{pi} = 420 \div 280$ °C niestopowe żeliwo sferoidalne uzyskuje następujące właściwości: $R_m = 1370 \div 1570$ MPa, $A_5 = 4,5 \div 0,5$ % i $KCG = 88 \div 20$ J/cm², a po przemianie w temperaturze $T_{pi} = 400$ °C właściwości te są następujące: $R_m = 880 \div 1180$ MPa, $A_5 = 16 \div 4$ % i $KCG = 140 \div 78$ J/cm² [25]. Zbliżone wartości wskaźników wytrzymałości i plastyczności żeliwa sferoidalnego ADI podali R.A. Harding i G.M.J. Gilbert [64].

Wpływ temperatury i czasu przemiany izotermicznej na właściwości żeliwa sferoidalnego ADI przedstawiono na rysunku 29. Dużą wytrzymałość żeliwo uzyskuje po przemianie w zakresie temperatury $T_{pi} = 325 \div 275$ °C. Twardość w przedziale temperatury $T_{pi} = 425 \div 250$ °C zmniejsza się. Nie stwierdzono natomiast zmiany twardości pod wpływem czasu. Przy przemianie w temperaturze $T_{pi} = 375$ °C występuje maksymalne wydłużenie A_5 . Czas przemiany w zakresie górnego bainitu ma wpływ na wydłużenie A_5 , ponieważ maksymalne wartości przypadają na $\tau_{pi} = 0,5 \div 1$ godz. Przyczyną bardzo korzystnej plastyczności żeliwa jest, jak zwykle, duży udział austenitu szczytkowego w osnowie.

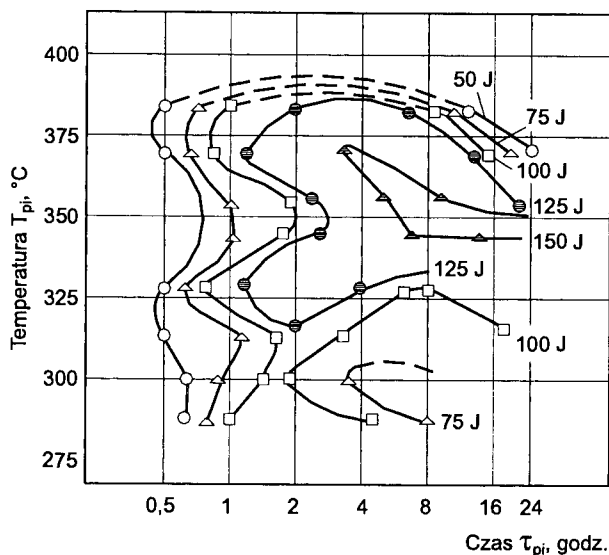
Należy podkreślić, że austenit szczytkowy w osnowie pełni ważną rolę w kształtowaniu właściwości plastycznych żeliwa sferoidalnego. Jednak przy bardzo długim czasie wygrzewania pogarszają się właściwości plastyczne z powodu zmniejszania się udziału austenitu szczytkowego, przy czym wytrzymałość pozostaje nadal na takim samym poziomie. Potwierdzają to autorzy prac [29,32,38-40,55,64,75,97]. Badacze zgodnie doszli do wniosku, według którego rozpad wysokowęglowego austenitu - reakcja (3) stadium III przemiany - ujemnie wpływa na właściwości plastyczne żeliwa sferoidalnego ADI [12,38,82,86,93,97,115,118,123, 125,127,133].



Rys. 29. Wpływ temperatury i czasu przemiany izotermicznej na wytrzymałość, wydłużenie i twardość żeliwa sferoidalnego [97]

Wytapianego w żeliwiaku przemysłowym perlitycznego żeliwa sferoidalnego, zawierającego: 3,42 % C; 2,62 % Si; 0,34 % Mn, J. Piaskowski [110] użył do badania wpływu temperatury T_{pi} na niektóre właściwości mechaniczne. Maksymalną wartość $R_m = 1150$ MPa żeliwo wykazało po przemianie izotermicznej w temperaturze $T_{pi} = 300$ °C. Wytrzymywanie w coraz to wyższej temperaturze przyczyniło się do zmniejszenia R_m do 650 MPa - przy 450 °C. Największą twardość (475 HB) żeliwo osiągnęło po wygrzewaniu w temperaturze $T_{pi} = 250$ °C, a następnie twardość zmniejszyła się do 300÷325 HB, gdy temperatura wynosiła $T_{pi} = 450÷400$ °C. Największą wartość KCG = 19,6 J/cm² żeliwo uzyskało po wygrzewaniu w temperaturze $T_{pi} = 400$ °C.

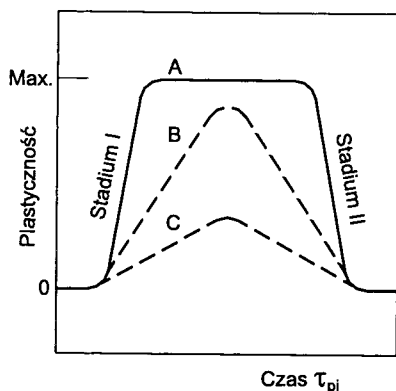
Wpływ temperatury i czasu przemiany izotermicznej na pracę uderzenia żeliwa sferoidalnego ADI przedstawiono na rysunku 30. W zakresie temperatury $T_{pi} = 370÷340$ °C i w czasie $\tau_{pi} > 3$ godz. niskostopowe żeliwo osiągnęło wartość KG ≈ 150 J. Przy mniejszych wartościach czasu τ_{pi} wartości tej energii kształtują się w przedziale 50÷125 J.



Rys. 30. Wpływ temperatury i czasu przemiany izotermicznej na pracę uderzenia (KG) żeliwa sferoidalnego ADI, zawierającego; 3,6 % C; 2,5 % Si; 0,3 % Mn; 1,5 % Ni; 0,3 % Mo [75]

E. Dorazil i współautorzy [29] uważają, że korzystne połączenie właściwości mechanicznych żeliwo uzyskuje tylko przy udziale austenitu szczątkowego $V_\gamma > 20\%$ i niewielkiej ilości martenzytu. Maksymalną wytrzymałość i plastyczność żeliwo wykazało, gdy w osnowie znajdowało się 25÷38 % austenitu szczątkowego. Autorzy podają, że przedłużenie czasu wytrzymywania przyczynia się do zmniejszenia niektórych właściwości mechanicznych. Najbardziej zauważalny jest spadek wartości A_5 przy przemianie w temperaturze $T_{pi} = 400\text{ }^\circ\text{C}$. Związane to jest ze zmniejszeniem udziału austenitu szczątkowego [62,75,96]. Wyrzewaniu w temperaturze $T_{pi} = 350\div 300\text{ }^\circ\text{C}$ towarzyszy równomierne zmniejszanie wydłużenia A_5 przy przedłużaniu czasu τ_{pi} . W temperaturze $T_{pi} = 300\text{ }^\circ\text{C}$ wpływ czasu jest słabszy. R.C. Voigt [140] również uważa, że wytrzymywanie w temperaturze $T_{pi} = 300\text{ }^\circ\text{C}$ nie prowadzi do wyraźnego spadku udarności, pomimo zmian udziału austenitu szczątkowego w przedziale 23÷32 %. Wbrew temu pogładowi, w tym zakresie przemiany w dolny bainit, wyraża się przekonanie, że przedłużanie czasu τ_{pi} przemiany izotermicznej w temperaturze $T_{pi} = 245\text{ }^\circ\text{C}$ zwiększa wytrzymałość na rozciąganie i udarność oraz umożliwia pomiar wydłużenia próbki. Umowna granica plastyczności zwiększa się dopiero po przedłużeniu czasu przemiany do 6 godz. [16].

Wyniki badań pracy [95] stały się podstawą ustalenia schematu zależności plastyczności żeliwa sferoidalnego ADI od czasu τ_{pi} . Uczynili to ci sami autorzy w pracy [96]. Uwzględnili oni ausferyt, tzn. osnowę otrzymaną w temperaturze $T_{pi} > 350\text{ }^\circ\text{C}$, która charakteryzuje się stosunkowo dobrą plastycznością występujących w niej roztworów. Na rysunku 31 przedstawiono schematycznie, jak właściwości plastyczne zmieniają się pod wpływem czasu wyrzewania, podczas reakcji bainitycznej w stadium I i II (patrz rys.8).



Rys. 31. Schemat wpływu czasu τ_{pi} przemiany izotermicznej na plastyczność żeliwa sferoidalnego: A - przebieg idealny, B - przebieg związany z występującą mikrosegregacją pierwiastków stopowych, C - przebieg uwzględniający istnienie wad w strukturze osnowy [96]

Krzywa A wyraża przebieg idealny, w którym na plastyczność nie wpływają żadne wady. Reakcja (2) w stadium I jest zakończona, zanim rozpocznie się reakcja (3) w stadium II, w którym wysokowęglowy austenit całkowicie ulegnie rozpadowi. Krzywa B prezentuje przebieg wpływu i mikrosegregacji na kinetykę stadiów I i II przemiany izotermicznej. Oba stadia nie są rozdzielone, lecz łączą się ze sobą na krótki okres czasu, przy czym w tym zakresie żeliwo osiąga dużą plastyczność. Najbardziej niekorzystny przebieg ma krzywa C, która pod wpływem mikrosegregacji i innych wad (porowatości, wtrąceń żuźlowych, cementytu wtórnego) przyjmuje taki kształt. Plastyczność żeliwa jest mniejsza niż dla krzywej B. Wartość ta jest zależna od stopnia mikrosegregacji i nasilenia wad wewnętrznych w osnowie. Do wad trzeba również zaliczyć pojawienie się martenzytu w obszarach granicznych ziarn eutektycznych. Wady w odlewie można ograniczyć do minimum, jeżeli w odlewni metalurgia i technologia odlewania są na odpowiednim poziomie technicznym. Istnienie tych wad może jednak ograniczyć lub całkowicie zniweczyć korzyści wynikające z obecności w osnowie plastycznej fazy.

Analiza powyższych prac dowodzi, że uzyskiwane właściwości mechaniczne żeliwa sferoidalnego ADI zależą od temperatury i czasu przy hartowaniu z przemianą izotermiczną. Wpływ temperatury przemiany izotermicznej nie jest jednoznaczny. W zakresie temperatury $400 \div 300$ °C zachodzi zwiększenie $R_{p0,2}$, R_m i twardości oraz zmniejszenie A_5 , KCG w miarę jej obniżania. Dalsze obniżenie temperatury przyczynia się do zmniejszenia wytrzymałości i plastyczności oraz zwiększenia twardości. Szczególnie korzystne skojarzenie wytrzymałości i plastyczności żeliwo sferoidalne osiąga po przemianie w temperaturze $T_{pi} = 350$ °C. Zmiany wyszczególnionych właściwości wynikają z kombinacji udziału w osnowie: ferrytu bainitycznego, austenitu szczątkowego, fazy węglkowej i martenzytu. Przy długim czasie przemiany τ_{pi} , podobnie jak obniżanie temperatury T_{pi} , wywołuje niejednostajne zmiany właściwości. Wpływ czasu τ_{pi} tłumaczy autorzy przebiegiem reakcji (2 i 3) w stadium I i II przemiany (według rys.8).

Jeżeli zagadnienie wpływu temperatury przemiany izotermicznej można uznać za wyjaśnione, to rola jej czasu w kształtowaniu właściwości żeliwa stanowi problem, wymagający dalszych badań.

Z uwagi na szczególnie duże znaczenie właściwości mechanicznych w produkcji żeliwa sferoidalnego ADI, badacze postulują przeprowadzić optymalizację parametrów

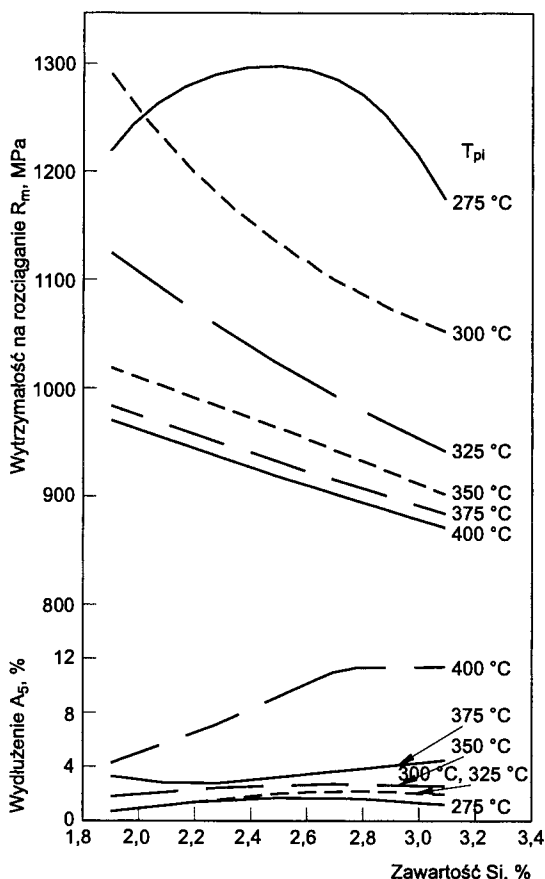
wygrzewania przez wyznaczenie wytrzymałości lub plastyczności. Większość autorów prac stosowała próbę rozciągania próbek żeliwa, a jej wyniki stanowiły niekiedy podstawowy przedmiot analizy. Właściwie dobrana temperatura T_{pi} i czas τ_{pi} przemiany izotermicznej, powinny zapewnić interesującą kombinację wytrzymałości i plastyczności żeliwa, jednak przy uwzględnieniu temperatury T_γ .

S k ł a d c h e m i c z n y żeliwa sferoidalnego wpływa na jego strukturę i właściwości po hartowaniu z przemianą izotermiczną w zakresie bainitycznym.

Węgiel i krzem oddziałują w zasadniczy sposób na właściwości mechaniczne żeliwa ADI. Przy hartowaniu z przemianą izotermiczną węgiel bierze czynny udział w procesie austenitzowania, nasycając osnowę żeliwa zgodnie z układem równowagi. Podczas przemiany izotermicznej dyfuzja węgla odbywa się do austenitu. Jego nasycenie węglem niewątpliwie wpływa na właściwości żeliwa, zważywszy, że w osnowie udział austenitu, może dochodzić do 50 %. Wpływ węgla opisano w podrozdziale 2.2.3.1, gdyż proces austenitzowania ma bezpośredni związek z nasyceniem osnowy węglem. Za H.L. Morganem [97] można stwierdzić, że zawartość węgla powyżej 3,4 % w żeliwie sferoidalnym powiększa tylko jego wytrzymałość, natomiast plastyczność i twardość pozostają prawie na niezmienionym poziomie.

Krzem wpływa odmiennie niż węgiel na właściwości żeliwa. Rozpuszczając się w ferrycie żeliwa, powiększa jego wytrzymałość i zmniejsza plastyczność. Wraz ze zwiększeniem zawartości Si w żeliwie, zmniejsza się w znacznym stopniu udarność [115]. W żeliwie sferoidalnym ADI cała zawartość krzemu znajduje się w ferrycie bainitycznym i austenicie szczałkowym. Podczas hartowania z temperatury międzykrytycznej może nastąpić rozdział krzemu pomiędzy ferryt, ferryt bainityczny i austenit szczałkowy. Wówczas plastyczność, jak informuje autor prac [133], ze względu na obecność ferrytu jest mała. Hipotezy tej nie potwierdzają badania w pracy [147].

E. Dorazil i współautorzy [25] uważają, że krzem nie wpływa znacząco na $R_{p0,2}$, R_m i twardość. Jednak wartości A_5 i KG, po wygrzewaniu w temperaturze $T_{pi} = 390 \pm 360$ °C zwiększają się w miarę zwiększania zawartości krzemu. Autorzy pracy [146] ten pogląd potwierdzają. Według autorów [133,137] zmniejszenie zawartości Si w żeliwie z 2,88 do 1,57 %, przyczyniło się do spadku udarności żeliwa. M. Gagné [60,61] w przeciwieństwie do autorów [25,133,137,146] uważa, że krzem przyczynia się do zmniejszenia wartości $R_{p0,2}$, R_m i A_5 wtedy, gdy w żeliwie znajduje się $0,022 \pm 0,026$ % Mn. Powiększenie zawartości manganu do 0,38–0,45 % podnosi poziom wskaźników wytrzymałościowych. Spadek wytrzymałości i plastyczności w miarę zwiększania zawartości Si (rys.32) jest skutkiem tworzenia się przedeutektoidalnego ferrytu i perlitu podczas podchładzania do temperatury przemiany izotermicznej [97,108].



Rys. 32. Wpływ krzemu na wytrzymałość na rozciąganie i wydłużenie żeliwa sferoidalnego hartowanego z przemianą izotermiczną w temperaturze $T_{pi} = 400+275$ °C w czasie $\tau_{pi} = 1$ godz. [97]

Mangan wywiera znaczny wpływ na właściwości mechaniczne żeliwa sferoidalnego ADI. Zwiększenie zawartości Mn powoduje zatem zwiększanie wytrzymałości i plastyczności żeliwa, a począwszy od zawartości krytycznej (dla plastyczności - $0,3\div 0,5$ %, a dla wytrzymałości na rozciąganie - $0,8\div 1,2$ %), właściwości te zaczynają się zmniejszać wskutek wydzielenia na granicach ziarn eutektycznych cementytu wtórnego i zwiększania wartości naprężeń własnych [97,115,119]. W żeliwie sferoidalnym ADI najczęściej wpływ Mn kojarzony jest z obszarami austenityczno-martenzytycznymi na granicach ziarn eutektycznych, które ujemnie wpływają na wytrzymałość i plastyczność [33,34,36,40,43,46,60,62,96, 97,119,138]. Całkowite wyeliminowanie niekorzystnego oddziaływania manganu w żeliwie ADI jest po prostu niemożliwe [25], ale można to częściowo ograniczyć, zwiększając zawartość Si [61].

Oddziaływanie Ni, Mo i Cu w kształtowaniu struktury jest przyczyną bardzo korzystnych właściwości mechanicznych żeliwa sferoidalnego ADI [115]. Według [138], niskostopowe żeliwo sferoidalne, zawierające Ni i Cu bez manganu (0,02 % Mn), hartowane z przemianą izotermiczną w temperaturze $T_{pi} = 360$ °C, uzyskuje najkorzystniejsze właściwości wytrzymałościowe. B.A. Elsarnagawy i współautorzy [55], hartując z

przemianą izotermiczną w temperaturze $T_{pi} = 240$ °C w czasie $\tau_{pi} = 3$ godz. żeliwo sferoidalne, zawierające 3,43÷3,60 % C; 0,35÷0,40 % Mn; 1,98÷2,04 % Ni; 0,46÷0,48 % Mo, otrzymali następujące wartości właściwości: $R_m = 1300$ MPa, $A_5 = 5,5$ %, $H = 545$ HV10 i $KCV = 7$ J/cm².

Molibden zwiększa wytrzymałość i twardość żeliwa sferoidalnego ADI, zmniejsza natomiast jego plastyczność, zwłaszcza gdy jego zawartość jest większa od 0,2 % [6,97]. Wyniki badań [96] potwierdzają te spostrzeżenia. J.E. Bevan i W.G. Scholz [6] wykazali, że powiększenie zawartości molibdenu do 0,75 % prowadzi do zwiększenia wartości $R_{p0,2}$ z 1160 do 1200 MPa, R_m z 1395 do 1415 MPa i twardości z 393 do 435 HB. Natomiast A_5 zmniejsza się z 6 do 2,5 %.

Według H.L. Morgana [97], dodatek Cu w żelwie sferoidalnym nie wpływa na jego wytrzymałość i twardość po hartowaniu z przemianą izotermiczną w temperaturze $T_{pi} = 400$ ÷300 °C. Przy temperaturze $T_{pi} < 350$ °C zwiększa się plastyczność żeliwa w miarę zwiększania zawartości Cu. Po przemianie w temperaturze $T_{pi} > 350$ °C wpływ miedzi na plastyczność jest niezauważalny. Wytrzymałość i plastyczność żeliwa z miedzią różnią się wyraźnie od wytrzymałości żeliwa niestopowego. Po przemianie w temperaturze $T_{pi} = 350$ ÷300 °C plastyczność żeliwa z Cu jest większa, a wytrzymałość - mniejsza w porównaniu z żelwem bez Cu.

W obecności niklu korzystny wpływ molibdenu objawia się w tych samych warunkach przemiany w zakresie bainitycznym żeliwa sferoidalnego. Molibden w obecności niklu, przy prawie tym samym poziomie twardości, powoduje zwiększenie wytrzymałości i plastyczności żeliwa po przemianie w zakresie temperatury $T_{pi} = 400$ ÷300 °C. Dodatek miedzi do żeliwa z Ni oraz Ni i Mo nieznacznie zmniejsza jego wytrzymałość i plastyczność [34].

R.C. Voigt [142] podaje za M. Takitą i Y. Uedą, że dodanie Ni i Mo do żeliwa sferoidalnego hartowanego z przemianą izotermiczną w zakresie temperatury $T_{pi} = 450$ ÷300 °C przyczyniło się do zmniejszenia udarności. A.Sh. Rezk i współautorzy [118] stwierdzili, że wartości wydłużenia takiego żeliwa, wygrzewanego w temperaturze $T_{pi} = 265$ °C, są jednak większe niż żeliwa niestopowego.

Korzystne oddziaływanie niklu na właściwości plastyczne żeliwa sferoidalnego ADI jest obserwowane do momentu nieprzekroczenia zawartości 2 % [28,63,96,97,139]. W pracy [97] stwierdza się, że wytrzymałość, plastyczność i twardość żeliwa sferoidalnego ADI, zawierającego 1 % Ni, po przemianie izotermicznej w zakresie temperatury $T_{pi} = 400$ ÷300 °C nie ulegają istotnym zmianom. Przy zawartości niklu 2÷4 % [96,97] wytrzymałość i plastyczność żeliwa spada, ponieważ w osnowie oprócz ausferytu może powstać martenzyt. Niektórzy autorzy [16,28,34,96] wiążą spadek A_5 żeliwa sferoidalnego ADI, zawierającego Ni, z obecnością Mn i Mo. Przy produkcji żeliwa sferoidalnego ADI stosowane są pewne reguły. Jeżeli wymagane jest zwiększenie plastyczności, wtedy odpowiednimi dodatkami są miedź i nikiel. Pierwiastki te zwiększają wydłużenie żeliwa, nawet przy obecności w nim małych zawartości Mn i Mo. Zwiększenie zaś zawartości Mn i Mo zmniejsza wartości R_m i A_5 , co jest wynikiem istniejącej mikrosegregacji tych pierwiastków [38,39,97,138].

J. Marcinkowski i C. Podrzucki, przekazując informacje z 57. Światowego Kongresu Odlewnictwa w Osace [92], podali, iż wprowadzenie do żeliwa Ni i Cu oraz Mo zwiększa odporność na pękanie pod obciążeniem dynamicznym K_{Id} o 50÷70 MPa · m^{1/2}. Ponadto autorzy ci stwierdzili, że obniżenie temperatury T_{pi} z 390 do 340 °C zwiększa o 10 % wartość K_{Id} stopowego żeliwa sferoidalnego ADI.

Analiza literatury poświęconej tej problematyce wskazuje na znaczne zainteresowanie nią badaczy. Dlatego w podsumowaniu zostaną podane podstawowe tezy dotyczące kształtowania struktury i właściwości mechanicznych. Uwzględniając zasadnicze składniki żeliwa sferoidalnego używanego do badań, można stwierdzić, że ich zawartość zawierała się w granicach: 3,0÷4,0 % węgla, 1,6÷3,7 % krzemu i 0,02÷1,2 % manganu. Główne pierwiastki stopowe, które dodawano w kombinacji z podstawowymi pierwiastkami, występowały w żeliwie w następujących przedziałach: 0,043÷3,82 % Ni, 0,21÷0,63 % Mo i 0,11÷1,58 % Cu.

Wpływ pierwiastków chemicznych na właściwości mechaniczne jest zależny m.in. od rodzaju i intensywności mikrosegregacji pierwiastków w osnowie oraz ich roli w przemianie w zakresie bainitycznym. Dużą wytrzymałość i zadawalającą plastyczność uzyskuje żeliwo, jeżeli w jego składzie chemicznym znajdują się dodatki stopowe, takie jak: Ni i Cu. Poprawiają one wydłużenie i udarność żeliwa w kombinacji z małą zawartością Mn i Mo. Zwiększenie zawartości tych pierwiastków, gdy występują pojedynczo bądź wspólnie, poprawia trwałość austenitu i powiększa stopień niejednorodności struktury oraz powoduje zmniejszenie plastyczności.

Po analizie literatury należy zagadnienie wpływu poszczególnych czynników na właściwości mechaniczne żeliwa sferoidalnego ADI w ogólności uznać za wyjaśnione, a w szczególności nie. W większości prac, dla zrealizowania celu badawczego, stosowano żeliwo wytapiane w piecu indukcyjnym, a zaledwie w pojedynczych przypadkach żeliwo wytapiane w żeliwiaku przemysłowym. Opierając się na analizie czynników określających właściwości mechaniczne żeliwa, jego obróbkę cieplną, skład chemiczny i strukturę, podaje się tezę, że do otrzymania żeliwa sferoidalnego ADI można będzie stosować jako tworzywo wyjściowe żeliwo z procesu żeliwiakowego. Zwiększenie właściwości wytrzymałościowych i plastycznych tego żeliwa stworzy rozszerzenie możliwości aplikacyjnych jego odlewów.

3. BADANIA WŁASNE

3.1. Cel i zakres pracy

Przeprowadzona analiza stanu zagadnienia, uwzględniająca wiele prac badawczych publikowanych w latach 70. i 80., a w szczególności w ostatnich latach, wykazała, że istnieją możliwości oddziaływania na strukturę i właściwości żeliwa sferoidalnego ADI, które jest obiecującym tworzywem w praktyce konstrukcyjno-odlewniczej. Prezentowane w znacznej części prac hipotezy i opinie oraz stwierdzenia ujawniły dużą zgodność w zasadniczych kwestiach przemiany austenitu w bainit. Wielość czynników oddziałujących w procesie austenitowania i izotermicznej przemiany bainitycznej żeliwa sprawia, że występuje jeszcze znaczne zróżnicowanie poglądów w kwestiach szczegółowych przemiany przechłodzonego austenitu w żeliwie sferoidalnym.

Cennych doświadczeń ze stałą krzemową nie można bezpośrednio odnosić do osnowy żeliwa. Zadania tego niewątpliwie nie ułatwia charakterystyczna osnowa żeliwa, składająca się z ziarn eutektycznych. Istnieje jednak możliwość ograniczenia, przynajmniej w pewnym stopniu, roli takiego zjawiska, jak na przykład: mikrosegregacja i wywołana nią niejednorodność struktury, znacząco wpływającego na właściwości mechaniczne żeliwa sferoidalnego ADI.

Opierając się na analizie stanu zagadnienia i wynikach badań własnych, przedstawia się w niniejszej pracy podstawową tezę naukową sformułowaną następująco: Wobec przekonujących dowodów o niekorzystnym wpływie obszarów austenityczno-martensytycznych na właściwości mechaniczne żeliwa sferoidalnego ADI, ich ograniczenie lub wyeliminowanie z osnowy żeliwa może się przyczynić do poprawy jego właściwości plastycznych. Decydujące znaczenie w tym względzie dla przemiany bainitycznej w żeliwie ma temperatura austenitowania przy kształtowaniu struktury jego osnowy podczas przemiany izotermicznej w zakresie górnego i dolnego bainitu.

Uwzględniając to stwierdzenie i podane fakty, w zakończeniu rozdziału 2.1 postawiono tezę, że stosowanie niskiej temperatury T_{γ} , bliskiej temperaturze $Ac_{1,2}$, powinno przyczynić się do poprawienia wskaźników plastyczności żeliwa ADI. Mając na względzie zjawisko mikrosegregacji w żeliwie (rozdz.2.3), można więc przyjąć założenie, że stosowanie w charakterze tworzywa wyjściowego do obróbki cieplnej żeliwa sferoidalnego o osnowie ferrytycznej powinno oddziaływać korzystnie na strukturę i właściwości odlewów z żeliwa ADI.

W badaniach postanowiono określić rolę austenitowania przy hartowaniu z przemianą izotermiczną, dobierając temperaturę T_{γ} z dolnego i górnego przedziału stosowanych wartości. W przemianie izotermicznej austenitu uwzględniono zakresy przemiany górnego i dolnego bainitu. Przy wyborze czasu wygrzewania pominięto początkowe czasy przemiany w stadium I i końcowe w stadium II. W ten sposób chciano ograniczyć udział martensytu i ferrytu z wydzieleniami węgla, składników struktury, niekorzystnie wpływających na niektóre właściwości mechaniczne. Warunki hartowania z przemianą izotermiczną podano w metodyce badań.

W przemyśle krajowym produkcja odlewów z żeliwa sferoidalnego zwiększa się. Znacząca część żeliwa jest wytapiana w żeliwiaku. Uwzględniając ten stan, badania własne oraz przeważającą liczbę prac, w których zastosowano żeliwo pochodzące z pieca indukcyjnego, można przyjąć tezę: istnieją realne przesłanki otrzymania żeliwa typu ADI, wówczas gdy dysponuje się żeliwem z żeliwiaka, jako tworzywem wyjściowym. Wobec tego przyjęto, że badania zostaną zrealizowane na odlewach z niestopowego żeliwa sferoidalnego, wytapianego w przemysłowym żeliwiaku. Ze względu na proces

nawęglania osnowy i mechanizm przemiany bainitycznej uznano, że odpowiednią strukturą wyjściową osnowy metalowej będzie struktura ferrytyczna.

Obróbce cieplnej poddano próbki do badań właściwości mechanicznych. Chcąc zachować ścisły związek między strukturą a właściwościami, badania struktury przeprowadzono głównie na próbkach udarowościowych oraz wytrzymałościowych.

Do badań struktury oraz właściwości fizycznych i chemicznych zastosowano, obok tradycyjnych metod badawczych, mikroskopię optyczną i nowoczesne metody badawcze: transmisyjną i skaningową mikroskopię elektronową, dyfraktometrię rentgenowską i mikroanalizę rentgenowską. Na podstawie analizy fraktograficznej, przy zastosowaniu mikroskopu skaningowego i dyfraktometru rentgenowskiego, podjęto próbę ustalenia mechanizmu pęknięcia osnowy żeliwa ADI.

Na podstawie wyników badań zawartych w analizowanych publikacjach wydaje się, że istnieją realne możliwości sformułowania ogólnych warunków przemiany izotermicznej austenitu w osnowie metalowej, które mogą pozwolić na uzyskanie co najmniej dobrej odporności na kruche pęknięcie i dobrego wydłużenia żeliwa ADI o korzystniejszych wartościach niż dotychczas, a nawet dorównujących stali stopowej ulepszonej cieplnie.

Użycie do badań ferrytycznego żeliwa sferoidalnego wynika również z faktu, że osnowa tego żeliwa cechuje się korzystniejszym rozmieszczeniem pierwiastków niż osnowa perlityczno-ferrytyczna lub perlityczna. Stąd też rozwiązanie niniejszego problemu na przykładzie tej struktury osnowy może stać się punktem odniesienia do innych gatunków niestopowego, nisko- i średniostopowego żeliwa sferoidalnego hartowanego z przemianą izotermiczną.

Mając na względzie właściwości odlewów z ADI, przyjęto między innymi, że wydzielenia grafitu kulkowego w osnowie powinny odznaczać się kształtem regularnym, a ich wielkość zawierać się w przedziale 30÷90 μm .

3.2. Metodyka badań

3.2.1. Materiał

Żeliwo sferoidalne wytopiono w przemysłowym żeliwiaku kwaśnym z gorącym dmuchem. Sferoidyzację żeliwa przeprowadzano stopem magnezowym ML5 w zbiorniku żeliwiaka metodą prętową. Do odsiarczania ciekłego żeliwa wykorzystano stop magnezu, za pomocą którego ograniczano zawartość siarki do określonej wartości (0,02 %). Metal w stanie ciekłym po modyfikowaniu FeSi na rynnice spustowej odlano do mokrych form piaskowych. Wlewki oddzielnie odlewane miały kształt YII (PN-92/H-83123). Analiza chemiczna wykazała następujące zawartości pierwiastków: 3,21 % C; 2,57 % Si; 0,28 % Mn; 0,061 % P; 0,01 % S; 0,024 % Mg; 0,036 % Cr; 0,098 % Ni i 0,015 % Mo.

Na podstawie próby rozciągania żeliwo sferoidalne zaliczono do gatunku 500-7.

Mikrostruktura odlewów w stanie surowym składała się z 40 % ferrytu i 60 % perlitu. Udział grafitu w osnowie żeliwa wynosi 11,5 %. Kształt wydzieleni grafitu odpowiada, wg PN-75/H-04661, wzorcowi Gf 9 plus do 5 % Gf 8, a wielkość wydzieleni grafitu - wzorcowi Gw 45.

Z dolnych części wlewków zostały wykonane wałki o średnicy 22 mm i długości 200 mm, które przeznaczono na próbki do próby na rozciąganie. Natomiast do próby udarowej z dolnej części wlewków wycięto 3 płaskowniki o grubości 13 mm, szerokości 25 i długości 200 mm. Wałki i płaskowniki poddano dwustopniowemu wyżarzaniu ferrytyzującemu; po wygrzewaniu przez 1 godz. w temperaturze 950 °C i podchładzaniu

do temperatury 700 °C, w której wychładzano przez 6 godz., dochładzano je w piecu do temperatury otoczenia (ok. 20 °C). Obróbkę cieplną wykonano w elektrycznym piecu komorowym.

Po obróbce cieplnej mikrostruktura żeliwa sferoidalnego składała się z ferrytu (98 %) i perlitu (2 %).

Badania dylatometryczne wykazały, że ferrytyczne żeliwo sferoidalne wykazuje następujące temperatury krytyczne: $Ac_{1,1} = 780$ °C, $Ac_{1,2} = 827$ °C, $Ar_{1,1} = 750$ °C i $Ar_{1,2} = 705$ °C.

Właściwości mechaniczne po ferrytyzowaniu były następujące:

- granica plastyczności $R_p = 277$ MPa,
- wytrzymałość na rozciąganie $R_m = 425$ MPa,
- wydłużenie $A_5 = 24,5$ %,
- przewężenie $Z = 21,7$ %,
- udarność KCG = 121 J/cm²,
- twardość H = 157 HB.

Próbki wytrzymałościowe miały główki do uchwytów pierścieniowych o średnicy pomiarowej 10 mm. Próbki udarnościowe o wymiarach 10x10x55 mm nie miały karbu. Pomiary twardości wykonano na główkach wg metody Brinella przy użyciu kulki o średnicy 2,5 mm. Wyniki właściwości mechanicznych są średnią arytmetyczną trzech pomiarów.

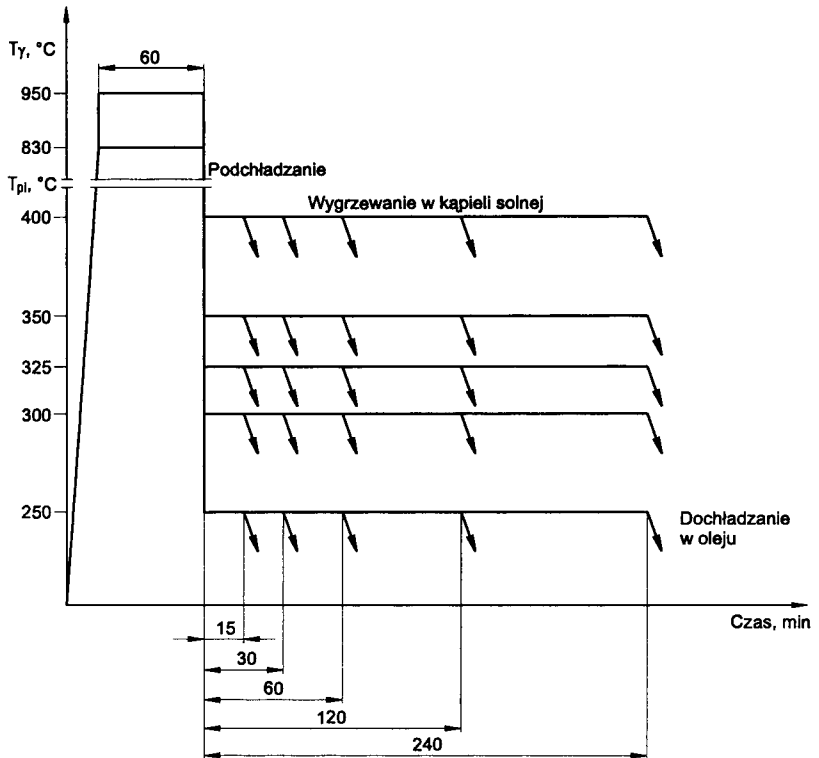
3.2.2. Obróbka cieplna

Przed hartowaniem z przemianą izotermiczną ferrytycznego żeliwa sferoidalnego przygotowano, na drodze obróbki skrawaniem, na każdy warunek obróbczy po trzy próbki do próby na rozciąganie i do próby udarności.

Próbki wytrzymałościowe do uchwytów pierścieniowych o średnicy pomiarowej 10 mm kształtowano toczeniem. Na każdy warunek obróbki cieplnej, w komplecie trzech sztuk próbek, dwie próbki wytrzymałościowe wykonano z jednego wlewka. Trzecia próbka pochodziła z innego wlewka, lecz druga próbka z tego wlewka wchodziła w skład kompletu przeznaczonego na sąsiedni warunek obróbczy.

Próbki udarnościowe przygotowano tak, że pręty o szerokości 25 mm zostały przecięte na wymiar 13x11,5x200 mm. Powstały w ten sposób dwa pręty. Z każdego z nich wykonano trzy próbki, przeznaczając je na jeden warunek obróbczy. Próbki z drugiego pręta przeznaczono na sąsiedni warunek obróbczy. W zasadzie to próbki z jednego wlewka przeznaczono tylko na jedną temperaturę T_{pi} . Powierzchnie surowe płaskowników minimalnie obrobiono skrawaniem przez frezowanie. Powierzchnie próbek również obrobiono skrawaniem przez frezowanie i szlifowanie. Zachowano zasadę, że próbki udarnościowe układano na podpory młota udarowego tak, aby bok próbki od strony byłej powierzchni surowej wlewka znajdował się po przeciwnej stronie do miejsca uderzenia młota.

Obróbkę cieplną próbek wykonano według warunków podanych na rysunku 33. Warunki obróbki cieplnej zostały przyjęte na podstawie doświadczeń zawartych w literaturze i badań własnych. Do austenityzowania przyjęto minimalną temperaturę (830 °C) i temperaturę 950 °C, nieco wyższą od maksymalnej temperatury (900 °C) z zakresu stosowanego w praktyce obróbki cieplnej żeliwa sferoidalnego. Przyjęcie temperatury $T_\gamma = 830$ °C, wyższej od temperatury $Ac_{1,2}$, wynikało z zamiaru osiągnięcia minimalnego nasycenia osnowy węglem. Natomiast temperaturę $T_\gamma = 950$ °C przyjęto w celu maksymalnego nasycenia osnowy węglem, zachowując jeszcze niezmienną wielkość ziarn austenitu lub ich nieznaczne powiększenie. Przy wyborze czasu wygrzewania uwzględniono dane literaturowe, dotyczące austenityzowania osnowy ferrytycznej (rozdział 2.1).



Rys. 33. Warunki obróbki cieplnej próbek ferrytyzowanego żeliwa sferoidalnego

Temperaturę przemiany T_{pi} wybrano z zakresu, który jest najczęściej wykorzystywany w praktyce (400 ± 250 °C). Z kolei do wyboru czasu przemiany posłużyły dane literaturowe i badania własne. Przyjmując okres przemiany, w szczególności kierowano się ograniczeniem tworzenia w osnowie żeliwa martenzytu oraz bainitu powstałego z reakcji (3) stadium II przemiany (rys.8).

Austenityzowanie przeprowadzano w elektrycznym piecu sylitowym. Do nagrzałej komory pieca ładowano pojemnik z próbkami. Pojemnik ten dopełniano węglem drzewnym w celu zabezpieczenia próbek przed utlenieniem i zakrywano pokrywą. Czas wygrzewania liczono od momentu, gdy pojemniki nagrzały się do nominalnej temperatury. Na podstawie pomiarów w komorze pieca, za pomocą dodatkowego termoelementu, wahania temperatury w przestrzeni grzejnej, w której znajdowały się pojemniki, zawierały się w przedziale ± 10 K. Po jednej godzinie austenityzowania pojemniki wyładowywano z pieca, a próbki, powiązane drutem stalowym, za pomocą dodatkowej pętli z drutu wyjmowano z pojemnika i zanurzano w kąpieli solnej SO140 pieca wannowego. Próbki wyjmowano blisko pieca wannowego. Temperatura kąpieli solnej wahała się w przedziale ± 2 K. Po wyznaczonym czasie, zgodnym z programem badań, próbki wyjmowano z kąpieli solnej i dochładzano w oleju do temperatury otoczenia (około 20 °C). Próbki udarnościovowe wygrzewano temperaturze $T_{pi} = 400, 350, 300$ i 250 °C. Próbki wytrzymałościowe z kolei wygrzewano w temperaturze $T_{pi} = 400, 350, 325$ i 300 °C. Takie przyjęcie temperatury T_{pi} dla próbek wytrzymałościowych, w zakresie przemiany w dolny bainit, wynikało nie tylko z liczby wlewków pochodzących z jednej kadzi odlewniczej, ale także ze względów praktycznych. Wydłużenie żeliwa po hartowaniu z przemianą izoter-

miczną w temperaturze $T_{pi} = 250 \text{ }^{\circ}\text{C}$ jest bardzo mała, tzn. wynosi ono ($1 \pm 2 \%$), a wytrzymałość duża. Dlatego dodatkowo wybrano temperaturę $T_{pi} = 325 \text{ }^{\circ}\text{C}$.

Obrobione cieplnie próbki wytrzymałościowe szlifowano ręcznie przy użyciu papieru ściernego na tokarce. Próbki udarnościowe szlifowano również ręcznie za pomocą papieru ściernego. Szlifowanie to wykonano w celu usunięcia ewentualnej warstwy utlenionej.

3.2.3. Badania struktury

3.2.3.1. Badania mikroskopowe

Do badania mikroskopowego wykorzystano próbki udarnościowe po wykonanej próbie udarności. Zgłady metalograficzne wykonywano na płaszczyźnie prostopadłej do wzdłużnej osi próbki. Po wykonaniu zgładu metalograficznego próbki trawiono 2-procentowym alkoholowym roztworem HNO_3 (nitałem).

Strukturalną analizę ilościową prowadzono na świetlnym mikroskopie metalograficznym za pomocą siatki punktów. Do analizy wykorzystano siatkę z 441 węzłami. Liczbę przyłożeń obliczono ze wzoru [116]:

$$k = \frac{U_{\alpha}^2 (1 - V_X)}{\beta^2 \cdot z \cdot V_X} \quad (6)$$

gdzie:

- U_{α} - wartość 1,645 przyjęta z tablicy rozkładu normalnego,
- V_X - udział zliczanego składnika struktury oceniony wstępnie,
- β - błąd względny analizy przyjęto 0,1,
- z - liczba węzłów siatki.

Udział składnika struktury osnowy metalowej obliczano ze wzoru:

$$V_X = \frac{\sum_{i=1}^k V_{Xi}}{k \cdot z - \sum_{i=1}^k V_{Gi}} \cdot 100 \% \quad (7)$$

gdzie:

- V_{Xi} - liczba węzłów siatki zawierających się w zliczanym składniku struktury osnowy przy i-tym przyłożeniu,
- k - liczba przyłożeń siatki,
- z - liczba węzłów siatki,
- V_{Gi} - liczba węzłów siatki przypadająca na wydzielenia grafitowe w i-tym przyłożeniu.

Dla analizowanych składników struktury wyznaczano błąd bezwzględny ze wzoru:

$$\delta \leq U_{\alpha} \sqrt{\frac{V_X (1 - V_X)}{k \cdot z}} \cdot 100 \% \quad (8)$$

gdzie:

- U_{α} - wartość 1,645 przyjęta z tablicy rozkładu normalnego,
- V_X - udział składnika,
- k - liczba przyłożeń siatki,
- z - liczba węzłów siatki.

W celu ujawnienia jakościowego rozmieszczenia węgla w obszarze niektórych składników struktury w ziarnach eutektycznych, próbki żeliwne - zgiędy metalograficzne trawiono w gorącym pikrynianie sodowym. Barwne obrazy mikroskopowe rejestrowano na negatywowym materiale fotograficznym. Pozytywy wykonano na barwnym papierze fotograficznym.

Strukturę niektórych próbek analizowano również za pomocą transmisyjnego mikroskopu elektronowego o napięciu przyspieszającym 80 kV. Badania realizowano na dwustopniowych replikach węglowych.

3.2.3.2. Rentgenowska analiza struktury

Rentgenowską analizę fazową na dyfraktometrze DRON-1,5 przy promieniowaniu CoK_α o napięciu anody 38 kV, przeprowadzano na zgiędach metalograficznych i przełomach próbek udarowościowych oraz na zgiędach próbek wytrzymałościowych. Rentgenogramy rejestrowano w zakresie kątowym 2Θ od 49 do 65°. Na rentgenogramach rejestrowano linie interferencyjne (110) fazy α oraz (111) i (200) fazy γ . Natężenie każdej linii interferencyjnej wyznaczano trzykrotnie przez planimetrywanie pola pod krzywą do poziomu tła.

Udział austenitu szczątkowego w żeliwie sferoidalnym wyznaczano ze wzoru [131]:

$$V_\gamma = \frac{1}{1 + I_\alpha \cdot I_\gamma^{-1} \cdot R} \cdot 100 \% \quad (9)$$

gdzie:

- V_γ - udział austenitu szczątkowego w procentach objętości,
- I_α - natężenie względne linii dyfrakcyjnej (110) fazy α , planimetrywane na rentgenogramie,
- I_γ - natężenie względne linii dyfrakcyjnej (111) fazy γ , planimetrywane na rentgenogramie,
- R - wartość stała przyjęta z pracy [131] dla niniejszych pomiarów 0,85.

Stałe sieciowe fazy γ i α wyznaczano ze wzoru [131]:

$$a = \frac{\lambda}{2 \sin \Theta} \sqrt{h^2 + k^2 + l^2}, \text{ nm} \quad (10)$$

gdzie:

- a - parametr sieci krystalicznej nm,
- λ - długość fali nm,
- Θ - kąt dyfrakcji wyznaczony z dyfraktogramu °,
- h, k, l - wskaźniki płaszczyzn fazy α lub fazy γ .

Do określenia stężenia węgla w austenicie szczątkowym wykorzystano związek stałej sieciowej austenitu szczątkowego ze stałą sieciową żelaza γ , w postaci [131]:

$$a_\gamma = a_{\text{Fe}\gamma} + 0,0033 \cdot C_\gamma, \text{ nm} \quad (11)$$

gdzie:

- a_γ - parametr sieci austenitu szczątkowego nm,
- $a_{\text{Fe}\gamma}$ - parametr sieci żelaza γ - 0,3573 nm (wartość ekstrapolowana do temperatury 20 °C),
- C_γ - zawartość węgla w % masy.

Po przekształceniu zależność (11) przybiera postać:

$$C_{\gamma} = \frac{a_{\gamma} - a_{Fe\gamma}}{0,0033}, \% \quad (12)$$

Cząstkową zawartość węgla w austenicie szczątkowym osnowy metalowej wyznaczano na podstawie jego udziału i zawartości w nim węgla ze wzoru:

$$C_{\gamma}^C = \frac{V_{\gamma} \cdot C_{\gamma}}{100}, \% \quad (13)$$

gdzie:

- C_{γ}^C - cząstkowa zawartość węgla w austenicie szczątkowym %,
- V_{γ} - udział austenitu szczątkowego %,
- C_{γ} - zawartość węgla w austenicie szczątkowym wyznaczona ze wzoru (12) %.

Zgodnie z przemianami zachodzącymi podczas izotermicznego wygrzewania sumaryczna zawartość węgla w poszczególnych składnikach osnowy odpowiada stężeniu węgla w austenicie po austenitowaniu i jest wyrażona równaniem:

$$C_{\gamma}^A = C_{\gamma}^C + C_B^C + C_M^C + C_F^C, \% \quad (14)$$

gdzie:

- C_{γ}^A - zawartość węgla w osnowie przed przemianą %,
- C_{γ}^C - cząstkowa zawartość węgla w austenicie szczątkowym %,
- C_B^C - cząstkowa zawartość węgla w bainicie¹ %,
- C_M^C - całkowita zawartość węgla w martenzycie %,
- C_F^C - cząstkowa zawartość węgla w ferrycie, którą ze względu na małą wartość można pominąć, %.

Po przekształceniu równania (14) otrzymuje się całkowitą zawartość węgla w ferrycie bainitycznym oraz fazie węglkowej i martenzycie:

$$C_B^C + C_M^C = C_{\gamma}^A - C_{\gamma}^C, \% \quad (15)$$

Zawartość węgla w austenicie C_{γ}^A wyznaczano za pomocą badań dyfrakcyjnych próbek hartowanych martenzytycznie; wynosi ona 0,65 % dla temperatury 830 °C i 1,05 % dla - 950 °C.

Z rentgenogramów dla linii dyfrakcyjnej faz α i γ wyznaczano ich szerokość półkową. Wiadomo, że szerokość linii dyfrakcyjnej jest sumaryczną wartością, na którą składa się wielkość ziarn (bloków) i zniekształcenia sieci krystalograficznej wyrażone wzorem [116]:

$$b^2 = b_1^2 + b_2^2, \text{ rad} \quad (16)$$

¹ przyjęto termin bainit, mając na względzie dolny bainit lub ausferyt

gdzie:

- b - sumaryczna szerokość linii dyfrakcyjnej wyznaczana z dyfraktogramu,
- b_1 - szerokość połówkowa linii dyfrakcyjnej związana z wielkością ziarn,
- b_2 - szerokość połówkowa linii dyfrakcyjnej związana ze zniekształceniami sieci.

Szerokość linii dyfrakcyjnej związana z wielkością ziarn w strukturze wynika ze wzoru Lauego [116]:

$$b_1 = \frac{\Phi \cdot \lambda}{D \cdot \cos \Theta}, \text{ rad} \quad (17)$$

gdzie:

- b_1 - szerokość połówkowa linii dyfrakcyjnej rad,
- λ - długość fali nm,
- D - wielkość ziarn nm,
- Φ - współczynnik kształtu ziarn bliski jedności (przyjęto $\Phi = 1$),
- Θ - kąt linii interferencyjnej wyznaczony z dyfraktogramu $^\circ$.

Wartość połówkowej szerokości linii dyfrakcyjnej, związanej z obecnością w strukturze zniekształceń sieciowych obliczano ze wzoru [116]:

$$b_2 = \frac{\Delta a}{a} \cdot \text{tg } \Theta, \text{ rad} \quad (18)$$

gdzie:

- b_2 - szerokość połówkowa linii dyfrakcyjnej rad,
- Θ - kąt dyfrakcji wyznaczony z dyfraktogramu $^\circ$,
- a - parametr sieci krystalicznej nm,
- Δa - różnica parametru sieciowego nm.

Wzór (18) posłużył do obliczania szerokości połówkowej, związanej z obecnością zniekształceń sieciowych, dla faz α i γ . Do obliczania różnicy parametru sieciowego podstawiono dla:

- ferrytu, zawierającego 2,57 % Si, wartość $a_\alpha = 0,28561$ nm (wartość ekstrapolowana w zakresie od 0 do 5, 5 % Si),
- austenitu, z temperatury 830 $^\circ\text{C}$, wartość $a_\gamma = 0,35943$ nm,
- austenitu, z temperatury 950 $^\circ\text{C}$, wartość $a_\gamma = 0,36077$ nm.

Po obliczeniu wartości b_2 i przekształceniu wyrażenia (16) wyznaczano szerokość połówkową związaną z wielkością ziarn ze wzoru:

$$b_1 = \sqrt{b^2 - b_2^2}, \text{ rad} \quad (19)$$

Po podstawieniu za b_1 wartości wzoru (17) i przekształceniu wzoru (19) obliczono wielkość ziarn ze wzoru:

$$D = \frac{\Phi \cdot \lambda}{\cos \Theta \sqrt{b^2 - \left(\frac{\Delta a}{a}\right)^2 \cdot \text{tg}^2 \Theta}}, \text{ nm} \quad (20)$$

3.2.4. Badanie rozmieszczenia pierwiastków chemicznych

Wpływ warunków hartowania z przemianą izotermiczną na rozmieszczenie krzemu, manganu i fosforu oraz węgla w osnowie zeliwa sferoidalnego określano na próbkach metalograficznych wyciętych z próbek udarnościoowych (rozdział 3.2.3). Badania

wykonywano za pomocą mikroanalizatora JXA-3A firmy JEOL w Zespole Laboratoriów Instytutu Mechaniki Precyzyjnej w Warszawie, przeprowadzono je na wybranych próbkach przy użyciu wiązki elektronów: o średnicy od 2 do 3 μm , napięciu przyspieszającym 15 kV i prądzie adsorpcyjnym, ok. $3 \times 10^{-7} \text{A}$ - padającej prostopadle na powierzchnię zglądu metalograficznego. Materiał badawczy wzbudzano do emisji charakterystycznego promieniowania rentgenowskiego w mikroobszarze o średnicy zbliżonej do średnicy wiązki. Odpowiednio zorientowaną próbkę na stoliku aparatu przesuwano w kierunku od grafitu do grafitu, zapisując równocześnie na rejestratorze, w sposób ciągły, zmiany natężenia charakterystycznego analizowanych pierwiastków chemicznych. Do analizy wykorzystywano emisyjne linie charakterystyczne serii K krzemu, manganu, fosforu i węgla. Rozkład liniowy węgla określano tylko jakościowo. Wartości liczbowe stężenia krzemu i manganu w osnowie żeliwa określano, opierając się na pomiarach natężenia promieniowania charakterystycznego dla spektralnie czystych wzorców. Stężenie fosforu oszacowano, opierając się na pomiarach natężenia promieniowania charakterystycznego tego pierwiastka, zawartego w zakresie 9,5÷10,5 % w powłokach niklowofosforowych. Prędkość przesuwu próbki wynosiła 10 lub 20 $\mu\text{m}/\text{min}$. Zawartość pierwiastków chemicznych w osnowie żeliwa sferoidalnego wyznaczano w procentach masy.

Do wyznaczenia zawartości pierwiastków chemicznych wybrano metodę liniową, analizując ich rozkład na odcinkach między przeciwległymi wydzieleniami grafitu kulkowego, pomiędzy którymi znajdowała się granica ziarn eutektycznych.

Przy próbie oceny nierównomierności rozmieszczenia pierwiastków w ziarnach eutektycznych posługiwano się wskaźnikiem mikrosegregacji wg H. Oleszyckiego [103]. Wskaźnik ten uwzględnia minimalne i maksymalne stężenie pierwiastka w analizowanym obszarze. Wskaźnik mikrosegregacji dla krzemu i manganu wyznaczano ze wzorów:

$$W_{\text{MSE}}^{\text{Si}} = \frac{X_{\text{min}}^{\text{Si}}}{X_{\text{max}}^{\text{Si}}} \quad (21)$$

$$W_{\text{MSE}}^{\text{Mn}} = \frac{X_{\text{max}}^{\text{Mn}}}{X_{\text{min}}^{\text{Mn}}} \quad (22)$$

gdzie:

- $W_{\text{MSE}}^{\text{Si}}$ - wskaźnik mikrosegregacji krzemu,
- $X_{\text{min}}^{\text{Si}}$ - minimalne stężenie krzemu na granicy ziarn eutektycznych %,
- $X_{\text{max}}^{\text{Si}}$ - maksymalne stężenie krzemu w środku ziarn eutektycznych %,
- $W_{\text{MSE}}^{\text{Mn}}$ - wskaźnik mikrosegregacji manganu,
- $X_{\text{min}}^{\text{Mn}}$ - minimalne stężenie manganu w środku ziarn eutektycznych %,
- $X_{\text{max}}^{\text{Mn}}$ - maksymalne stężenie manganu na granicy ziarn eutektycznych %.

3.2.5. Badania właściwości mechanicznych

Badania właściwości mechanicznych obejmowały określenie wpływu warunków hartowania z przemianą izotermiczną na wytrzymałość na rozciąganie, wydłużenie, przewężenie i twardość oraz udarność.

Próbie rozciągania wykonywano na maszynie wytrzymałościowej ZD-40. W próbie tej wyznaczano wytrzymałość na rozciąganie - R_m , wydłużenie względne - A_5 i przerwienie - Z .

Badania udarności wykonywano przy użyciu młota udarowego PSW-30 o energii uderzenia 294 J (30 kGm). Próbkki bez karbu, których zasady obróbki mechanicznej podano w rozdziale 3.2.2, układano na podpory młota w sposób wcześniej opisany.

Pomiary twardości wykonywano na zgładach metalograficznych przy użyciu twardościomierza HPO 250 wg metody Vickersa przy obciążeniu 294 N (30 kG). Na każdej próbce wykonywano trzy pomiary.

Na zgładach, wyciętych z próbek wytrzymałościowych, również wykonywano pomiary twardości, według metodyki jak dla próbek udarnościowych.

3.2.6. Badania mikrofraktograficzne

Badania mikrofraktograficzne wykonywano w celu określenia rodzaju przełomu w próbkach udarnościowych żeliwa sferoidalnego ADI. Badania przeprowadzano na przełomach próbek udarnościowych. Zrealizowano je przy użyciu elektronowego mikroskopu skaningowego typ JSM-50A firmy JEOL przy napięciu przyspieszającym 20 kV i prądzie adsorbcyjnym próbki ok. $0,2 \times 10^{-10}$ A.

W badaniach przyjęto zasadę, że najpierw obserwowano przełom próbki, a rejestrację obrazu wykonywano dla wybranych miejsc charakteryzujących cały przełom. Dotyczyło to obszarów środkowych i granicznych ziarn eutektycznych. Rejestracja odbywała się przy powiększeniu 1500x. Obrazy rejestrowano na negatywowym materiale fotograficznym.

3.3. Wyniki badań i ich analiza

3.3.1. Kształtowanie struktury żeliwa sferoidalnego

3.3.1.1. Struktura osnowy żeliwa

Wyniki badań struktury próbek udarnościowych żeliwa sferoidalnego hartowanego z przemianą izotermiczną przedstawia tabela 3 dla temperatury $T_\gamma = 950$ i 830 °C. Z tabeli wynika, że po wygrzewaniu w temperaturze 950 °C osnowa żeliwa sferoidalnego po przemianie izotermicznej w zakresie temperatury $T_{pi} = 400 \div 350$ °C składa się głównie z ausferytu, a w pojedynczych przypadkach jeszcze występuje martenzyt. Dotyczy to w szczególności temperatury $T_{pi} = 400$ °C. W niższej temperaturze $T_{pi} = 300 \div 250$ °C, obok podstawowych składników dolnego bainitu i austenitu szczątkowego, pojawia się również martenzyt, zwłaszcza po krótszym czasie wytrzymawania. W środkowych obszarach ziarn eutektycznych zaobserwowano martenzyt w próbkach po przemianie w czasie $\tau_{pi} = 15 \div 30$ min. natomiast po dłuższym czasie przemiany zlokalizowano martenzyt (M) przy granicach ziarn w tzw. obszarach austenityczno-martenzytycznych.

Struktura żeliwa sferoidalnego hartowanego z temperatury 830 °C składa się z ferrytu bainitycznego i austenitu szczątkowego ($T_{pi} = 400 \div 350$ °C), dolnego bainitu i austenitu szczątkowego ($T_{pi} = 300 \div 250$ °C). W strukturze nie obserwuje się martenzytu za wyjątkiem przypadków zastosowania krótkich czasów przemiany. W ziarnach eutektycznych nie stwierdzono istnienia struktury austenityczno-martenzytycznej podobnej do tej, jaką zaobserwowano w próbkach hartowanych z temperatury $T_\gamma = 950$ °C.

Tabela 3. Struktura osnowy żeliwa sferoidalnego po hartowaniu z przemianą izotermiczną z temperatury $T_{\gamma} = 950$ i 830 °C

Lp.	Przemiana izotermiczna		Struktura osnowy	
			T_{γ} , °C	
	T_{pi} , °C	τ_{pi} , min	950	830
1.	400	15	AF, M	AF, F - ślady, (M) - ślady
2.		30	AF, (M)	AF, F - ślady, (M) - ślady
3.		60	AF, (M)	AF, F - ślady
4.		120	AF, (M)	AF, F - ślady
5.		240	AF,	AF, F - ślady
6.	350	15	AF, M	AF, F - ślady, (M) - ślady
7.		30	AF, (M)	AF, F - ślady, (M) - ślady
8.		60	AF, (M)	AF, F - ślady
9.		120	AF, (M)	AF, F - ślady
10.		240	AF	AF, F
11.	300	15	DB, Asz, M	DB, Asz, F
12.		30	DB, Asz, (M)	DB, Asz, F
13.		60	DB, Asz, (M)	DB, Asz, F
14.		120	DB, Asz, (M)	DB, Asz, F
15.		240	DB, Asz, (M)	DB, Asz, F
16.	250	15	M, DB, Asz	DB, Asz, F
17.		30	M, DB, Asz	DB, Asz, F
18.		60	DB, Asz, (M)	DB, Asz, F
19.		120	DB, Asz, (M)	DB, Asz, F
20.		240	DB, Asz, (M)	DB, Asz, F

AF - ausferyt, Asz - austenit szcążkowy, DB – dolny bainit, F – ferryt, M - martenzyt, (M) - martenzyt na granicach ziarn eutektycznych.

Struktura osnowy żeliwa sferoidalnego wygrzewanego w temperaturze 830 °C odznacza się podobnym jakościowym charakterem, pochodzącym z przemiany izotermicznej, jak żeliwo wygrzewane w temperaturze 950 °C, pojawia się jednak w jej składzie wolny ferryt. Pojawienie wolnego ferrytu nieprzemienionego w osnowie żeliwa, wygrzewanego w temperaturze 830 °C, świadczy o niedogrzeniu. Temperatura ta, pomimo że jest wyższa od temperatury $Ac_{1,2}$ (827 °C), okazała się przy grzaniu próbek w piecu elektrycznym temperaturą międzykrytyczną. Podczas wygrzewania w tej temperaturze, między $Ac_{1,1}$ ÷ $Ac_{1,2}$, tworzy się austenit niejednorodny, występuje też ferryt. Ten ostatni pozostaje w równowadze z austenitem, lecz rozmieszczenie węgla w roztworze γ jest niejednorodne. Dlatego przy podchładzaniu austenit o mniejszej zawartości węgla podlegał przemianie w ferryt. Udział ferrytu w osnowie żeliwa przedstawia tabela 4. Do jego wyznaczenia wykorzystano wzory (6)÷(8).

Podczas analizy struktury starano się wyodrębnić ferryt nieprzemieniony, gdyż w procesie austenitowania osnowy żeliwa nie doznał wzbogacenia w węgiel do takiej zawartości, która pozwoliłaby na jego przemianę w austenit, oraz ferryt przemieniony. Ten ostatni stał się po wygrzewaniu niskowęglowym austenitem i podczas podchładzania przemienił się w ferryt. Analizę tę wykonano na zglądach próbek trawionych w gorącym pikrynianie sodowym.

Obecność w strukturze żeliwa ferrytu nieprzemienionego dowodzi, że próbki wygrzewano w temperaturze, która nie przekroczyła $Ac_{1,2}$. Wygrzewanie w tej temperaturze doprowadziło do ustalenia w osnowie równowagi między austenitem, ferrytem

i grafitem. Przedłużenie zaś czasu wygrzewania nie przyniosło pożądanego efektu, gdyż dyfuzja węgla całkowicie ustała i dlatego w osnowie po przemianie izotermicznej stwierdzono obecność w niej ferrytu, który nie uległ przemianie $\alpha \rightarrow \gamma$.

Tabela 4. Udział ferrytu nie- i przemienionego w osnowie zeliwa sferoidalnego ADI hartowanego z temperatury 830 °C

Lp.	Przemiana izotermiczna		Ferryt przemieniony		Ferryt nieprzemieniony	
	T_{pi} , °C	τ_{pi} , min	Udział, %	Błąd bezwzgl. δ , %	Udział, %	Błąd bezwzgl. δ , %
1.	400	15	ślady	-	pojedyncze ziarna	-
2.		30	ślady	-	pojedyncze ziarna	-
3.		60	ślady	-	pojedyncze ziarna	-
4.		120	ślady	-	pojedyncze ziarna	-
5.		240	ślady	-	pojedyncze ziarna	-
6.	350	15	ślady	-	pojedyncze ziarna	-
7.		30	ślady	-	pojedyncze ziarna	-
8.		60	ślady	-	< 1	-
9.		120	ślady	-	< 1	-
10.		240	ślady	-	1,7	0,29
11.	300	15	5,3	0,51	1,1	0,23
12.		30	7,3	0,59	2,4	0,34
13.		60	3,2	0,40	1,8	0,30
14.		120	4,9	0,49	1,2	0,24
15.		240	5,8	0,53	7,5	0,59
16.	250	15	7,7	0,60	2,8	0,37
17.		30	10,5	0,69	7,1	0,58
18.		60	7,8	0,61	10,8	0,70
19.		120	8,5	0,63	13,3	0,77
20.		240	5,4	0,51	8,6	0,63

Powstanie z kolei ferrytu przemienionego nastąpiło przy podchładzaniu. Przemiana austenitu w ferryt dokonała się z dużą prędkością. Czas wygrzewania (60 min) jest jednak dostateczny, aby stężenie węgla mniej więcej wyrównało się w austenicie. Jest on więc na pewno wystarczający, aby zawartość węgla w obszarach ziarn eutektycznych, które jako ostatnie ulegają przemianie, była znacznie większa od maksymalnej jego zawartości w ferryty. To prowadzi do wniosku, że ferryt przemieniony towarzyszyć będzie ferrytowi nieprzemienionemu.

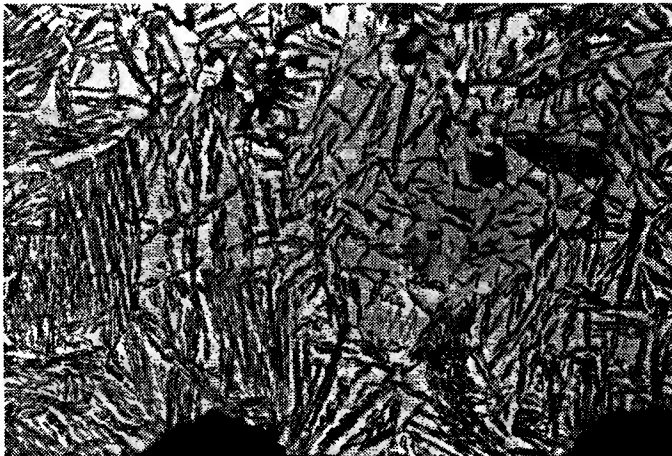
Ferryt w osnowie zeliwa sferoidalnego wygrzewanego w temperaturze $T_{\gamma} = 830$ °C i po przemianie w zakresie górnego bainitu występuje w mniejszej ilości niż po przemianie w zakresie dolnego bainitu. Dla przypadków temperatury przemiany izotermicznej $T_{pi} = 400$ i 350 °C zaobserwowano pojedyncze ziarna, przy czym w przypadku temperatury $T_{pi} = 350$ °C udział ferrytu nieprzemienionego zaledwie w jednym przypadku przekracza 1 %. W pozostałych próbkach jego udział jest mniejszy od 1 %. Należy podkreślić, że w analizowanym zakresie przemiany stwierdzono w osnowie, przy użyciu mikroskopu świetlnego, obecność ferrytu przemienionego o wartościach śladowych.

W żeliwie sferoidalnym po przemianię w temperaturze $T_{pi} = 300 \text{ }^\circ\text{C}$ udział ferrytu nieprzemienionego zawiera się w granicach 1,1÷7,5 %, przy czym maksymalna wartość tego udziału dotyczy próbki wytrzymaywanej w czasie $\tau_{pi} = 240 \text{ min}$. Wartości udziału ferrytu przemienionego w osnowie są większe niż wartości udziału w niej ferrytu nieprzemienionego. Stwierdzenie takie może również dotyczyć temperatury $T_{pi} = 250 \text{ }^\circ\text{C}$ i czasu $\tau_{pi} = 15$ i 30 min przemiany izotermicznej. W zasadzie udział obu rodzajów ferrytu w osnowie żeliwa wygrzewanego w temperaturze $T_{pi} = 250 \text{ }^\circ\text{C}$ jest większy niż w temperaturze $T_{pi} = 300 \text{ }^\circ\text{C}$.

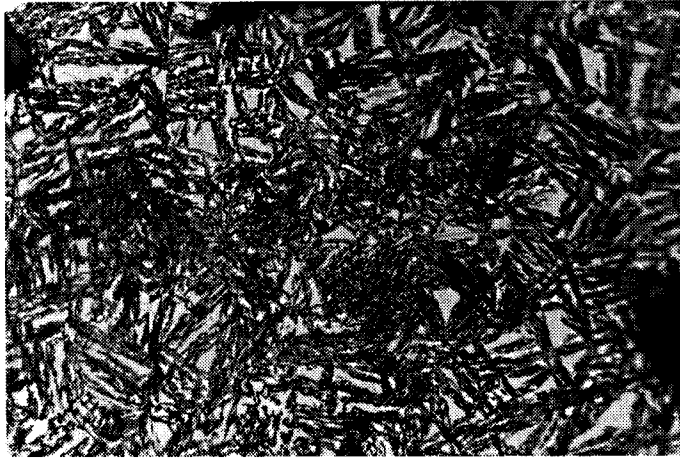
Udział ferrytu przemienionego podczas wytrzymywania nie powinien zależeć od czasu τ_{pi} . Natomiast może on zależeć od miejsca pochodzenia próbki we wlewk, a także kolejności jego odlewania.

Na podstawie tych badań można ogólnie stwierdzić, że im niższa jest temperatura przemiany izotermicznej, tym większy jest udział ferrytu w osnowie żeliwa sferoidalnego wygrzewanego w temperaturze $T_\gamma = 830 \text{ }^\circ\text{C}$. Przedłużenie czasu przemiany izotermicznej przyczynia się do nieznacznego, lecz zauważalnego zwiększenia udziału wolnego ferrytu w osnowie. Na obecnym etapie badań jest trudno ustosunkować się do niniejszych stwierdzeń i wyczerpująco je wyjaśnić. Uznać trzeba, że wśród czynników wpływających na udział ferrytu w osnowie żeliwa występują na pewno: proces jej nawęglania, szybkość podchładzania do temperatury przemiany izotermicznej i wreszcie mikroniejednorodność stężeń węgla i krzemu w ziarnach eutektycznych.

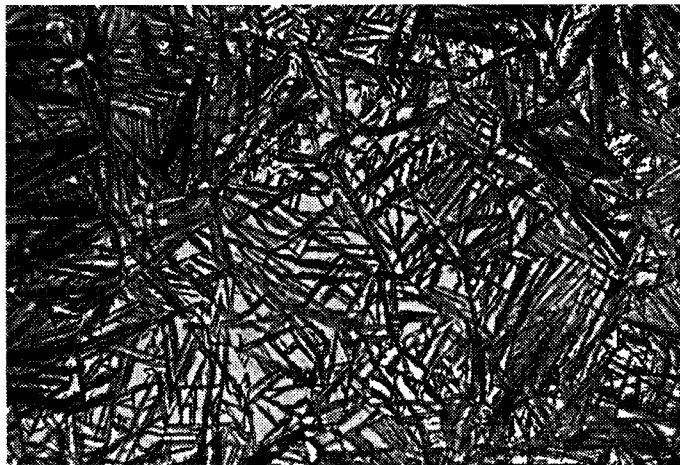
Wygrzewanie w temperaturze $T_\gamma = 950$ i $830 \text{ }^\circ\text{C}$ powoduje powstanie niejednorodnej struktury osnowy metalowej. Pogląd na strukturę osnowy po przemianię izotermicznej jest przedstawiony na fotografiach na rysunku 34 dla próbek żeliwa austenitzowanego w temperaturze $T_\gamma = 950 \text{ }^\circ\text{C}$ i na fotografiach na rysunku 35 dla próbek żeliwa - $T_\gamma = 830 \text{ }^\circ\text{C}$.



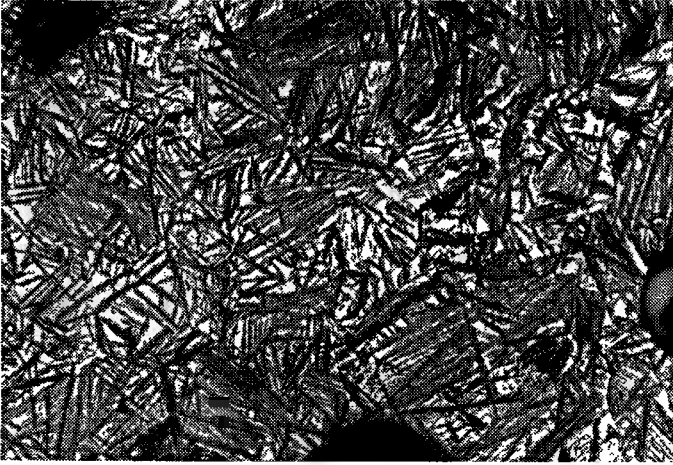
Rys. 34a. Struktura żeliwa sferoidalnego po hartowaniu z temperatury $T_\gamma = 950 \text{ }^\circ\text{C}$, podchładzaniu do temperatury $T_{pi} = 400 \text{ }^\circ\text{C}$ i wygrzewaniu w czasie $\tau_{pi} = 120 \text{ min}$. Trawienie nitaliem. Pow. 500x



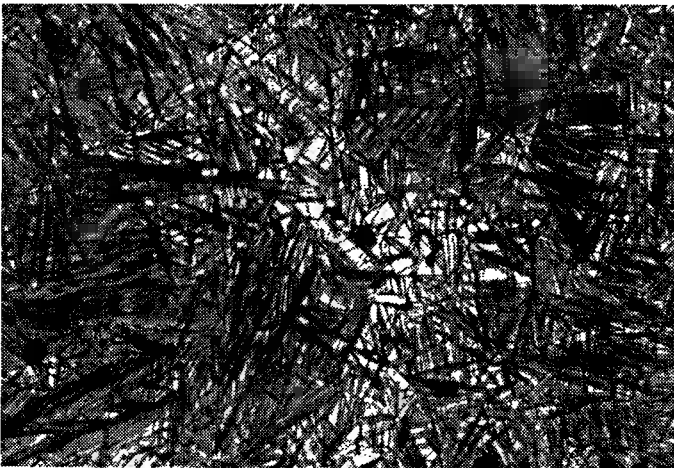
Rys. 34b. Struktura żeliwa sferoidalnego po hartowaniu z temperatury $T_{\gamma} = 950$ °C, podchłodzeniu do temperatury $T_{pi} = 400$ °C i wygrzewaniu w czasie $\tau_{pi} = 240$ min. Trawienie nitaliem. Pow. 500x



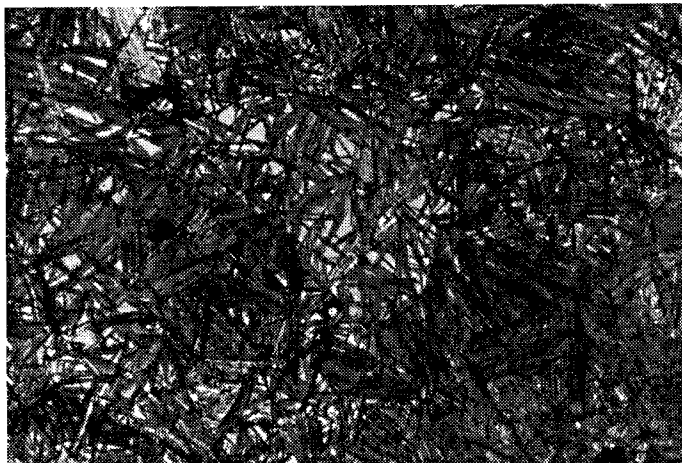
Rys. 34c. Struktura żeliwa sferoidalnego po hartowaniu z temperatury $T_{\gamma} = 950$ °C, podchłodzeniu do temperatury $T_{pi} = 350$ °C i wygrzewaniu w czasie $\tau_{pi} = 120$ min. Trawienie nitaliem. Pow. 500x



Rys. 34d. Struktura żeliwa sferoidalnego po hartowaniu z temperatury $T_y = 950$ °C, podchłodzeniu do temperatury $T_{pi} = 350$ °C i wygrzewaniu w czasie $\tau_{pi} = 240$ min. Trawienie nitałem. Pow. 500x



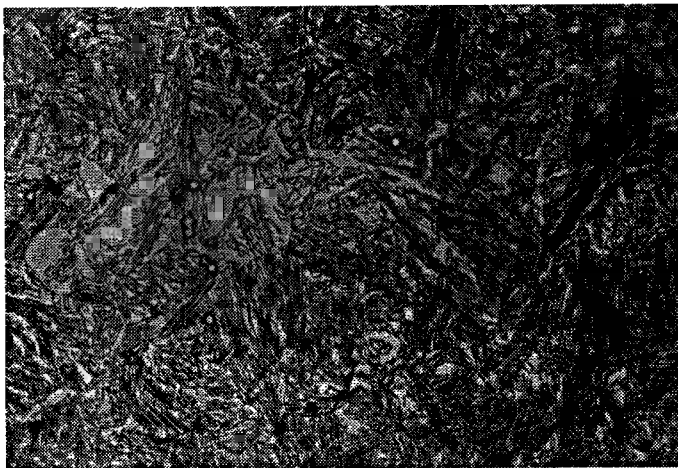
Rys. 34e. Struktura żeliwa sferoidalnego po hartowaniu z temperatury $T_y = 950$ °C, podchłodzeniu do temperatury $T_{pi} = 300$ °C i wygrzewaniu w czasie $\tau_{pi} = 120$ min. Trawienie nitałem. Pow. 500x



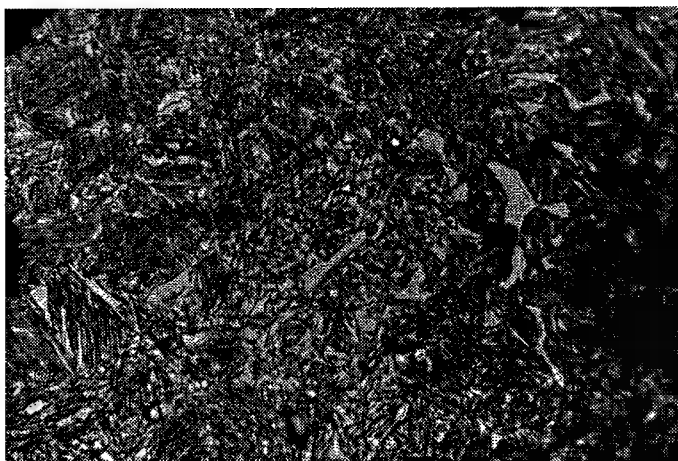
Rys. 34f. Struktura żeliwa sferoidalnego po hartowaniu z temperatury $T_{\gamma} = 950$ °C, podchłodzeniu do temperatury $T_{pi} = 300$ °C i wygrzewaniu w czasie $\tau_{pi} = 240$ min. Trawienie nitałem. Pow. 500x



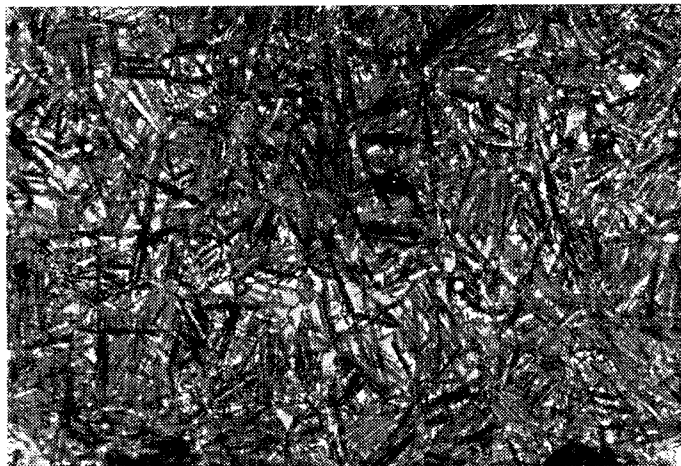
Rys. 34g. Struktura żeliwa sferoidalnego po hartowaniu z temperatury $T_{\gamma} = 950$ °C, podchłodzeniu do temperatury $T_{pi} = 250$ °C i wygrzewaniu w czasie $\tau_{pi} = 120$ min. Trawienie nitałem. Pow. 500x



Rys. 35a. Struktura żeliwa sferoidalnego po hartowaniu z temperatury $T_y = 830$ °C, podchłodzeniu do temperatury $T_{pi} = 400$ °C i wygrzewaniu w czasie $\tau_{pi} = 60$ min. Trawienie nitałem. Pow. 500x



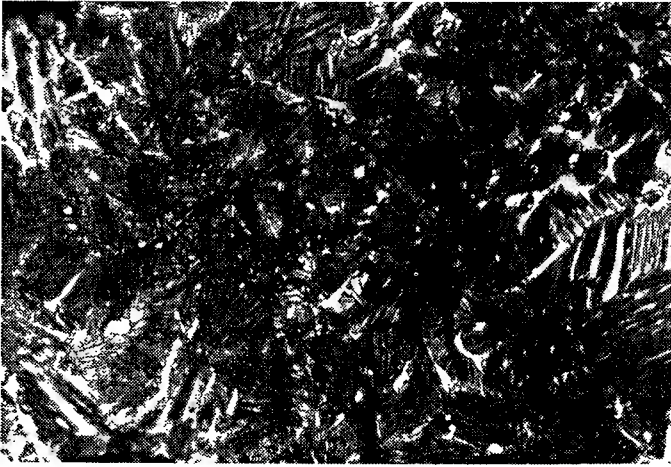
Rys. 35b. Struktura żeliwa sferoidalnego po hartowaniu z temperatury $T_y = 830$ °C, podchłodzeniu do temperatury $T_{pi} = 400$ °C i wygrzewaniu w czasie $\tau_{pi} = 240$ min. Trawienie nitałem. Pow. 500x



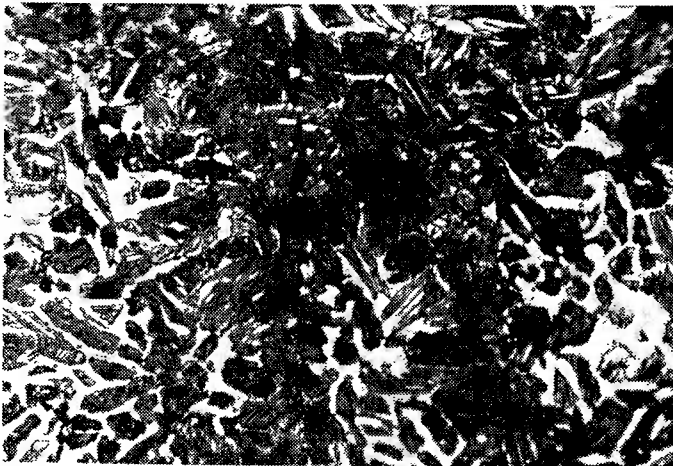
Rys. 35c. Struktura żeliwa sferoidalnego po hartowaniu z temperatury $T_y = 830$ °C, podchłodzeniu do temperatury $T_{pt} = 350$ °C i wygrzewaniu w czasie $\tau_{pt} = 30$ min. Trawienie nitałem. Pow. 500x



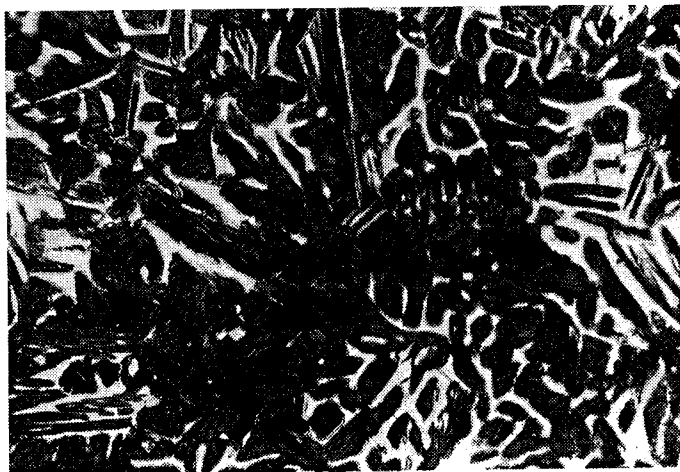
Rys. 35d. Struktura żeliwa sferoidalnego po hartowaniu z temperatury $T_y = 830$ °C, podchłodzeniu do temperatury $T_{pt} = 350$ °C i wygrzewaniu w czasie $\tau_{pt} = 240$ min. Trawienie nitałem. Pow. 500x



Rys. 35e. Struktura żeliwa sferoidalnego po hartowaniu z temperatury $T_y = 830$ °C, podchłodzeniu do temperatury $T_{pi} = 300$ °C i wygrzewaniu w czasie $\tau_{pi} = 30$ min. Trawienie nitałem. Pow. 500x



Rys. 35f. Struktura żeliwa sferoidalnego po hartowaniu z temperatury $T_y = 830$ °C, podchłodzeniu do temperatury $T_{pi} = 300$ °C i wygrzewaniu w czasie $\tau_{pi} = 240$ min. Trawienie nitałem. Pow. 500x



Rys. 35g. Struktura żeliwa sferoidalnego po hartowaniu z temperatury $T_{\gamma} = 830$ °C, podchłodzeniu do temperatury $T_{pi} = 250$ °C i wygrzewaniu w czasie $\tau_{pi} = 120$ min. Trawienie nitalem. Pow. 500x

W żeliwie sferoidalnym hartowanym z temperatury $T_{\gamma} = 950$ °C i wygrzewanym w temperaturze $T_{pi} = 400 \div 350$ °C osnowa składa się przeważnie z ferrytu bainitycznego i austenitu szczątkowego. Pomiedzy wydłużonymi igłami lub płytkami ferrytu bainitycznego, bardzo często zorientowanymi między sobą o określony kąt, obok austenitu szczątkowego, występującego w pakietach bainitycznych, znajdują się jasne ziarna masywnego austenitu szczątkowego. Jasne ziarna są szczególnie widoczne w granicznych obszarach ziarn eutektycznych (rys.34). Często w tych ziarnach widoczny jest martenzyt, ułożony w formie zębów piły (rys.34a), zwłaszcza w granicznych obszarach ziarn eutektycznych i niekiedy między grafitem a granicą. W żeliwie sferoidalnym hartowanym z temperatury $T_{\gamma} = 950$ °C i wygrzewanym w temperaturze $T_{pi} = 300 \div 250$ °C w osnowie występuje dolny bainit. Ma on kształt igieł i znajduje się w środkowych obszarach ziarn eutektycznych. Graniczne obszary zawierają dolny bainit, austenit szczątkowy i martenzyt (rys.34e,f,g). W wyniku obserwacji można stwierdzić, że struktura austenityczno-martenzytyczna na styku ziarn eutektycznych silniej zaznacza się w żeliwie hartowanym w zakresie górnego niż dolnego bainitu. W środku ziarn eutektycznych na początku przemiany izotermicznej w temperaturze $T_{pi} = 250$ °C dominuje martenzyt, lecz przy przedłużaniu czasu jego udział maleje wskutek postępu przemiany bainitycznej. Stwierdzenie to dotyczy badanego zakresu temperatury (tab.3). Powstały martenzyt jest martenzytem tetragonalnym, który jest trudny do zaobserwowania na próbkach ze strukturą bainityczną, ponieważ pod działaniem odczynnika trawiącego ujawnia się bardzo słabo. Jego obecność w strukturze żeliwa można ujawnić dopiero po niskim odpuszczaniu, gdy wydzieli się węglík ϵ lub Fe_3C .

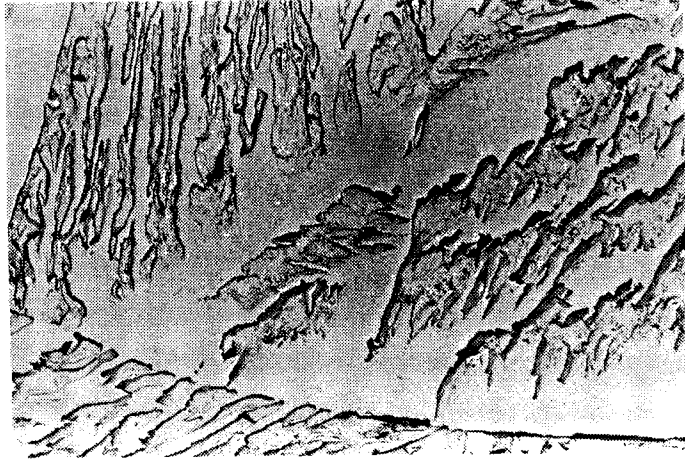
W strukturze osnowy żeliwa sferoidalnego, hartowanego z temperatury $T_{\gamma} = 830$ °C i wygrzewanego w temperaturze $T_{pi} = 400$ i 350 °C, obserwuje się ferryt bainityczny i austenit szczątkowy. Graniczne obszary ziarn eutektycznych nie są zdominowane strukturą austenityczno-martenzytyczną. Na fotografiach (rys.35a,b i c) występują jasne pojedyncze ziarna ferrytu, lecz są one widoczne w mniejszym zakresie w środku ziarn eutektycznych.

Porównując tę strukturę ze strukturą żeliwa austenitzowanego w temperaturze $T_{\gamma} = 950^{\circ}\text{C}$ można zauważyć, że w próbkach hartowanych z temperatury $T_{\gamma} = 830^{\circ}\text{C}$ graniczne obszary odznaczają się strukturą ferrytyczno-austenityczną i brakiem struktury austenityczno-martensytycznej. Po wytrzymywaniu w czasie $\tau_{pi} = 240$ min w temperaturze $T_{pi} = 350^{\circ}\text{C}$ w osnowie widoczne są pojedyncze wydłużone ziarna ferrytu. W granicznych obszarach ferryt pokazany jest na fotografii (rys.35d). Udział ferrytu w ziarnach eutektycznych jest zróżnicowany, co wyraźnie widać na fotografii (rys.35d), gdyż po stronie prawej, u góry, nie ma tego składnika struktury. Dolny bainit jest składnikiem osnowy żeliwa sferoidalnego wygrzewanego w temperaturze $T_{pi} = 300 \div 250^{\circ}\text{C}$. Na fotografiach (rys.35e,f i g) w granicznych obszarach ziarn eutektycznych jest widoczny iglasty bainit. Poza tymi obszarami w kierunku środka ziarn eutektycznych, obok bainitu znajdują się jasne ziarna ferrytu. Jak wynika z tabeli 4, łączny udział ferrytu jest większy po wygrzewaniu w temperaturze $T_{pi} = 250^{\circ}\text{C}$ niż - w temperaturze $T_{pi} = 300^{\circ}\text{C}$. Cechą charakterystyczną tego ferrytu jest to, że jego ziarna w przeważającej liczbie odznaczają się wydłużonymi iglastymi płytkami, a w mniejszej liczbie występują w postaci wielokątów i niekiedy są nawet zbliżone do kształtu amebowego. Przedłużenie czasu przemiany izotermicznej przyczynia się do zwiększenia udziału ferrytu w temperaturze $T_{pi} = 250^{\circ}\text{C}$, za wyjątkiem czasu $\tau_{pi} = 240$ min. Zwiększenia tego nie można potwierdzić w temperaturze $T_{pi} = 300^{\circ}\text{C}$, za wyjątkiem czasu $\tau_{pi} = 240$ min. Po podchłodzeniu do temperatury $T_{pi} = 350^{\circ}\text{C}$ udział ferrytu w osnowie żeliwa nie przekracza 2 %, przy czym w temperaturze $T_{pi} = 400^{\circ}\text{C}$ w osnowie na tle ausferrytu są widoczne już tylko pojedyncze ziarna ferrytu w obszarach ziarn eutektycznych. Takie stwierdzenie o zmianach udziału ferrytu w osnowie żeliwa w zasadzie nie ma podstaw teoretycznych, gdyż zmiany te nie są związane z kinetyką przemiany bainitycznej.

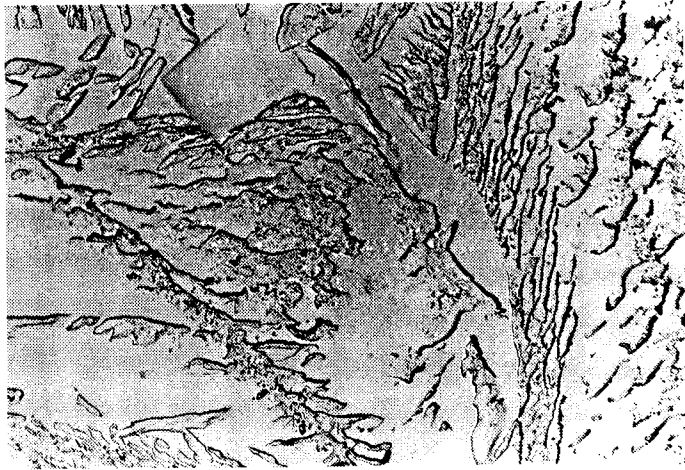
Analiza struktury próbek żeliwa sferoidalnego ADI przy użyciu mikroskopu elektronowego, będąca w zasadzie uzupełnieniem badań mikroskopowych z zastosowaniem mikroskopu świetlnego, potwierdziła występowanie niejednorodnej struktury w ziarnach eutektycznych osnowy.

Po austenitzowaniu w temperaturze $T_{\gamma} = 950^{\circ}\text{C}$ i przemianie izotermicznej w temperaturze $T_{pi} = 400^{\circ}\text{C}$ w środku ziarn eutektycznych, przy wydzieleniach grafitu, obserwuje się ferryt bainityczny i austenit szczątkowy (rys.36a). Ferryt ten ma kształt wydłużonej płytki z postrzępionymi brzegami. W granicznych obszarach ziarn kształt ferrytu bainitycznego jest zróżnicowany, widoczne są wydłużone płytki z bocznymi odgałęzieniami, jak i płytki o nieregularnych kształtach podobne do wielokąta (rys.36b). Wewnątrz płytek widoczne są czarne punkty, świadczące o zaistniałym procesie wydzielenia fazy węglikowej. Fakt ten najlepiej dokumentuje oddziaływanie krzemu na proces tworzenia fazy węglikowej, ponieważ jego stężenie jest w tych obszarach mniejsze niż w środku ziarn eutektycznych.

W niższej temperaturze $T_{pi} = 350^{\circ}\text{C}$ produkty przemiany przedstawiają się jako pakiety ausferrytu. Fotografia na rysunku 37a przedstawia kilka pakietów, w środku ziarn eutektycznych, zorientowanych względem siebie o kąt około 60° . Ułożone szeregowo w kilku rzędach igły ferrytu bainitycznego, a między nimi płytki austenitu szczątkowego stanowią sobą rodzaj pakietu. Podobną formę pakietów ausferrytycznych o dłuższych igłach ferrytycznych zaobserwowano w granicznych obszarach ziarn eutektycznych (rys.37b). Między pakietami występuje austenit szczątkowy. W niektórych ziarnach austenitu obserwuje się martensyt w formie płytek, w których widoczne są ciemne wydzielenia fazy węglikowej (rys.37b - prawy górny róg). Płytki te ułożone są podobnie jak zęby piły (rys.34a).

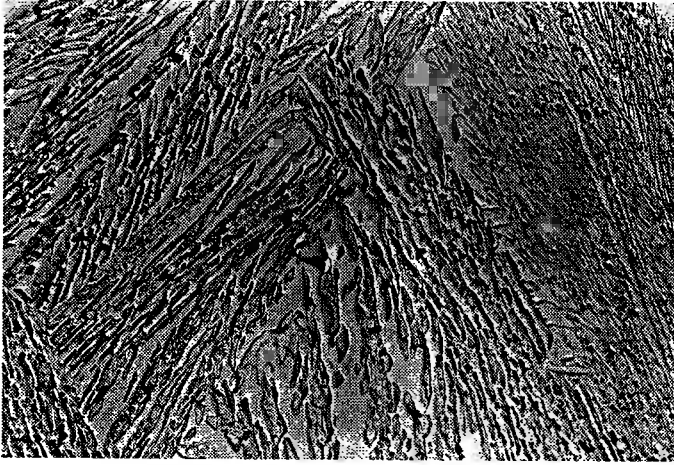


Rys. 36a. Struktura ziarn eutektycznych w żeliwie sferoidalnym hartowanym z temperatury $T_{\gamma} = 950 \text{ }^{\circ}\text{C}$; przemiana izotermiczna w temperaturze $T_{pi} = 400 \text{ }^{\circ}\text{C}$ i czasie $\tau_{pi} = 120 \text{ min}$. Obszar w środku. Dwustopniowa replika węglowa. Pow. 3600x

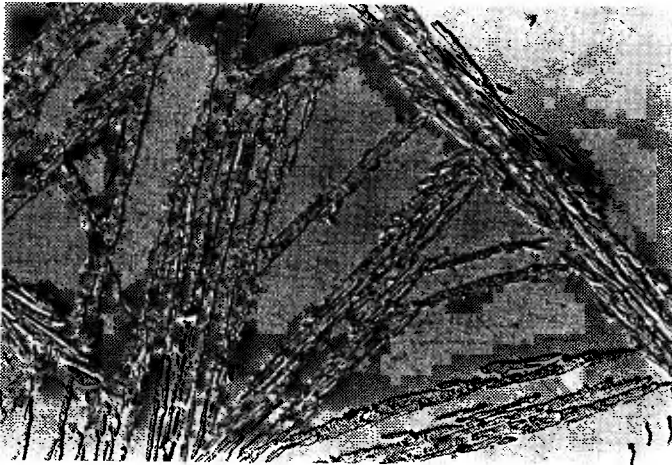


Rys. 36b. Struktura ziarn eutektycznych w żeliwie sferoidalnym hartowanym z temperatury $T_{\gamma} = 950 \text{ }^{\circ}\text{C}$; przemiana izotermiczna w temperaturze $T_{pi} = 400 \text{ }^{\circ}\text{C}$ i czasie $\tau_{pi} = 120 \text{ min}$. Obszar graniczny. Dwustopniowa replika węglowa. Pow. 3600x

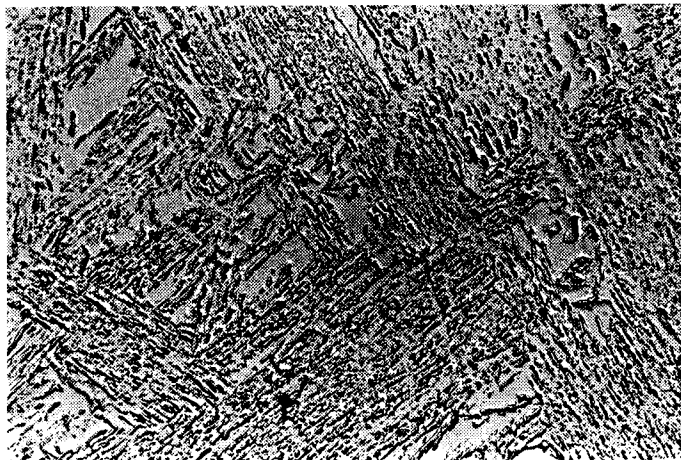
Strukturę w ziarnach eutektycznych żeliwa hartowanego z temperatury $T_{\gamma} = 950 \text{ }^{\circ}\text{C}$ i po przemianie izotermicznej w temperaturze $T_{pi} = 300 \text{ }^{\circ}\text{C}$ przedstawia rysunek 38. Pakiety dolnego bainitu odznaczają się większą dyspersją niż pakiety ausferytu. Obok pakietów są widoczne ziarna austenitu szczątkowego (rys.38a). W granicznym obszarze ziarn eutektycznych ferryt bainityczny cechuje się dłuższymi płytkami niż w środku, przy wydzieleniach grafitu. W tym obszarze ziarna austenitu szczątkowego są liczniejsze i większe.



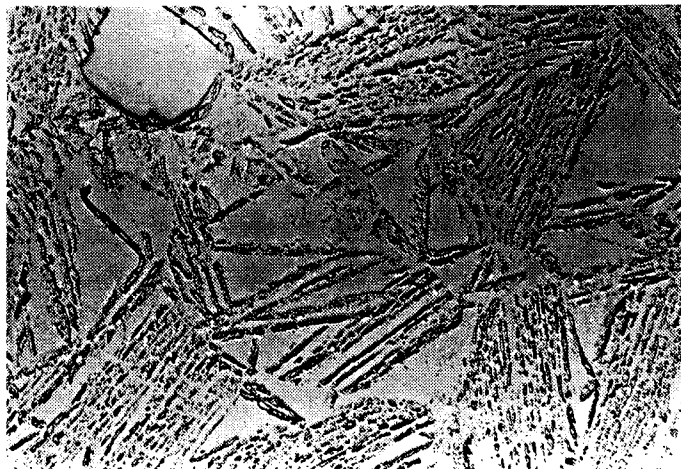
Rys. 37a. Struktura ziarn eutektycznych w żeliwie sferoidalnym hartowanym z temperatury $T_v = 950\text{ }^\circ\text{C}$; przemiana izotermiczna w temperaturze $T_{pi} = 350\text{ }^\circ\text{C}$ i czasie $\tau_{pi} = 120\text{ min}$. Obszar w środku. Dwustopniowa replika węglowa. Pow. $3600\times$



Rys. 37b. Struktura ziarn eutektycznych w żeliwie sferoidalnym hartowanym z temperatury $T_v = 950\text{ }^\circ\text{C}$; przemiana izotermiczna w temperaturze $T_{pi} = 350\text{ }^\circ\text{C}$ i czasie $\tau_{pi} = 120\text{ min}$. Obszar graniczny. Dwustopniowa replika węglowa. Pow. $3600\times$

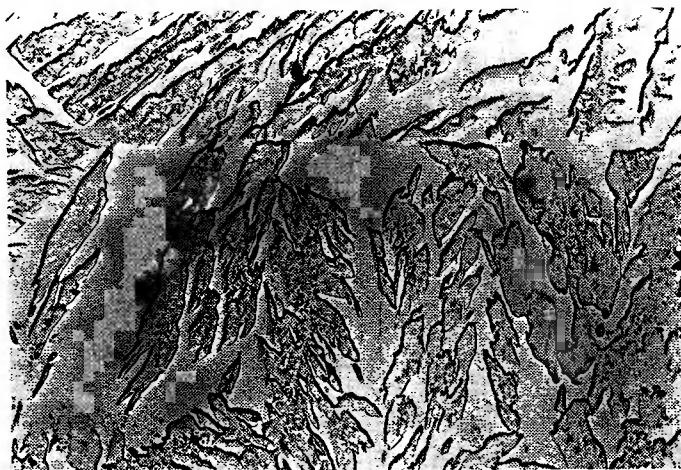


Rys. 38a. Struktura ziarn eutektycznych w żeliwie sferoidalnym hartowanym z temperatury $T_{\gamma} = 950 \text{ }^{\circ}\text{C}$; przemiana izotermiczna w temperaturze $T_{pi} = 300 \text{ }^{\circ}\text{C}$ i czasie $\tau_{pi} = 120 \text{ min}$. Obszar w środku. Dwustopniowa replika węglowa. Pow. 3600x.

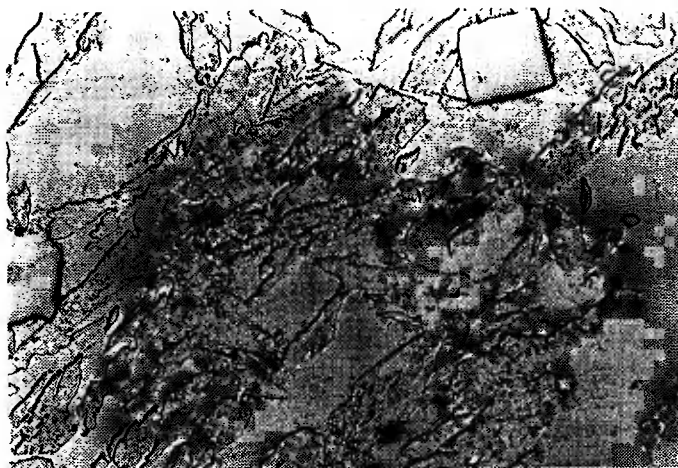


Rys. 38b. Struktura ziarn eutektycznych w żeliwie sferoidalnym hartowanym z temperatury $T_{\gamma} = 950 \text{ }^{\circ}\text{C}$; przemiana izotermiczna w temperaturze $T_{pi} = 300 \text{ }^{\circ}\text{C}$ i czasie $\tau_{pi} = 120 \text{ min}$. Obszar graniczny. Dwustopniowa replika węglowa. Pow. 3600x.

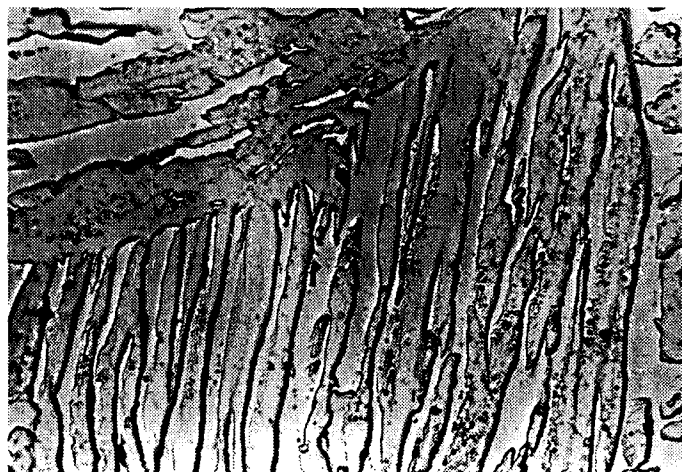
Feryt bainityczny powstały w ziarnach eutektycznych żeliwa sferoidalnego, hartowanego z temperatury $T_{\gamma} = 830 \text{ }^{\circ}\text{C}$ i wytrzymywanego w temperaturze $T_{pi} = 400 \text{ }^{\circ}\text{C}$, swoim kształtem jest podobny do ferrytu bainitycznego osnowy po austenitowaniu w $T_{\gamma} = 950 \text{ }^{\circ}\text{C}$. Płytki ferrytyczne są wydłużone i posiadają boczne przyrosty. Ich wygląd jest zbliżony do liścia paproci (rys.39a).



Rys. 39a. Struktura ziarn eutektycznych w żeliwie sferoidalnym hartowanym z temperatury $T_{\gamma} = 830 \text{ }^{\circ}\text{C}$; przemiana izotermiczna w temperaturze $T_{pi} = 400 \text{ }^{\circ}\text{C}$ i czasie $\tau_{pi} = 60 \text{ min}$. Obszar w środku. Dwustopniowa replika węglowa. Pow. 3600x



Rys. 39b. Struktura ziarn eutektycznych w żeliwie sferoidalnym hartowanym z temperatury $T_{\gamma} = 830 \text{ }^{\circ}\text{C}$; przemiana izotermiczna w temperaturze $T_{pi} = 400 \text{ }^{\circ}\text{C}$ i czasie $\tau_{pi} = 60 \text{ min}$. Obszar graniczny. Dwustopniowa replika węglowa. Pow. 3600x

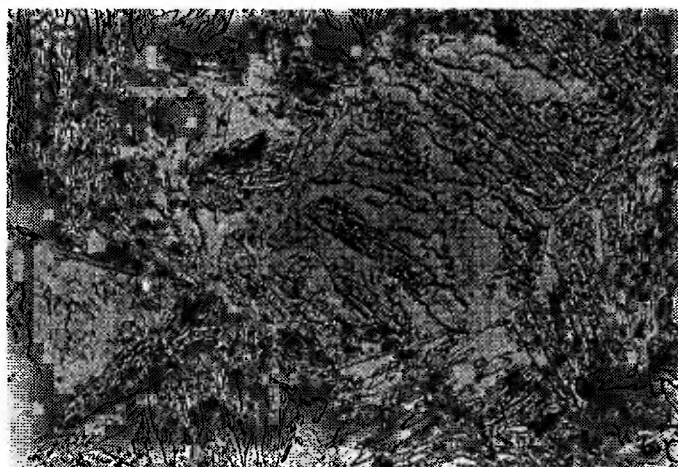


Rys. 39c. Struktura ziarn eutektycznych w żeliwie sferoidalnym hartowanym z temperatury $T_{\gamma} = 830^{\circ}\text{C}$; przemiana izotermiczna w temperaturze $T_{\text{pi}} = 400^{\circ}\text{C}$ i czasie $\tau_{\text{pi}} = 60$ min. Mikroobszar blisko wydzielenia grafitu. Dwustopniowa replika węglowa. Pow. 7000x

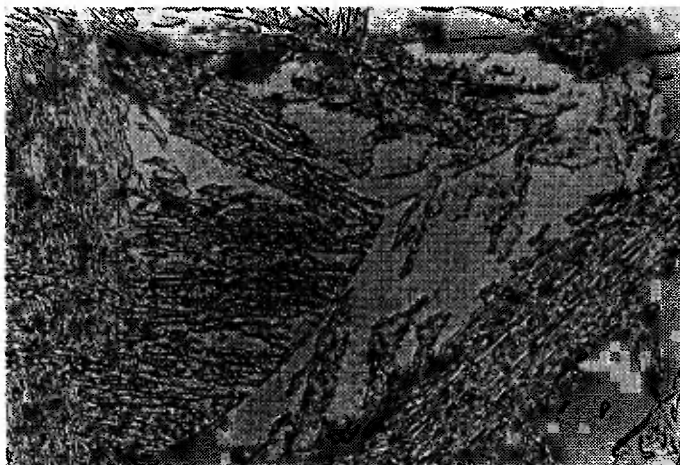
W granicznych obszarach ziarn eutektycznych płytki ferrytyczne są wydłużone, a ich kształt jest zbliżony niekiedy do wielokąta o słabiej rozwiniętych bocznych przyrostach (rys.39b). W ziarnach eutektycznych występują ziarna austenitu szczątkowego i płytki ferrytu bainitycznego z wydzieleniami fazy węglkowej. W środkowym obszarze ziarn eutektycznych, przy wydzieleniach grafitu, spotyka się strukturę pokazaną na rysunku 39c. Widoczne są wydłużone płytki ferrytu bainitycznego z wydzieleniami fazy węglkowej oraz wydłużone, równoległe, przylegające do nich płytki wolnego ferrytu. Z obrazu wynika, że mniejszy bok płytek ferrytycznych, obu rodzajów, przylega do granicy ziarna byłego austenitu. Po hartowaniu z temperatury $T_{\gamma} = 830^{\circ}\text{C}$ i wygrzewaniu w temperaturze $T_{\text{pi}} = 350^{\circ}\text{C}$ w ziarnach eutektycznych pakiety bainityczne są bardzo podobne do tych, które powstały przy tej samej temperaturze przemiany po austenitowaniu w temperaturze $T_{\gamma} = 950^{\circ}\text{C}$, przy czym, jak wynika z porównania obrazów mikroskopowych, ułożenie ich nie przypomina typowych pakietów bainitycznych (rys.40a). Przy granicy ziarn eutektycznych wymiary igieł ferrytu bainitycznego są mniejsze (rys.40b) niż po austenitowaniu w temperaturze $T_{\gamma} = 950^{\circ}\text{C}$ (rys.37a,b). Ziarna austenitu są duże, lecz ich udział jest mniejszy niż w temperaturze $T_{\gamma} = 950^{\circ}\text{C}$. W środkowych obszarach ziarn eutektycznych żeliwa sferoidalnego hartowanego z temperatury $T_{\gamma} = 830^{\circ}\text{C}$ i wytrzymywanego w temperaturze $T_{\text{pi}} = 350^{\circ}\text{C}$, podobnie jak w osnowie żeliwa po przemianie w temperaturze $T_{\text{pi}} = 400^{\circ}\text{C}$, obok pakietów bainitycznych, występuje przemieniony ferryt przylegający do płytek ferrytu nieprzemienionego (rys.40c). Po przemianie izotermicznej austenitu w niższej temperaturze $T_{\text{pi}} = 300^{\circ}\text{C}$ ziarna eutektyczne żeliwa sferoidalnego mają strukturę powstałą w zakresie dolnego bainitu. Wolny ferryt i pakiety ausferrytu w formie płytkowej występują w ziarnie przy wydzieleniach grafitowych (rys.41a). Te wyodrębnione formy powstały normalną drogą: ferryt \rightarrow austenit \rightarrow ferryt bainityczny + austenit szczątkowy. Utworzyły się pakiety ausferrytyczne. Mechanizm przemiany w poszczególnych ziarnach byłego austenitu jest zróżnicowany. Są ziarna, w których w zasadzie faza węglkowa jest rozmieszczona na całym jego obszarze i są również takie, gdzie udział tej fazy jest minimalny. Spotyka się również pojedyncze ziarna ferrytu bainitycznego bez fazy węglkowej (rys.41c).

W granicznych obszarach ziarn eutektycznych, podczas przemiany w temperaturze $T_{pi} = 300 \text{ }^\circ\text{C}$, z austenitu powstały pakiety ausferrytyczne, składające się z ferrytu bainitycznego i austenitu szczątkowego. Na obrazie mikroskopowym jest bardzo trudno wyodrębnić granice tych pakietów (rys.41b). W środku ziarn eutektycznych żeliwa sferoidalnego w wolnym ferrycie można wyodrębnić pewną swoistą substrukturę. Kształtem przypomina ona do złudzenia "zagrodę" (rys.41c). F. Staub powstały efekt nazywa „zagrodami ferrytu”. Obszar środkowy, posiadający nieregularne kształty, jest wyraźnie wyodrębniony (ferryt nieprzemieniony). Pomiedzy środkiem a skrajem występuje dość wyraźna granica (ferryt przemieniony). Morfologię tych obszarów ferrytycznych można łączyć z mikrosegregacją pierwiastków chemicznych.

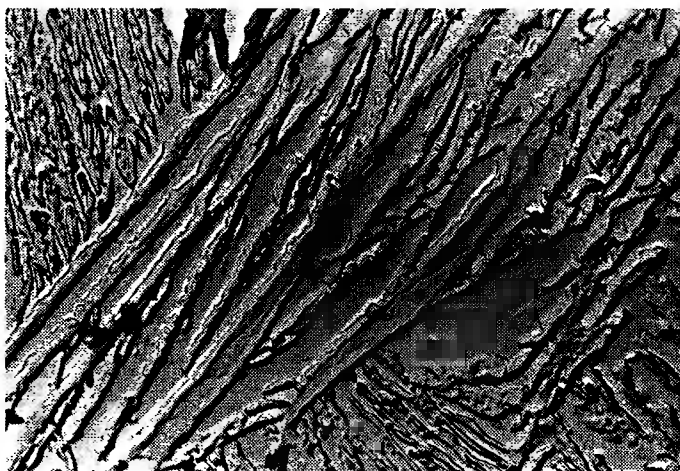
W procesie nawęglania osnowy żeliwa dyfuzja węgla z wydzieleni grafitu odbywa się zasadniczo wzdłuż granic i subgranic ziarn ferrytu. Następnie węgiel od tych granic przemieszcza się do środka ziarn ferrytu. Prowadzi to do powstania w obszarze ziarna substruktury płytkowej, która ma kształt trójkąta o bardzo ostrym kącie wierzchołkowym. Widać to bardzo dobrze na fotografii (rys.42). Na tym obrazie wyraźnie widoczne są trójkątne ziarna ausferrytu. Pomiedzy tymi ziarnami znajduje się wolny ferryt również w kształcie wydłużonych trójkątów. Te dwa rodzaje ziarn przylegają do siebie dłuższym bokiem trójkątów. Podstawy trójkątów, w których znajduje się ausferryt, przylegają do granicy ziarna byłego austenitu, widocznej na obrazie po lewej stronie. Trójkąty ferrytu swoimi podstawami przylegają do granicy, widocznej na obrazie po prawej stronie w dolnym rogu. Z obrazu można zauważyć, że te trójkąty są równoległe względem siebie. W tych ziarnach ferrytu jest widoczne morfologiczne podobieństwo do ferrytu na rysunku 41c. W środku znajduje się ferryt nieprzemieniony, otoczony ferrytem przemienionym tworzącym „zagrodę”. Powstanie tej szczególnej struktury należy wiązać z dyfuzją węgla, krzemu i manganu podczas austenityzowania.



Rys. 40a. Struktura ziarn eutektycznych w żeliwie sferoidalnym hartowanym z temperatury $T_\gamma = 830 \text{ }^\circ\text{C}$; przemiana izotermiczna w temperaturze $T_{pi} = 350 \text{ }^\circ\text{C}$ i czasie $\tau_{pi} = 30 \text{ min}$. Obszar w środku. Dwustopniowa replika węglowa. Pow. 3600x

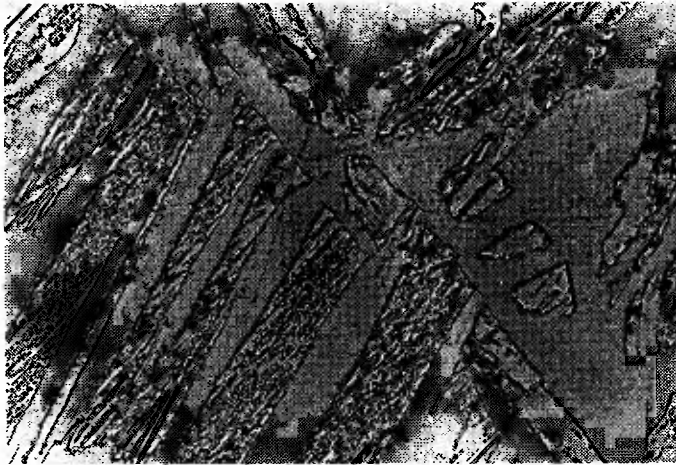


Rys. 40b. Struktura ziarn eutektycznych w żeliwie sferoidalnym hartowanym z temperatury $T_\gamma = 830^\circ\text{C}$; przemiana izotermiczna w temperaturze $T_{pi} = 350^\circ\text{C}$ i czasie $\tau_{pi} = 30$ min. Obszar graniczny. Dwustopniowa replika węglowa. Pow. 3600x

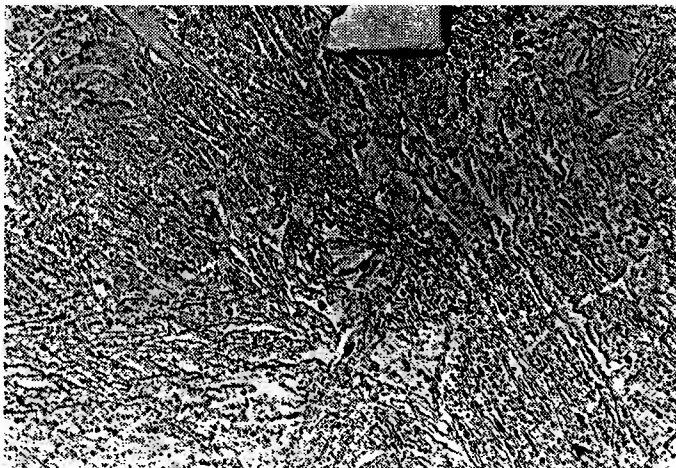


Rys. 40c. Struktura ziarn eutektycznych w żeliwie sferoidalnym hartowanym z temperatury $T_\gamma = 830^\circ\text{C}$; przemiana izotermiczna w temperaturze $T_{pi} = 350^\circ\text{C}$ i czasie $\tau_{pi} = 30$ min. Mikroobszar blisko wydzielenia grafitu. Dwustopniowa replika węglowa. Pow. 7000x

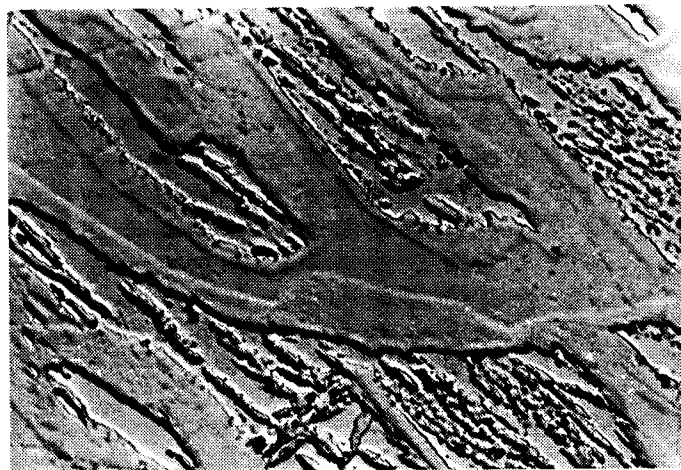
Jak wynika z powyższych rozważań, do czynników decydujących o postępie przemiany eutektoidalnej należy zaliczyć, oprócz dyfuzji, szybkość zarodkowania i wzrost zarodków fazy γ na granicy. Zazwyczaj granice ziarn cechują się większą energią swobodną i aby przemiana mogła zaistnieć, potrzebny jest w tym miejscu najmniejszy przyrost energii. Ten przyrost sprawia, że zarodkowanie austenitu odbywa się na granicach ziarn i bloków, tj. w mikroobszarach o zwiększonej energii. Tworząca się nowa faza γ w formie iglastej lub płytkowej na początku przemiany wymaga minimalnego przyrostu energii sprężystej.



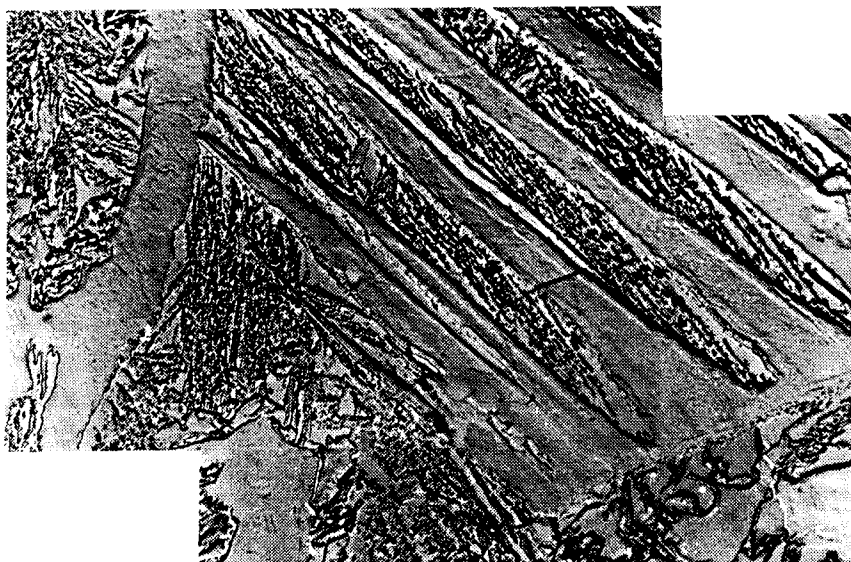
Rys. 41a. Struktura ziarn eutektycznych w żeliwie sferoidalnym hartowanym z temperatury $T_{\gamma} = 830 \text{ }^{\circ}\text{C}$; przemiana izotermiczna w temperaturze $T_{pi} = 300 \text{ }^{\circ}\text{C}$ i czasie $\tau_{pi} = 240 \text{ min}$. Obszar w środku. Dwustopniowa replika węglowa. Pow. 3600x



Rys. 41b. Struktura ziarn eutektycznych w żeliwie sferoidalnym hartowanym z temperatury $T_{\gamma} = 830 \text{ }^{\circ}\text{C}$; przemiana izotermiczna w temperaturze $T_{pi} = 300 \text{ }^{\circ}\text{C}$ i czasie $\tau_{pi} = 240 \text{ min}$. Obszar graniczny. Dwustopniowa replika węglowa. Pow. 3600x

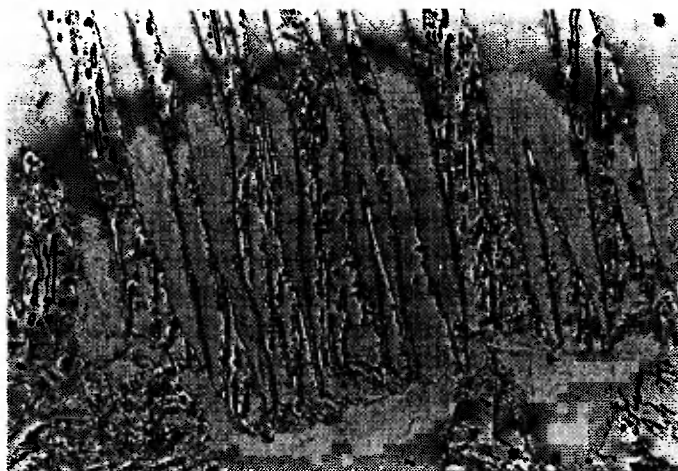


Rys. 41c. Struktura ziarn eutektycznych w żeliwie sferoidalnym hartowanym z temperatury $T_v = 830\text{ °C}$; przemiana izotermiczna w temperaturze $T_{pi} = 300\text{ °C}$ i czasie $\tau_{pi} = 240\text{ min}$. Mikroobszar w środku. Dwustopniowa replika węglowa. Pow. 7000x

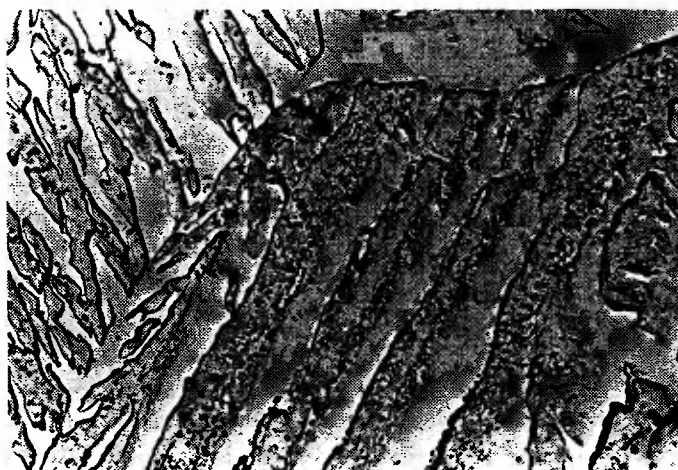


Rys. 42. Wolny ferryt i dolny bainit w osnowie żeliwa sferoidalnego hartowanego z temperatury $T_v = 830\text{ °C}$; przemiana izotermiczna w temperaturze $T_{pi} = 300\text{ °C}$ w czasie $\tau_{pi} = 240\text{ min}$. Dwustopniowa replika węglowa. Pow. 3600x

Podczas wygrzewania w temperaturze $T_{pi} = 300 \text{ }^\circ\text{C}$ w ziarnach austenitu tworzą się produkty w zależności od ich nasycenia węglem. Stąd różny jest udział wydzielen węgla w trójkątnych ziarnach (igłach) ferrytu dolnego bainitu (rys.42, 43).



Rys. 43. Ferryt nieprzemieniony i ferryt bainityczny z wydzieleniami fazy węglkowej w żeliwie sferoidalnym hartowanym z temperatury $T_y = 830 \text{ }^\circ\text{C}$; przemiana izotermiczna w temperaturze $T_{pi} = 300 \text{ }^\circ\text{C}$ i czasie $\tau_{pi} = 240 \text{ min}$. Dwustopniowa replika węglowa. Pow. 3600x

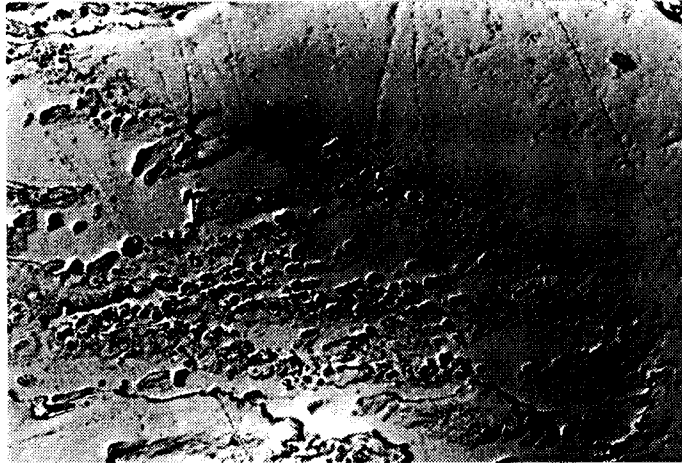


Rys. 44. Zróżnicowany udział fazy węglkowej w ferrycie bainitycznym w osnowie żeliwa sferoidalnego hartowanego z temperatury $T_y = 830 \text{ }^\circ\text{C}$; przemiana izotermiczna w temperaturze $T_{pi} = 400 \text{ }^\circ\text{C}$ i czasie $\tau_{pi} = 60 \text{ min}$. Dwustopniowa replika węglowa. Pow. 3600x

Nasycenie austenitu węglem podczas wygrzewania wpływa na kinetykę przemiany w zakresie górnego bainitu. Dążąc do stanu ustabilizowanego, zwiększona zawartość

węgla przyczynia się do wydzielenia jego nadmiaru w postaci fazy węglkowej. Fotografia na rysunku 44 pokazuje przykład zróżnicowanego udziału fazy węglkowej w ferrycie bainitycznym. Przykład ten świadczy o niejednorodności w rozmieszczeniu węgla w obszarze ziarn eutektycznych, a także w obrębie pojedynczych ziarn byłego austenitu.

Znaczne przesylenie węglem ferrytu dolnego bainitu, po wygrzewaniu w temperaturze $T_\gamma = 830\text{ }^\circ\text{C}$, przyczynia się do tworzenia fazy węglkowej podczas przemiany izotermicznej, która tworzy się wewnątrz płytek ferrytycznych i na ich granicach z ferrytem nieprzemienionym (rys.45).



Rys. 45. Faza węglkowa na granicy między ferrytem bainitycznym i ferrytem nieprzemienionym w żeliwie sferoidalnym hartowanym z temperatury $T_\gamma = 830\text{ }^\circ\text{C}$, przemiana izotermiczna w temperaturze $T_{pi} = 300\text{ }^\circ\text{C}$ i czasie $\tau_{pi} = 240\text{ min}$. Dwustopniowa replika węglowa. Pow. 7000x

Z analizy fotografii (rys.36-45) wynika, że struktura ziarn eutektycznych żeliwa sferoidalnego ADI jest niejednorodna. Ta niejednorodność jest związana bezpośrednio z temperaturą wygrzewania i warunkami przemiany izotermicznej, a więc z procesami tam zachodzącymi.

Osobliwością osnowy żeliwa sferoidalnego hartowanego z temperatury $T_\gamma = 830\text{ }^\circ\text{C}$ jest wolny ferryt i jego morfologia. Na podstawie porównania wielkości jego ziarn, znajdujących się w osnowie po hartowaniu z przemianą w zakresie górnego i dolnego bainitu, można stwierdzić ich wyraźne zróżnicowanie. Badania przy użyciu mikroskopu elektrycznego na replikach dwustopniowych pozwoliły wyjaśnić niektóre szczegóły morfologiczne i niejednorodność fazy α . Stwierdzono, że w próbkach hartowanych z temperatury $830\text{ }^\circ\text{C}$ ziarna wolnego ferrytu powstają w wyniku efektu zbliżonego do tzw. „zagród ferrytu”. Wokół ziarn ferrytu powstają otoczki ferrytyczne, które podczas wygrzewania przemieniły się w niskowęglowy austenit, w przeciwieństwie do środkowych obszarów ferrytu o nieco odmiennym wyglądzie, który w warunkach wygrzewania nie doznał przemiany w austenit. O kształcie ziarn wolnego ferrytu, stanowiących resztkowy obszar ferrytyczny, decyduje przemiana austenityczna.

Ujawnienie w osnowie żeliwa tak szczególnego typu struktury, charakteryzującej się wystąpieniem ferrytu nie- i przemienionego, prowadzi do wniosku, że wygrzewanie

w temperaturze 830 °C nie doprowadziło do austenitizacji osnowy. H. Oleszycki [103] uważa, że obecność ferrytu w osnowie po jej wygrzewaniu w temperaturze nadkrytycznej, świadczy o niedogrzeniu.

Trawienie w gorącym pikrynianie sodowym zgładów metalograficznych żeliwa sferoidalnego ADI spowodowało, powstanie barw składników struktury jego osnowy. Po hartowaniu z temperatury $T_\gamma = 950$ °C i wygrzewaniu w temperaturze $T_{pi} = 400$ °C igły lub płytki ferrytu bainitycznego są jasne, a między nimi występuje austenit szczątkowy o zabarwieniu niebieskoszarym. Przy zbliżaniu się do granicznych obszarów ziarn eutektycznych austenit jest jaśniejszy, a na samym zetknięciu się granic jest nawet brązowy (rys.46a,b). W analizowanym obszarze występują również duże ziarna nieprzemienionego austenitu, odznaczające się kolorem ciemnobrązowym (rys.46b), w których jest widoczny nie w pełni wytrawiony martenzyt. W obszarze między środkiem a granicą ziarna, w kierunku do środka, jest widoczny w brązowych ziarnach austenitu martenzyt w kolorze turkusowym (rys.46a - lewa strona, górny i dolny róg). Słabe zarysowanie igieł, w tym przypadku, można uznać za wskazówkę świadczącą o powstaniu w tych obszarach martenzytu. Martenzyt ten tworzy się podczas dochładzania do temperatury otoczenia (20 °C). W miarę przedłużania czasu wygrzewania w temperaturze $T_{pi} = 400$ °C nie obserwuje się martenzytu w strukturze żeliwa (rys.47b).

W próbie hartowanej z temperatury $T_\gamma = 950$ °C i wytrzymywanej w temperaturze $T_{pi} = 350$ °C, podobnie jak w temperaturze $T_{pi} = 400$ °C, ferryt bainityczny jest jasny. Są widoczne wyraźne różnice między igłami ferrytu bainitycznego, powstałymi przy wzdzieleniach grafitu (prawa strona obrazu na rys.46d) i w obszarach granicznych ziarn eutektycznych. Między igłami ferrytu bainitycznego są widoczne niebieskie cienkie płytki austenitu szczątkowego, który jest bardziej nasycony węglem niż austenit ziarnisty (rys.46c,d). Również w tej osnowie żeliwa występują ziarna o zabarwieniu turkusowym. Porównując obrazy z fotografii (rys.46c i d) widać, że udział ziarn o barwie turkusowej zmniejsza się, gdy przedłuża się czas przemiany izotermicznej. Ziarna te są więc byłym austenitem, nie biorącym udziału w reakcji bainitycznej, z którego po dochładzaniu powstał w nich martenzyt w obszarze granicznym ziarn eutektycznych. W niektórych ziarnach jest widoczny martenzyt w kolorze ciemnobrązowym (rys.46c).

Po hartowaniu z temperatury $T_\gamma = 950$ °C i przemianie izotermicznej w temperaturze $T_{pi} = 300$ i 250 °C, w początkowym okresie wygrzewania (np. $\tau_{pi} = 30$ min), dominuje barwa brązowa o różnej intensywności (rys.46e,g). Na tle nieco ciemniejszym przy wzdzieleniu grafitowym jest widoczny jasny (rys.46e) lub ciemny, prawie czarny (rys.46d) dolny bainit. Igły ferrytu dolnego bainitu utworzone w temperaturze $T_{pi} = 300$ °C mają jasny kolor, między nimi znajdują się turkusowe (niebieskie) ziarna austenitu szczątkowego (rys.46e). Dolny bainit utworzony w temperaturze $T_{pi} = 250$ °C odznacza się ciemnym (czarnym) kolorem (rys.46g). Różnica w barwie igieł ferrytu dolnego bainitu wynika z większego przesylenia węglem, a także z grubości igieł. Przy dłuższym czasie przemiany igły ferrytu bainitycznego, wskutek postępu reakcji bainitycznej, są jaśniejsze i grubsze (rys.46h).

Pod wpływem czasu przemieszczający się front przemiany bainitycznej w kierunku granicy ziarn eutektycznych powoduje, że udział martenzytu w osnowie zmniejsza się, a łączny udział dolnego bainitu i austenitu szczątkowego zwiększa się (rys.46e-h). Na obrazach można również zaobserwować niejednorodność struktury powstałą w ziarnach eutektycznych żeliwa sferoidalnego hartowanego z temperatury $T_\gamma = 950$ °C.

Struktura osnowy żeliwa sferoidalnego po hartowaniu z przemianą izotermiczną z temperatury $T_\gamma = 830$ °C jest zbliżona do tej, którą ma osnowa żeliwa hartowanego z temperatury $T_\gamma = 950$ °C, z pewnymi wyjątkami. W zasadzie można stwierdzić, że róż-

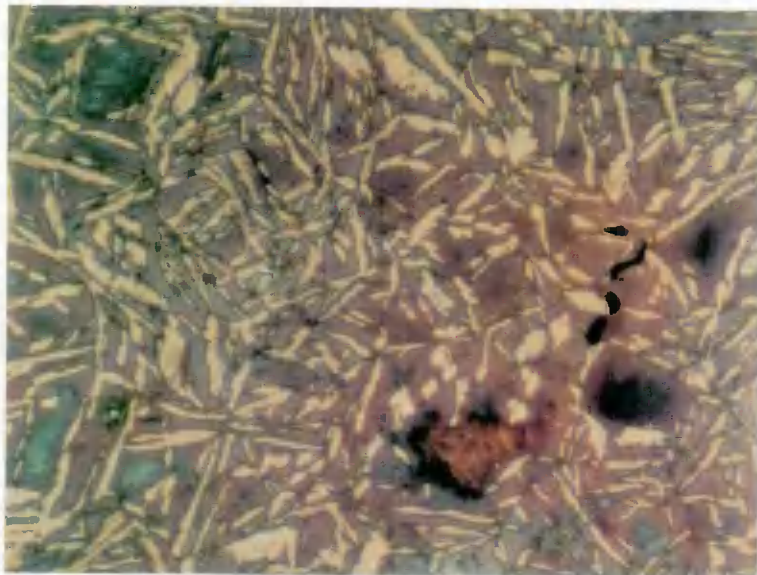
nice struktury dotyczą cech morfologicznych produktów przemiany bainitycznej, a w szczególności wymiarów igieł lub płytek ferrytu bainitycznego i ziarn austenitu. Po wygrzewaniu w temperaturze $T_\gamma = 830^\circ\text{C}$ ich wymiary są po prostu mniejsze. Na rysunku 47 przedstawiono obrazy mikroskopowe trawionych w gorącym pikrynianie sodowym próbek hartowanych z temperatury $T_\gamma = 830^\circ\text{C}$. Po przemianie izotermicznej w temperaturze $T_{pi} = 400^\circ\text{C}$ w granicznych obszarach ziarn eutektycznych osnowy, udział ferrytu bainitycznego jest większy niż w granicznych obszarach ziarn eutektycznych żeliwa hartowanego z temperatury $T_\gamma = 950^\circ\text{C}$ (rys.47a,b).

Martensyt, znajdujący się w ziarnach austenitu szczątkowego, które mają kształt wielokątów, zabarwił się na brązowo. Występuje on na granicy ziarn eutektycznych, a jego udział jest niewielki i dotyczy początkowego okresu przemiany w temperaturze $T_{pi} = 400\div 350^\circ\text{C}$ (np. rys.47a,c).

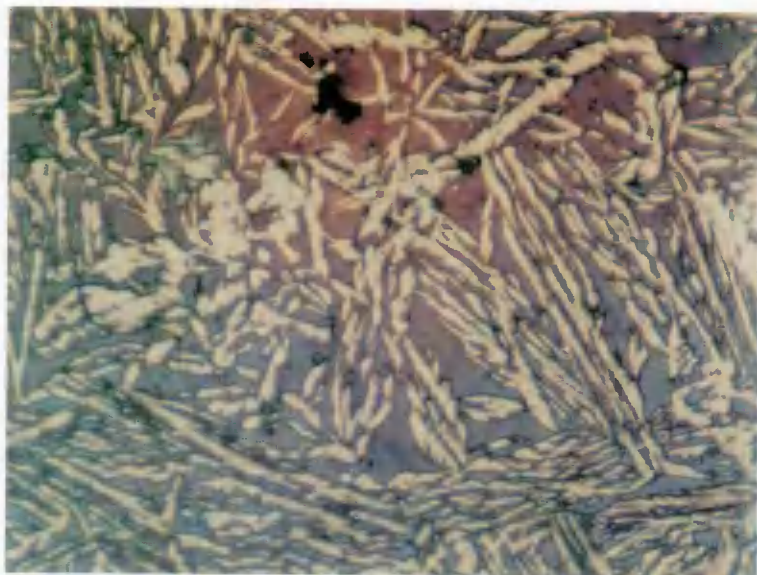
Przedłużenie czasu wytrzymywania przyczynia się do zmiany charakteru struktury osnowy, a mianowicie: w granicznych obszarach ziarn eutektycznych nie występuje martensyt, natomiast występuje ausferyt. Struktura z udziałem austenitu szczątkowego, pomiędzy igłami ferrytu bainitycznego w kolorze szaroniebieskim, jest widoczna w próbkach żeliwnych wygrzewanych w czasie $\tau_{pi} = 30\div 60$ min (rys.47a,c). Po przemianie w temperaturze $T_{pi} = 400\div 300^\circ\text{C}$ w strukturze zaobserwować można, nie spotykane do tej pory, pojedyncze ziarna wykazujące barwę żółtą - graniczny obszar ziarn eutektycznych (rys.47b) lub jasnoniebieską - przy wydzieleniach grafitu (rys.47a-d), o kształcie wydłużonym i wielokątów (płytki). Granice ziarn są dobrze zaznaczone (wykształcone). Większy udział tych ziarn obserwuje się w osnowie żeliwa po przemianie izotermicznej w zakresie dolnego bainitu.

Po wygrzewaniu w temperaturze $T_{pi} = 300$ i 250°C struktura osnowy żeliwa sferoidalnego jest odmienna od tej, jaką ma osnowa żeliwa hartowanego z przemianą izotermiczną z temperatury $T_\gamma = 950^\circ\text{C}$. Przede wszystkim w granicznych obszarach ziarn eutektycznych nie ma struktury austenityczno-martenszytycznej. W obszarach tych jest widoczny dolny bainit o barwie szarobrazowej (rys.47e) i jasnobrazowej (rys.47f,g,h) bez wyraźnej struktury iglastego ferrytu bainitycznego.

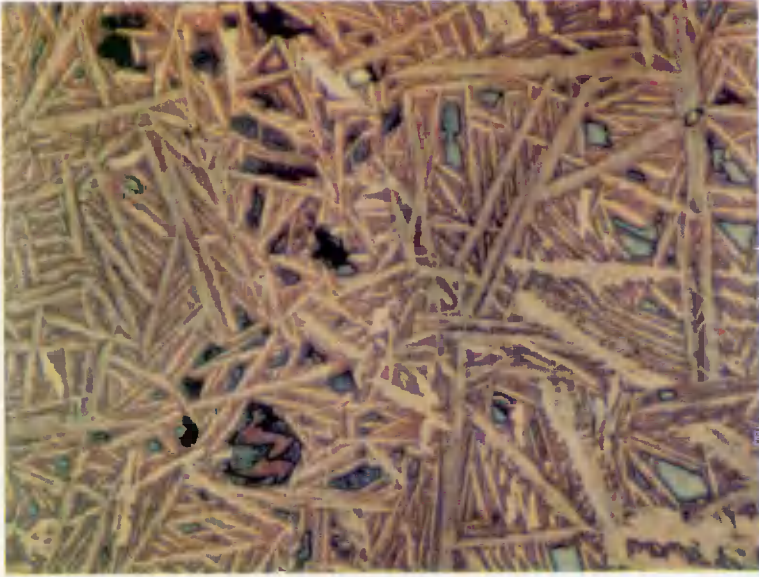
W obszarach między granicami ziarn a wydzieleniami grafitu są widoczne drobne ziarna, wyglądem zbliżone do tych, które się obserwuje po przemianie w temperaturze $T_{pi} = 400\div 300^\circ\text{C}$; mają kształt wydłużonych płytek (rys.47g,h), „ameb” (rys.47f), sferoidów lub są zbliżone do owalu (rys.47e,f). Ziarna te po trawieniu mają barwę niebieską (rys.47f), turkusową (rys.47e) i szaroniebieską (rys.47g,h). Cechą charakterystyczną tych ziarn jest okalanie ich przez jasne mikroobszary ferrytu przemienionego, tworzące obwódki o barwie beżowej. Płytkowy wydłużony kształt ziarn na rysunku 47g, ułożonych na przemian z pakietami ausferytu (prawa strona obrazu), można łączyć z obrazem z mikroskopii elektronowej pokazanym na fotografiach (rys.42,43). Na podstawie obserwacji można stwierdzić, że cechą szczególną płytkowych ziarn ferrytu nieprzemienionego jest to, że są one najczęściej zlokalizowane w ziarnach eutektycznych w obszarze między grafitem a granicami ziarn. Ferryt ten właściwie tworzy jasne otoczki, tzw. „zagrody” wokoło ferrytu nieprzemienionego. W temperaturze $T_{pi} = 400^\circ\text{C}$ i czasie $\tau_{pi} = 240$ min, oprócz drobnych ziarn ferrytu o barwie niebieskiej przy wydzieleniach grafitu, z dala od niego są również ziarna o barwie żółtej. Ziarna wolnego ferrytu w próbkach wygrzewanych w zakresie górnego bainitu w przeważającej mierze nie mają obwódki ferrytu „zagrodowego”.



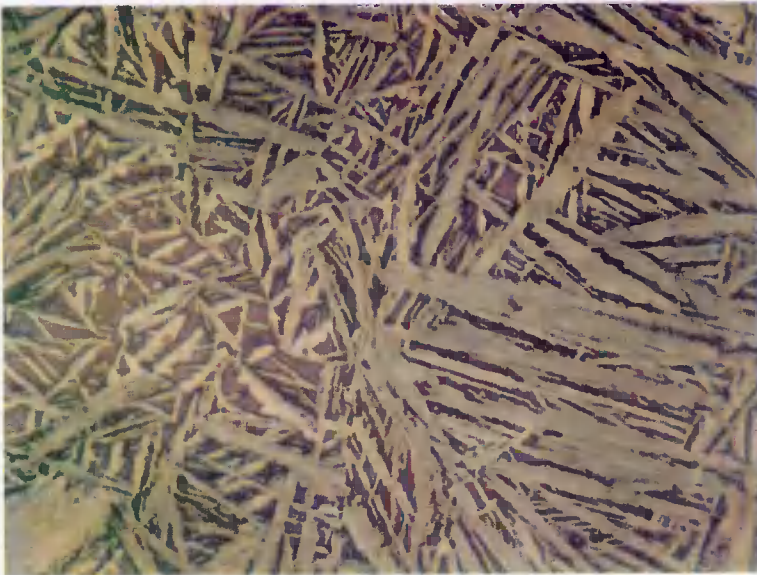
Rys.46a. Struktura osnowy żeliwa sferoidalnego po hartowaniu z temperatury $T_{\gamma} = 950\text{ }^{\circ}\text{C}$, podchłodzeniu do temperatury $T_{pi} = 400\text{ }^{\circ}\text{C}$ i wygrzewaniu w czasie $\tau_{pi} = 30\text{ min}$. Trawiono w gorącym pikrynianie sodowym. Pow. 800x



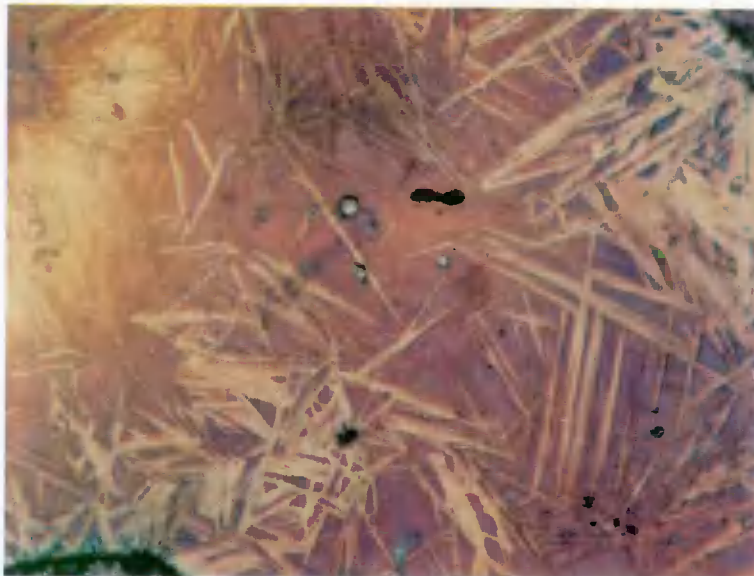
Rys.46b. Struktura osnowy żeliwa sferoidalnego po hartowaniu z temperatury $T_{\gamma} = 950\text{ }^{\circ}\text{C}$, podchłodzeniu do temperatury $T_{pi} = 400\text{ }^{\circ}\text{C}$ i wygrzewaniu w czasie $\tau_{pi} = 120\text{ min}$. Trawiono w gorącym pikrynianie sodowym. Pow. 800x



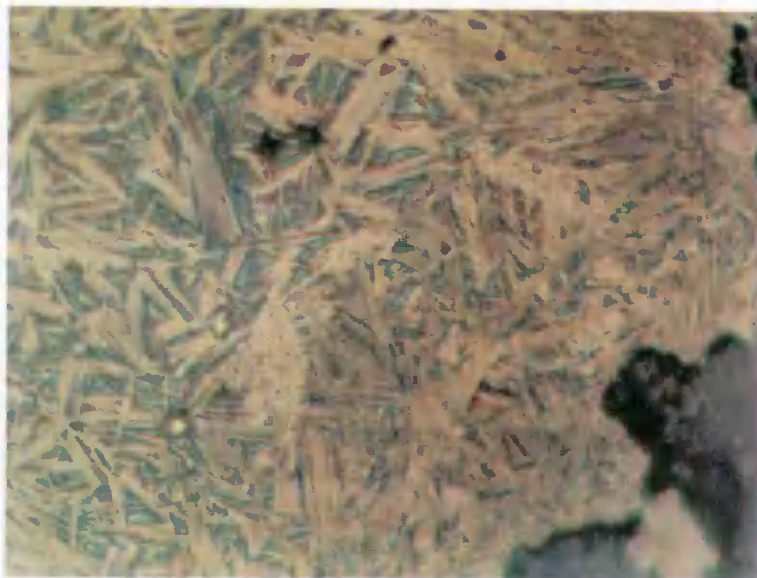
Rys.46c. Struktura osnowy żeliwa sferoidalnego po hartowaniu z temperatury $T_{\gamma} = 950 \text{ }^{\circ}\text{C}$, podchłodzeniu do temperatury $T_{pi} = 350 \text{ }^{\circ}\text{C}$ i wygrzewaniu w czasie $\tau_{pi} = 30 \text{ min}$. Trawiono w gorącym pikrynianie sodowym. Pow. 800x



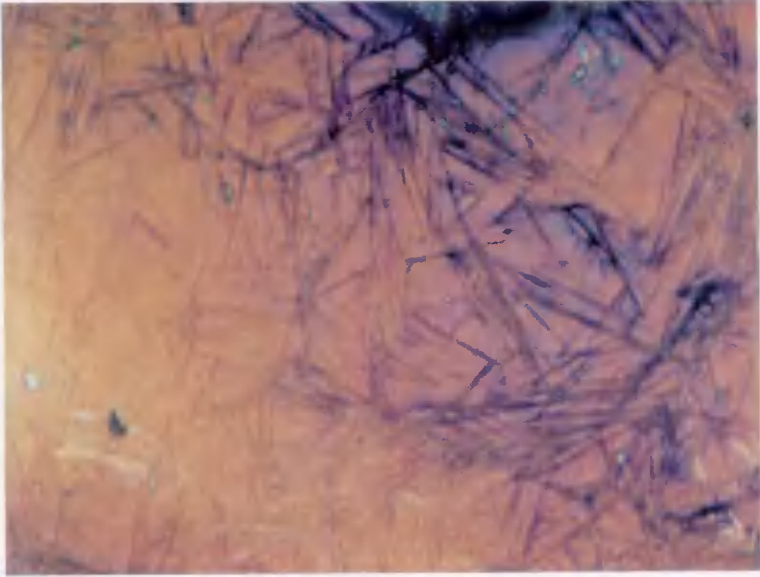
Rys.46d. Struktura osnowy żeliwa sferoidalnego po hartowaniu z temperatury $T_{\gamma} = 950 \text{ }^{\circ}\text{C}$, podchłodzeniu do temperatury $T_{pi} = 350 \text{ }^{\circ}\text{C}$ i wygrzewaniu w czasie $\tau_{pi} = 120 \text{ min}$. Trawiono w gorącym pikrynianie sodowym. Pow. 800x



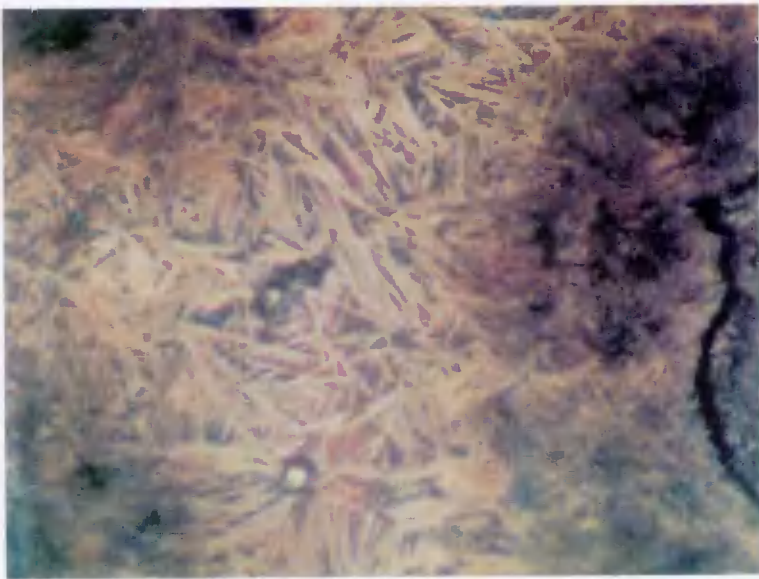
Rys.46e. Struktura osnowy żeliwa sferoidalnego po hartowaniu z temperatury $T_{\gamma} = 950 \text{ }^{\circ}\text{C}$, podchłodzeniu do temperatury $T_{pi} = 300 \text{ }^{\circ}\text{C}$ i wygrzewaniu w czasie $\tau_{pi} = 15 \text{ min}$. Trawiono w gorącym pikrynianie sodowym. Pow. 800x



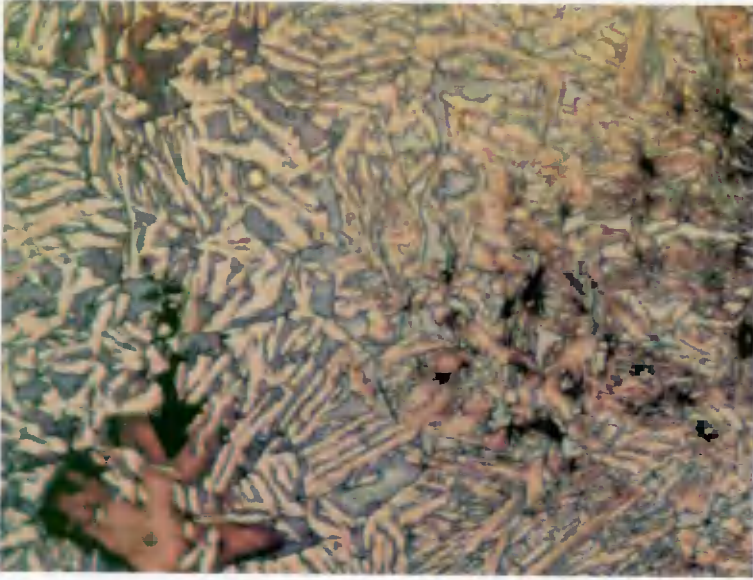
Rys.46f. Struktura osnowy żeliwa sferoidalnego po hartowaniu z temperatury $T_{\gamma} = 950 \text{ }^{\circ}\text{C}$, podchłodzeniu do temperatury $T_{pi} = 300 \text{ }^{\circ}\text{C}$ i wygrzewaniu w czasie $\tau_{pi} = 120 \text{ min}$. Trawiono w gorącym pikrynianie sodowym. Pow. 800x



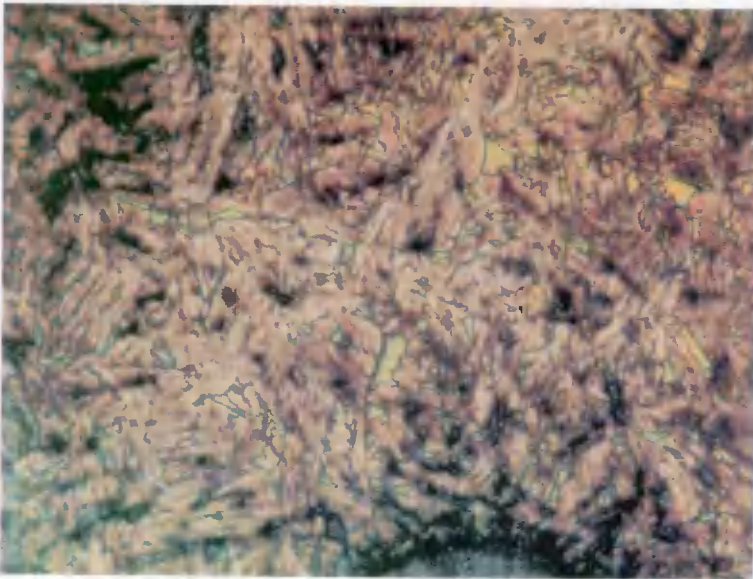
Rys.46g. Struktura osnowy żeliwa sferoidalnego po hartowaniu z temperatury $T_{\gamma} = 950 \text{ }^{\circ}\text{C}$, podchłodzeniu do temperatury $T_{pi} = 250 \text{ }^{\circ}\text{C}$ i wygrzewaniu w czasie $\tau_{pi} = 30 \text{ min}$. Trawiono w gorącym pikrynianie sodowym. Pow. 800x



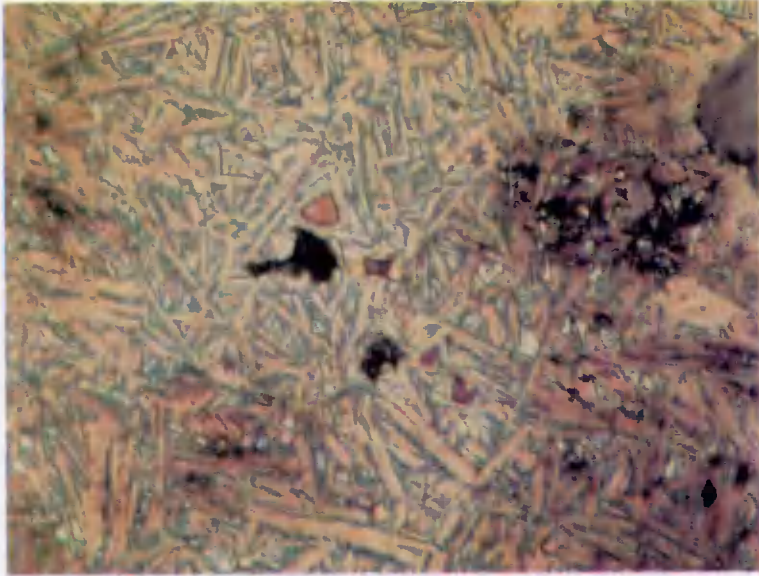
Rys.46h. Struktura osnowy żeliwa sferoidalnego po hartowaniu z temperatury $T_{\gamma} = 950 \text{ }^{\circ}\text{C}$, podchłodzeniu do temperatury $T_{pi} = 250 \text{ }^{\circ}\text{C}$ i wygrzewaniu w czasie $\tau_{pi} = 120 \text{ min}$. Trawiono w gorącym pikrynianie sodowym. Pow. 800x



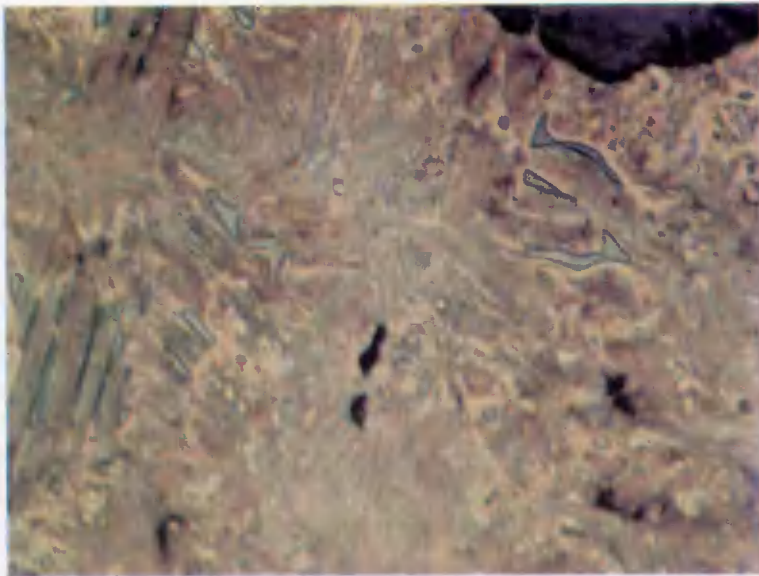
Rys.47a. Struktura osnowy żeliwa sferoidalnego po hartowaniu z temperatury $T_{\gamma} = 830 \text{ }^{\circ}\text{C}$, podchłodzeniu do temperatury $T_{pi} = 400 \text{ }^{\circ}\text{C}$ i wygrzewaniu w czasie $\tau_{pi} = 30 \text{ min}$. Trawiono w gorącym pikrynianie sodowym. Pow. 800x



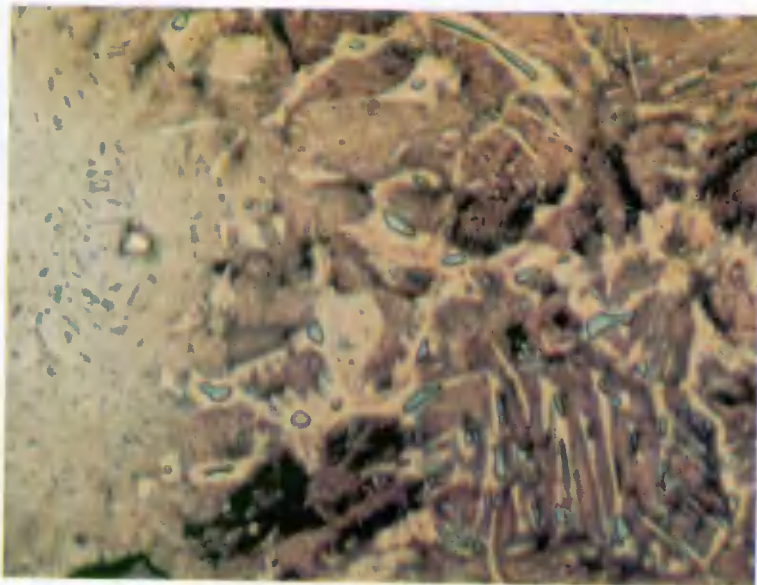
Rys.47b. Struktura osnowy żeliwa sferoidalnego po hartowaniu z temperatury $T_{\gamma} = 830 \text{ }^{\circ}\text{C}$, podchłodzeniu do temperatury $T_{pi} = 400 \text{ }^{\circ}\text{C}$ i wygrzewaniu w czasie $\tau_{pi} = 240 \text{ min}$. Trawiono w gorącym pikrynianie sodowym. Pow. 800x



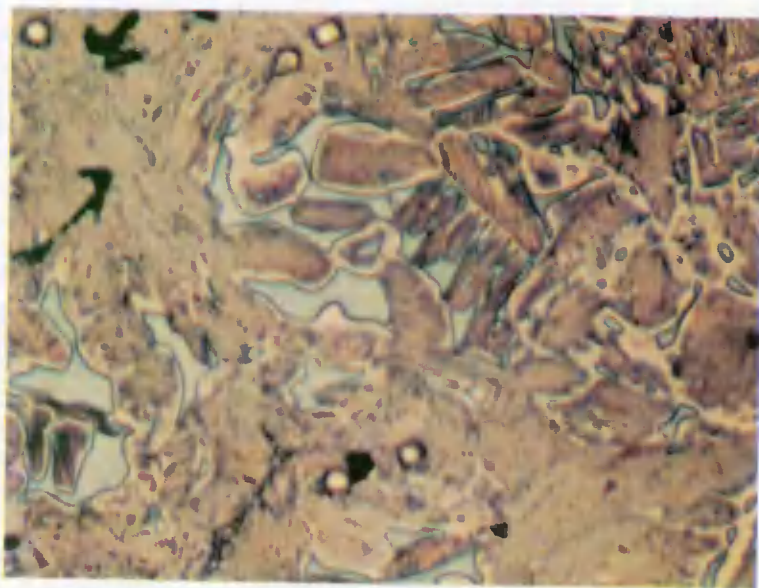
Rys.47c. Struktura osnowy żeliwa sferoidalnego po hartowaniu z temperatury $T_{\gamma} = 830^{\circ}\text{C}$, podchłodzeniu do temperatury $T_{pi} = 350^{\circ}\text{C}$ i wygrzewaniu w czasie $\tau_{pi} = 60$ min. Trawiono w gorącym pikrynianie sodowym. Pow. 800x



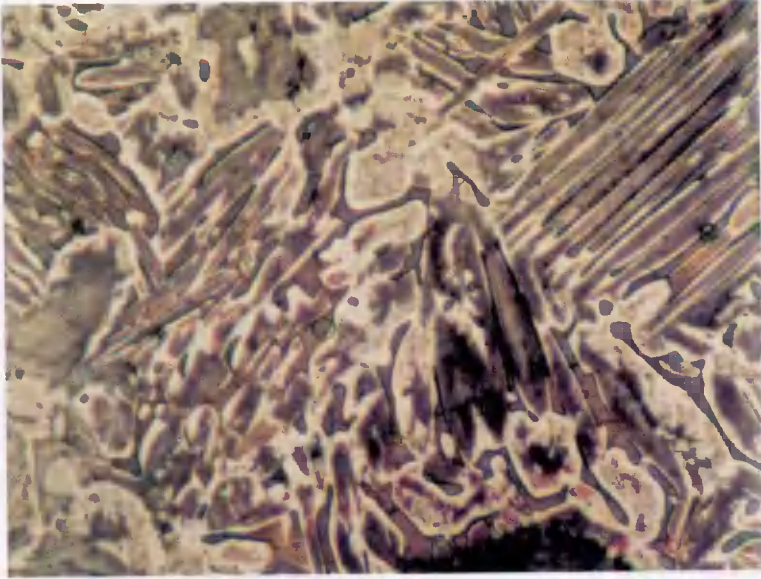
Rys.47d. Struktura osnowy żeliwa sferoidalnego po hartowaniu z temperatury $T_{\gamma} = 830^{\circ}\text{C}$, podchłodzeniu do temperatury $T_{pi} = 350^{\circ}\text{C}$ i wygrzewaniu w czasie $\tau_{pi} = 240$ min. Trawiono w gorącym pikrynianie sodowym. Pow. 800x



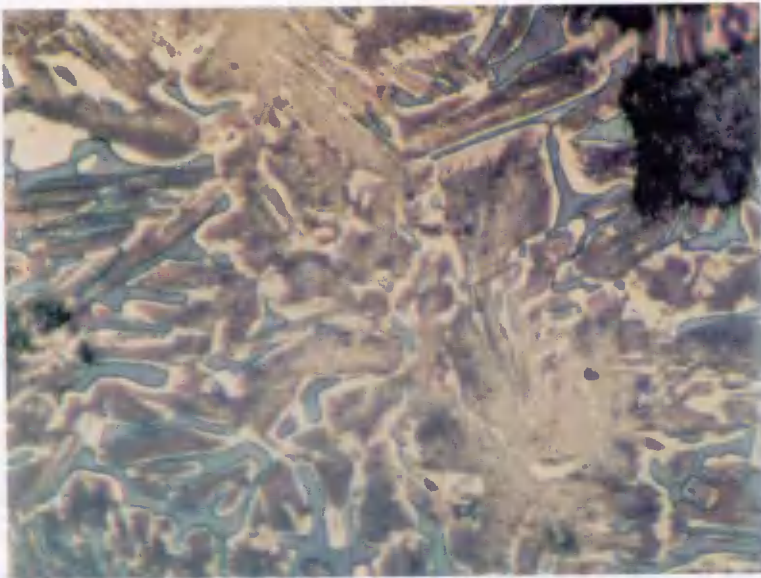
Rys.47e. Struktura osnowy żeliwa sferoidalnego po hartowaniu z temperatury $T_{\gamma} = 830 \text{ }^{\circ}\text{C}$, podchłodzeniu do temperatury $T_{pi} = 300 \text{ }^{\circ}\text{C}$ i wygrzewaniu w czasie $\tau_{pi} = 30 \text{ min}$. Trawiono w gorącym pikrynianie sodowym. Pow. 800x



Rys.47f. Struktura osnowy żeliwa sferoidalnego po hartowaniu z temperatury $T_{\gamma} = 830 \text{ }^{\circ}\text{C}$, podchłodzeniu do temperatury $T_{pi} = 300 \text{ }^{\circ}\text{C}$ i wygrzewaniu w czasie $\tau_{pi} = 120 \text{ min}$. Trawiono w gorącym pikrynianie sodowym. Pow. 800x



Rys.47g. Struktura osnowy żeliwa sferoidalnego po hartowaniu z temperatury $T_{\gamma} = 830 \text{ }^{\circ}\text{C}$, podchłodzeniu do temperatury $T_{pi} = 250 \text{ }^{\circ}\text{C}$ i wygrzewaniu w czasie $\tau_{pi} = 60 \text{ min}$. Trawiono w gorącym pikrynianie sodowym. Pow. 800x



Rys.47h. Struktura osnowy żeliwa sferoidalnego po hartowaniu z temperatury $T_{\gamma} = 830 \text{ }^{\circ}\text{C}$, podchłodzeniu do temperatury $T_{pi} = 250 \text{ }^{\circ}\text{C}$ i wygrzewaniu w czasie $\tau_{pi} = 240 \text{ min}$. Trawiono w gorącym pikrynianie sodowym. Pow. 800x

Austenit szczątkowy, tworzący się w osnowie żeliwa austenitzowanego w temperaturze $T_{\gamma} = 950^{\circ}\text{C}$, po trawieniu w gorącym pikrynianie sodowym, charakteryzuje się barwą niebieską lub do niej zbliżoną oraz szarą z domieszką brązowej. Austenit w strukturze występuje w dwóch formach: tzw. cienkich płytek w pakiecie ausferrytycznym i ziarn. Austenit między igłami ferrytu bainitycznego, który wzbogacił się w węgiel podczas przemiany izotermicznej wykazuje barwę szaroniebieską. Natomiast austenit niewzbogacony odznacza się barwą niebieską, a jego ziarna mają kształt wielokątów o bokach linii prostej. Niewątpliwie na barwę austenitu wpływa jego miejsce usytuowania w ziarnach eutektycznych, ponieważ łączne oddziaływanie mikrosegregacji węgla i krzemu wpływa na efekt trawienia barwnego osnowy żeliwa.

Po wygrzewaniu w temperaturze $T_{\gamma} = 830^{\circ}\text{C}$ i po przemianie izotermicznej w zakresie dolnego bainitu w strukturze są obecne ziarna wolnego ferrytu (nieprzemienionego) o dobrze zarysowanych granicach i barwie niebieskiej lub w odcieniu do niej zbliżonej, otoczone jasnobrązową obwódką ferrytyczną.

Trawienie chemiczne jest jedną z metod stosowanych do ujawnienia struktury stopów żelaza. Dzięki temu następują zmiany topografii lub składu chemicznego powierzchni zglądu metalograficznego. Zmiany te polegają na zachodzeniu reakcji chemicznej, a w jej wyniku tworzeniu się na powierzchni przejrzystej warstwy. Grubość warstwy zależy od składu chemicznego trawionego mikroobszaru. W przypadku osnowy niestopowego żeliwa odnosi się to w zasadzie do węgla i krzemu.

W niniejszych badaniach trawienie barwne (kontrast kolorowy) wykonywano jedynie w celu udowodnienia hipotezy o zróżnicowanym nasyceniu węglem wolnego ferrytu i austenitu szczątkowego w ferrytyczno-austenicyzowanej osnowie żeliwa sferoidalnego ADI.

Na ogół przesycony węglem ferryt bainityczny cechuje się jasną barwą z odcieniem brązu, za wyjątkiem dolnego bainitu utworzonego w temperaturze $T_{\text{pi}} = 250^{\circ}\text{C}$, który na barwnym fotogramie jest ciemny na tle martenzytu zabarwionego na brązowo. Barwa brązowa martenzytu odznacza się różnymi tonami, zależnie od miejsca jego powstania w ziarnach eutektycznych i jego udziału w osnowie. W granicznym obszarze martenzyt, po przemianie w $T_{\text{pi}} = 250^{\circ}\text{C}$ i austenitzowaniu w $T_{\gamma} = 900^{\circ}\text{C}$, ma barwę jasnobrązową, a w środku ziarna - ciemnobrązową. Ta wyraźna różnica jest spowodowana mikrosegregacją węgla i krzemu.

W środkowych obszarach ziarn eutektycznych martenzyt, powstały przy dochładzaniu do temperatury otoczenia (20°C) w pojedynczych ziarnach wysokowęglowego austenitu, odznacza się ciemniejszą barwą brązową. Podobną tonację ma także martenzyt w granicznych obszarach ziarn eutektycznych.

Udział martenzytu w osnowie ferrytyczno-austenicyzowanej trudno się ujawnia przez trawienie chemiczne zglądu, gdyż wymaga to dłuższego czasu działania odczynnika, co z kolei powoduje przetrwanie pozostałych składników osnowy.

Wysokowęglowy austenit w postaci płytek, znajdujący się między igłami ferrytu bainitycznego, ma barwę szaroniebieską, a niekiedy brązową. Z kolei austenit w środku ziarn eutektycznych, w postaci pojedynczych ziarn, o bardzo małym udziale, cechuje się barwą turkusową. Można więc domniemywać, że na tę subtelną różnicę w zabarwieniu austenitu wpłynęło stężenie w nim węgla. Pojedyncze ziarna austenitu, zwane w literaturze austenitem masywnym, nie brały udziału w przemianie bainitycznej. Dlatego zawartość w nim węgla powinna odpowiadać nasyceniu austenitu przed przemianą.

Austenit szczątkowy, występujący w granicznych obszarach ziarn eutektycznych, szczególnie po hartowaniu z temperatury $T_{\gamma} = 950^{\circ}\text{C}$, zabarwia się na brązowo, przy czym brąz austenitu jest jaśniejszy od brązu martenzytu. Przemiana bainityczna w tych

obszarach ziarn w ogóle nie rozpoczęła się. Należy zatem uważać, że stężenie w nich węgla odpowiada jego zawartości w austenitzowanej osnowie, zgodnie z występującą w niej w tym obszarze mikrosegregacją.

Wolny ferryt przemieniony (tzw. „zagrodowy”) w próbkach hartowanych z temperatury $T_{\gamma} = 830^{\circ}\text{C}$ po trawieniu nie barwi się. Tymczasem wolny ferryt nieprzemieniony, częściowo w postaci wysp, zabarwia się na kolor jasnoniebieski i szaroniebieski lub żółty oraz różowy. Tak odmienne zabarwienie ferrytu nieprzemienionego może być spowodowane zróżnicowaniem stężenia w nim węgla i krzemu lub wynika z samej techniki trawienia.

Zmiana barw w granicznych obszarach ziarn eutektycznych po hartowaniu z temperatury $T_{\gamma} = 830^{\circ}\text{C}$ wynika z utworzenia w nich struktury ferrytyczno-austenitycznej zamiast struktury austenityczno-martenzytycznej po hartowaniu z temperatury $T_{\gamma} = 950^{\circ}\text{C}$.

Do identyfikacji składników osnowy żeliwa ADI i oceny ich stanu posłużono się również badaniem mikrotwardości. Wykonano kilkanaście pomiarów twardości poszczególnych składników osnowy i obliczono średnią arytmetyczną ich wyników. Pomiarzy wykazały następujące wartości twardości :

- austenitu szczątkowego o barwie niebieskiej - 371 HV0,01,
- austenitu szczątkowego o barwie jasnobrazowej - 288 HV0,01,
- martenzytu w środku ziarn eutektycznych - 916 HV0,01,
- martenzytu przy granicy ziarn eutektycznych - 805 HV0,01,
- dolnego bainitu - 515÷571 HV0,01,
- ferrytu bainitycznego - 283 HV0,01,
- ferrytu nieprzemienionego - 263÷290 HV0,01,
- ferrytu w próbce po wyżarzaniu grafityzującym - 185÷214 HV0,01.

Trawienie barwne i oznaczanie twardości zrealizowano w celu zweryfikowania hipotezy, wyrażanej przez badaczy, o niejednorodności struktury i związanej z nią mikrosegregacji pierwiastków w ziarnach eutektycznych żeliwa sferoidalnego ADI.

Badania mikroskopowe struktury próbek żeliwa sferoidalnego ADI potwierdzają wcześniejsze spostrzeżenia, że warunki obróbki cieplnej kształtują strukturę jego osnowy. Można więc przypuszczać, iż niejednorodność rozmieszczenia węgla i krzemu w austenicie oddziałuje na jego skład struktury w ziarnach eutektycznych po przemianie izotermicznej. Takie stwierdzenie jest uzasadnione, między innymi, faktem zastąpienia, w granicznych obszarach ziarn eutektycznych, struktury austenityczno-martenzytycznej strukturą ferrytyczno-austenityczną, co oczywiście jest skutkiem przemiany bainitycznej przechłodzonego austenitu o mniejszej zawartości węgla.

3.3.1.2. Rentgenowska analiza fazowa osnowy żeliwa

Wpływ temperatury i czasu przemiany izotermicznej na skład fazowy osnowy żeliwa sferoidalnego, określony na zglądach metalograficznych i przełomach próbek udarnościowych, przedstawiono w tabeli 5.

Porównując skład fazowy na zglądach i przełomach, można stwierdzić, że jest on niemal taki sam. W początkowym okresie przemiany po hartowaniu z temperatury $T_{\gamma} = 950^{\circ}\text{C}$ na zglądzie stwierdza się istnienie w osnowie fazy α' (martenzyt), lecz po upływie określonego czasu faza ta zanika. Natomiast na przełomie próbek faza α' pozostaje w osnowie nawet po dłuższym czasie po austenitzowaniu w temperaturze $T_{\gamma} = 950^{\circ}\text{C}$. Pomimo że nie ujawniono martenzytu na zglądach próbek, stwierdzono

jego nieznaczny udział na przełomach. Z tego faktu można wysunąć następujące wnioski:

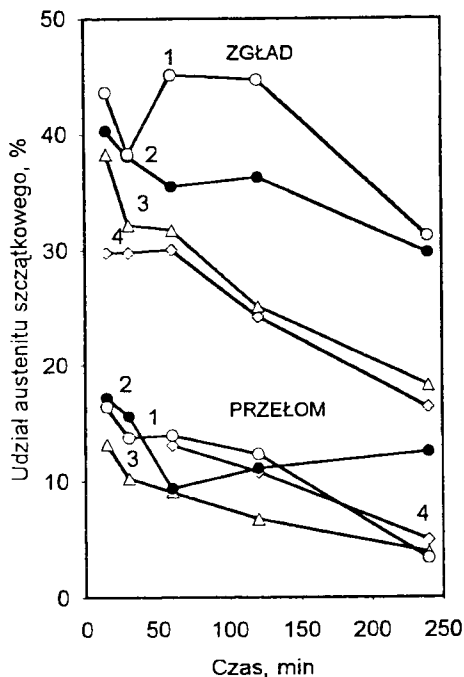
- pękanie udarnościowych próbek żeliwnych biegnie w miejscach, w których przy ich dochładzaniu powstał martenzyt; tymi obszarami są przede wszystkim granice ziarn eutektycznych,
- martenzyt tworzy się z austenitu szczątkowego przy udarowym łamaniu próbek wskutek lokalnego zgniotu.

Tabela 5. Skład fazowy osnowy żeliwa sferoidalnego ADI

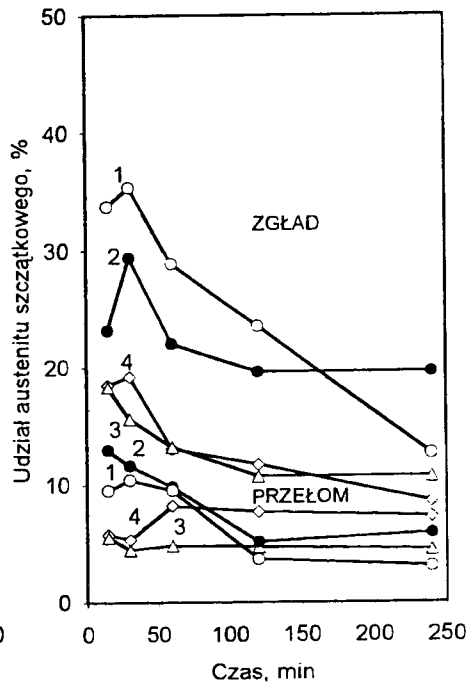
Lp.	Przemiana izotermiczna		Faza i udział fazy α' i γ , %		Faza i udział fazy α' i γ , %	
			$T_{\gamma} = 950^{\circ}\text{C}$		$T_{\gamma} = 830^{\circ}\text{C}$	
	T_{pi} , $^{\circ}\text{C}$	τ_{pi} , min	Zgład	Przełom	Zgład	Przełom
1.	400	15	$\alpha, \alpha', \gamma (43,6)$	$\alpha, \alpha', \gamma (16,4)$	$\alpha, \gamma (33,7)$	$\alpha, \alpha', \gamma (9,5)$
2.		30	$\alpha, \gamma (38,3), \alpha'^{1)}$	$\alpha, \alpha', \gamma (13,7)$	$\alpha, \gamma (35,4)$	$\alpha, \alpha', \gamma (10,4)$
3.		60	$\alpha, \gamma (45,1)$	$\alpha, \gamma (13,9), \alpha'^{1)}$	$\alpha, \gamma (28,9)$	$\alpha, \gamma (9,5), \alpha'^{1)}$
4.		120	$\alpha, \gamma (44,7)$	$\alpha, \gamma (12,3), \alpha'^{1)}$	$\alpha, \gamma (23,5)$	$\alpha, \gamma (3,7)$
5.		240	$\alpha, \gamma (31,3)$	$\alpha, \gamma (3,4)$	$\alpha, \gamma (12,6)$	$\alpha, \gamma (3,1), \alpha'^{1)}$
6.	350	15	$\alpha, \gamma (40,3), \alpha'$	$\alpha, \alpha', \gamma (17,2)$	$\alpha, \gamma (23,1)$	$\alpha, \gamma (12,9), \alpha'^{1)}$
7.		30	$\alpha, \gamma (38,1)$	$\alpha, \alpha', \gamma (15,6)$	$\alpha, \gamma (29,4)$	$\alpha, \gamma (11,6), \alpha'^{1)}$
8.		60	$\alpha, \gamma (35,5)$	$\alpha, \alpha', \gamma (9,4)$	$\alpha, \gamma (22,0)$	$\alpha, \gamma (9,8), \alpha'^{1)}$
9.		120	$\alpha, \gamma (36,3)$	$\alpha, \gamma (11,1), \alpha'^{1)}$	$\alpha, \gamma (19,6)$	$\alpha, \gamma (5,2), \alpha'^{1)}$
10.		240	$\alpha, \gamma (29,8)$	$\alpha, \gamma (12,5), \alpha'^{1)}$	$\alpha, \gamma (19,6)$	$\alpha, \gamma (5,9)$
11.	300	15	$\alpha, \alpha', \gamma (38,3)$	$\alpha, \alpha', \gamma (13,2)$	$\alpha, \gamma (18,3)$	$\alpha, \gamma (5,6), \alpha'^{1)}$
12.		30	$\alpha, \gamma (32,2), \alpha'^{1)}$	$\alpha, \alpha', \gamma (10,3)$	$\alpha, \gamma (15,6)$	$\alpha, \gamma (4,5), \alpha'^{1)}$
13.		60	$\alpha, \gamma (31,8)$	$\alpha, \gamma (9,1), \alpha'^{1)}$	$\alpha, \gamma (13,2)$	$\alpha, \gamma (4,9), \alpha'^{1)}$
14.		120	$\alpha, \gamma (25,1)$	$\alpha, \gamma (6,8), \alpha'^{1)}$	$\alpha, \gamma (10,7)$	$\alpha, \gamma (4,8), \alpha'^{1)}$
15.		240	$\alpha, \gamma (18,3)$	$\alpha, \gamma (3,9), \alpha'^{1)}$	$\alpha, \gamma (10,7)$	$\alpha, \gamma (4,5)$
16.	250	15	$\alpha, \alpha', \gamma (29,8)$	α, α'	$\alpha, \alpha', \gamma (18,5)$	$\alpha, \alpha', \gamma (5,8)$
17.		30	$\alpha, \alpha', \gamma (29,8)$	α, α'	$\alpha, \alpha', \gamma (19,2)$	$\alpha, \alpha', \gamma (5,4)$
18.		60	$\alpha, \gamma (30,1)$	$\alpha, \gamma (13,1), \alpha'^{1)}$	$\alpha, \gamma (13,0)$	$\alpha, \gamma (8,2), \alpha'^{1)}$
19.		120	$\alpha, \gamma (24,2)$	$\alpha, \gamma (10,8), \alpha'^{1)}$	$\alpha, \gamma (11,7)$	$\alpha, \gamma (7,7), \alpha'^{1)}$
20.		240	$\alpha, \gamma (16,4)$	$\alpha, \gamma (5,0), \alpha'^{1)}$	$\alpha, \gamma (8,6)$	$\alpha, \gamma (7,3)$

¹⁾ ślady

W tabeli 5 podano, że udział fazy α' jest śladowy, ma to więc być informacja, która odnosi się do tła na rentgenogramach. Przy fazie γ podano jej procentowy udział w osnowie żeliwa.



Rys. 48. Wpływ temperatury T_{pi} i czasu τ_{pi} przemiany izotermicznej na udział austenitu szczątkowego na zglądach i przelomach próbek udarnościowych żeliwa sferoidalnego hartowanego z $T_{\gamma} = 950^{\circ}\text{C}$. $T_{pi} = 400$ (1), 350 (2), 300 (3) i 250°C (4)

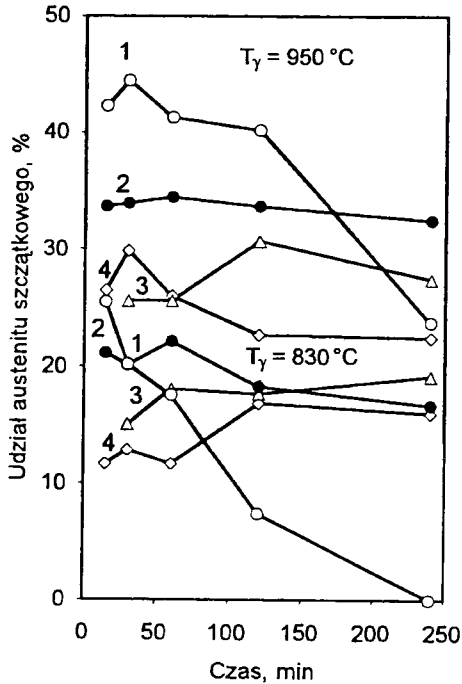


Rys. 49. Wpływ temperatury T_{pi} i czasu τ_{pi} przemiany izotermicznej na udział austenitu szczątkowego na zglądach i przelomach próbek udarnościowych żeliwa sferoidalnego hartowanego z $T_{\gamma} = 830^{\circ}\text{C}$. $T_{pi} = 400$ (1), 350 (2), 300 (3) i 250°C (4)

Udział austenitu szczątkowego w próbkach udarnościowych w osnowie żeliwa sferoidalnego przedstawiono na rysunkach 48 i 49, z których widać, że spostrzeżenia dotyczące wpływu temperatury austenitowania i warunków przemiany izotermicznej (T_{pi} , τ_{pi}), wyrażane przez wielu autorów są słuszne, ponieważ w wyniku podwyższenia T_{γ} zwiększa się zawartość węgla w ulegającym przemianie austenicie, co wydłuża jego trwałość. Temperatura austenitowania wpływa na nasycenie austenitu węglem i tym samym oddziałuje na kinetykę jego przemiany izotermicznej w zakresie bainitycznym. Zmiany udziału austenitu szczątkowego na zglądach metalograficznych próbek wytrzymałościowych, przedstawione na rysunku 50, są bardzo podobne do zmian jego udziału w próbkach udarnościowych. Obecność austenitu szczątkowego w osnowie żeliwa sferoidalnego ADI odgrywa ważną rolę w kształtowaniu jego właściwości plastycznych.

Przeprowadzona analiza dyfraktometryczna pozwoliła określić udział austenitu szczątkowego na przelomach próbek udarnościowych żeliwa ADI. Jak wynika z rysun-

ków 48 i 49, jego udział jest kilkakrotnie mniejszy niż na zglądach metalograficznych. Potwierdza to hipotezę spotykaną w literaturze, że powierzchnia pękania w osnowie żeliwa przebiega między innymi w miejscach ziarn eutektycznych, w których udział austenitu szczątkowego jest mniejszy. Miejscami tymi są graniczne obszary ziarn eutektycznych ze strukturą austenityczno-martenzytyczną, gdzie udział tetragonalnego martenzytu jest znaczący. Ponadto należy się liczyć z tym, że wskutek przemiany martenzytycznej występuje skupienie niejednorodnych odkształceń sprężystych mikroobszarów.



Rys. 50. Wpływ temperatury T_{pi} i czasu τ_{pi} przemiany izotermicznej na udział austenitu szczątkowego w próbkach wytrzymałościowych żeliwa sferoidalnego hartowanego z temperatury $T_{\gamma} = 950, 830$ °C. $T_{pi} = 400$ (1), 350 (2), 325 (3) i 300 °C (4)

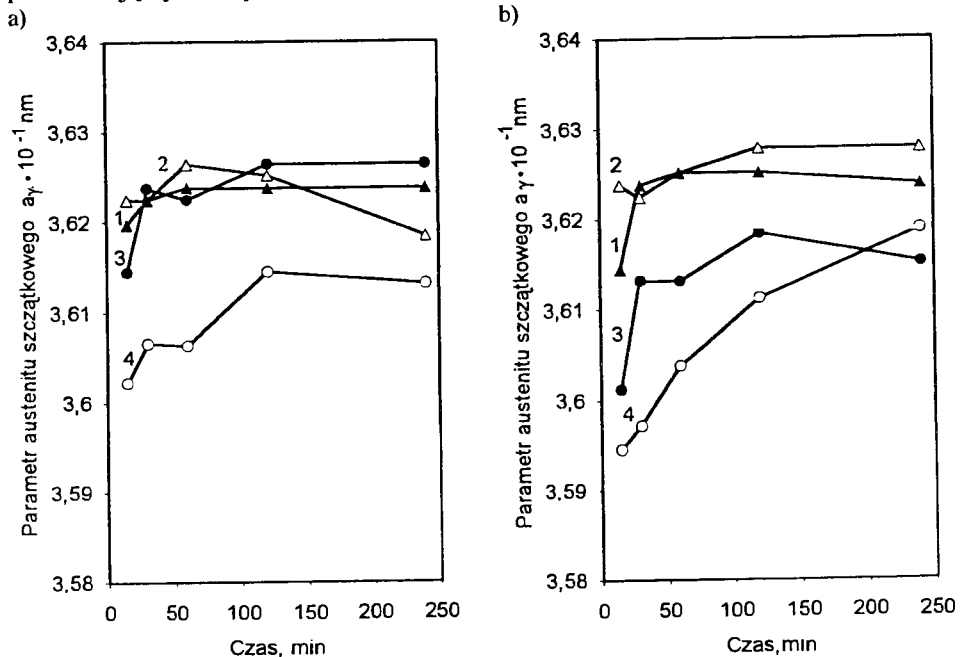
Warunki hartowania z przemianą izotermiczną wpływają na wartość parametru sieci austenitu szczątkowego żeliwa sferoidalnego. Związek między temperaturą i czasem przemiany izotermicznej a parametrem sieciowym austenitu, obliczonym ze wzoru (10), przedstawiają wykresy na rysunkach 51 i 52. Na podstawie zmian parametru sieciowego austenitu szczątkowego można stwierdzić, że temperatura austenitowania nie wywiera znaczącego wpływu na ten parametr przy przemianie izotermicznej austenitu. Parametr sieci austenitu szczątkowego na zglądzie i na przelomie próbek udarnościowych hartowanych z temperatury $T_{\gamma} = 830$ °C w przewodzie wykazuje większe wartości dla przelomu, co szczególnie daje się zauważyć w temperaturze $T_{pi} = 300$ i 250 °C. Po hartowaniu z temperatury $T_{\gamma} = 950$ °C większe, w przeważającej mierze, wartości parametru sieci wykazuje austenit szczątkowy na przelomie próbek udarnościowych, przy czym znaczące różnice można zaobserwować w temperaturze $T_{pi} = 300$ i 250 °C w czasie przemiany $\tau_{pi} = 15 \div 120$ min.

Zawartość węgla w fazie γ żeliwa sferoidalnego ADI, wyznaczoną przy zastosowaniu wzoru (12), przedstawiono na rysunkach 53 i 54. Porównując stężenie węgla w austenicie szczątkowym, można uznać, że im wyższa temperatura T_{pi} i im dłuższy czas wygrzewania τ_{pi} , tym zawartość węgla w austenicie jest większa. Parametr komórki elementarnej austenitu szczątkowego - a_γ i zawartość w nim węgla - C_γ są ze sobą bezpośrednio związane.

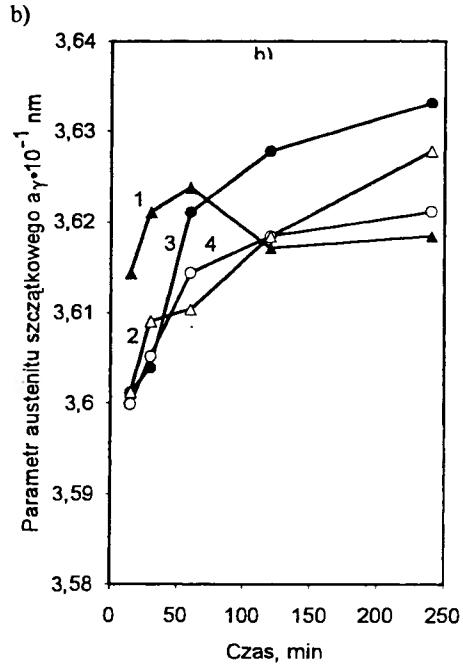
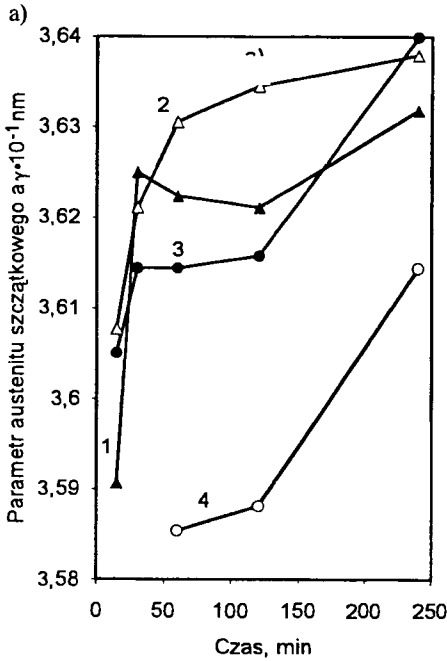
Na podstawie przebiegu krzywych na rysunkach 53 i 54 można stwierdzić, że temperatura austenitowania nie wpływa na zawartość węgla w austenicie szczątkowym w żelwie sferoidalnym po hartowaniu z przemianą izotermiczną w temperaturze $T_{pi} = 400$ i 350 °C, natomiast obniżenie temperatury przemiany izotermicznej do $T_{pi} = 300$ i 250 °C powoduje wyraźne zwiększenie wartości C_γ w miarę podwyższania temperatury T_γ .

Z porównania zawartości węgla austenitu szczątkowego na zglądach i na przelomach wynika, że austenit szczątkowy po hartowaniu z temperatury $T_\gamma = 830$ °C, na powierzchni rozdziału - przelomie jest nieco bardziej nasycony węglem niż na zglądzie metalograficznym. Po hartowaniu z temperatury $T_\gamma = 950$ °C daje się zauważyć, że większe wartości C_γ wykazuje austenit utworzony po długim czasie wytrzymywania, a po krótkim czasie - mniejsze. Z wykresów widać, że różnice zawartości węgla C_γ w poszczególnych temperaturach przemiany są większe dla przelomów, a mniejsze dla zglądów. Można zatem stwierdzić, że wartość C_γ jest w pewnym stopniu zależna od przebiegu linii rozdziału w ziarnach eutektycznych. Szczególną rolę w tym przypadku mogą odgrywać obszary przy granicy ziarn eutektycznych ze strukturą austenityczno-martenzytyczną.

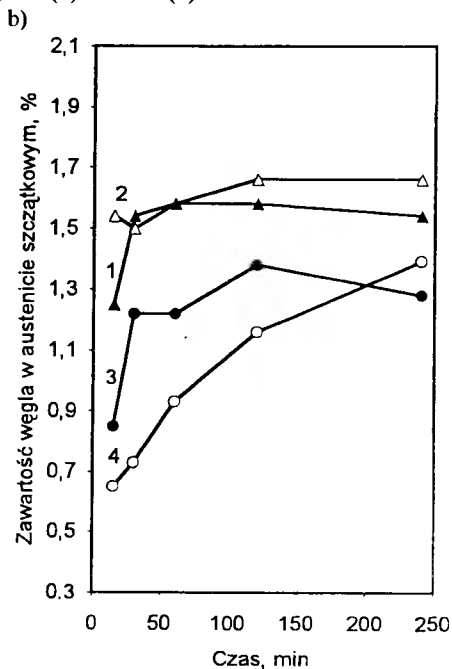
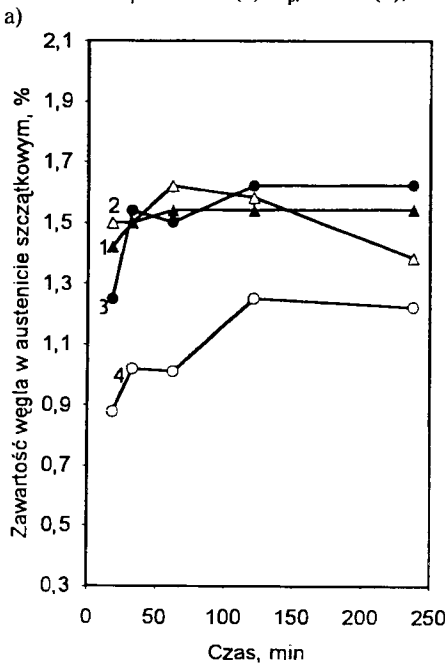
Analiza wartości parametru sieci austenitu szczątkowego i zawartości w nim węgla prowadzi do wniosku: nasycenie węglem austenitu szczątkowego w osnowie żeliwa sferoidalnego jest niejednorodne. Dowodzi to parametr sieci fazy γ na przelomach i zglądach, potwierdzając tym samym wnioski wynikające z badań struktury.



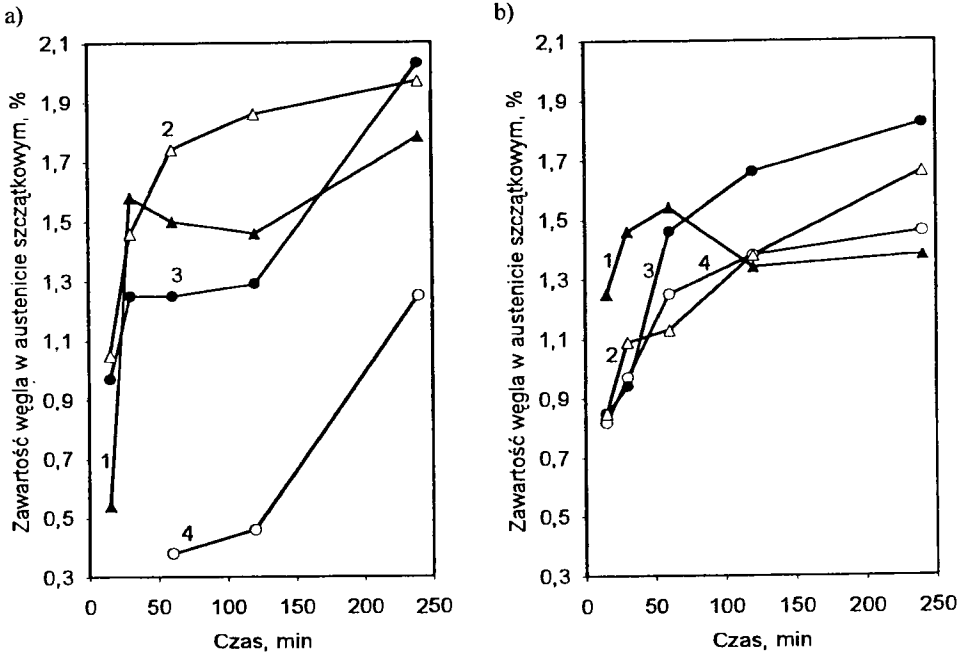
Rys. 51. Wpływ temperatury T_{pi} i czasu τ_{pi} przemiany izotermicznej na parametr sieci austenitu, określony na zglądach próbek po austenitowaniu w temperaturze $T_\gamma = 950$ °C (a) i $T_\gamma = 830$ °C (b). $T_{pi} = 400$ (1), 350 (2), 300 (3) i 250 °C (4)



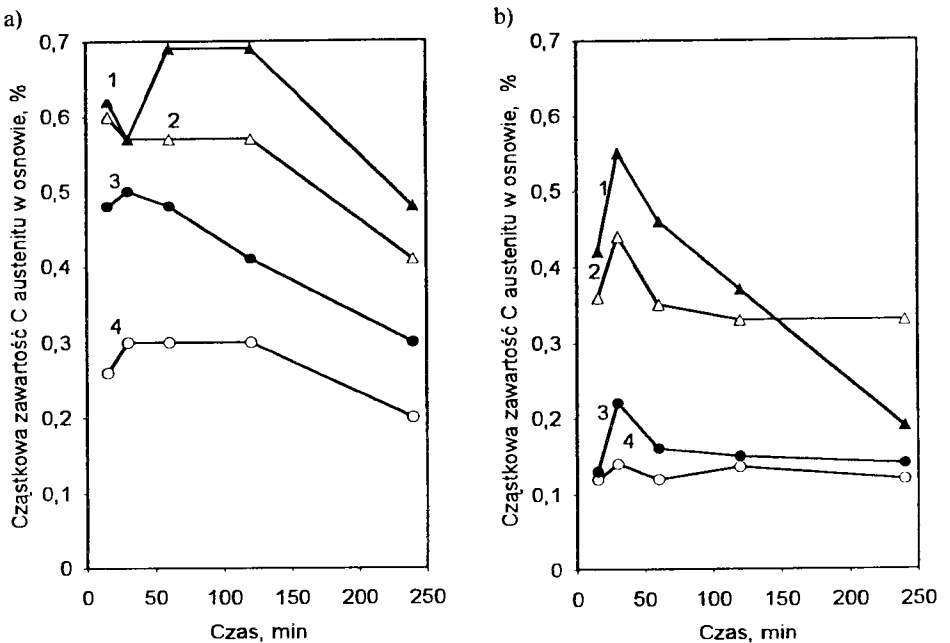
Rys.52. Wpływ temperatury T_{pi} i czasu τ_{pi} przemiany izotermicznej na parametr sieci austenitu, określony na przełomach próbek po austenitzowaniu w temperaturze $T_{\gamma} = 950 \text{ }^{\circ}\text{C}$ (a) i $T_{\gamma} = 830 \text{ }^{\circ}\text{C}$ (b). $T_{pi} = 400$ (1), 350 (2), 300 (3) i $250 \text{ }^{\circ}\text{C}$ (4)



Rys.53. Wpływ temperatury T_{pi} i czasu τ_{pi} przemiany izotermicznej na zawartość węgla w austenicie szcztakowym, określoną na zglądach próbek po austenitzowaniu w temperaturze $T_{\gamma} = 950 \text{ }^{\circ}\text{C}$ (a) i $T_{\gamma} = 830 \text{ }^{\circ}\text{C}$ (b). $T_{pi} = 400$ (1), 350 (2), 300 (3) i $250 \text{ }^{\circ}\text{C}$ (4)



Rys.54. Wpływ temperatury T_{pi} i czasu τ_{pi} przemiany izotermicznej na zawartość węgla w austenicie szczątkowym, określoną na przelomach próbek po austenitowaniu w temperaturze $T_\gamma = 950^\circ\text{C}$ (a) i $T_\gamma = 830^\circ\text{C}$ (b). $T_{pi} = 400$ (1), 350 (2), 300 (3) i 250 $^\circ\text{C}$ (4)



Rys. 55. Wpływ temperatury T_{pi} i czasu τ_{pi} przemiany izotermicznej na cząstkową zawartość węgla w fazie $\gamma - C_\gamma^C$, określoną na zglądach próbek po austenitowaniu w temperaturze $T_\gamma = 950^\circ\text{C}$ (a) i $T_\gamma = 830^\circ\text{C}$ (b). $T_{pi} = 400$ (1), 350 (2), 300 (3) i 250 $^\circ\text{C}$ (4)

Zmiany cząstkowej zawartości węgla w fazie γ , obliczonej ze wzoru (13), pod wpływem czasu przemiany w poszczególnej temperaturze T_{pi} , przedstawiono na rysunkach 55 i 56.

W każdej temperaturze T_{pi} wartości cząstkowej zawartości węgla są większe w temperaturze $T_\gamma = 950\text{ }^\circ\text{C}$ i zawierają się w przedziale $0,2\div 0,69\text{ }\%$ C, natomiast w temperaturze $T_\gamma = 830\text{ }^\circ\text{C}$ cząstkowa zawartość węgla zawiera się w przedziale $0,12\div 0,55\text{ }\%$ C. Analiza wyników świadczy więc, że zaistniałe różnice są spowodowane głównie udziałem austenitu szczytkowego w osnowie żeliwa.

Cząstkowa zawartość węgla w austenicie, wyznaczona na przelomach próbek udarnościowych, wskazuje, że na jej wartości wpływają również temperatura austenitizowania i temperatura przemiany izotermicznej. Oddziaływanie czasu przemiany izotermicznej z kolei jest mniej znaczące, zwłaszcza w temperaturze $T_\gamma = 830\text{ }^\circ\text{C}$. Z analizy wartości wynika, że cząstkowe zawartości węgla C_γ^C dla przelomów są kilkakrotnie mniejsze niż te same wartości dla zglądów. Fakt ten ma jednak związek z warstwą przypowierzchniową przelomów i udziałem austenitu szczytkowego.

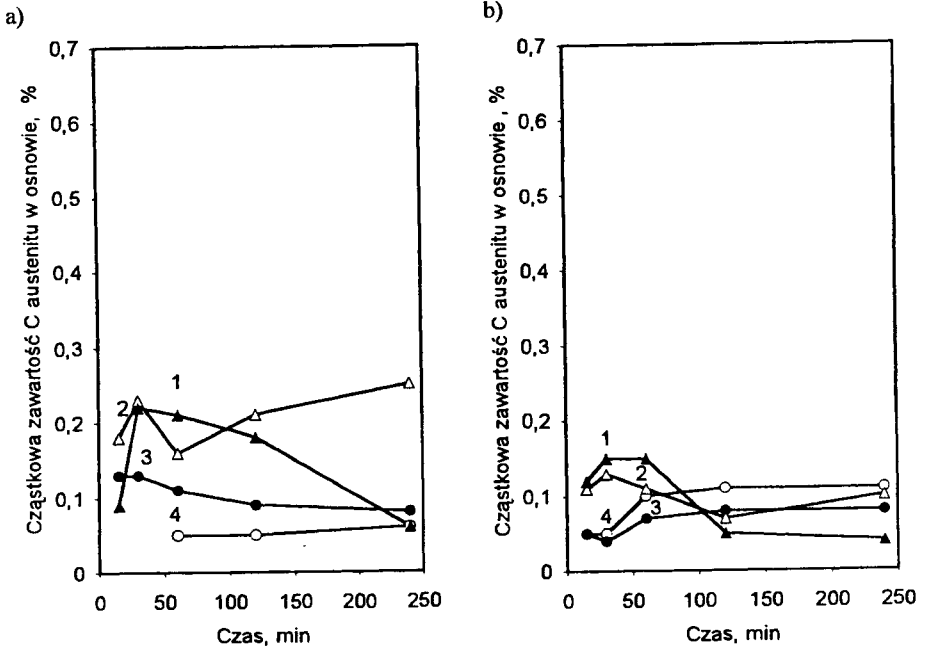
Cząstkową zawartość węgla w bainicie oraz martenzycie osnowy żeliwa, w zależności od temperatury i czasu przemiany izotermicznej, wyznaczoną ze wzoru (15) po austenitizowaniu w temperaturze $T_\gamma = 950$ i $830\text{ }^\circ\text{C}$, przedstawiono na rysunku 57. Analiza przebiegu krzywych wskazuje na to, że w miarę obniżania temperatury przemiany zwiększa się cząstkowa zawartość węgla w martenzycie i bainicie. Pod wpływem czasu przemiany sumaryczna zawartość węgla w tych składnikach struktury po austenitizowaniu w temperaturze $T_\gamma = 830\text{ }^\circ\text{C}$ nie wykazuje zdecydowanych zmian. Natomiast przy hartowaniu z temperatury $T_\gamma = 950\text{ }^\circ\text{C}$ wydłużenie czasu przemiany izotermicznej przyczynia się do zwiększenia cząstkowej zawartości węgla w martenzycie i bainicie.

Zmiany cząstkowej zawartości węgla w martenzycie i bainicie, wyznaczonej na przelomach próbek w zależności od temperatury T_{pi} i czasu τ_{pi} przemiany izotermicznej, zilustrowano na rysunku 58. Po austenitizowaniu w temperaturze $T_\gamma = 950\text{ }^\circ\text{C}$ zawartość węgla w bainicie i martenzycie mieści się w przedziale $0,82\div 1,05\text{ }\%$, a w temperaturze $T_\gamma = 830\text{ }^\circ\text{C}$ - $0,50\div 0,61\text{ }\%$. Wpływ temperatury przemiany izotermicznej jest widoczny po austenitizowaniu w wyższej temperaturze ($T_\gamma = 950\text{ }^\circ\text{C}$), zaś po austenitizowaniu przy $T_\gamma = 830\text{ }^\circ\text{C}$ wpływ ten należy określić jako mało znaczący.

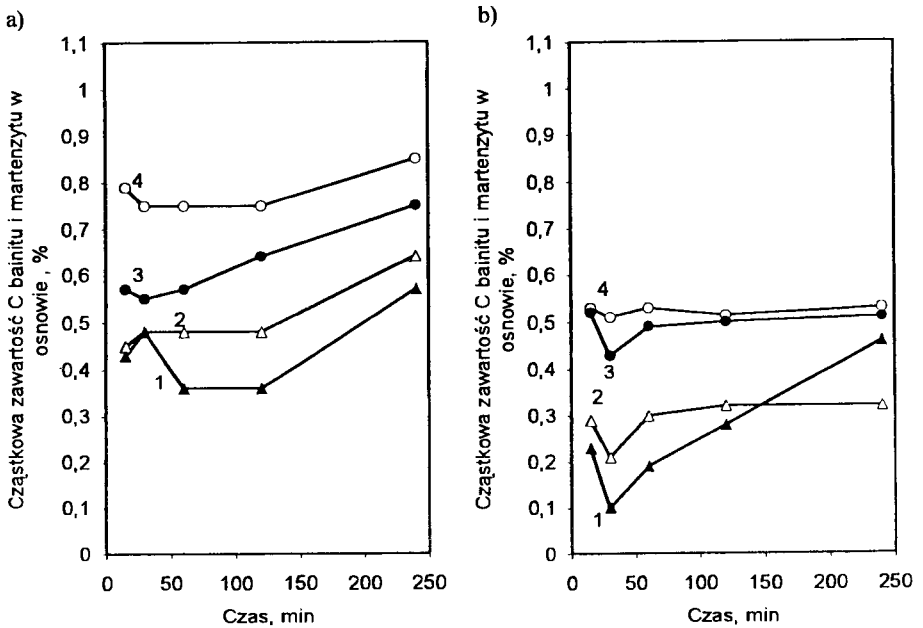
Przy założeniu, że ferryt bainityczny jest składnikiem o małym nasyceniu węglem można więc uznać, że węgiel w osnowie żeliwa znajduje się, pomijając austenit szczytkowy, głównie w martenzycie i w fazie węglkowej.

Opierając się na analizie wartości wyrażenia $C_B^C + C_M^C$ dla zglądów i przelomów można stwierdzić, że powierzchnia przelomu próbek udarnościowych przebiega przez składniki struktury i obszary osnowy żeliwa o znacznym stężeniu węgla. Do składników tych trzeba zaliczyć martenzyt w początkowym okresie przemiany, stadium I i ewentualnie stadium II (rys.7), martenzyt na granicach ziarn eutektycznych i ferryt bainityczny z fazą węglkową, po wydłużonym okresie przemiany izotermicznej (II stadium), a także wysokowęglowy austenit szczytkowy.

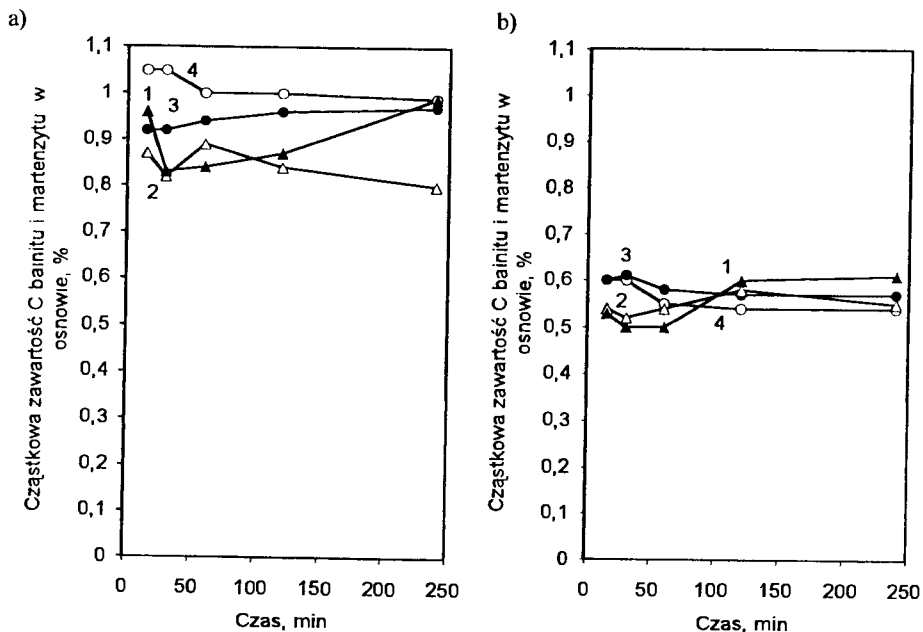
Do określenia wielkości ziarn fazy γ , wykorzystując zmianę kształtu linii dyfrakcyjnej, zastosowano wzór (20). Wyniki wyznaczenia wielkości ziarn austenitu szczytkowego żeliwa sferoidalnego ADI przedstawiono na rysunku 59 i 60.



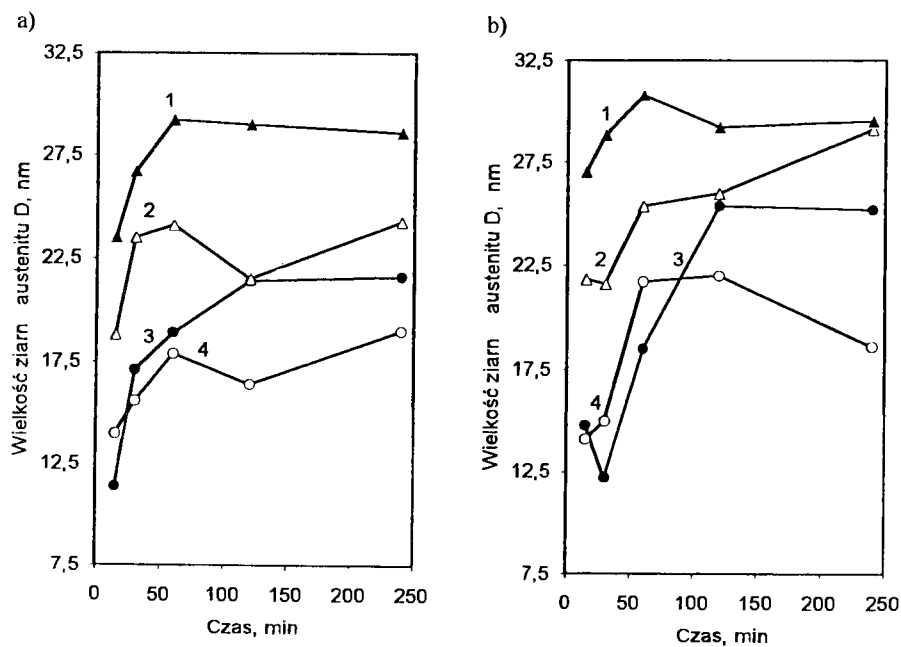
Rys. 56. Wpływ temperatury T_{pi} i czasu τ_{pi} przemiany izotermicznej na cząstkową zawartość węgla w fazie $\gamma - C_\gamma^C$, określonej na przelomach próbek po austenizowaniu w temperaturze $T_\gamma = 950^\circ\text{C}$ (a) i $T_\gamma = 830^\circ\text{C}$ (b). $T_{pi} = 400$ (1), 350 (2), 300 (3) i 250°C (4)



Rys. 57. Wpływ temperatury T_{pi} i czasu τ_{pi} przemiany izotermicznej na cząstkową zawartość węgla w bainicie i martenzytu ($C_B^C + C_M^C$), określonej na zglądach próbek po austenizowaniu w temperaturze $T_\gamma = 950^\circ\text{C}$ (a) i $T_\gamma = 830^\circ\text{C}$ (b). $T_{pi} = 400$ (1), 350 (2), 300 (3) i 250°C (4)



Rys. 58. Wpływ temperatury T_{pi} i czasu τ_{pi} przemiany izotermicznej na cząstkową zawartość węgla w bainicie i martenzytu ($C_B^C + C_M^C$), określonej na przelomach próbek po austenitzowaniu w temperaturze $T_\gamma = 950^\circ\text{C}$ (a) i $T_\gamma = 830^\circ\text{C}$ (b). $T_{pi} = 400$ (1), 350 (2), 300 (3) i 250°C (4)

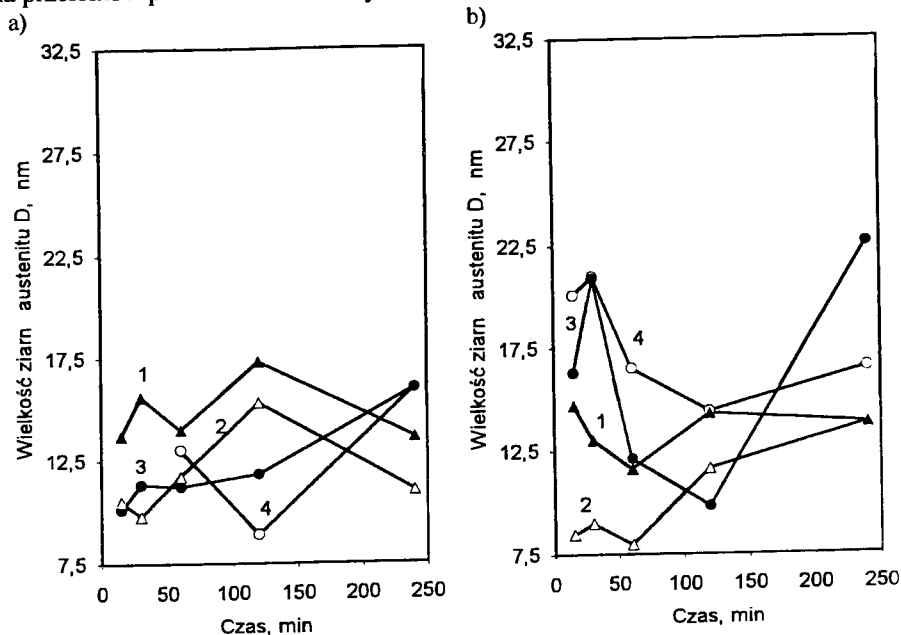


Rys. 59. Zależność wielkości ziarn fazy γ , wyznaczonej na zglądach próbek żeliwa sferoidalnego, od czasu τ_{pi} przemiany izotermicznej; austenitzowanie w temperaturze $T_\gamma = 950^\circ\text{C}$ (a) i $T_\gamma = 830^\circ\text{C}$ (b). $T_{pi} = 400$ (1), 350 (2), 300 (3) i 250°C (4)

Wielkość ziarn fazy γ nie wykazuje znaczącej zależności od temperatury austenitowania. Przedłużenie czasu przemiany izotermicznej do $\tau_{pi} = 60$ min powoduje w każdej temperaturze T_{pi} , wyraźny wzrost wielkości ziarn fazy γ . Temperatura przemiany izotermicznej bardzo wyraźnie przyczynia się do wzrostu wielkości ziarn fazy γ (rys.59). Im niższa temperatura T_{pi} , tym ziarna austenitu szcążkowego są mniejsze.

Zmiany wielkości ziarn D_γ dla zglądów i przełomów próbek udarnościowych (rys.59 i 60) wykazują różnice. Austenit szcążkowy na przełomie odznacza się mniejszym wymiarem ziarn niż austenit na zglądzie metalograficznym. Mniejsze ziarna fazy γ na przełomie mogą być związane z odkształceniem, wywołanym przemianą martenzytyczną przy dochładzaniu i odkształceniem plastycznym w próbie udarności.

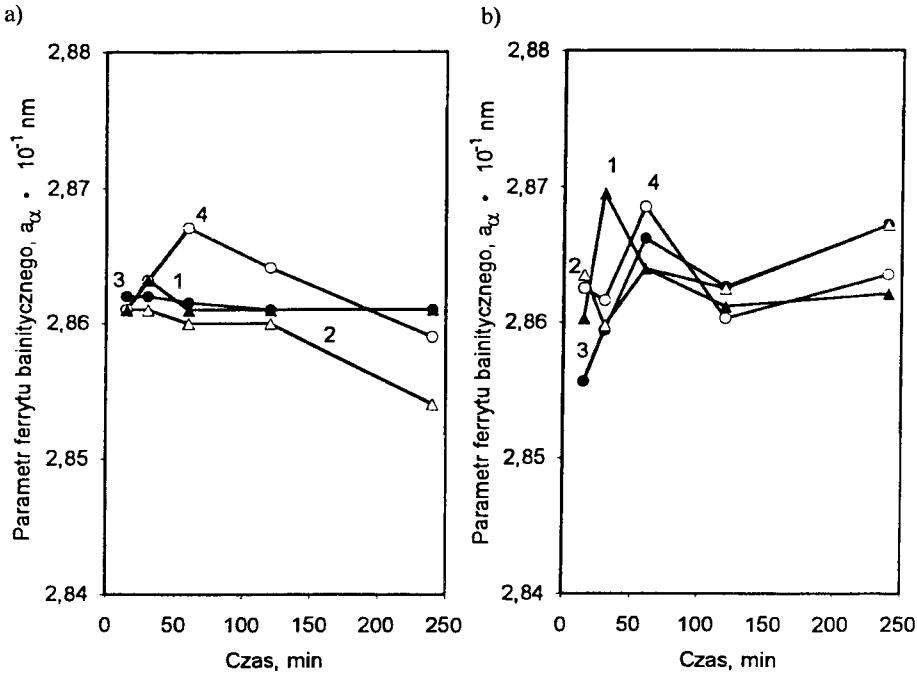
Parametry sieci fazy α w osnowie żeliwa sferoidalnego ADI, wyznaczone metodami dyfrakcji rentgenowskiej i obliczone ze wzoru (10), w zależności od czasu przemiany izotermicznej przedstawiono na rysunkach 61 i 62. Wykresy wskazują, że parametr sieci fazy α jest zależny w małym stopniu od temperatury austenitowania, a także od temperatury przemiany izotermicznej, za wyjątkiem temperatury $T_\gamma = 830$ °C dla przełomów próbek udarnościowych.



Rys. 60. Zależność wielkości ziarn fazy γ , wyznaczonej na przełomach próbek żeliwa sferoidalnego, od czasu τ_{pi} przemiany izotermicznej; austenitowanie w temperaturze $T_\gamma = 950$ °C (a) i $T_\gamma = 830$ °C (b). $T_{pi} = 400$ (1), 350 (2), 300 (3) i 250 °C (4)

Parametr sieci krystalicznej ferrytu bainitycznego na zglądach próbek hartowanych z temperatury $T_\gamma = 950$ °C nie zmienia się podczas przemiany izotermicznej w temperaturze 400 i 300 °C (rys.61a, krzywe 1 i 3) w miarę przedłużania czasu τ_{pi} . Przy stosowaniu temperatury $T_{pi} = 350$ i 250 °C (rys.61a, krzywe 2 i 4) zmniejsza się parametr a_α po przekroczeniu czasu $\tau_{pi} = 30$ min. Parametr sieci fazy α po hartowaniu z temperatury $T_\gamma = 830$ °C zwiększa się po krótkim czasie τ_{pi} , osiągając maksymalny wymiar po czasie $\tau_{pi} = 60$ min. Przedłużenie czasu przemiany, w przyjętych do badań

wartościach temperatury T_{pi} , powoduje zmniejszenie parametru, lecz po dłuższym czasie ($\tau_{pi} = 240$ min) ponownie następuje jego zwiększenie. Pierwszy okres czasowy jest związany ze zmianami parametru, wynikającymi z dyfuzji węgla z przesyconego ferrytu bainitycznego do austenitu. Drugi okres dotyczy zatem rozpadu wysokowęglowego austenitu na ferryt i fazę węglkową.

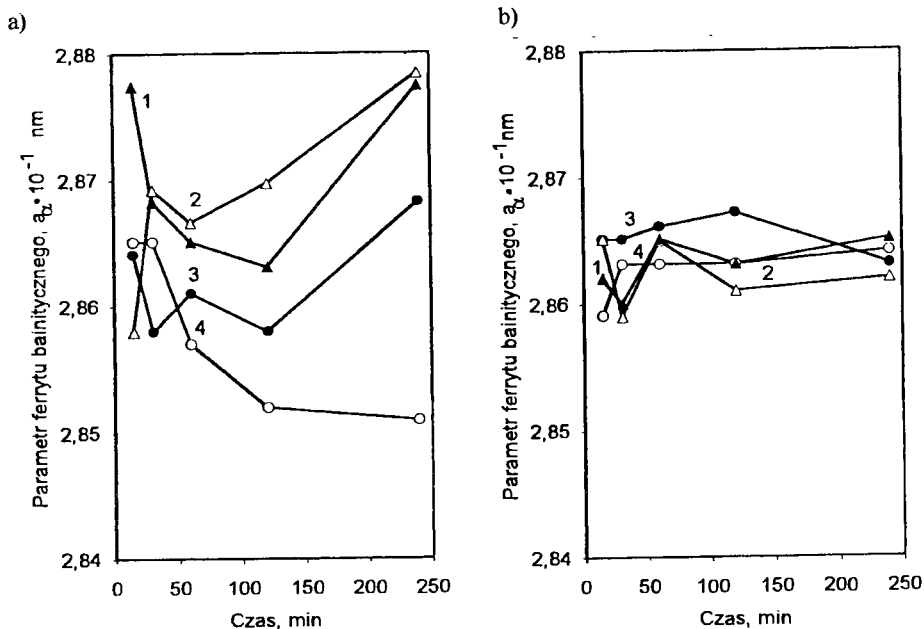


Rys. 61. Wpływ czasu τ_{pi} przemiany izotermicznej na parametr sieci a_{α} na zglądach próbek żeliwa sferoidalnego, austenitzowanego w temperaturze $T_{\gamma} = 950$ °C (a) i $T_{\gamma} = 830$ °C (b). $T_{pi} = 400$ (1), 350 (2), 300 (3) i 250 °C (4)

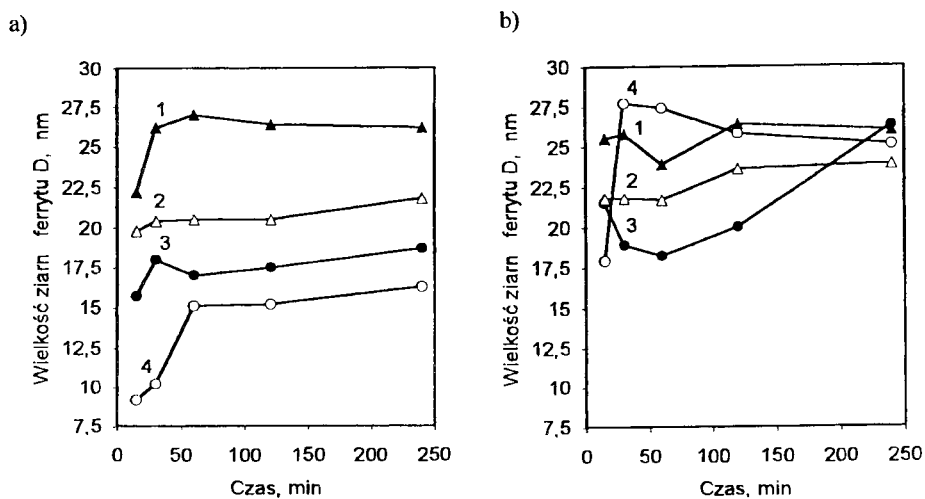
W osnowie żeliwa sferoidalnego hartowanego z temperatury $T_{\gamma} = 830$ °C znajdują się również, obok ferrytu bainitycznego, ferryt nie- i przemieniony, w obu tych rodzajach ferrytu zawartość węgla może być zbliżona do równowagowej, a więc ich parametry sieciowe będą mniejsze od parametru ferrytu bainitycznego. Różnice te nie wpływają jednak znacząco na uśredniony parametr fazy α w osnowie żeliwa.

Parametr sieci fazy α na przełomie próbek udarnościowych hartowanych z temperatury $T_{\gamma} = 950$ °C jest niezależny od temperatury i czasu przemiany izotermicznej. Natomiast w przypadku temperatury $T_{\gamma} = 830$ °C wpływ tych warunków przemiany na parametr a_{α} jest znaczący (rys.62). Jak widać, im niższa jest temperatura T_{pi} , tym mniejszy parametr a_{α} . Do czasu $\tau_{pi} = 120$ min następuje zmniejszenie parametru a_{α} , zaś przedłużenie tego czasu sprzyja zwiększeniu a_{α} , za wyjątkiem przypadku, gdy temperatura $T_{pi} = 250$ °C. Zmiany tego rodzaju są związane przede wszystkim z przebiegiem płaszczyn rozdziału na przełomach próbek udarnościowych. Równocześnie jednak wartości parametru fazy α informują o różnicach zawartości węgla w przypadkowych przekrojach ziarn ferrytu w porównaniu z jego zawartością na płaszczynie rozdziału tego składnika struktury osnowy żeliwa.

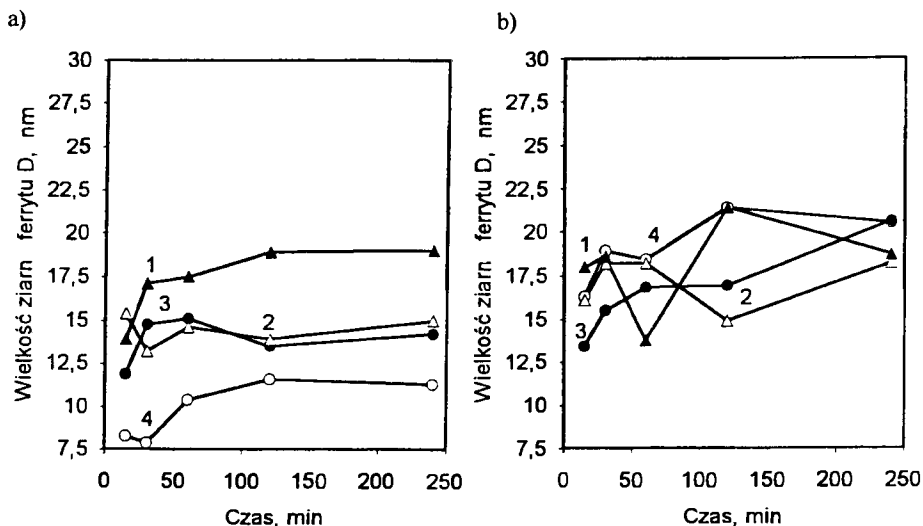
Wpływ temperatury i czasu przemiany izotermicznej na wielkość ziarn fazy α na zglądach i przełomach próbek żeliwa sferoidalnego ADI przedstawiają rysunki 63 i 64.



Rys. 62. Wpływ czasu τ_{pi} przemiany izotermicznej na parametr sieci a_α na przełomach próbek żeliwa sferoidalnego, austenitowanego w temperaturze $T_\gamma = 950^\circ\text{C}$ (a) i $T_\gamma = 830^\circ\text{C}$ (b). $T_{pi} = 400$ (1), 350 (2), 300 (3) i 250 $^\circ\text{C}$ (4)



Rys. 63. Zależność wielkości ziarn fazy α , wyznaczonej na zglądach próbek żeliwa sferoidalnego, od czasu τ_{pi} przemiany izotermicznej; austenitowanie w temperaturze $T_\gamma = 950^\circ\text{C}$ (a) i $T_\gamma = 830^\circ\text{C}$ (b). $T_{pi} = 400$ (1), 350 (2), 300 (3) i 250 $^\circ\text{C}$ (4)



Rys. 64. Zależność wielkości ziarn fazy α , wyznaczonej na przelomach próbek żeliwa sferoidalnego, od czasu τ_{pi} przemiany izotermicznej; austenitizowanie w temperaturze $T_\gamma = 950$ °C (a) i $T_\gamma = 830$ °C (b). $T_{pi} = 400$ (1), 350 (2), 300 (3) i 250 °C (4)

Wartości te obliczano za pomocą wzoru (20). Ziarna ferrytu bainitycznego powiększają się w miarę przedłużania czasu przemiany. Obniżanie temperatury przemiany powoduje zmniejszenie wymiaru ziarn fazy α . Zjawisko to obserwuje się przede wszystkim w temperaturze $T_\gamma = 950$ °C na zglądach i na przelomach (rys.63a, 64a). Z przebiegu krzywych na rysunkach 63 i 64 można sądzić, że temperatura austenitizowania nie oddziałuje znacząco na wartości D_α . Natomiast pomiar wielkości ziarn fazy α na przelomach wykazał, że ziarna ferrytu bainitycznego w strefie powierzchniowej, przez które przebiega pęknięcie osnowy, są rozdrobione. Rozdrobnienie to może być wynikiem lokalnego zgniotu w osnowie żeliwa, powstałego podczas udarowego łamania próbek. Podobny efekt rozdrobnienia występuje w austenicie szczątkowym (rys.59, 60).

3.3.1.3. Podsumowanie wyników badań

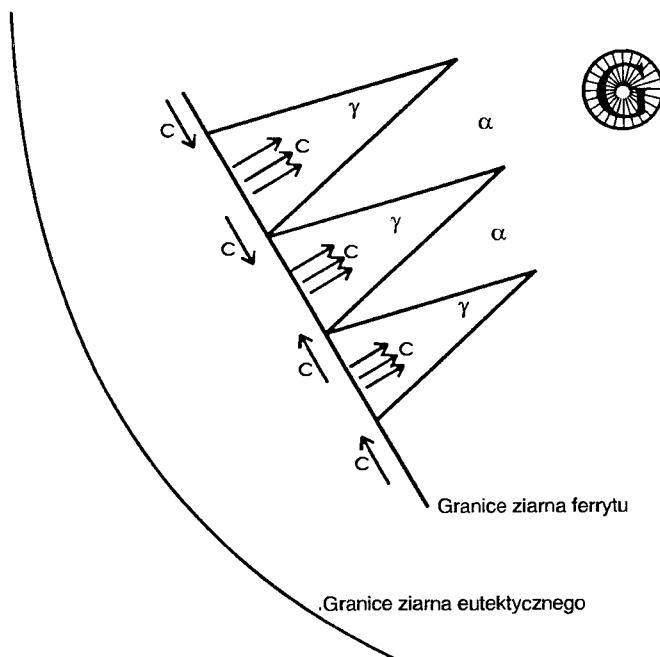
W badaniach przyjęto dwie wartości temperatury austenitizowania: $T_\gamma = 950$ i 830 °C. Zawartość węgla w austenicie C_γ^A na tych poziomach temperatury wynosiła odpowiednio: 1,05 i 0,65 %.

Przy nagrzewaniu żeliwa z osnową ferrytyczną przemiana $\alpha \rightarrow \gamma$ rozpoczyna się po przekroczeniu dolnej temperatury krytycznej $Ac_{1,1}$. Pierwsze zarodki austenitu tworzą się w obszarach granicznych ziarn eutektycznych. Ten fakt wynika z istniejącej mikrosegregacji węgla, krzemu i manganu, która przyczynia się do tego, że temperatura $Ac_{1,1}$ odnosi się właściwie do granicznych obszarów. Nagrzewanie w zakresie międzykrytycznym powoduje zwiększenie udziału austenitu, tworzącego się w kierunku do środka ziarn eutektycznych. Węgiel, przyczyniający się do przesycania ferrytu i nasycania już utworzonego austenitu, pochodzi z wydzielenia grafitu. Dyfundując do czoła przemiany $\alpha \rightarrow \gamma$, przemieszcza się on przez ziarna, w szczególności po granicach ferrytu. Przemieszczeniu

temu sprzyja substruktura granic ziarn i bloków, charakteryzująca się dużą ilością defektów sieciowych, ułatwiających ruch atomów węgla.

W miarę podwyższania temperatury front przemiany $\alpha \rightarrow \gamma$ w ziarnach eutektycznych rozszerza się, przesuując go w głąb ferrytu. Koniec przemiany następuje wtedy, gdy znikają całkowicie ostatnie ziarna (obszary) ferrytu w ziarnie eutektycznym. Przy podwyższaniu temperatury T_γ powyżej $Ac_{1,2}$ zachodzi dalsze nasycenie austenitu węglem w osnowie żeliwa sferoidalnego do zawartości równowagowej, odpowiadającej temperaturze wygrzewania.

Przy uwzględnieniu badań mikroskopowych, w szczególności opierając się na rysunkach 42÷44, można przedstawić schematyczne wzrastanie austenitu w ferrytycie w ziarnach eutektycznych (rys.65). W czasie przemiany równocześnie wzbogaca się w węgiel ferryt, w którym powstaje i rozrasta się iglasty austenit. Spostrzeżenia te można wyjaśnić następująco: według H. Oleszyckiego [103], w wolnym ferrytycie żeliwa sferoidalnego o osnowie perlityczno-ferrytycznej tworzą się iglaste (płytkowe) ziarna austenitu, często równoległe do siebie. Ziarna te rosną ze wspólnego pnia, którym jest wyspowa ziarno austenitu i tworzą wówczas formy o kształcie połowy ptasiego pióra. Równoległość iglastych (płytkowych) ziarn austenitu pokazuje, że powstają one wzdłuż określonych płaszczyzn sieciowych ferrytu. Przyczyną tego jest zgniot fazowy występujący przy przemianie alotropowej. Obecność w osnowie wolnego ferrytu - ferryt nieprzemieniony otoczony ferrytem przemienionym i ziarn ferrytu bainitycznego o kształcie wydłużonych trójkątów (igły) w żelwie sferoidalnym, hartowanym z temperatury $T_\gamma = 830^\circ\text{C}$, potwierdza mechanizm zarodkowania i wzrostu austenitu w ferrytycznej osnowie.



Rys. 65. Schematyczne przedstawienie wzrostu austenitu między temperaturą początku i końca przemiany eutektoidalnej: C - węgiel, α - ferryt, γ - austenit, G - grafit

Wyniki badań struktury żeliwa sferoidalnego hartowanego z temperatury $T_{\gamma} = 830^{\circ}\text{C}$ upoważniają do stwierdzenia, że grafit jest jedynym źródłem węgla nasycającym austenit w czasie przemiany i po niej.

Osobliwością osnowy próbek wytrzymałościowych i udarnościoowych wygrzewanych w temperaturze $T_{\gamma} = 830^{\circ}\text{C}$ jest obecność w niej, po przemianie austenitu w zakresie bainitycznym, wolnego ferrytu (nie- i przemienionego). W temperaturze austenitowania $T_{\gamma} = 950^{\circ}\text{C}$ w osnowie ferrytyczno-austenitycznej nie stwierdzono wolnego ferrytu.

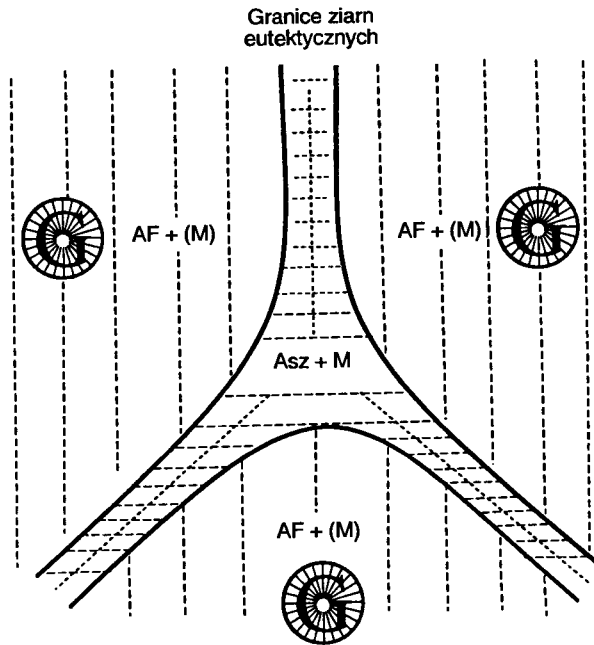
Na podstawie badań dylatometrycznych przyjęto dwie wartości temperatury wygrzewania (950 i 830°C). Stąd 830°C nieznacznie przekracza temperaturę $Ac_{1,2} = 827^{\circ}\text{C}$. W komorze pieca do obróbki cieplnej, pomimo że zagwarantowano temperaturę 830°C , to jednak w rzeczywistych warunkach wygrzewania wsadu z próbkami udarnościovymi i wytrzymałościowymi nie przekroczył on temperatury $Ac_{1,2}$, wyznaczonej dylatometrycznie. Według H. Oleszyckiego [103], przy nagrzewaniu żeliwa sferoidalnego perlityczno-ferrytycznego, zawierającego $1,14\%$ Mn, temperatura $Ac_{1,2}$ znajduje się między 875 a 900°C , gdy tymczasem w badaniach dylatometrycznych temperatura ta wynosiła około 840°C .

W zasadzie dzięki niepełnej przemianie eutektoidalnej ujawniono mechanizm zarodkowania i wzrostu austenitu w czasie nawęglania osnowy ferrytycznej żeliwa sferoidalnego. W ramach prac własnych [50] wyjaśniono przyczynę niepełnej przemiany, przeprowadzając badania wpływu temperatury wygrzewania na stan osnowy żeliwa. Z badań tych wynika, że pełna przemiana eutektoidalna osnowy ferrytycznego żeliwa nastąpiła dopiero po wygrzewaniu w temperaturze 890°C , natomiast w perlitycznej osnowie żeliwa dokonała się w temperaturze 870°C . Badania te potwierdzają spostrzeżenia, według których w rzeczywistych warunkach obróbki cieplnej w piecach komorowych przemiana eutektoidalna realizuje się w wyższej temperaturze niż wynika to z badań dylatometrycznych.

W wyniku przemiany izotermicznej austenitu w zakresie bainitycznym po austenitowaniu w temperaturze $T_{\gamma} = 950^{\circ}\text{C}$ osnowa żeliwa sferoidalnego składa się, w zależności od temperatury i czasu przemiany izotermicznej, z ferrytu bainitycznego, fazy węglkowej, austenitu szczątkowego i obszarów austenityczno-martenzytycznych oraz martenzytu - w początkowym okresie wygrzewania. Udział austenitu szczątkowego, jego nasycenie węglem i substruktura zależą od parametrów przemiany izotermicznej. Najogólniej można przedstawić schemat struktury ziarn eutektycznych po austenitowaniu w temperaturze $T_{\gamma} = 950^{\circ}\text{C}$ (rys.66).

Taki skład strukturalny ziarn eutektycznych jest wynikiem procesu austenitowania, a w szczególności nasycenia osnowy węglem oraz przemiany izotermicznej austenitu w zakresie bainitycznym. Austenit żeliwa w temperaturze $T_{\gamma} = 950^{\circ}\text{C}$, przed przemianą izotermiczną, zawierał $C_{\gamma}^{\wedge} \approx 1,05\%$ węgla. Po przemianie izotermicznej, w zależności od parametrów, austenit szczątkowy zawiera maksymalną zawartość węgla C_{γ} , tj. około $2,0\%$. Przedłużenie czasu τ_{pi} sprzyja zmniejszaniu się udziału wysokowęglowego austenitu szczątkowego w osnowie.

Jak to stwierdzono w tezie niniejszej pracy, obecność w osnowie żeliwa obszarów austenityczno-martenzytycznych uważa się za szkodliwą. Przypisuje się im pogarszanie właściwości plastycznych (wydłużenia, udarności) oraz w mniejszym stopniu - właściwości wytrzymałościowych żeliwa sferoidalnego ADI.

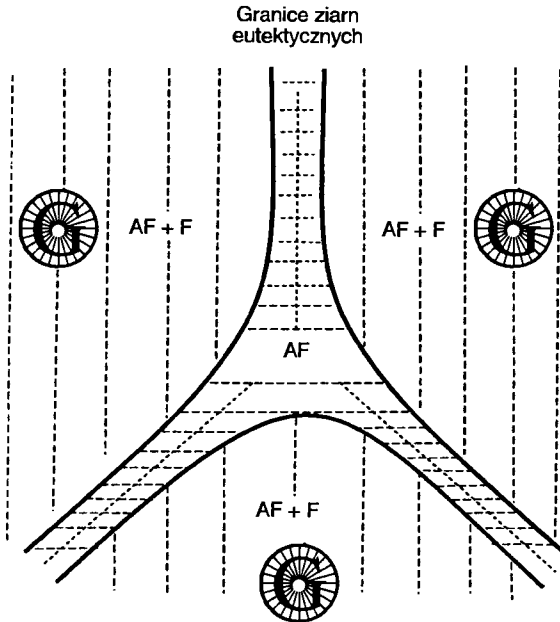


Rys. 66. Schemat struktury na styku trzech ziarn eutektycznych w żeliwie sferoidalnym hartowanym z przemianą izotermiczną z temperatury $T_\gamma = 950\text{ }^\circ\text{C}$. AF - ausferyt, Asz - austenit szczątkowy, G - grafit, M - martenzyt

W miarę obniżania temperatury austenitowania zawartość węgla C_γ^A w osnowie żeliwa maleje. W temperaturze $T_\gamma = 830\text{ }^\circ\text{C}$ austenit zawierał $C_\gamma^A \approx 0,65\%$ węgla. Przemiana izotermiczna austenitu utworzonego w temperaturze $T_\gamma = 830\text{ }^\circ\text{C}$, zawierającego mniej węgla niż austenit utworzony w temperaturze $T_\gamma = 950\text{ }^\circ\text{C}$, przyczynia się do tego, że w osnowie żeliwa występują: ferryt bainityczny oraz faza węglkowa, austenit szczątkowy i ewentualnie w początkowym okresie przemiany izotermicznej - martenzyt tetragonalny. W środku ziarn eutektycznych, a w szczególności między środkiem a granicą, tworzy się również wolny ferryt. Na rysunku 67 przedstawiono schemat struktury ziarn eutektycznych żeliwa wygrzewanego w temperaturze $T_\gamma = 830\text{ }^\circ\text{C}$. Z porównania rysunków 66 i 67 wynika, że w granicznych obszarach ziarn eutektycznych, zamiast struktury austenityczno-martenzytowej po austenitowaniu w temperaturze $T_\gamma = 950\text{ }^\circ\text{C}$, występuje struktura ferrytyczno-austenitowa. Natomiast w środku ziarn, obok ferrytu bainitycznego oraz fazy węglkowej i austenitu szczątkowego, występuje ferryt nieprzemieniony i ferryt przemieniony, który powstał z austenitu o mniejszej zawartości węgla.

Fizykochemiczny stan osnowy żeliwa sferoidalnego ADI został określony właściwościami fizycznymi faz γ i α (parametr sieci krystalicznej i wielkość ziarn), udziałem węgla w osnowie i fazie γ . Wszystkie te cechy kształtują substrukturę osnowy, co wywiera oczywisty wpływ na poziom właściwości wytrzymałościowych i plastycznych żeliwa. Na stan fizykochemiczny składników struktury oddziałuje temperatura i czas przemiany izotermicznej, a w mniejszym stopniu nasycenie austenitu przed przemianą. Temperatura austenitowania wpływa na udział austenitu szczątkowego w osnowie

żeliwa, a także na cząstkową zawartość węgla w austenicie szczątkowym C_Y^C i na cząstkową zawartość węgla w ferrycie bainitycznym, wraz z fazą węglkową, i martenzytcie ($C_B^C + C_M^C$).



Rys. 67. Schemat struktury na styku trzech ziarn eutektycznych w żeliwie sferoidalnym hartowanym z przemianą izotermiczną z temperatury $T_\gamma = 830^\circ\text{C}$. AF - ausferyt, F - ferryt, G - grafit

Badania dyfraktometryczne zglądów metalograficznych i przełomów próbek udarnościovych potwierdziły istnienie niejednorodności strukturalnej, wywołanej mikrosegregacją, w osnowie żeliwa sferoidalnego ADI. Z badań wynika stwierdzenie, że podstawowe składniki struktury osnowy żeliwa: ferryt bainityczny i austenit szczątkowy, pochodzące z reakcji bainitycznej, podlegają zjawisku mikrosegregacji, wyrażającemu się różnicami stężenia w nich węgla.

Z analizy badań dyfraktometrycznych wynika, że pękanie osnowy żeliwa sferoidalnego hartowanego ADI przebiega zasadniczo w przesyconym ferrycie bainitycznym, a w mniejszym stopniu w wysokowęglowym austenicie szczątkowym.

Za pomocą badań dyfraktometrycznych wyznaczano udział austenitu szczątkowego na zglądach metalograficznych i przełomach próbek udarnościovych. Na próbkach wytrzymałościowych wyznaczano udział austenitu szczątkowego tylko na zglądach metalograficznych

Udział austenitu szczątkowego V_γ w osnowie żeliwa sferoidalnego ADI jest zależny od temperatury austenitowania, temperatury i czasu przemiany izotermicznej. W miarę podwyższania temperatury T_γ udział austenitu szczątkowego w osnowie zwiększa się. Po hartowaniu z temperatury $T_\gamma = 950^\circ\text{C}$ na zglądach maksymalna wartość $V_\gamma \cong 45\%$, a z temperatury $T_\gamma = 830^\circ\text{C}$ - $V_\gamma \cong 35\%$. Zbliżone wartości V_γ wykazują próbki wytrzymałościowe. Zróżnicowany udział austenitu szczątkowego w osnowie żeliwa, austenitowanego

w temperaturze $T_\gamma = 950$ i 830 °C, wynika z zawartości węgla w austenicie przed jego przemianą izotermiczną. W osnowie proces austenitzowania w temperaturze $T_\gamma = 950$ °C doprowadza do wzbogacenia austenitu w węgiel do zawartości $C_\gamma^A = 1,05$ %, a w temperaturze $T_\gamma = 830$ °C - do $C_\gamma^A = 0,65$ %. Wzbogacenie osnowy żeliwa węglem sprawia, że zwiększa się trwałość przechłodzonego austenitu podczas izotermicznej przemiany bainitycznej i zmienia się jej kinetyka.

Wyrzwanie w zakresie temperatury $T_{pi} = 400 \div 350$ °C doprowadziło do największego udziału austenitu szczątkowego. W zakresie temperatury $T_{pi} = 300 \div 250$ °C wartości V_γ są zdecydowanie mniejsze. Wynika to z kinetyki rozpadu austenitu przechłodzonego w górnym i dolnym zakresie izotermicznej przemiany bainitycznej.

Efektem badań dyfrakcyjnych jest wykazanie wyraźnej różnicy udziału austenitu szczątkowego na zglądach i przełomach próbek udarnościowych żeliwa. Wartości V_γ na przełomach są kilkakrotnie mniejsze niż na zglądach. Próbkki udarnościowe austenitzowane w temperaturze $T_\gamma = 950$ °C zawierają na powierzchni zglądu $16,4 \div 45,1$ % austenitu szczątkowego, a na przełomach - $3,4 \div 17,2$ %. Natomiast po wygrzewaniu w temperaturze $T_\gamma = 830$ °C na powierzchni zglądu znajduje się $8,6 \div 35,4$ % austenitu szczątkowego, a na przełomach - $3,1 \div 12,9$ %. Stwierdzone różnice są spowodowane mechanizmem pęknięcia ferrytyczno-austenitycznej osnowy żeliwa podczas udarowego zginania.

Na parametr sieci krystalicznej austenitu szczątkowego a_γ i związane w nim stężenie węgla C_γ nie oddziałuje znacząco temperatura austenitzowania przy hartowaniu z przemianą izotermiczną. Na ogół temperatura T_{pi} w zakresie przemiany w górny bainit, w przyjętym do badań okresie czasu τ_{pi} , nie wpływa zasadniczo na parametr a_γ i stężenie węgla C_γ , wyznaczone na zglądach metalograficznych. Jednakże w zakresie przemiany w dolny bainit wartości a_γ i C_γ wyraźnie się różnią. W miarę przedłużenia czasu τ_{pi} przemiany izotermicznej parametr sieci krystalicznej fazy γ i stężenie w niej węgla ciągle się zwiększają.

Wartości wielkości a_γ i C_γ wyznaczone na przełomach próbek udarności wskazują, że ich rozpiętość, w przyjętym do badań przedziale czasu τ_{pi} i zakresie temperatury, jest większa niż na zglądach tych próbek. Po porównaniu wartości tych dwóch wielkości na zglądach i przełomach można uznać, że na ogół w poszczególnych warunkach przemiany są one większe na przełomie, z wyjątkiem temperatury $T_\gamma = 950$ °C i temperatury $T_{pi} = 250$ °C. Stanowi to dowód, że w osnowie żeliwa, w ziarnach eutektycznych austenit szczątkowy nie jest jednorodny pod względem stężenia w nim węgla, ponieważ płaszczyzna rozdziału na przełomie przebiega w pakiecie ferrytyczno-austenitycznym, przez bloki, ziarna lub płytki, charakteryzujące się większym stężeniem węgla. Natomiast austenit szczątkowy na powierzchni zglądu odznacza się mniejszą zawartością węgla. W austenicie szczątkowym na przełomach próbek udarnościowych po przemianie w czasie $\tau_{pi} = 240$ min, w przyjętym do badań zakresie temperatury $T_{pi} = 400 \div 250$ °C, stężenie węgla zawiera się w przedziale $1,25 \div 2,03$ %, a na zglądzie - $1,22 \div 1,66$ %.

Niniejsze stwierdzenia potwierdzają spostrzeżenia, dotyczące niejednorodności stężenia węgla w austenicie szczątkowym na przekroju ziarn eutektycznych częściowo przedstawione w badaniach mikroskopowych.

Austenit szczątkowy przełomów próbek z początkowego okresu przemiany, po austenitzowaniu w temperaturze $T_\gamma = 950$ °C, wykazuje małe wartości C_γ , co świadczy, że ich płaszczyzny rozdziału mogą częściowo przebiegać przez obszary austenitczno-martenzytyczne na granicy ziarn eutektycznych. Austenit ten w początkowym okresie przemiany, jak wynika to z jej mechanizmu w ziarnach eutektycznych, nie bierze

udziału w reakcji (2) stadium I. Dlatego nie mógł się on wzbogacić w węgiel. Należy więc przyjąć, zgodnie z zastosowaną techniką badawczą, że wartości C_γ w zasadzie przedstawiają uśrednione stężenie węgla w analizowanym, wybranym losowo, obszarze osnowy.

Wyniki badania stężenia węgla w austenicie szczątkowym C_γ na powierzchni przełomów próbek udarnościowych świadczą, że podczas izotermicznej przemiany niektóre płytki austenitu, znajdujące się w pakiecie między igłami ferrytycznymi, mogą maksymalnie wzbogacić się w węgiel prawie dwu- ($T_\gamma = 950^\circ\text{C}$) lub trzykrotnie ($T_\gamma = 830^\circ\text{C}$) w stosunku do zawartości węgla podczas austenitzowania.

Austenit szczątkowy badany na zglądach metalograficznych, tworzący się podczas wytrzymywania żeliwa sferoidalnego w przyjętym do badań zakresie temperatury $T_{pi} = 400 \div 250^\circ\text{C}$, wykazuje zmienną cząstkową zawartość węgla C_γ^C , zależną od temperatury austenitzowania oraz parametrów przemiany izotermicznej. Maksymalne wartości $C_\gamma^C = 0,62 \div 0,69\%$ C charakteryzują austenit szczątkowy, powstały po wygrzewaniu w zakresie przemiany w górny bainit w temperaturze $T_{pi} = 400^\circ\text{C}$ i po austenitzowaniu w temperaturze $T_\gamma = 950^\circ\text{C}$, a minimalne wartości $C_\gamma^C = 0,20 \div 0,30\%$ - po wygrzewaniu w zakresie dolnego bainitu ($T_{pi} = 250^\circ\text{C}$). Podobnym zmianom ulega cząstkowa zawartość węgla w austenicie szczątkowym w żeliwie hartowanym z temperatury $T_\gamma = 830^\circ\text{C}$, przy czym wartości C_γ^C wynoszą odpowiednio: $0,46 \div 0,52\%$ C i $0,12 \div 0,14\%$ C. Przedłużenie czasu τ_{pi} przyczynia się do zmniejszenia cząstkowej zawartości węgla w austenicie szczątkowym w osnowie żeliwa.

Na przełomach próbek udarnościowych hartowanych z temperatury $T_\gamma = 950^\circ\text{C}$, cząstkowa zawartość węgla w austenicie szczątkowym C_γ^C zawiera się w przedziale $0,05 \div 0,25\%$ C, a próbek hartowanych z temperatury $T_\gamma = 830^\circ\text{C}$ w przedziale $0,04 \div 0,15\%$ C. Wpływ temperatury austenitzowania na wartość C_γ^C nie jest tak znaczący jak dla zglądów metalograficznych. Podobne stwierdzenie można odnieść do temperatury T_{pi} i czasu τ_{pi} przy hartowaniu z temperatury $T_\gamma = 950^\circ\text{C}$, natomiast dla temperatury $T_\gamma = 830^\circ\text{C}$ wpływ parametrów przemiany izotermicznej, przyjętych do badań, na wartość C_γ^C należy uznać za nieznaczący. Na podstawie porównań można uważać, że pękanie w osnowie żeliwa sferoidalnego ADI przebiega w szczególności przez ziarna przesyconego ferrytu bainitycznego.

Większe wartości C_γ^C po hartowaniu z temperatury $T_\gamma = 950^\circ\text{C}$, zwłaszcza w zakresie temperatury $T_{pi} = 400 \div 300^\circ\text{C}$, świadczą o przebiegu pęknięcia żeliwa przez graniczne obszary ziarn eutektycznych, w których stężenie węgla w austenicie jest nieco większe od równowagowej zawartości węgla w osnowie żeliwa z uwzględnieniem występującej mikrosegregacji. Martenzyt obecny w tych obszarach inicjuje pękanie.

Z badań wynika, że wzrost temperatury austenitzowania przyczynia się do zwiększenia cząstkowej zawartości węgla bainitu i martenzytu w osnowie żeliwa sferoidalnego ADI, mimo że w miarę przedłużenia czasu τ_{pi} maleje udział martenzytu w osnowie.

Maksymalne wartości $C_B^C + C_M^C$ należą do przedziału $0,75 \div 0,85\%$ C na zglądach próbek hartowanych z przemianą izotermiczną w temperaturze $T_{pi} = 400^\circ\text{C}$. Można zatem wprost stwierdzić, że w miarę obniżania temperatury T_{pi} ta cząstkowa zawartość węgla się zwiększa. Oddziaływanie czasu τ_{pi} jest różne. W przypadku temperatury $T_\gamma = 950^\circ\text{C}$ prze-

dłużenie czasu τ_{pi} zwiększa wartości $C_B^C + C_M^C$, ale w przypadku temperatury $T_\gamma = 830^\circ\text{C}$ są one zdecydowanie mniejsze. Przedłużenie czasu τ_{pi} , po austenityzowaniu w tej temperaturze, nie wpływa na cząstkową zawartość węgla w bainicie i martenzycie, za wyjątkiem temperatury $T_{pi} = 400^\circ\text{C}$. Maksymalne wartości $C_B^C + C_M^C$ w temperaturze $T_{pi} = 250^\circ\text{C}$ należą do przedziału $0,51 \div 0,53\%$ C, a minimalne dla temperatury $T_{pi} = 400^\circ\text{C}$ - $0,10 \div 0,28\%$ C. Zwiększenie tych wartości w miarę przedłużania czasu wygrzewania jest spowodowane rozpadem wysokowęglowego austenitu, według reakcji bainitycznej (3), na fazę węglkową i ferryt. Ten fakt jest dobrze zauważalny po hartowaniu z temperatury $T_\gamma = 950^\circ\text{C}$ i wygrzewaniu w zakresie górnego i dolnego bainitu po przekroczeniu czasu $\tau_{pi} = 120$ min.

Gdy izotermiczna przemiana przechłodzonego austenitu postępuje w ziarnach eutektycznych, w ich obszarach środkowych może lub już rozpada się wysokowęglowy austenit, znajdujący się między igłami, płytkami ferrytu bainitycznego. Węgiel pochodzący z tego samego austenitu przemieszcza się najpierw do zarodków, a później do rosnącej fazy węglkowej. W ten sposób następuje zwiększenie zawartości węgla w dwufazowym bainicie, przy malejącym udziale austenitu szczątkowego w osnowie żeliwa.

W początkowym okresie przemiany izotermicznej, w niższym zakresie T_{pi} , cząstkowa zawartość węgla ($C_B^C + C_M^C$) w zasadzie dotyczy dolnego bainitu i martenzytu, a w wyższym zakresie T_{pi} - ferrytu bainitycznego i ewentualnie fazy węglkowej oraz martenzytu. W miarę przedłużania czasu udział martenzytu, o znacznej zawartości węgla, maleje i dlatego cząstkowa zawartość węgla przy wydłużonych czasach przemiany (stadium II) dotyczy w zasadzie tylko dolnego i górnego bainitu, zależnie od zakresu T_{pi} .

Cząstkowa zawartość węgla $C_B^C + C_M^C$ na przełomach próbek udarnościowych jest w istotnym stopniu zależna od temperatury T_{pi} , a nieznacznie - od czasu τ_{pi} . Po hartowaniu z temperatury $T_\gamma = 950^\circ\text{C}$, temperatury $T_{pi} = 400 \div 350^\circ\text{C}$ analizowane wartości znajdują się w przedziale $0,82 \div 0,99\%$ C, a z zakresu temperatury $T_{pi} = 300 \div 250^\circ\text{C}$ - $0,92 \div 1,05\%$ C. Po hartowaniu z temperatury $T_\gamma = 830^\circ\text{C}$ i wygrzewaniu w całym zakresie temperatury, przyjętym do badań, wartości zawarte są w przedziale $0,50 \div 0,61\%$ C. W początkowym okresie przemiany martenzyt i bainit, a później tylko bainit, w osnowie żeliwa sferoidalnego zawierają bardzo dużo węgla. Suma wartości $C_B^C + C_M^C$ jest bliska równowagowej zawartości węgla w osnowie po austenityzowaniu. Dlatego można uznać, że przełom w osnowie żeliwa sferoidalnego ADI w próbkach po przemianie o małej wartości τ_{pi} przebiega w zasadzie przez martenzyt i ferryt bainityczny. Natomiast po długim czasie przemiany, przebiega on przez ferryt bainityczny.

Na wielkość ziarn austenitu szczątkowego, wyznaczoną na zglądach metalograficznych próbek udarnościowych (z połówkowej szerokości linii interferencyjnej fazy γ uzyskanej na dyfraktometrze i wzorów), nie wpływa temperatura austenityzowania. W miarę obniżania temperatury przemiany izotermicznej, ziarna austenitu zmniejszają się z około 30 nm do około 12 nm. Przedłużenie czasu przemiany izotermicznej powoduje zwiększenie ziarn.

Badanie wielkości ziarn austenitu szczątkowego na przełomach próbek udarnościowych wykazało, że wpływ temperatury austenityzowania oraz temperatury i czasu przemiany izotermicznej jest podobny do wpływu tych parametrów na kształtowanie ziarn austenitu na powierzchni zglądów, choć jest on mniej wyrazisty. Wymiary ziarn są znacząco mniejsze: D_γ zawiera się w przedziale $7,5 \div 20$ nm.

Analiza wielkości ziarn austenitu szczątkowego na zglądach i przełomach próbek udarnościowych pozwala domniemywać, że pękanie przy udarowym zginaniu przebiegało po granicach bloków i ziarn wysokowęglowego austenitu szczątkowego w bardziej ograniczonym zakresie niż w pozostałych składnikach struktury osnowy żeliwa, chociaż bloki i ziarna na przełomach wykazują się mniejszą wielkością niż na powierzchniach zglądów.

Okoliczności te świadczą o bardzo złożonym mechanizmie pęknięcia osnowy żeliwa, nie dającym się wyjaśnić za pomocą prostego schematu zbliżonego do schematu pęknięcia stali. Jest jednak prawdopodobne, że u podstawy tego oddziaływania leży odkształcenie plastyczne w warstwie przypowierzchniowej przełomów, aczkolwiek nie zostało to dotychczas jednoznacznie wyjaśnione. Można jednak ogólnie stwierdzić, że zgniot powierzchniowy jest zależny w znacznym stopniu od pracy uderzenia przy udarowym zginaniu. Temperatura zarówno austenitzowania, jak i wygrzewania nie wpływają na parametr sieci krystalicznej fazy α , znajdującej się na powierzchni zglądów i przełomach próbek udarnościowych, za wyjątkiem przełomów próbek hartowanych z temperatury $T_\gamma = 950^\circ\text{C}$ przy przedłużonym okresie przemiany. Parametr $a_{\alpha\gamma}$ w przyjętych do badań warunkach hartowania z przemianą izotermiczną, zawiera się w przedziale $0,2860 \div 0,2867$ nm. Na przełomach próbek hartowanych z temperatury $T_\gamma = 950^\circ\text{C}$, parametr a_α ma wartości w przedziale $0,2851 \div 0,2877$ nm. Porównanie wartości a_α z parametrem ferrytu zawierającego 2,57 % Si ($a_\alpha = 0,2856$ nm) daje podstawę do stwierdzenia, że utworzony podczas przemiany izotermicznej ferryt bainityczny jest przesycony węglem. Jednak nie decydują o tym zasadniczo parametry hartowania.

Jak wykazały badania, pękanie próbek żeliwa sferoidalnego hartowanego z temperatury $T_\gamma = 950^\circ\text{C}$ przebiega po blokach i ziarnach ferrytu bainitycznego o zróżnicowanym stężeniu węgla. Faktu takiego nie obserwuje się na przełomach próbek po wygrzewaniu w temperaturze $T_\gamma = 830^\circ\text{C}$, w których czynnik przesylenia węglem nie odgrywa decydującej roli. Podobne oddziaływanie czynnika wzbogacenia węglem zaobserwowano w austenicie szczątkowym tych samych próbek.

Wielkość ziarn ferrytu bainitycznego w osnowie żeliwa sferoidalnego ADI, w dużo większym stopniu zależy od temperatury przemiany izotermicznej niż od jej czasu i temperatury austenitzowania. Na zglądach metalograficznych próbek, hartowanych z przemianą izotermiczną z temperatury $T_\gamma = 950^\circ\text{C}$, wartości D_α zawierają się w przedziale $9 \div 27$ nm, a w przypadku temperatury $T_\gamma = 830^\circ\text{C}$ - w przedziale $18 \div 26$ nm. Obserwuje się określone, chociaż wyraźne różnice wielkości ziarn, przede wszystkim po wytrzymywaniu w zakresie temperatury $T_{pi} = 400 \div 350^\circ\text{C}$. Jeśli chodzi o wpływ temperatury przemiany izotermicznej, to im jest ona niższa, tym mniejsze są ziarna, za wyjątkiem temperatury $T_{pi} = 300$ i 250°C po austenitzowaniu w temperaturze $T_\gamma = 830^\circ\text{C}$. Fakt ten może być spowodowany udziałem wolnego ferrytu w osnowie żeliwa.

Na przełomach próbek udarnościowych hartowanych z temperatury $T_\gamma = 950^\circ\text{C}$ wartości $D_\alpha = 7,6 \div 19,0$ nm, a w przypadku temperatury $T_\gamma = 830^\circ\text{C}$ - $D_\alpha = 13,4 \div 21,4$ nm. Mimo znaczącej różnicy wartości temperatury T_γ , ziarna ferrytu bainitycznego nie wykazują zdecydowanych zmian wielkości. W przypadku tych samych próbek żeliwa ziarna ferrytu na przełomach są mniejsze niż ziarna ferrytu na zglądach metalograficznych. Taka zależność wielkości ziarn ferrytu bainitycznego od parametrów hartowania z przemianą izotermiczną jest podobna do zależności wielkości ziarn austenitu szczątkowego od tych samych czynników. Mniejsze ziarna fazy α i γ na przełomie próbek udarnościowych są najprawdopodobniej skutkiem odkształcenia plastycznego warstw powierzchniowych, powstałego przy próbie udarowego zginania.

3.3.2. Mikrosegregacja pierwiastków chemicznych w żeliwie sferoidalnym ADI

3.3.2.1. Rozmieszczenie pierwiastków chemicznych w osnowie żeliwa

Wyniki mikroanalizy pierwiastków chemicznych (Si, Mn, P) próbki ferrytyzowanej, próbki hartowanej martenzytycznie i próbek hartowanych z przemianą izotermiczną przedstawiono w tabelach 6 i 7. Hartowaniu martenzytycznemu poddano ferrytyczne żeliwo sferoidalne. Z danych zawartych w obu tabelach można najogólniej wnioskować, że rozmieszczenie analizowanych pierwiastków chemicznych w ziarnach eutektycznych żeliwa sferoidalnego nie odbiega od wyrażanych dotychczas poglądów.

W osnowie metalowej żeliwa wyjściowego, składającej się z ferrytu, największa zawartość krzemu znajduje się w środku ziarn eutektycznych - przy wydzieleniach grafitu, a najmniejsza na ich granicach. Mangan, pierwiastek węglilotwórczy, jest skoncentrowany na granicy ziarn eutektycznych, a w ich środku, przy wydzieleniach grafitu, jest go czterokrotnie mniej. Rozmieszczenie fosforu jest podobne do rozmieszczenia manganu, gdyż jego największa zawartość występuje na granicy ziarn eutektycznych.

W martenzytycznej strukturze żeliwa sferoidalnego rozmieszczenie pierwiastków chemicznych w obszarze ziarn eutektycznych jest podobne do rozmieszczenia w żeliwie ferrytycznym. W martenzytycznym żeliwie, powstałym po hartowaniu z temperatury $T_{\gamma} = 950^{\circ}\text{C}$, zawartość krzemu w środku i na granicy ziarn eutektycznych zasadniczo nie różni się od jego zawartości w żeliwie ferrytycznym. Podobnie jest z manganem i fosforem. Hartowanie martenzytyczne z temperatury $T_{\gamma} = 830^{\circ}\text{C}$ również nie spowodowało zdecydowanej zmiany w charakterze rozmieszczenia pierwiastków.

Analizując linie wykresowe rozmieszczenia pierwiastków chemicznych w próbkach hartowanych martenzytycznie z temperatury $T_{\gamma} = 950$ i 830°C , stwierdzono, że ich przebieg jest zróżnicowany, szczególnie w środkowym obszarze (między wydzieleniami grafitu a granicą) ziarn. Zazwyczaj „wahania” linii wykresowej rozmieszczenia krzemu w próbce hartowanej z temperatury $T_{\gamma} = 950^{\circ}\text{C}$ zawierają się w przedziale zawartości $0,3 \div 0,4\%$, natomiast w próbce hartowanej z temperatury $T_{\gamma} = 830^{\circ}\text{C}$, w niektórych miejscach, linie te „wahają” się w przedziale zawartości $0,45 \div 1,05\%$. Podobnie jest z linią wykresową manganu, gdy w miejscu ekstremum zawartości krzemu występuje jej obniżenie niekiedy o $0,25\%$. Takie zróżnicowanie wynika z procesu austenitizowania, a głównie z obecności w strukturze wolnego ferrytu.

W niniejszej pracy, mimo że użyto do badań ferrytyzowanego żeliwa sferoidalnego, w zawartości analizowanych pierwiastków w próbkach hartowanych z przemianą izotermiczną nie ma znaczącego zróżnicowania w ich rozmieszczeniu na odcinkach łączących przeciwległe kulki grafitu, między którymi przebiega granica ziarn eutektycznych.

Z uwagi na maksymalny czas $\tau_{pi} = 240$ min przemiany izotermicznej, przyjęty w niniejszych badaniach, ograniczono się więc do analizy wpływu temperatury austenitizowania. W związku z tym liczono średnie arytmetyczne zawartości pierwiastków dla hartowania z przemianą izotermiczną z temperatury $T_{\gamma} = 950$ i 830°C , a także odchylenia standardowe (tab. 6 i 7).

Porównując średnie arytmetyczne zawartości pierwiastków chemicznych żeliwa hartowanego z przemianą izotermiczną z temperatury $T_{\gamma} = 950^{\circ}\text{C}$ z zawartością pierwiastków w żeliwie hartowanym martenzytycznie z tej temperatury, można zauważyć, że wartości liczbowe ich zawartości mieszczą się w granicy odchylenia standardowego (tabela 6 poz.40÷42). Ausferrytyczna osnowa żeliwa, podobnie jak osnowa martenzytyczna, nie ma znaczącego zróżnicowania w rozmieszczeniu krzemu, manganu i fosforu.

Tabela 6. Zawartość krzemu, manganu i fosforu w ziarnach eutektycznych żeliwa ADI hartowanego z temperatury $T_{\gamma} = 950^{\circ}\text{C}$

Lp.	Parametry przemiany izotermicznej		Pierwiastek	Długość analiz. odcinka, μm	Zawartość pierwiastka w obszarze ziarn eutektycznych, %		
	$T_{\text{pi}}, ^{\circ}\text{C}$	$\tau_{\text{pi}}, \text{min}$			w środku przy wydzieleniach grafitu ¹⁾	w 1/2 odległości między środkiem a granicą ¹⁾	na granicy
1.	Wyżarzanie ferrytyzujące		Si	220	2,4/1,25	1,7/1,75	1,1
2.			Mn		0,2/0,2	0,35/0,15	0,8
3.			P		0	0,05	0,1
4.	Hartowanie martenzytyczne		Si	220	2,1/2,3	2,0/1,7	1,03
5.			Mn		0,2/0,2	0,35/0,52	0,9
6.			P		0,01/0,01	0,1/0,11	0,17
7.	400	15	Si	190	2,4/2,25	2,1/1,72	1,2
8.			Mn		0,2/0,2	0,38/0,5	0,9
9.			P		0/0	0,11/0,11	0,2
10.	400	60	Si	220	2,1/1,88	1,23/1,8	0,8
11.			Mn		0,26/0,2	0,67/0,29	1,2
12.			P		0,06/0	0,17/0,05	0,3
13.	400	240	Si	205	2,0/1,85	1,19/1,41	0,9
14.			Mn		0,2/0,14	0,5/0,56	0,8
15.			P		0/0,05	0,15/0,15	0,3
16.	350	15	Si	170	2,3/1,9	1,84/1,9	1,0
17.			Mn		0,3/0,3	0,45/0,26	0,7
18.			P		0,02/0	0,1/0,02	0,1
19.	350	60	Si	160	2,0/2,2	1,8/1,8	1,1
20.			Mn		0,2/0,26	0,48/0,39	0,8
21.			P		0/0	0,08/0,06	0,16
22.	350	240	Si	160	2,1/2,1	1,9/1,8	1,1
23.			Mn		0,2/0,2	0,26/0,34	0,8
24.			P		0/0	0,04/0,03	0,18
25.	300	15	Si	240	2,2/1,8	1,7/2,0	1,0
26.			Mn		0,2/0,26	0,4/0,27	1,0
27.			P		0	0,03/0,03	0,1
28.	300	60	Si	180	1,5/1,8	1,52/1,73	1,1
29.			Mn		0,1/0,1	0,22/0,26	0,6
30.			P		0	0/0	0,1
31.	300	240	Si	110	2,0/2,3	1,7/1,5	1,5
32.			Mn		0,2/0,2	0,37/0,34	0,6
33.			P		0	0	0,1
34.	250	60	Si	190	1,9/2,5	1,95/1,75	1,0
35.			Mn		0,2/0,2	0,3/0,4	0,9
36.			P		0	0,13/0,08	0,2
37.	250	240	Si	150	1,8/1,55	1,4/1,6	0,8
38.			Mn		0,32/0,26	0,46/0,3	1,0
39.			P		0,03/0,01	0,08/0,03	0,1
40.	Odchylenie standardowe		Si	-	0,24/0,27	0,29/0,16	0,19
41.			Mn		0,08/0,07	0,12/0,1	0,17
42.			P		0,02/0,01	0,06/0,05	0,08
43.	Średnia arytmetyczna poz. 7 ÷ 39		Si	-	2,0/2,01	1,68/1,73	1,04
44.			Mn		0,21/0,22	0,41/0,35	0,85
45.			P		0,01/0,01	0,08/0,05	0,16

¹⁾ zawartość pierwiastka przy pierwszym i drugim wydzieleniu grafitu

Tabela 7. Zawartość krzemu, manganu i fosforu w ziarnach eutektycznych żeliwa ADI hartowanego z temperatury $T_{\gamma} = 830^{\circ}\text{C}$

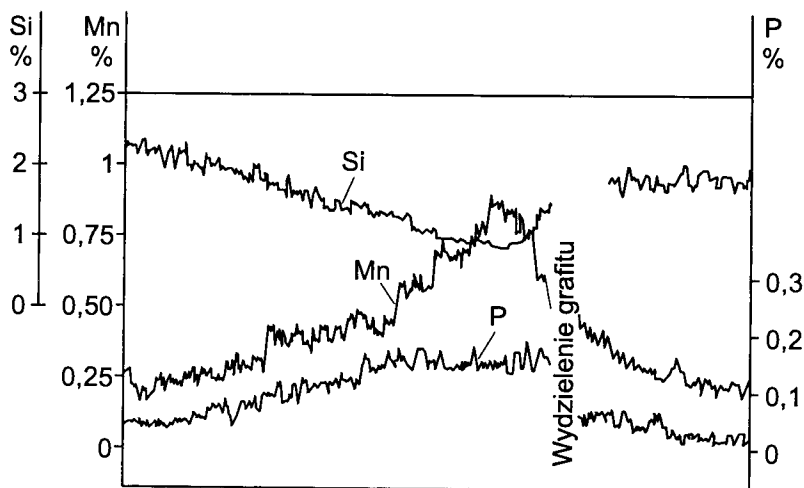
Lp.	Parametry przemiany izotermicznej		Pierwiastek	Długość analiz. odcinka, μm	Zawartość pierwiastka w obszarze ziarn eutektycznych, %		
	T_{pp}^{p} , $^{\circ}\text{C}$	T_{pp}^{m} , min			w środku przy wydzieleniach grafitu ¹⁾	w 1/2 odległości między środkiem a granicą ¹⁾	na granicy
1.	Hartowanie		Si	310	1,62/1,91	1,54/2,58	1,1
2.	martenzytyczne		Mn		0,35/0,17	0,42/0,13	0,7
3.			P		0	0,03/0,01	0,2
4.	400	15	Si	220	3,0/2,28	2,57/1,99	1,2
5.			Mn		0,2/0,2	0,23/0,46	0,8
6.			P		0	0,02/0,07	0,1
7.	400	60	Si	160	1,77/2,5	2,18/2,09	1,2
8.			Mn		0,1/0,11	0,24/0,24	0,8
9.			P		0/0,1	0,15/0,15	0,1
10.	400	240	Si	108	1,75/2,18	1,45/1,96	0,8
11.			Mn		0,12/0,2	0,47/0,29	1,0
12.			P		0	0,05/0,04	0,1
13.	350	15	Si	198	1,67/2,4	1,44/1,67	1,06
14.			Mn		0,2/0,28	0,4/0,36	0,8
15.			P		0	0,07/0,02	0,1
16.	350	60	Si	124	1,96/2,04	2,12/1,44	1,4
17.			Mn		0,23/0,26	0,26/0,48	0,6
18.			P		0	0,07/0,07	0,1
19.	350	240	Si	208	1,87/2,48	2,48/2,0	1,18
20.			Mn		0,4/0,17	0,1/0,53	1,0
21.			P		0	0,04/0,04	0
22.	300	15	Si	260	2,6/1,6	1,6/1,54	0,8
23.			Mn		0,18/0,18	0,32/0,26	1,1
24.			P		0,04/0	0,04/0,06	0,3
25.	300	60	Si	298	1,54/1,92	1,24/1,77	1,16
26.			Mn		0,35/0,2	0,84/0,21	0,86
27.			P		0,02/0	0,19/0	0,5
28.	300	240	Si	310	1,55/1,07	1,83/1,16	0,5
29.			Mn		0,2/0,2	0,27/0,26	0,9
30.			P		0	0,2/0	0,3
31.	300	240	Si	280	2,2/1,71	2,2/2,0	0,7
32.			Mn		0,1/0,13	0,41/0,14	1,1
33.			P		0	0/0,16	0,4
34.	250	15	Si	165	1,88/2,6	2,6/2,15	0,7
35.			Mn		0,18/0,1	0,1/0,3	1,1
36.			P		0	0,15/0,02	0,28
37.	250	60	Si	260	2,5/2,38	2,26/1,77	0,74
38.			Mn		0,1/0,12	0,25/0,22	1,0
39.			P		0/0,07	0,05/0,13	0,2
40.	250	240	Si	240	2,03/3,2	2,44/2,51	1,2
41.			Mn		0,12/0,12	0,1/0,17	0,7
42.			P		0/0,05	0,06/0,02	0,1
43.	Odchylenie standardowe		Si	-	0,44/0,53	0,47/0,35	0,28
44.			Mn		0,09/0,06	0,20/0,12	0,16
45.			P		0,03/0,03	0,07/0,06	0,15
46.	Średnia arytmetyczna poz. 4 ÷ 42		Si	-	2,02/2,18	2,03/1,85	0,97
47.			Mn		0,19/0,21	0,31/0,30	0,90
48.			P		0,01/0,02	0,08/0,06	0,20

¹⁾ zawartość pierwiastka przy pierwszym i drugim wydzieleniu grafitu

Rozmieszczenie Si, Mn i P w osnowie martenzytycznej żeliwa sferoidalnego przedstawia rysunek 68. Stężenie Si, Mn i P, w porównaniu z zawartością tych pierwiastków po wyżarzaniu ferrytyzującym, jest zróżnicowane. Stężenie krzemu w granicznym obszarze nie uległo istotnym zmianom, natomiast przy wydzieleniach grafitu zmniejszyło się, a w obszarze między wydzieleniami grafitu i granicą ziarna zwiększyło się. Zawartość manganu po hartowaniu martenzytycznym przy wydzieleniu grafitu nie zmieniła się, lecz zwiększyła się między wydzieleniami grafitu a granicą oraz na granicy ziarn eutektycznych. Podobnie zachowuje się fosfor.

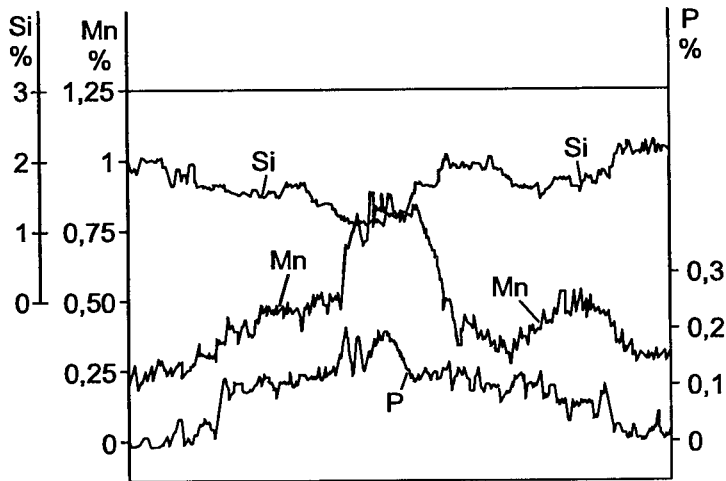
W granicznych obszarach ziarn eutektycznych, po hartowaniu z temperatury $T_\gamma = 950\text{ }^\circ\text{C}$ i przemianie izotermicznej w temperaturze $T_{pi} = 400\text{ }^\circ\text{C}$, występuje struktura austenityczno-martenzytyczna, cechująca się mniejszą zawartością krzemu i większą zawartością manganu i fosforu. Pojedyncze ziarna austenitu szczątkowego zawierają więcej manganu, a mniej krzemu niż sąsiadujący z nimi pakiet ausferrytyczny (rys.69).

Hartowanie martenzytyczne z temperatury $T_\gamma = 830\text{ }^\circ\text{C}$ zmienia zawartość krzemu, manganu i fosforu w obszarze ziarn eutektycznych wyjściowego żeliwa sferoidalnego. W środku, przy wydzieleniach grafitu, między środkiem a granicą ziarn, zawartość krzemu jest mniejsza. Zawartość manganu natomiast jest większa między wydzieleniami grafitu a granicą ziarn eutektycznych, przy granicy jest ona nieznacznie mniejsza. Zawartość fosforu zaś między wydzieleniami grafitu a granicą jest mniejsza, a większa przy granicy ziarn (rys.70).

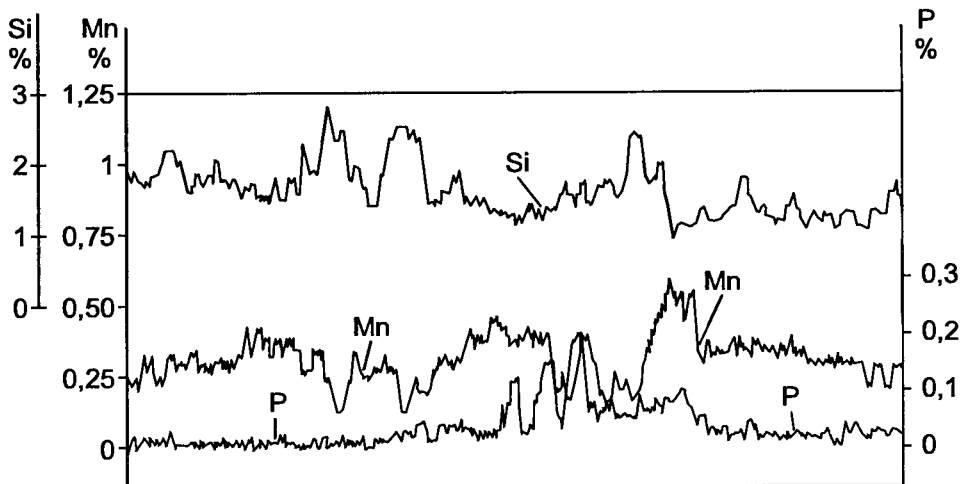


Rys.68. Rozmieszczenie krzemu, manganu i fosforu w żeliwie sferoidalnym hartowanym martenzytycznie z temperatury $T_\gamma = 950\text{ }^\circ\text{C}$

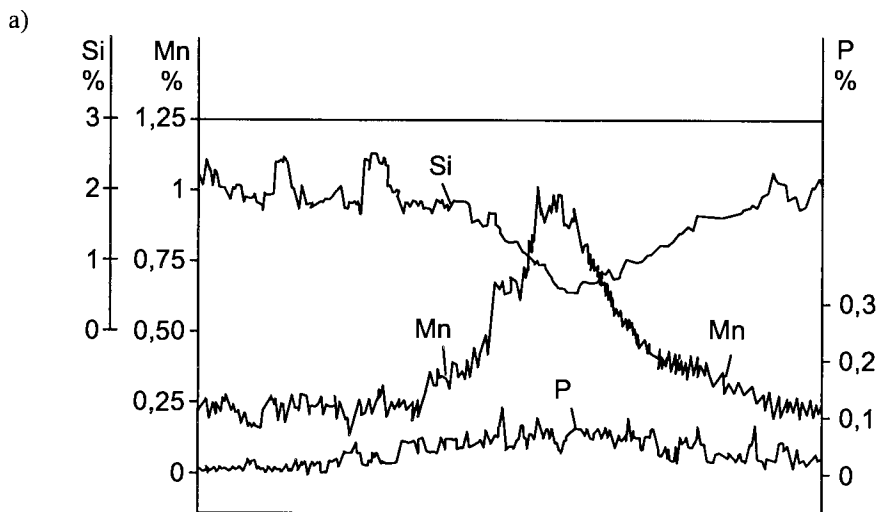
W żeliwie sferoidalnym, hartowanym z temperatury $T_\gamma = 830\text{ }^\circ\text{C}$ i wygrzewanym w temperaturze $T_{pi} = 400\text{ }^\circ\text{C}$ w czasie $\tau_{pi} = 240\text{ min}$, w granicznych obszarach ziarn eutektycznych występuje ausferyt. W tych właśnie obszarach zawartość krzemu jest mniejsza o 0,8 %, a manganu większa o 1,0 % (rys.71a). Trawienie w gorącym pikrynianie sodowym ujawnia również, obok struktury, rozmieszczenie krzemu, barwiąc obszary wokół wydzieleni grafitu na ciemny brąz. W porównaniu z linią wykresową Si i obrazem mikrostruktury obszary te są dobrze widoczne na rysunku 71b.



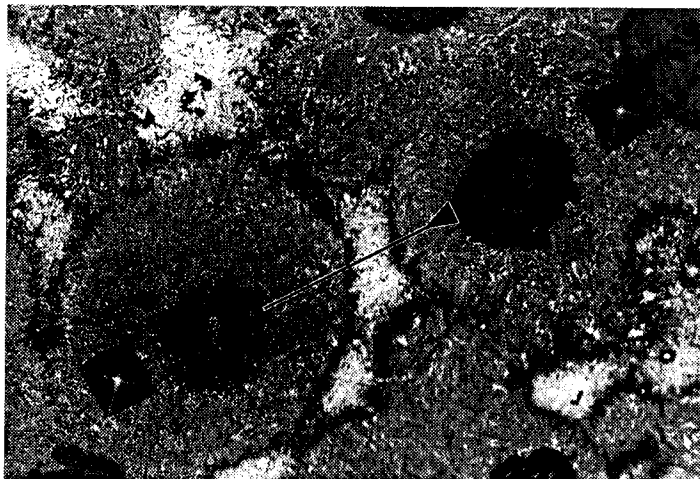
Rys.69. Zawartość krzemu, manganu i fosforu między wydzieleniami grafitu w żeliwie sferoidalnym hartowanym z temperatury $T_{\gamma} = 950^{\circ}\text{C}$ i wygrzewanym w temperaturze $T_{\text{pi}} = 400^{\circ}\text{C}$ w czasie $\tau_{\text{pi}} = 15 \text{ min}$



Rys.70. Rozmieszczenie krzemu, manganu i fosforu w żeliwie sferoidalnym hartowanym martenzytycznie z temperatury $T_{\gamma} = 830^{\circ}\text{C}$

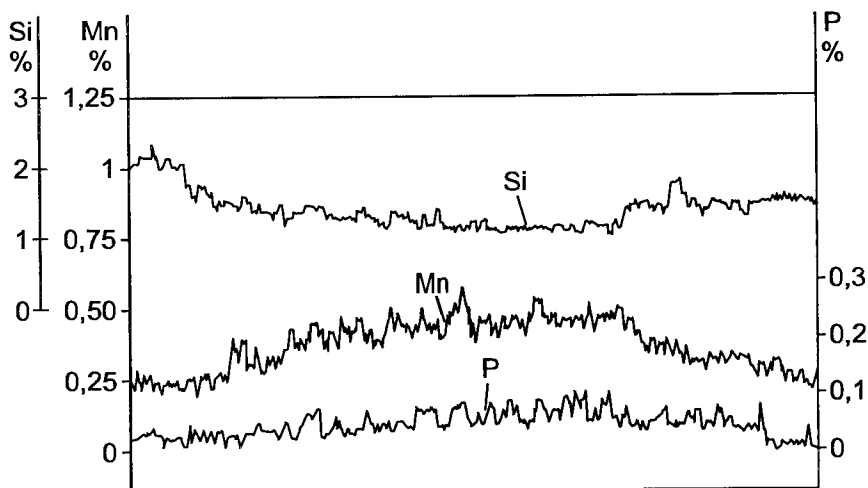


b)

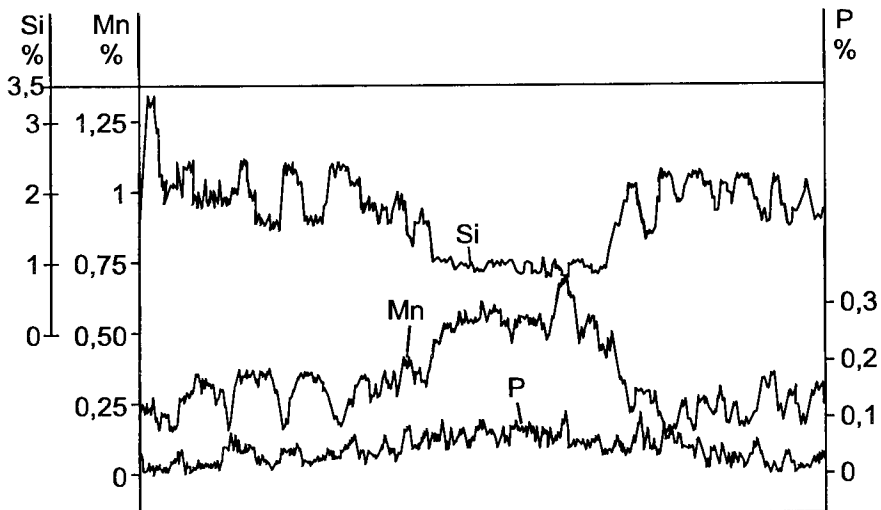


Rys.71. Zawartość krzemu, manganu i fosforu między wydzieleniami grafitu w żeliwie sferoidalnym hartowanym z temperatury $T_v = 830$ °C i wygrzewanym w temperaturze $T_{pi} = 400$ °C w czasie $\tau_{pi} = 240$ min (a). Struktura miejsca analizy (b). Trawienie w gorącym pikrynianie sodowym. Pow. 250x

W osnowie ferrytyczno-austenitycznej, powstałej po hartowaniu z temperatury $T_v = 830$ °C i wygrzewaniu w temperaturze $T_{pi} = 350$ °C w czasie $\tau_{pi} = 60$ min, zawartość krzemu w granicznych obszarach ziarn eutektycznych, w których występuje ferryt bainityczny i austenit, wynosi 1,4 %, a zawartość manganu - 0,6 % (rys.72).



Rys.72. Zawartość krzemu, manganu i fosforu między wydzieleniami grafitu w żeliwie sferoidalnym hartowanym z temperatury $T_{\gamma} = 830$ °C i wygrzewanym w temperaturze $T_{pi} = 400$ °C w czasie $\tau_{pi} = 60$ min

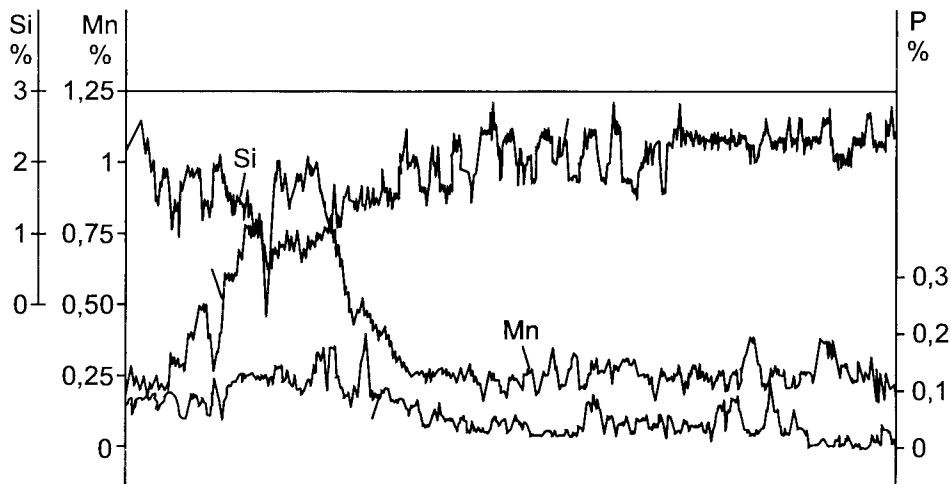


Rys.73. Zawartość krzemu, manganu i fosforu między wydzieleniami grafitu w żeliwie sferoidalnym hartowanym z temperatury $T_{\gamma} = 830$ °C i wygrzewanym w temperaturze $T_{pi} = 250$ °C w czasie $\tau_{pi} = 240$ min

Stężenie przy powierzchni wydzielań grafitu wynosi odpowiednio: $1,96 \pm 2,04$ % Si i $0,23 \pm 0,26$ % Mn (tab.7). Zawartość krzemu, manganu i fosforu w osnowie z dolnym baini-

tem, między wydzieleniami grafitu i granicznym obszarem ziarn eutektycznych, jest zmienna. Waha się ona w przedziale $0,80 \pm 2,46$ % Si i $0,10 \pm 0,32$ % Mn oraz do 0,07 % P (rys.73).

W osnowie żeliwa sferoidalnego hartowanego z temperatury $T_\gamma = 830$ °C w zakresie dolnego bainitu ($T_{pi} = 250$ °C i $\tau_{pi} = 60$ min) występuje wolny ferryt. Analizując rozmieszczenie Si, Mn i P, można zauważyć, że wolny ferryt na tle bainitu i austenitu szczątkowego odznacza się zróżnicowaną zawartością tych pierwiastków. Z obszaru między wydzieleniami grafitu a granicą ziarn eutektycznych określono zawartość krzemu i manganu w miejscu, w którym znajduje się wolny ferryt (rys.74). Wybrano ziarno o średnicy około 32 μm .



Rys.74. Zawartość krzemu, manganu i fosforu między wydzieleniami grafitu w żeliwie sferoidalnym hartowanym z temperatury $T_\gamma = 830$ °C i wygrzewanym w temperaturze $T_{pi} = 250$ °C w czasie $\tau_{pi} = 60$ min

Analizę tę podjęto w celu wyjaśnienia obecności wolnego ferrytu w osnowie żeliwa ADI, pomimo pewnej niedoskonałości badawczej (średnica wiązki elektronów przy badaniu wynosi 3 μm). Wynik tej analizy jest następujący:

- obszar przy granicy płytki ferrytu nieprzemienionego zawiera około 2,50 % Si i około 0,13 % Mn,
- środek płytki ferrytu nieprzemienionego zawiera około 2,20 % Si i około 0,21 % Mn,
- ferryt „zagrodowy” przemieniony zawiera około 1,4 % Si i około 0,26 % Mn,
- dolny bainit zawiera około 1,9 % Si i około 0,21 % Mn.

Na ogół daje się stwierdzić, że rozmieszczenie fosforu w ziarnach eutektycznych żeliwa sferoidalnego ADI jest podobne do rozmieszczenia manganu, ponieważ te dwa pierwiastki w procesie krzepnięcia koncentrują się na granicy ziarn eutektycznych. Z tego powodu rozmieszczenie fosforu jest zgodne z rozmieszczeniem manganu.

Współistnienie faz α i γ w osnowie żeliwa sferoidalnego, podczas wygrzewania w temperaturze $T_\gamma = 830$ °C, powoduje w konsekwencji odpowiednie rozmieszczenie krzemu, manganu i fosforu. W ferrycie nieprzemienionym, przy jego brzegu, zawartość krzemu jest większa, a manganu mniejsza niż w sąsiadującym z nim ferrycie „zagrodowym”. W próbce po hartowaniu z temperatury $T_\gamma = 830$ °C i wygrzewaniu w temperatu-

rze $T_{pi} = 250 \text{ }^{\circ}\text{C}$ w czasie $\tau_{pi} = 60 \text{ min}$ stwierdzono, że przy granicy płytki ferrytycznej (feryt nieprzemieniony) zawartość krzemu zwiększa się 14 %, a manganu zmniejsza się 38 %. Jednocześnie w ferrytycie „zagrodowym”, w porównaniu ze środkiem ziarn ferrytu nieprzemienionego, zawartość krzemu zmniejsza się o 36 %, zaś manganu zwiększa się 24 %.

Mikroanaliza wykazała, że zawartość analizowanych pierwiastków w środkowych obszarach ziarn eutektycznych jest różna (tab.6 i 7). W wybranych do analizy miejscach na zglądzie metalograficznym stwierdza się niekiedy dwie granice ziarn eutektycznych, przy których zawartość krzemu, manganu i fosforu jest różna. Podobne stwierdzenie dotyczy punktu pomiarowego w połowie długości między wydzieleniami grafitu i granicą ziarn.

W tabeli 8 zestawiono wskaźniki mikrosegregacji krzemu i manganu w ziarnach eutektycznych żeliwa sferoidalnego, obliczone ze wzorów (21) i (22). Wskaźniki te obliczono z uwzględnieniem średniej arytmetycznej zawartości pierwiastków w analizowanym obszarze. Do analizy nierównomierności rozmieszczenia pierwiastków wykorzystano współczynniki mikrosegregacji W_{MSE} , które zostały obliczone jako wartości stosunku zawartości Si i Mn w środku, przy wydzieleniach grafitu i przy granicy ziarn eutektycznych.

Wskaźniki mikrosegregacji, obliczone według wzorów (21) i (22), mają takie samo znaczenie praktyczne jak spotykane w literaturze miary mikrosegregacji, uwzględniające stężenie pierwiastka w ziarnach eutektycznych [132]. Mikrosegregacyjny wskaźnik krzemu ma wartości mniejsze od jedności. Zwiększenie stopnia mikrosegregacji powoduje zmniejszenie tego wskaźnika, jednak mikrosegregacyjny wskaźnik manganu, cechujący się mikrosegregacją zwykłą, przyjmuje wartości większe od jedności. Wartości te są tym większe, im większy stopień mikrosegregacji (tab.8).

Tabela 8. Wskaźniki mikrosegregacji Si, Mn w ziarnach eutektycznych żeliwa sferoidalnego

Lp.	Obróbka cieplna	Pierwiastek	Zawartość pierwiastka, %		Wskaźnik mikrosegregacji
			X_{max}	X_{min}	W_{MSE}
1.	Wyzarzanie ferrytyzujące	Si	2,40	1,10	0,46
2.		Mn	0,80	0,20	4,00
3.	Hartowanie z przemianą izotermiczną z temperatury $T_{\gamma} = 950 \text{ }^{\circ}\text{C}$	Si	2,01	1,04	0,52
4.		Mn	0,85	0,21	4,05
5.	Hartowanie z przemianą izotermiczną z temperatury $T_{\gamma} = 830 \text{ }^{\circ}\text{C}$	Si	2,18	0,97	0,44
6.		Mn	0,90	0,19	4,74

Przeprowadzone badania nie pozwalają na jednoznaczne stwierdzenie, że temperatura austenitzowania przy hartowaniu z przemianą izotermiczną wpływa na mikrosegregację pierwiastków chemicznych znajdujących się w żeliwie sferoidalnym. Po porównaniu wartości wskaźników w tabeli 8 można uznać, że proces austenitzowania wpływa nieznacznie na wzrost mikrosegregacji krzemu w ziarnach eutektycznych po hartowaniu z przemianą izotermiczną z temperatury $T_{\gamma} = 830 \text{ }^{\circ}\text{C}$ w porównaniu z wyjściowym stanem ferrytyzowanego żeliwa, zaś po hartowaniu z temperatury $T_{\gamma} = 950 \text{ }^{\circ}\text{C}$ wskaźnik ten nieznacznie zmniejsza się.

Porównując wartości wskaźnika mikrosegregacji manganu w żeliwie po hartowaniu z przemianą izotermiczną z wartościami wskaźnika dla żeliwa stwierdza się, że zwiększają się one nieznacznie dla temperatury $T_{\gamma} = 950 \text{ }^{\circ}\text{C}$ i - znacznie dla temperatury $T_{\gamma} = 830 \text{ }^{\circ}\text{C}$.

Ze zmiany wartości wskaźnika mikrosegregacji krzemu wynika, że austenitizowanie powoduje nieznacznie powiększenie mikrosegregacji w niższej temperaturze, natomiast w wyższej - mikrosegregacja maleje. Wskaźnik mikrosegregacji manganu W_{MSE}^{Mn} zmienia się również pod wpływem temperatury austenitizowania. Wyrzwanie w temperaturze $T_\gamma = 830$ °C powoduje znaczący wzrost stopnia mikrosegregacji Mn. Po austenitizowaniu w temperaturze $T_\gamma = 950$ °C stopień mikrosegregacji manganu niewiele się zwiększa w porównaniu z wyjściowym stanem ferrytyzowanego żeliwa.

3.3.2.2. Podsumowanie wyników badań

W ramach optymalizacji struktury osnowy żeliwa ADI podjęto próbę oceny mikrosegregacji pierwiastków chemicznych w obszarze ziarn eutektycznych.

Wyniki badań i ich analiza dają podstawę do stwierdzenia, że zmienność wartości wskaźników mikrosegregacji w kolejnych etapach technologii informuje o kształtowaniu struktury osnowy żeliwa sferoidalnego. Przyjęte wskaźniki mikrosegregacji ulegają zmianom pod wpływem temperatury. Najogólniej można stwierdzić, że mikrosegregacja krzemu i manganu wyrażona wartościami wskaźnika mikrosegregacji W_{MSE}^{Si} i W_{MSE}^{Mn} odpowiednio zmniejsza i powiększa się w miarę podwyższania temperatury wygrzewania T_γ przy hartowaniu z przemianą izotermiczną. Po wygrzewaniu żeliwa w temperaturze $T_\gamma = 830$ °C stopień mikrosegregacji Si i Mn w porównaniu z wyżarzaniem ferrytyzującym powiększa się wskutek ich rozdziału między austenit i ferryt.

W przyjętym zakresie badawczym przemiany izotermicznej austenitu, nie udało się stwierdzić znaczących zmian zawartości Si, Mn i P. Ogólnie uważa się, że w niższym zakresie temperatury T_{pi} (poniżej 400 °C) tylko węgiel podlega procesowi dyfuzyjnemu. Jednak autorzy prac [40,113], badając żeliwo sferoidalne, stwierdzili zmiany zawartości pierwiastków stopowych po bardzo długim czasie przemiany (1000 godz.).

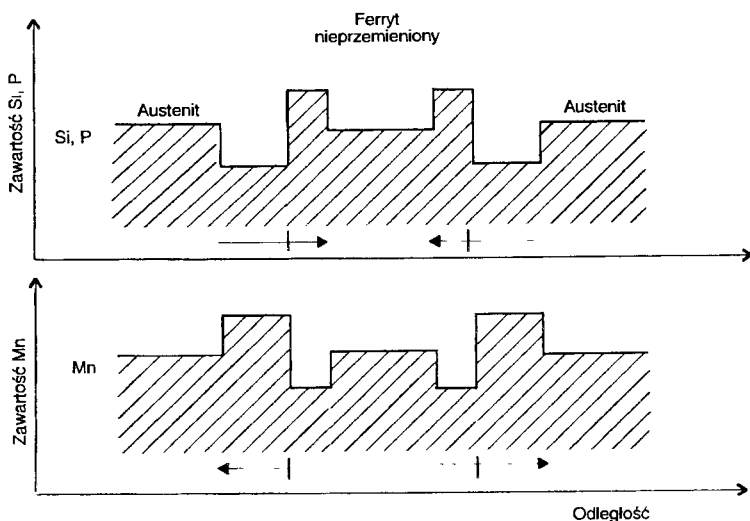
Badanie rozmieszczenia pierwiastków chemicznych wykazało, że zawartość krzemu i manganu po hartowaniu z temperatury $T_\gamma = 830$ °C w obszarze ziarn eutektycznych, w porównaniu z wyżarzaniem ferrytyzującym, zmienia się. Zawartość krzemu w środku ziarn, przy wydzieleniach grafitu, zmniejsza się 9,2÷15,8 % (0,22÷0,38 % Si), a przy granicy - 12 % (0,13 % Si). Chociaż w obszarze między wydzieleniami grafitu i granicą ziarn zawartość krzemu zwiększa się 9÷16 % (0,15÷0,28 % Si). Po hartowaniu z temperatury $T_\gamma = 830$ °C na granicy ziarn eutektycznych zawartość manganu zwiększa się 12,5 % (0,1 % Mn), natomiast w obszarze między wydzieleniami grafitu i granicą ziarn zawartość manganu zmniejszyła się 14 % (0,05 % Si). Takie zmiany w rozmieszczeniu Si i Mn wynikają z wygrzewania, gdy w osnowie występują fazy γ i α , a zatem rozdział krzemu i manganu zachodzi między austenitem i ferrytem.

W obszarach granicznych ziarn eutektycznych żeliwa sferoidalnego ADI, hartowanego z temperatury $T_\gamma = 830$ °C, powstaje struktura ferrytyczno-austenityczna. W obszarach tych jest większa, w porównaniu z osnową ferrytyczną, zawartość manganu i fosforu (dwa razy), a zmniejszona zawartość krzemu.

W żeliwie sferoidalnym hartowanym z temperatury $T_\gamma = 950$ °C w granicznych obszarach ziarn eutektycznych występuje martenzyt i austenit szczątkowy. W tych obszarach ziarn eutektycznych zawartość krzemu zmniejsza się 5,5 % (0,06 % Mn), a zwiększa się zawartość manganu aż 30 % (0,24 % Mn) i fosforu 60 % (0,06 % P).

Rozmieszczenie fosforu, jest zgodne z mikrosegregacją manganu, a więc jego zawartość zwiększa się na całym przekroju ziarn eutektycznych podczas procesu austenityzowania osnowy żeliwa.

Badania wykazały, że podczas wygrzewania w temperaturze $T_\gamma = 830\text{ }^\circ\text{C}$, w osnowie żeliwa w środkowych obszarach ziarn eutektycznych, zachodzi dyfuzja krzemu, manganu i fosforu według schematu przedstawionego na rysunku 75. Schemat ten pokazuje ruch dyfuzyjny pierwiastków przy wygrzewaniu w zakresie współistnienia austenitu i ferrytu.



Rys. 75. Schemat przemieszczania się krzemu, manganu i fosforu podczas wygrzewania w temperaturze $T_\gamma = 830\text{ }^\circ\text{C}$. Strzałki pokazują kierunki dyfuzji

3.3.3. Właściwości mechaniczne żeliwa sferoidalnego ADI

3.3.3.1. Właściwości a struktura żeliwa sferoidalnego ADI

Wyniki pomiarów z próby rozciągania i twardości żeliwa sferoidalnego ADI przedstawiono w tabeli 9 i 10. Udarność próbek żeliwa sferoidalnego i jego twardość po hartowaniu z przemianą izotermiczną zestawiono w tabeli 11 i 12.

Z analizy właściwości wytrzymałościowych żeliwa sferoidalnego ADI wynika, że wartości jego wytrzymałości są przede wszystkim zależne od składu struktury osnowy. Ogólnie biorąc, obniżenie temperatury T_{pi} przemiany izotermicznej austenitu pociąga za sobą zwiększenie wytrzymałości na rozciąganie R_m oraz zmniejszenie właściwości plastycznych, co wynika z wzajemnego udziału ferrytu bainitycznego i austenitu szcążkowego. Obniżenie temperatury T_{pi} przemiany izotermicznej powoduje zmniejszenie wartości wydłużenia A_5 i przewężenia Z . Zmiany twardości żeliwa sferoidalnego są podobne do zmian wytrzymałości na rozciąganie.

Zasadniczy wpływ na wytrzymałość i plastyczność żeliwa sferoidalnego ADI ma niejednorodność struktury jego osnowy, spowodowana mikrosegregacją pierwiastków chemicznych. Udział martenzytu w środku ziarn eutektycznych, wynikający z krótszego czasu przemiany izotermicznej, powoduje zmniejszenie wytrzymałości i plastyczności.

Przyczyną tego są naprężenia fazowe, powstałe po przemianie austenitu w martenzyt przy dochładzaniu żeliwa.

Obecność w granicznych obszarach ziarn eutektycznych struktury austenityczno-martenzytycznej w pewnym stopniu przyczynia się do zmniejszenia wartości R_m , A_5 i Z . Ograniczenie tych obszarów, a najlepiej ich wyeliminowanie z osnowy metalowej, powinno spowodować poprawę co najmniej właściwości plastycznych. Działanie obszarów austenityczno-martenzytycznych, jako miejsc inicjujących pękanie osnowy żeliwa, pozostaje w wyłączeniu związku z mikrosegregacją węgla i manganu. Hartowanie z temperatury $T_\gamma = 830^\circ\text{C}$ w dużej części ogranicza to oddziaływanie, ponieważ powstała w nich struktura ausferytyczna.

Po hartowaniu z przemianą izotermiczną z temperatury $T_\gamma = 950^\circ\text{C}$ w osnowie żeliwa znajdują się znaczne ilości wysokowęglowego austenitu szczątkowego. Czynnikiem ten sprawia, że mimo dużej wytrzymałości i twardości, plastyczność żeliwa zwiększa się. To zwiększenie jest szczególnie zauważalne, gdy obok austenitu szczątkowego znajduje się ferryt bainityczny, powstały podczas przemiany w zakresie górnego bainitu.

Na ogół panuje pogląd, wyrażany przez wszystkich badaczy, że faza γ w osnowie żeliwa ADI odgrywa doniosłą pozytywną rolę w kształtowaniu właściwości plastycznych i odporności na kruche pękanie. Praktycznie jest to jedyny sposób, pozwalający na uzyskanie żeliwa sferoidalnego ADI, charakteryzującego się dobrym wydłużeniem A_5 i dobrą udarnością. Wyniki badań zestawione w tabeli 9 są potwierdzeniem wyrażonej tezy. Należy podkreślić, co jest oczywiście ważne dla praktyki, że twardość takiego żeliwa umożliwia jeszcze jego obróbkę skrawaniem.

Tabela 9. Właściwości wytrzymałościowe i plastyczne oraz twardość żeliwa ADI hartowanego z temperatury $T_\gamma = 950^\circ\text{C}$

Lp.	Parametry przemiany izotermicznej		Właściwości wytrzymałościowe i plastyczne			Twardość ¹⁾ HV
	$T_m, ^\circ\text{C}$	τ_{pi}, min	R_m, MPa	$A_5, \%$	$Z, \%$	
1.	400	15	719	2,4	0,7	310
2.		30	837	3,9	2,5	273
3.		60	841	6,3	4,8	294
4.		120	878	5,0	4,1	268
5.		240	890	3,9	2,0	294
6.	350	15	1051	2,7	1,4	356
7.		30	1067	3,8	2,8	324
8.		60	1082	3,3	2,2	324
9.		240	1119	6,6	0,7	327
10.	325	30	1141	2,2	1,4	376
11.		60	1240	2,7	1,9	372
12.		120	1240	2,8	1,9	374
13.		240	1234	2,4	1,7	363
14.	300	15	1062	0,2	0,3	437
15.		30	1224	1,5	0,2	423
16.		60	1346	1,8	0,8	402
17.		120	1360	3,4	1,4	413
18.		240	1302	2,0	1,0	394

¹⁾ twardość badano na próbkach wyciętych z próbki na rozciąganie z miejsca o średnicy 14 mm

Tabela 10. Właściwości wytrzymałościowe i plastyczne oraz twardości żeliwa ADI hartowanego z temperatury $T_{\gamma} = 830^{\circ}\text{C}$

Lp.	Parametry przemiany izotermicznej		Właściwości wytrzymałościowe i plastyczne			Twardość ¹⁾ HV
	$T_{pi}, ^{\circ}\text{C}$	τ_{pi}, min	R_m, MPa	$A_5, \%$	$Z, \%$	
1.	400	15	847	4,1	9,6	252
2.		30	813	7,2	8,7	234
3.		60	847	11,4	10,6	235
4.		120	828	6,6	7,1	244
5.		240	820	5,2	6,0	242
6.	350	15	878	6,9	7,3	242
7.		30	816	10,3	8,2	248
8.		60	923	7,3	7,1	249
9.		120	947	9,8	7,0	278
10.		240	912	5,8	9,9	250
11.	325	30	1170	4,9	6,6	305
12.		60	918	7,3	8,5	280
13.		120	940	9,8	9,3	277
14.		240	875	5,8	6,0	271
15.	300	15	1348	2,8	2,5	393
16.		30	1282	4,1	2,0	385
17.		60	1329	2,7	4,1	357
18.		120	1021	4,7	2,8	304
19.		240	973	4,0	2,5	284

¹⁾ twardość badano na próbkach wyciętych z próbki na rozciąganie z miejsca o średnicy 14 mm

Hartowanie z temperatury $T_{\gamma} = 830^{\circ}\text{C}$ zmniejsza nieznacznie właściwości wytrzymałościowe i twardość w porównaniu z hartowaniem z temperatury $T_{\gamma} = 950^{\circ}\text{C}$, lecz równocześnie następuje zwiększenie wartości wydłużenia A_5 i przewężenia Z , w niektórych przypadkach aż 2 lub 3-krotnie.

Analizując udział austenitu szczątkowego (rys.48÷50, rozdział 3.3.1.2), można zauważyć, że udział ten w osnowie żeliwa sferoidalnego hartowanego z temperatury $T_{\gamma} = 830^{\circ}\text{C}$ jest zdecydowanie mniejszy niż po hartowaniu z temperatury $T_{\gamma} = 950^{\circ}\text{C}$.

Na rysunkach 76 i 77 przedstawiono wpływ udziału austenitu szczątkowego na wydłużenie A_5 i przewężenie Z żeliwa sferoidalnego ADI.

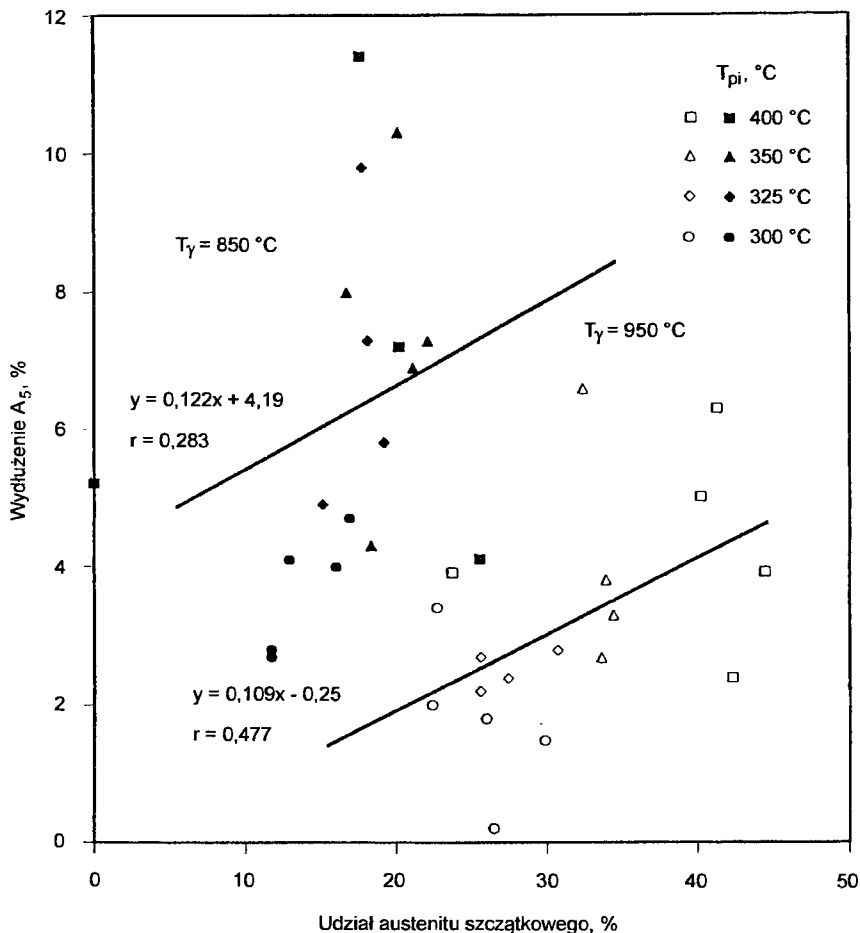
Na rysunkach 76 i 77 podano również równania prostej, wyznaczonej metodą najmniejszych kwadratów, i współczynniki korelacji. Dla wydłużenia próbek hartowanych z temperatury $T_{\gamma} = 830^{\circ}\text{C}$ współczynnik korelacji z 20 danych wynosi 0,283. Porównanie tego współczynnika z wartościami tabelarycznymi pozwala uznać, że korelacja dla 18 stopni swobody jest istotna, lecz nie na poziomie 0,1. Wartość z tabeli dla poziomu prawdopodobieństwa 0,1 wynosi 0,389. Dla temperatury $T_{\gamma} = 950^{\circ}\text{C}$ obliczona wartość $r = 0,477$. Wartość tabelaryczna zaś przy 16 stopniach swobody na poziomie prawdopodobieństwa 0,05 wynosi 0,468. Z porównania można uznać z pewnością 95 %, że korelacja pomiędzy wydłużeniem żeliwa a udziałem austenitu szczątkowego w jego osnowie istnieje.

Tabela 11. Udarność i twardość żeliwa ADI hartowanego z temperatury $T_{\gamma} = 950^{\circ}\text{C}$

Lp.	Parametry przemiany izotermicznej		Udarność KCG, J/cm^2	Twardość, HV
	$T_{pi}, ^{\circ}\text{C}$	τ_{pi}, min		
1.	400	15	16,8	285
2.		30	35,4	265
3.		60	61,4	263
4.		120	73,1	268
5.		240	36,4	282
6.	350	15	38,0	321
7.		30	58,8	320
8.		60	84,5	339
9.		120	90,5	339
10.		240	114,5	341
11.	300	15	17,7	436
12.		30	33,6	418
13.		60	31,2	428
14.		120	40,5	415
15.		240	50,3	419
16.	250	15	5,8	608
17.		30	4,4	535
18.		60	12,4	458
19.		120	12,9	473
20.		240	16,4	457

Tabela 12. Udarność i twardość żeliwa ADI hartowanego z temperatury $T_{\gamma} = 830^{\circ}\text{C}$

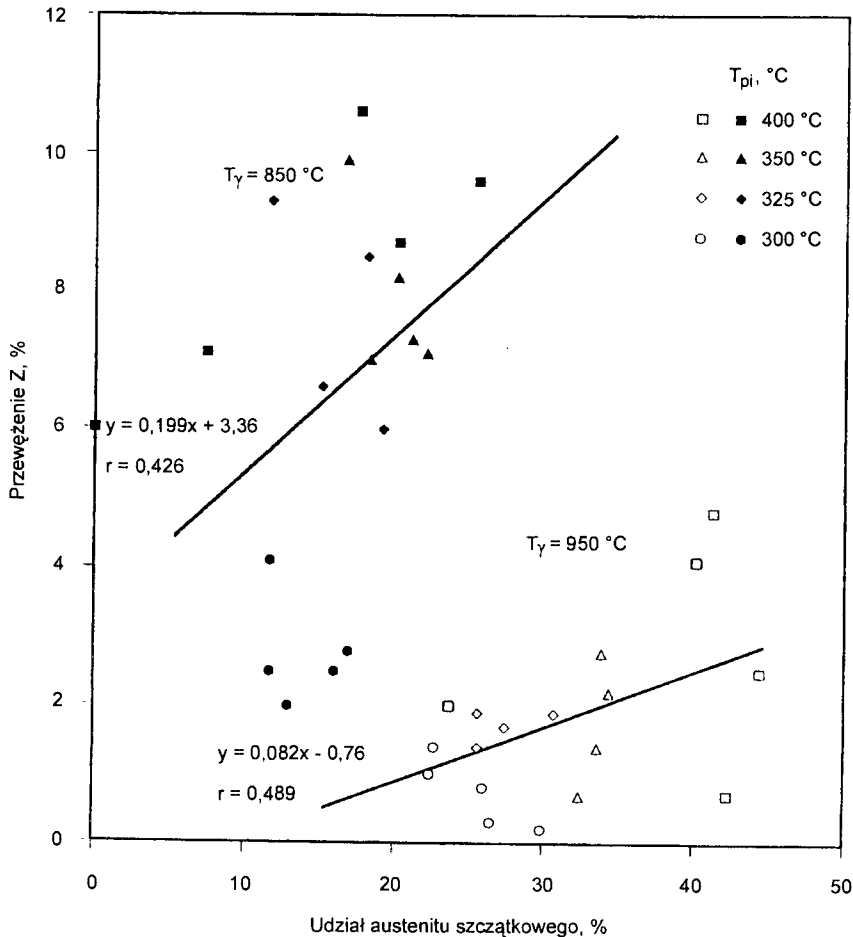
Lp.	Parametry przemiany izotermicznej		Udarność KCG, J/cm^2	Twardość, HV
	$T_{pi}, ^{\circ}\text{C}$	τ_{pi}, min		
1.	400	15	241,7	260
2.		30	228,0	260
3.		60	255,5	252
4.		120	127,3	263
5.		240	114,4	248
6.	350	15	160,0	355
7.		30	237,2	320
8.		60	174,6	323
9.		120	182,5	309
10.		240	207,9	251
11.	300	15	58,9	355
12.		30	133,8	320
13.		60	99,4	323
14.		120	132,0	309
15.		240	145,7	283
16.	250	15	23,8	377
17.		30	42,7	363
18.		60	30,3	334
19.		120	59,5	294
20.		240	55,6	294



Rys. 76. Wpływ udziału austenitu szczałkowego na wydłużenie A_5 żeliwa sferoidalnego ADI

Zależność przewężenia żeliwa sferoidalnego hartowanego z temperatury $T_{\gamma} = 830^{\circ}\text{C}$ od udziału austenitu szczałkowego charakteryzuje się współczynnikiem korelacji $r = 0,426$. Porównując tę wartość z wartościami tabelarycznymi, można stwierdzić, że jest 90 % szansy otrzymania wartości $r \geq 0,389$ przy korelacji zależności przewężenia żeliwa sferoidalnego ADI od udziału austenitu szczałkowego w osnowie.

Po hartowaniu z temperatury $T_{\gamma} = 950^{\circ}\text{C}$ współczynnik korelacji z 18 średnich arytmetycznych wyników pomiarów przewężenia ma wartość $r = 0,489$. Oznacza to, że jest prawdopodobieństwo tylko 0,05 otrzymania wartości $r \geq 0,468$. Wówczas hipotezę o braku korelacji między udziałem austenitu szczałkowego w osnowie a przewężeniem żeliwa ADI można odrzucić, z szansą popełnienia błędu wynoszącego jedynie 5 %.

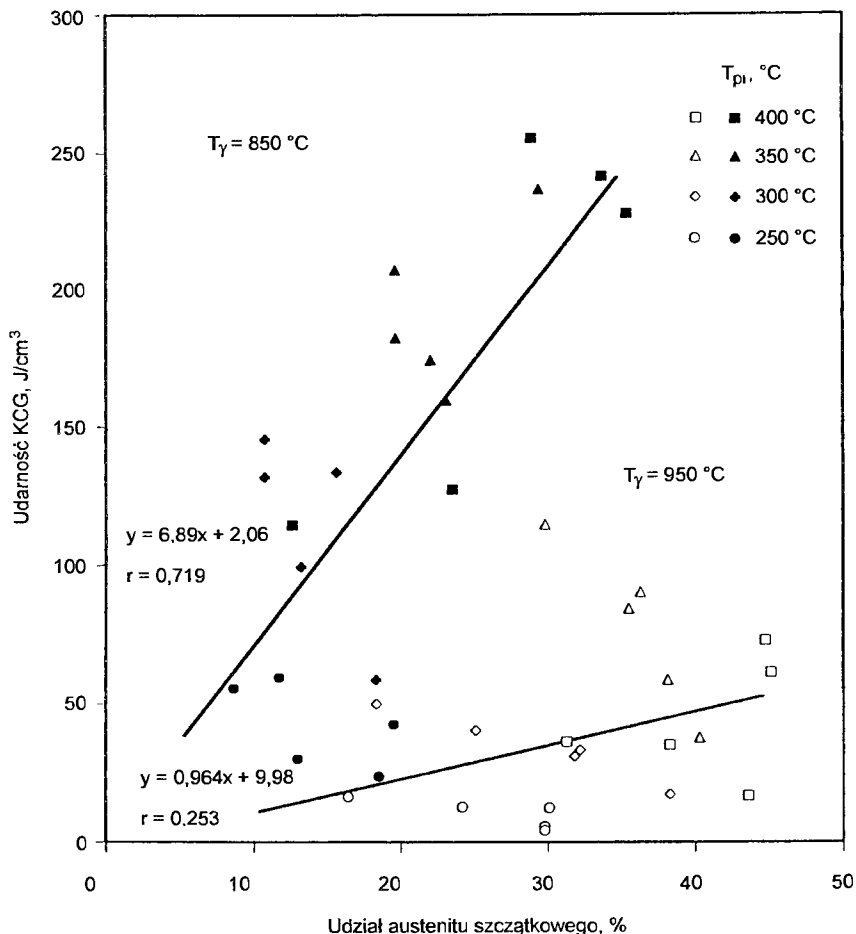


Rys. 77. Wpływ udziału austenitu szczątkowego na przewężenie Z żeliwa sferoidalnego ADI

W przyjętych warunkach przemiany izotermicznej po hartowaniu z temperatury $T_\gamma = 830 ^\circ C$ poprawiają się zdecydowanie właściwości plastyczne żeliwa, pomimo mniejszego udziału fazy γ w jego osnowie. Otrzymane wyniki przeciwstawiają się poglądom o wpływie austenitu szczątkowego na plastyczność żeliwa sferoidalnego ADI. Poglądy te odnoszą się do poprawiających się właściwości plastycznych pod wpływem zwiększającego się udziału austenitu szczątkowego w osnowie żeliwa ADI.

Z plastycznością jest związana udarność żeliwa, która charakteryzuje jego odporność na obciążenia dynamiczne. Wartości udarności KCG zależą od struktury osnowy żeliwa sferoidalnego, która jest kształtowana przez wymienione parametry obróbki cieplnej. Po hartowaniu z temperatury $T_\gamma = 950 ^\circ C$ próbki żeliwa po przemieszczeniu izotermicznej w temperaturze $T_{pi} = 400 \div 350 ^\circ C$, z wyjątkiem przypadków małej i dużej wartości τ_{pi} przy temperaturze $T_{pi} = 400 ^\circ C$, odznaczają się największymi wartościami udarności. Osnowa żeliwa składa się wówczas z ferrytu bainitycznego i austenitu szczątkowego oraz obszarów austenitczno-martenzytycznych. Mniejsza udarność próbek wytrzymywanych w czasie $\tau_{pi} = 15 \div 30$ min jest konsekwencją powstania martenzytu

w środku i na granicach ziarn eutektycznych. Próbkę wytrzymały w czasie 240 min również wykazują mniejszą udarność, lecz fakt ten należy łączyć z rozpadem wysokowęglowego austenitu, wg reakcji (3) w stadium III. Najmniejsze wartości udarności uzyskuje żeliwo sferoidalne po hartowaniu z temperatury $T_{\gamma} = 950^{\circ}\text{C}$ i przemianie izotermicznej w temperaturze $T_{pi} = 250^{\circ}\text{C}$, ponieważ osnowa składa się z dolnego bainitu i austenitu szczątkowego oraz martenzytu.



Rys. 78. Wpływ udziału austenitu szczątkowego na udarność żeliwa sferoidalnego ADI

Chociaż w zakresie przemiany izotermicznej austenitu w dolny bainit w temperaturze $T_{pi} = 300 \div 250^{\circ}\text{C}$ w osnowie jest stosunkowo duży udział wysokowęglowego austenitu szczątkowego, to żeliwo odznacza się zmniejszoną udarnością. Przyczyną tego jest obecność wydzielań węglkowych w ferrycie bainitycznym oraz powstanie martenzytu. Przy zbliżonym udziale austenitu szczątkowego w osnowie żeliwa po przemianie izotermicznej w zakresie górnego bainitu, jego udarność w skrajnych przypadkach jest 2÷4 razy większa niż w żeliwie o strukturze dolnego bainitu.

Po obniżeniu temperatury wygrzewania do $T_{\gamma} = 830 \text{ }^{\circ}\text{C}$ przy hartowaniu z przemianą izotermiczną żeliwa sferoidalnego zwiększa się jego odporność na kruche pęknięcie. Odporność ta w zakresie dolnego bainitu, w porównaniu z zastosowaną temperaturą $T_{\gamma} = 950 \text{ }^{\circ}\text{C}$, zwiększa się 3÷9, razy a w zakresie górnego bainitu - 4÷14 razy, przy czym zmianom tym towarzyszy zmniejszenie twardości. Niższa temperatura austenityzowania wpływa dodatnio na poziom plastyczności (np. udarności), co przede wszystkim należy wiązać ze zmniejszonym stężeniem węgla w austenicie C_{γ}^A .

Potwierdzone zostało działanie wysokowęglowego austenitu szczątkowego jako czynnika wpływającego na poziom wskaźników plastyczności żeliwa ADI w próbie udarności. Pokazano to na rysunku 78. Na tym rysunku podano równania liniowe prostej uzyskanej metodą najmniejszych kwadratów i obliczone współczynniki korelacji. Z wartości współczynnika korelacji dla temperatury $T_{\gamma} = 950 \text{ }^{\circ}\text{C}$ można wnioskować ze względu na rozproszenie wyników, o wątpliwości co do tego, czy korelacja pomiędzy udziałem austenitu szczątkowego w osnowie a udarnością żeliwa ADI jest znacząca, ponieważ dopiero przy 18 stopniach swobody wartość $r = 0,378$ jest na poziomie prawdopodobieństwa 0,1. Zdecydowanie inaczej jest po hartowaniu z temperatury $T_{\gamma} = 830 \text{ }^{\circ}\text{C}$, gdyż korelacja pomiędzy zmiennymi zachodzi na poziomie prawdopodobieństwa $p = 0,001$.

Bainityczna przemiana izotermiczna w osnowie żeliwa sferoidalnego przyczynia się, jeżeli wynika ona z wybranego celu, do utworzenia struktury składającej się z ferrytu bainitycznego i austenitu szczątkowego na całych obszarach ziarn eutektycznych oraz wolnego ferrytu (temperatura $T_{\gamma} = 830 \text{ }^{\circ}\text{C}$). Taki skład struktury osnowy może gwarantować, że wartości badanych właściwości mechanicznych: R_m , A_5 , Z , KCG i H , w odniesieniu do stanu surowego odlewu, będą się zwiększały. Przy konfrontacji z innymi składnikami struktury osnowy żeliwa sferoidalnego ADI, taka osnowa przyczynia się do wyjątkowo korzystnej kombinacji jego wytrzymałości i plastyczności.

3.3.3.2. Mikrofraktografia przełomów

Badania mikrofraktograficzne przy użyciu mikroskopu skaningowego żeliwnych próbek udarnościowych hartowanych z przemianą izotermiczną miały dostarczyć informacji o wpływie warunków obróbki cieplnej na charakter przełomu osnowy i umożliwić wyjaśnienie roli struktury w kształtowaniu właściwości wytrzymałościowych i plastycznych.

W tabeli 13 zestawiono opis morfologii powierzchni przełomu wybranych próbek udarnościowych żeliwa sferoidalnego ADI. Podano również procentowy udział austenitu szczątkowego na zglądach $V_{\gamma z}$ i na przełomach próbek udarnościowych $V_{\gamma p}$ oraz udarność KCG .

Na podstawie wyników badania najogólniej można stwierdzić, że wspólną cechą przełomów żeliwnych próbek udarnościowych jest występowanie pęknięć transkryystalicznych łupliwych i ciągliwych oraz międzyziarnistych. Procentowy udział poszczególnych odmian tych pęknięć jest zależny od parametrów hartowania z przemianą izotermiczną.

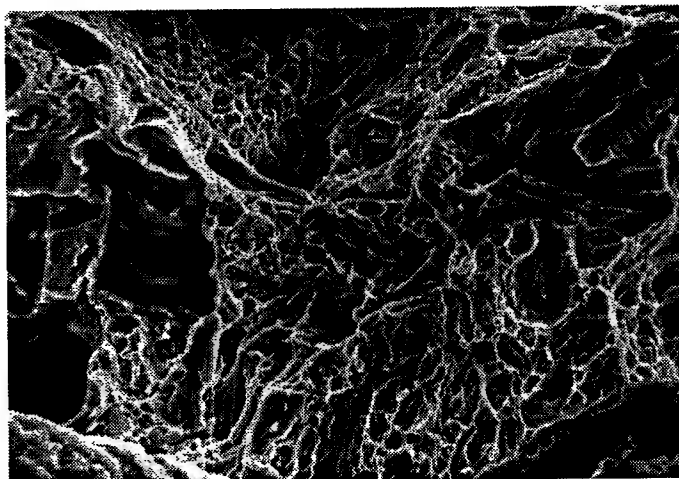
W żeliwie sferoidalnym, hartowanym z temperatury $T_{\gamma} = 950 \text{ }^{\circ}\text{C}$ i po przemianie izotermicznej w temperaturze $T_{pi} = 400\div 350 \text{ }^{\circ}\text{C}$, o strukturze ferrytu bainitycznego i austenitu szczątkowego, w próbkach udarnościowych występuje przełom łupliwy - kruchy i ciągliwy - plastyczny przy wydzieleniach grafitu (rys.79). W granicznych obszarach ziarn eutektycznych stwierdzono istnienie typowego przełomu łupliwego ze śladami pęknięcia międzykryształicznego. Przełom międzykryształiczny potwierdza występowanie w tym obszarze martenzytu.

Tabela 13. Opis charakteru przełomu próbek udarnościowych żeliwa sferoidalnego ADI

Lp.	T _{yp} °C	Parametry przemiany izotermicznej		Opis morfologiczny przełomu	V _{yz} , %	V _{yp} , %	KCG, J/cm ²
		T _{pi} °C	τ _{pi} min				
1.	950	400	120	W środku ziarn eutektycznych występuje przełom mieszany składający się z przełomu transkrystalicznego łupliwego i ciągliwego, zaś na ich granicy - przełom transkrystaliczny łupliwy.	44,7	12,3	76,8
2.		350	120	Przełom przy wydzieleniach grafitu w większości jest transkrystaliczny ciągliwy, a w mniejszości - łupliwy. W granicznych obszarach jest wyraźnie widoczny przełom łupliwy oraz ciągliwy ze śladami ziemistego.	36,3	11,1	100,9
3.		300	120	W ziarnach eutektycznych przy wydzieleniach grafitu zaobserwowano przełom odpowiadający cechom przełomu międzyziarnistego z fragmentami przełomu ciągliwego. Graniczne obszary ziarn charakteryzuje przełom łupliwy z niewielkim udziałem ciągliwego i ze śladami przełomu międzyziarnistego.	25,1	6,8	36,4
4.		250	15	Przy wydzieleniach grafitu występuje typowy przełom międzyziarnisty, zaś w granicznych obszarach ziarn eutektycznych - przełom transkrystaliczny łupliwy.	29,8	-	5,8
5.		120	W obszarach przy wydzieleniach grafitu występują niewielkie strefy przełomu transkrystalicznego ciągliwego, a w oddali od niego, w kierunku granicy ziarn, jest przełom międzykrystaliczny	24,2	10,8	12,9	
6.	830	400	15	Przełom międzyziarnisty występuje przy wydzieleniach grafitu, w dalszej części obszar ziarn eutektycznych składa się z przełomu transkrystalicznego łupliwego i ciągliwego. W granicznych obszarach ziarn jest przełom ciągliwy.	33,7	9,5	252,2
7.		60	Transkrystaliczny przełom łupliwy ze śladami ciągliwego znajduje się w środku ziarn, natomiast przy ich granicy jest widoczny przełom składający się z przełomu łupliwego i ciągliwego.	28,9	9,5	256,9	
8.		120	W obszarach przy wydzieleniach grafitu występuje przełom transkrystaliczny łupliwy, a na granicach ziarn eutektycznych - przełom ciągliwy.	23,5	3,7	108,5	
9.		240	Cały obszar ziarn eutektycznych jest zajęty przez przełom transkrystaliczny łupliwy.	12,6	3,1	114,4	

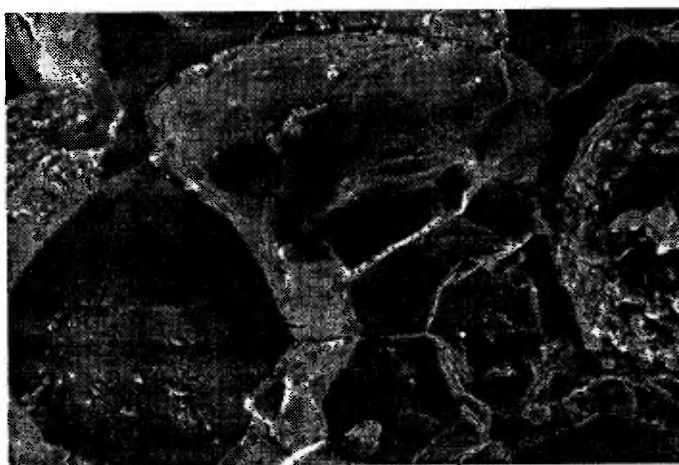
cd. tabeli 13

Lp.	T _γ , °C	Parametry przemiany izotermicznej		Opis morfologiczny przelomu	V _{γz} , %	V _{γp} , %	KCG, J/cm ²	
		T _{pi} , °C	τ _{pi} , min					
10.	830	350	15	Przy wydzieleniach grafitu i granicach ziarn występuje przelom transkrystaliczny ciągliwy ze śladami przelomu łupliwego.	23,1	9,12	162,5	
11.			30	Środkowe i graniczne obszary ziarn eutektycznych cechują się przelosem ciągliwym. W ziarnach jest również niewielka ilość przelomu łupliwego.	29,4	11,6	248,5	
12.			120	Przelom transkrystaliczny łupliwy i ciągliwy dominuje jednakowo w środkowych obszarach ziarn eutektycznych, a na ich granicach występuje tylko przelom ciągliwy.	19,6	5,2	182,5	
13.			240	Na całym obszarze ziarn eutektycznych obserwuje się przelom transkrystaliczny ciągliwy ze śladami przelomu łupliwego.	19,6	5,9	203,0	
14.		300	15	Przy wydzieleniach grafitu jest przelom transkrystaliczny łupliwy, a w granicznych obszarach ziarn eutektycznych-ciagliwy.	18,3	5,6	55,5	
15.			120	W ziarnach eutektycznych znajduje się przelom transkrystaliczny łupliwy z pojedynczymi obszarami przelomu ciągliwego, zlokalizowany bardziej w granicznych obszarach niż w środku.	10,7	4,8	137,7	
16.			240	Przelom transkrystaliczny łupliwy jest widoczny przy wydzieleniach grafitu, natomiast w granicznych obszarach ziarn eutektycznych znajduje się mieszanina przelomów: transkrystalicznego łupliwego i ciągliwego.	10,7	4,5	182,9	
17.			250	15	Na całym obszarze ziarn eutektycznych występuje przelom transkrystaliczny łupliwy.	18,5	5,8	23,8
18.				60	Ziarna eutektyczne mają powierzchnie przelomu transkrystalicznego łupliwego z niewielkim udziałem - ciągliwego.	13,0	8,2	30,3
19.		120		Całe środkowe części ziarn eutektycznych odznaczają się powierzchnią przelomu transkrystalicznego łupliwego. Graniczne obszary natomiast, oprócz przelomu łupliwego, zawierają małe, pojedyncze obszary przelomu ciągliwego.	11,7	7,7	59,5	



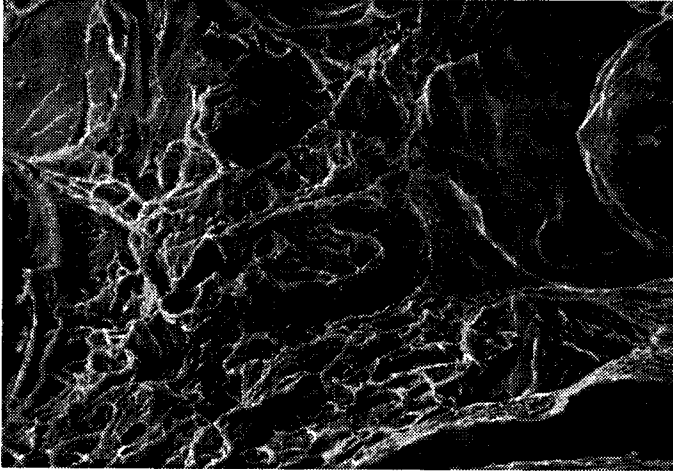
Rys. 79. Przełom próbki żeliwa sferoidalnego hartowanego z temperatury $T_{\gamma} = 950 \text{ }^{\circ}\text{C}$ i w temperaturze $T_{pi} = 350 \text{ }^{\circ}\text{C}$ w czasie $\tau_{pi} = 120 \text{ min}$. Pow. 2500x

Osnowa żeliwa sferoidalnego hartowanego z temperatury $T_{\gamma} = 950 \text{ }^{\circ}\text{C}$ w zakresie przemiany na dolny bainit, po krótkim czasie przemiany izotermicznej ($\tau_{pi} = 15 \text{ min}$), na przełomie próbki udarowościowej, w obszarze przy wydzieleniach grafitu charakteryzuje się typowym kruchym przełomem międzyziarnistym (rys.80).



Rys. 80. Przełom próbki żeliwa sferoidalnego hartowanego z temperatury $T_{\gamma} = 950 \text{ }^{\circ}\text{C}$ i w temperaturze $T_{pi} = 250 \text{ }^{\circ}\text{C}$ w czasie $\tau_{pi} = 15 \text{ min}$. Pow. 2500x

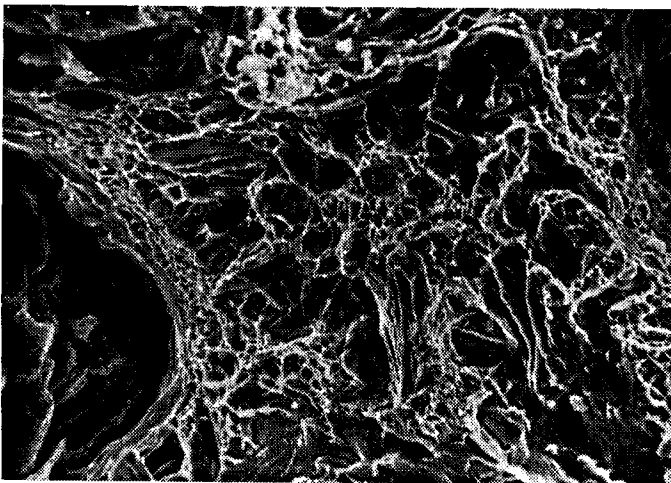
Długi czas przemiany izotermicznej powoduje zwiększenie udziału w osnowie dolnego bainitu i austenitu szczytkowego, czego objawem są powiększające obszary przełomu transkystalicznego ciągłego przy wydzieleniach grafitu i zmniejszanie obszarów - łupliwego w środku oraz na granicach ziarn eutektycznych (rys.81).



Rys. 81. Przełom próbki żeliwa sferoidalnego hartowanego z temperatury $T_{\gamma} = 950 \text{ }^{\circ}\text{C}$ i w temperaturze $T_{pi} = 300 \text{ }^{\circ}\text{C}$ w czasie $\tau_{pi} = 120 \text{ min}$. Pow. 2500x

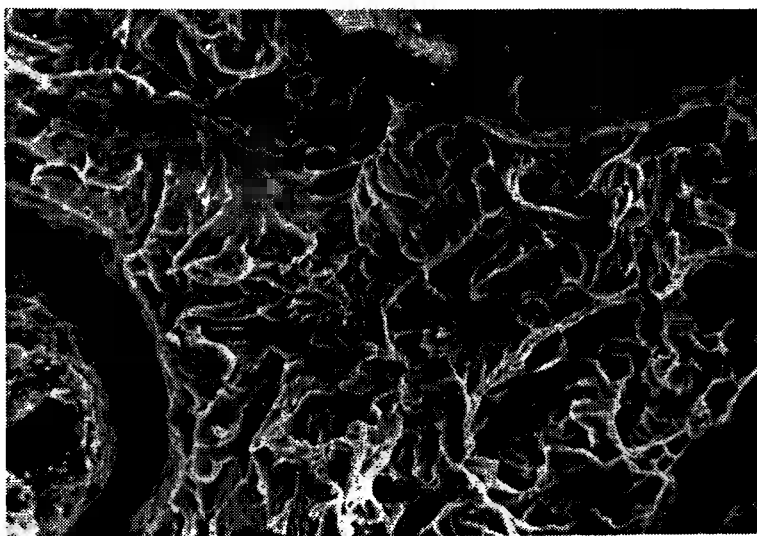
Charakter morfologiczny powierzchni przełomów próbek udarowościowych żeliwa sferoidalnego ADI hartowanego z temperatury $T_{\gamma} = 830 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ulega zasadniczym zmianom.

Po przemianie izotermicznej w zakresie górnego bainitu ($T_{pi} = 400 \text{ }^{\circ}\text{C}$), przy wydzieleniach grafitu obserwuje się przełom międzyziarnisty na granicach ziarn pierwotnego austenitu, a w dalszej części ziarn eutektycznych - przełom łupliwy i ciągliwy (rys.82). Pojawienie się na powierzchni próbki obszaru z kruchym przełomem międzyziarnistym świadczy o istnieniu w jej strukturze martenzytu. Wystąpiło to w próbce, która w próbie udarowej osiągnęła bardzo dużą udarność $KCG = 252,2 \text{ J/cm}^2$, a w osnowie żeliwa jest, obok ferrytu bainitycznego, austenit szczytkowy w ilości $V_{\gamma z} \approx 34 \%$, lecz jego udział maleje, gdy przedłuża się czas przemiany izotermicznej.



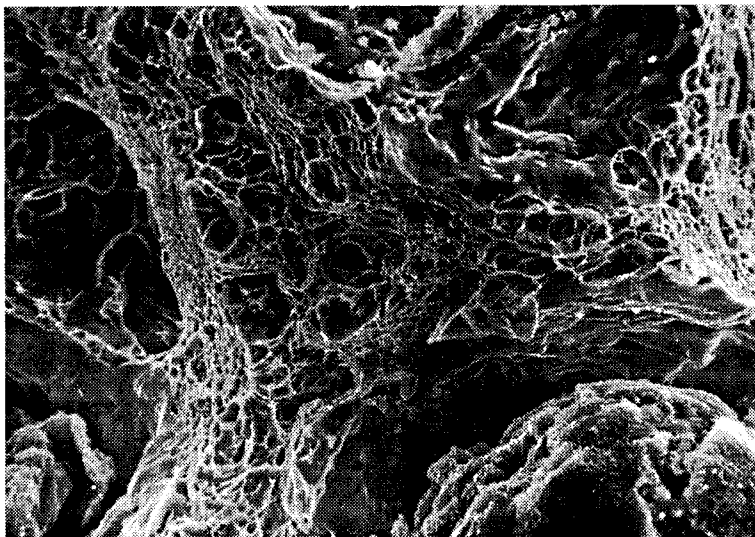
Rys. 82. Przełom próbki żeliwa sferoidalnego hartowanego z temperatury $T_{\gamma} = 830 \text{ }^{\circ}\text{C}$ i w temperaturze $T_{pi} = 400 \text{ }^{\circ}\text{C}$ w czasie $\tau_{pi} = 15 \text{ min}$. Pow. 2500x

W obszarze granic ziarn eutektycznych postać przełomów próbek hartowanych z temperatury $T_\gamma = 830\text{ }^\circ\text{C}$, w porównaniu z temperaturą $T_\gamma = 950\text{ }^\circ\text{C}$, znacznie się różni, ponieważ hartowanie z tej pierwszej temperatury powoduje powstanie przełomu ciągłego. Obecność tego przełomu potwierdza, że w tych obszarach występuje struktura odznaczająca się dobrą plastycznością. Strukturą tą jest ausferyt. Stąd obserwuje się liczne uskoki na granicy ziarn eutektycznych z przełomem ciągłym. Właściwie tym należy tłumaczyć obecność w tych obszarach struktury ausferytycznej. Przedłużenie czasu przemiany izotermicznej powoduje rozprzestrzenianie się przełomu transkrytalicznego łupliwego na całe obszary ziarn eutektycznych, zmniejszając tym samym udział przełomu ciągłego. Fakt ten niewątpliwie wynika ze stadium III przemiany izotermicznej. Przełom próbki udarnościowej, po wygrzewaniu w temperaturze $T_{pi} = 400\text{ }^\circ\text{C}$ w czasie $\tau_{pi} = 240\text{ min}$ przemiany izotermicznej, jest tego najlepszym dowodem (rys.83).



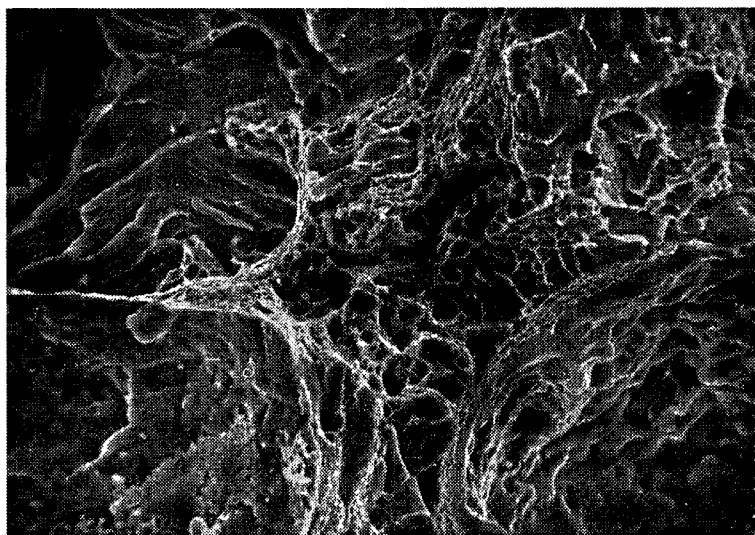
Rys. 83. Przełom próbki żeliwa sferoidalnego hartowanego z temperatury $T_\gamma = 830\text{ }^\circ\text{C}$ i w temperaturze $T_{pi} = 400\text{ }^\circ\text{C}$ w czasie $\tau_{pi} = 240\text{ min}$. Pow. 2500x

Na powierzchni przełomów próbek udarnościowych żeliwa sferoidalnego hartowanego z temperatury $T_\gamma = 830\text{ }^\circ\text{C}$ i w temperaturze $T_{pi} = 350\text{ }^\circ\text{C}$ przemiany izotermicznej, z osnową składającą się ze struktury ferrytyczno-austenicyzacji oraz śladów wolnego ferrytu, dominuje przełom ciągły na granicach ziarn eutektycznych. Obok tego typu przełomu występuje również przełom transkrytaliczny łupliwy (rys.84). Obniżona temperatura austenitowania $T_\gamma = 830\text{ }^\circ\text{C}$, w próbkach wytrzymywanych w temperaturze $T_{pi} = 350\text{ }^\circ\text{C}$, powoduje powstanie w granicznych obszarach ziarn eutektycznych ferrytu bainitycznego i austenitu szczątkowego, co znajduje odbicie w zaistnieniu przełomów o dużym udziale pęknięć transkrytalicznych ciągłych (rys.84).

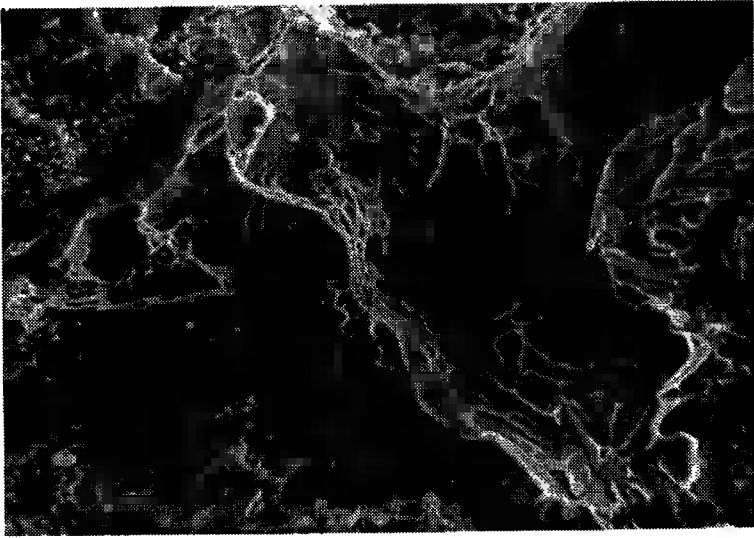


Rys. 84. Przełom próbki żeliwa sferoidalnego hartowanego z temperatury $T_{\gamma} = 830^{\circ}\text{C}$ i w temperaturze $T_{pi} = 350^{\circ}\text{C}$ w czasie $\tau_{pi} = 240$ min. Pow. 2500x

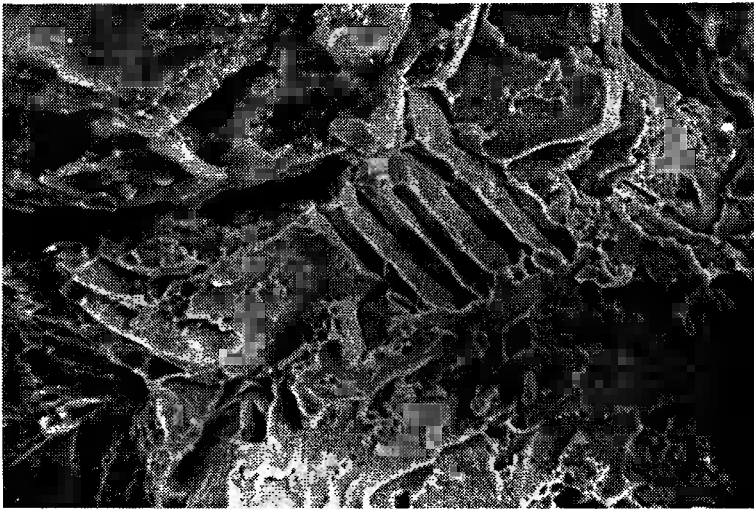
Dalsze obniżanie temperatury przemiany izotermicznej do $T_{pi} = 300^{\circ}\text{C}$ powoduje, że próbki udarnościowe mają przełom transkrystaliczny ciągły w obszarach na styku trzech granic ziarn eutektycznych i przełom łupliwy w ich środku. Taki charakter przełomu ma próbka po wytrzymywaniu w temperaturze $T_{pi} = 300^{\circ}\text{C}$ i w czasie $\tau_{pi} = 15$ min przemiany izotermicznej (rys. 85).



Rys. 85. Przełom próbki żeliwa sferoidalnego hartowanego z temperatury $T_{\gamma} = 830^{\circ}\text{C}$ i w temperaturze $T_{pi} = 300^{\circ}\text{C}$ w czasie $\tau_{pi} = 15$ min. Pow. 2500x



Rys. 86. Przełom próbki żeliwa sferoidalnego hartowanego z temperatury $T_y = 830\text{ }^\circ\text{C}$ i w temperaturze $T_{pi} = 300\text{ }^\circ\text{C}$ w czasie $\tau_{pi} = 240\text{ min}$. Pow. 2500x



Rys. 87. Przełom próbki żeliwa sferoidalnego hartowanego z temperatury $T_y = 830\text{ }^\circ\text{C}$ i w temperaturze $T_{pi} = 250\text{ }^\circ\text{C}$ w czasie $\tau_{pi} = 120\text{ min}$. Pow. 2500x

Na rysunku 85, na obrazie mikrofraktograficznym, między wydzieleniami grafitu kulkowego występuje graniczny obszar ziarn eutektycznych, w którym widoczne są wgłębienia wykazujące odkształcenia plastyczne, zaś przy wydzieleniu grafitu jest przełom łupliwy - kruchy. Po przedłużeniu czasu wygrzewania do $\tau_{pi} = 240\text{ min}$, udział przełomu łupliwego zwiększa się. Powierzchnia przełomu jest bardziej rozwinięta z uskokami, a na ich bocznych ścianach występuje przełom ciągły (rys.86). Charakter

przełomu należy niewątpliwie wiązać ze strukturą osnowy, składającej się z dolnego bainitu, austenitu szczałkowego i wolnego ferrytu.

Na powierzchni przełomu próbek żeliwa sferoidalnego hartowanych z temperatury $T_{\gamma} = 830\text{ }^{\circ}\text{C}$ i wytrzymaowanych w temperaturze $T_{pi} = 250\text{ }^{\circ}\text{C}$, które w osnowie zawiera dolny bainit, austenit szczałkowy i wolny ferryt, występuje przeważnie przełom transkrystaliczny łupliwy, natomiast udział przełomu ciągliwego jest niewielki i znajduje się on na zboczach uskoków i na małych fragmentach granicznych obszarów ziarn eutektycznych (rys.87). W środku obrazu jest widoczny obszar przełomu transkrystalicznego łupliwego w formie „schodów”, który może być związany z występowaniem wolnego ferrytu.

Z analizy badań mikrofraktograficznych próbek udarnościowych żeliwa sferoidalnego wyraźnie wynika, że jego wysoka udarność po hartowaniu z temperatury $T_{\gamma} = 830\text{ }^{\circ}\text{C}$ w zdecydowanej części jest bezpośrednio związana z utworzoną w osnowie strukturą podczas przemiany izotermicznej. Można z całą pewnością uznać, że zastąpienie w obszarach granic ziarn eutektycznych struktury austenityczno-martensytywnej strukturą ferrytyczno-austenityczną przyczyniła się do podniesienia odporności na kruche pękanie żeliwa sferoidalnego ADI.

Osobnym zagadnieniem związanym z inicjacją i rozprzestrzenianiem się pęknięcia osnowy ferrytyczno-austenitycznej są badania struktury na przełomach próbek udarnościowych, przy użyciu dyfraktometru rentgenowskiego, zinterpretowane w rozdziale 3.3.1.2. Analizę opisanych tam zjawisk można łączyć z badaniami mikrofraktograficznymi.

Bardzo ważny czynnik w rozwoju i rozprzestrzenianiu się pęknięć w żeliwie sferoidalnym stanowią granice ziarn eutektycznych. Dlatego są one na ogół, po wydzieleniach grafitu, najważniejszym czynnikiem przyczyniającym się do inicjowania pęknięcia. Kształtowanie zatem struktury osnowy żeliwa sferoidalnego ADI powinno również uwzględniać te obszary ziarna eutektycznych.

Wyniki badania dyfrakcyjnego na przełomach próbek udarnościowych dowodzą, że w ausferycie pęknięcia przebiegają przez subziarna i ziarna fazy α , przez powierzchnie rozdziału faz α , γ w obszarach o mniejszym udziale austenitu szczałkowego i mniejszym stężeniu węgla.

Większość wyników doświadczalnych, otrzymanych w badaniach, potwierdza, że w osnowie żeliwa sferoidalnego ADI inicjacja i rozprzestrzenianie się jej pęknięcia zachodzi w granicznych obszarach ziarn eutektycznych. Tak więc granice ziarn eutektycznych należą do najważniejszych czynników w procesie pęknięcia żeliwa sferoidalnego.

3.3.3.3. Podsumowanie wyników badań

Obróbka cieplna, polegająca na hartowaniu z przemianą izotermiczną w zakresie bainitycznym, stwarza możliwości osiągnięcia właściwości wytrzymałościowych i plastycznych, pozwalających zakwalifikować to żeliwo do gatunku 900-2 wg PN-92/H-83123.

Na szczególną uwagę zasługują właściwości plastyczne żeliwa sferoidalnego hartowanego z temperatury $T_{\gamma} = 830\text{ }^{\circ}\text{C}$. Po podchłodzeniu i wygrzewaniu w zakresie przemiany bainitycznej oraz dochładzaniu do temperatury otoczenia, osnowa żeliwa składa się z ferrytu bainitycznego, austenitu szczałkowego i wolnego ferrytu. Udział austenitu szczałkowego jest mniejszy w tej osnowie niż w osnowie żeliwa hartowanego z temperatury $T_{\gamma} = 950\text{ }^{\circ}\text{C}$, natomiast udział wolnego ferrytu, w zakresie przemiany w górny bainit, w osnowie żeliwa jest śladowy. Skład struktury sprawił, że tak obrobione cieplnie żeliwo sferoidalne ma właściwości plastyczne i odporność na kruche pękanie, szczegól-

nie korzystne przy zaledwie nieco mniejszych wartościach wytrzymałości i twardości niż żeliwo hartowane z temperatury $T_{\gamma} = 950^{\circ}\text{C}$.

Porównując uzyskane wyniki z wymaganiami dla żeliwa sferoidalnego ADI, wg ASTM A 897M-90 (USA) i A 897-90 (W. Brytania), w zasadzie żeliwo sferoidalne hartowane z temperatury $T_{\gamma} = 950^{\circ}\text{C}$ i wygrzewane w temperaturze $T_{\text{pi}} = 350^{\circ}\text{C}$ w czasie $\tau_{\text{pi}} = 240$ min przemiany izotermicznej można zaliczyć do żeliwa ADI gatunek 2., ponieważ odpowiada ono kryterium wytrzymałości i twardości. Minimalne wskaźniki tego gatunku żeliwa ADI są następujące: $R_m = 1050$ MPa, $A_5 = 7\%$, $KG = 80$ J i $H = 302\div 363$ HB.

Natomiast klasyfikacja według normy EN 1564 żeliwa hartowanego z temperatury $T_{\gamma} = 950^{\circ}\text{C}$, wytrzymywanego w czasie $\tau_{\text{pi}} = 240$ min w temperaturze $T_{\text{pi}} = 350^{\circ}\text{C}$, pozwala, podobnie jak wyżej, zaliczyć do żeliwa ADI gatunek EN-GJS-1000-5. Żeliwo po wygrzewaniu w temperaturze $T_{\text{pi}} = 325^{\circ}\text{C}$ i w czasie $\tau_{\text{pi}} = 60\div 240$ min oraz w temperaturze $T_{\text{pi}} = 300^{\circ}\text{C}$ i w czasie $\tau_{\text{pi}} = 120$ i 240 min odpowiada gatunkowi EN-GJS-1200-2. Żeliwo obrobione cieplnie w pozostałych parametrach przemiany izotermicznej, nie można zakwalifikować do żadnego gatunku, ponieważ jego wydłużenie nie spełnia warunków normy.

Żeliwo sferoidalne po austenityzowaniu w temperaturze $T_{\gamma} = 830^{\circ}\text{C}$ i przemianie izotermicznej w temperaturze $T_{\text{pi}} = 300^{\circ}\text{C}$ w czasie $\tau_{\text{pi}} = 30$ min można zaliczyć do gatunku 3. normy USA i Wielkiej Brytanii. Należy podkreślić, że wartości udarności KCG żeliwa sferoidalnego, po przemianie izotermicznej w temperaturze $T_{\text{pi}} = 400\div 300^{\circ}\text{C}$, przekraczają dwukrotnie wartości podane w normach. Żeliwo to spełnia również warunki normy EN 1564, gdyż jego wskaźniki wytrzymałości i plastyczności odpowiadają gatunkowi EN-GJS-1200-2. Są jeszcze dwa przypadki żeliwa, które odpowiadają gatunkowi EN-GJS-800-8, a także spełniające kryterium wytrzymałości i plastyczności, lecz wykazują mniejszą twardość od wymaganej.

Wiele wyników, zwłaszcza te, które uzyskano po hartowaniu z temperatury $T_{\gamma} = 830^{\circ}\text{C}$ żeliwa sferoidalnego, obejmuje duże wartości udarności KCG, przekraczające niekiedy dwukrotnie wartości udarności, podane we wspomnianych normach krajów wysoko uprzemysłowionych, nie spełniając jednak w pełni wymagań odnośnie do wytrzymałości na rozciąganie i wydłużenia. Jest to problem bardzo ważny, na który przy kontynuowaniu badań należy zwrócić uwagę, a w szczególności na poprawę właściwości plastycznych żeliwa po wygrzewaniu w temperaturze $T_{\gamma} = 830^{\circ}\text{C}$. Można więc mieć pewność, że na obróbkę cieplną z zastosowaniem tej temperatury, po której żeliwo osiągnęło nieco mniejsze wartości wytrzymałości, ma wpływ jego pochodzenie. Żeliwo użyte do badań zostało wytopione w żeliwiaku przemysłowym. Idea produkcji żeliwa ADI w kraju i za granicą polega zatem na obróbce cieplnej żeliwa sferoidalnego, wytapianego w elektrycznym piecu indukcyjnym, pozwalającego uzyskać bardziej czystą osnowę.

Przeprowadzone badania wykazały, że hartowanie z przemianą izotermiczną ferrytycznego żeliwa sferoidalnego wytapianego w żeliwiaku przemysłowym jest sensowne, gdyż pozwala, pomimo istnienia mikrosegregacji pierwiastków chemicznych, na kształtowanie jego struktury osnowy i właściwości mechanicznych z pozytywnym skutkiem.

Z wcześniejszych badań, jak również z danych literaturowych, dotyczących oddziaływania mikrosegregacji pierwiastków chemicznych na właściwości mechaniczne żeliwa sferoidalnego, wynika, że hartowanie z przemianą izotermiczną prowadzi do

tworzenia niejednorodności struktury w osnowie. W zasadzie dotyczy to głównie stref granicznych ziarn eutektycznych, chociaż w skali submikroskopowej ta niejednorodność dotyczy także ziarn austenitu. Granice ziarn eutektycznych są obszarem, obok miejsc grafit-osnowa, w których podczas próby rozciągania lub zginania rozwijają się oraz rozprzestrzeniają się pęknięcia w wyniku skupienia naprężeń rozciągających. Hartowanie z temperatury $T_{\gamma} = 830$ °C pozwala na ograniczenie oddziaływania granicznych obszarów, eliminując w nich przemianę martenzytyczną, co poprawia właściwości plastyczne.

Badania wykazały, że skojarzenie właściwości wytrzymałościowych i plastycznych jest niezwykle korzystne w porównaniu z zagranicznymi gatunkami żeliwa sferoidalnego ADI. Normy zagraniczne w zasadzie nie informują o składzie chemicznym żeliwa, lecz w pracach często wyniki badań odnoszą się do nisko- lub średniostopowego żeliwa zawierającego Ni, Mo i Cu.

Żeliwo sferoidalne po hartowaniu z przemianą izotermiczną, jako tworzywo odlewnicze, osiągnęło ponad 1,5 razy większą wytrzymałość niż surowe żeliwo sferoidalne, a ponadto znacząco lepsze wydłużenie i przewężenie oraz dużą udarność po austenitowaniu w niższej temperaturze.

4. ZAKOŃCZENIE

Przeprowadzone badania, ich analiza i konfrontacja z danymi literaturowymi pozwoliły wyjaśnić niektóre zagadnienia związane z kształtowaniem struktury osnowy żeliwa i jego właściwości mechanicznych w wyniku hartowania z przemianą izotermiczną. Wobec szeregu hipotez, często niezgodnych ze sobą lub prezentujących odrębne poglądy, zrealizowane badania rozszerzyły znajomość zjawisk i procesów zachodzących w osnowie niestopowego żeliwa sferoidalnego podczas austenitzowania i przemiany izotermicznej przechłodzonego austenitu w bainit.

Do badań użyto żeliwa sferoidalnego wytapianego w żeliwiaku odlewni zakładu produkcyjnego. Proces metalurgiczny był więc taki sam, jaki stosuje się przy normalnej produkcji odlewów. Stąd jakością metalurgiczną żeliwo może odbiegać od eksperymentalnego żeliwa, wytapianego wyłącznie do doświadczeń lub żeliwa wytapianego w piecu elektrycznym. Przed hartowaniem z przemianą izotermiczną żeliwo obrobiono cieplnie. Celem tej obróbki było otrzymanie osnowy żeliwa o strukturze ferrytycznej. Według stanu strukturalnego osnowa ferrytyczna jest strukturą jednorodną, lecz tej jednorodności nie sposób odnieść do zjawiska mikrosegregacji.

Badania struktury wykonano przede wszystkim na próbkach udarnościowych i na próbkach do próby rozciągania. Wybór takiej metodyki badań był w pełni świadomy, gdyż pozwala ona bezpośrednio kojarzyć strukturę z właściwościami mechanicznymi konkretnej próbki.

Przegląd zagadnienia dostarczył wielu informacji o czynnikach wpływających na kształtowanie struktury w obrębie ziarn eutektycznych osnowy żeliwa sferoidalnego ADI. Znaczne zróżnicowanie poglądów w kwestiach szczegółowych ujawniło jednak pogląd wspólny, a przynajmniej dość powszechnie podzielany. Stwierdzono mianowicie, że uzyskiwanie przez to żeliwo dużych wartości wskaźników wytrzymałości i zadawalających wartości wskaźników plastyczności zależy, przy odpowiedniej jakości odlewów, od parametrów obróbki cieplnej, a przede wszystkim od temperatury T_{γ} i czasu τ_{γ} austenitzowania oraz temperatury T_{pi} i czasu τ_{pi} przemiany izotermicznej. Uwzględniono to w niniejszej pracy zarówno przy doborze warunków, jak i metodyki badań oraz przy analizie uzyskanych wyników.

Przemiany w strukturze osnowy żeliwa podczas austenitzowania w literaturze są dotąd odpowiednio wyjaśnione. Występują jednak różnice zdań w odniesieniu do nawęglania osnowy ferrytycznej żeliwa, w szczególności dotyczą one przemieszczania się masy węgla w obrębie ziarn eutektycznych. O występowaniu nie- i przemienionego ferrytu są jedynie wzmianki, informujące o jego ujemnym działaniu.

Uwzględniając badania ujęte w tej pracy i ich analizę, jak również badania tu nie zamieszczone, bezpośrednio związane z tym zagadnieniem, można uznać, że przemiana eutektoidalna w ferrytycznej osnowie żeliwa rozpoczyna się w obszarach granicznych ziarn eutektycznych, gdzie zlokalizowany jest resztkowy perlit po ferrytyzacji. Z uwagi na mikrosegregację pierwiastków, cementyt tego perlitu wykazuje zwiększoną zawartość manganu. Przemiana eutektoidalna perlitu dokonuje się przed osiągnięciem temperatury $Ac_{1,1}$, wyznaczonej za pomocą dylatometru. W tych mikroobszarach zachodzi proces sferoidyzacji cementytu, jego całkowity rozpad i przesylenie ferrytu do momentu jego przemiany w austenit oraz dalsze jego nasycenie. Podwyższenie temperatury prowadzi do ciągłego przesuwania frontu przemiany w kierunku do środka ziarn eutektycznych. Dalszy postęp przemiany w tym kierunku jest realizowany za pomocą węgla pochodzącego z grafitu. Przemieszczanie węgla od wydzielań grafitu do frontu przemiany odbywa się po drogach łatwej dyfuzji, które w tym przypadku stanowią

granice ziarn ferrytycznych. Ziarna te są nasycone węglem do momentu, gdy następuje ich przemiana w niskowęglowy austenit. Dalsze wzbogacenie austenitu węglem odbywa się na tej samej drodze. Proces nawęglania osnowy zachodzi do chwili osiągnięcia temperatury $Ac_{1,2}$. W zakresie temperatury $Ac_{1,1} \div Ac_{1,2}$ współistnieją dwie fazy α i γ . Osiągnięcie lub przekroczenie temperatury $Ac_{1,2}$ nie kończy przemiany eutektoidalnej, ponieważ przemiana ferryt - austenit nie realizuje się całym frontem, a jedynie drogą przemian mikroobszarów, przylegających do siebie, kolejno nasyconych węglem, w kierunku do środka ziarn eutektycznych. Taki mechanizm przemiany sprawia, że nawet po znacznym przekroczeniu temperatury $Ac_{1,2}$ występują w osnowie po hartowaniu ziarna przemienionego lub nieprzemienionego ferrytu. Zlokalizowane są one najczęściej w obszarach między środkiem a granicą ziarn eutektycznych. Przyczyny niepełnej przemiany eutektoidalnej należy wiązać przede wszystkim z mikrosegregacją węgla i krzemu w pojedynczych ziarnach.

Nasykanie węglem pojedynczego ziarna w wyniku przemieszczania frontu przemiany, w odniesieniu do wzbogacania węglem roztworu α , zasługuje również na uwagę. W sposób uproszczony można byłoby przyjąć, że ziarno ferrytu otoczone granicami, którymi odbywa się ruch dyfuzyjny atomów węgla, doznaje wzbogacenia ze wszystkich otaczających stron. Jest to jednak mechanizm bardzo szczególny, a mianowicie: od strony granicy ziarn eutektycznych, w kierunku do ich środka, na granicy ferrytu zgromadzony potencjał dyfuzyjny węgla przemieszcza się do środka ziarna w obszarach a właściwie w przestrzeni o kształcie płytki w formie klina. Płytki te, w których występuje substruktura, rosną szeregowo od jednej do drugiej granicy, umożliwiając dyfuzję węgla w głąb ziarn ferrytu. Stąd zawartość w nich węgla jest większa, niż w sąsiedniej mikroobjętości - klinie, w którym ujawniono istnienie substruktury związanej z mikrosegregacją Si i Mn. Zwiększająca się ilość węgla w płytkach przyczynia się do ich bocznego rozrastania i łączenia się ze sobą w obrębie ziarna byłego ferrytu. W ziarnie austenitu w dalszym ciągu występuje mikrosegregacja węgla, krzemu i manganu. Jej istnienie potwierdza występowanie po hartowaniu trójkątnych ziarn wolnego ferrytu nie- i przemienionego.

Z rozważań wynika, że przekroczenie temperatury $Ac_{1,2}$ powoduje utrzymanie się w osnowie w stanie równowagowym struktury austenitycznej z pewnym udziałem wolnego ferrytu. Przy tym sam austenit jest roztworem niejednorodnym pod względem zawartości węgla, krzemu i manganu, dlatego przy podchładzaniu tworzy się ferryt „zagrodowy”, który towarzyszy ferrytowi nieprzemienionemu.

Przeprowadzone badania wykazały, że prezentowane przez autorów, na podstawie kinetyki austenitowania, poglądy o możliwości otrzymania w temperaturze nadkrytycznej struktury w pełni austenitycznej nie mogą być potwierdzone. Nie znalazła również potwierdzenia teza o nawęglaniu ferrytycznej osnowy żeliwa rozpoczynającym się na granicy fazy grafit - roztwór α .

Wyrzewanie w zakresie izotermicznej przemiany bainitycznej powoduje powstanie w osnowie żeliwa struktury ferrytyczno-austenitycznej. Ponadto w osnowie może zaistnieć martenzyt lub faza węglkowa odpowiednio: przy krótkich lub dłuższych wartościach czasu wytrzymywania. Po austenitowaniu w niższej temperaturze w osnowie może wystąpić ferryt nieprzemieniony i towarzyszący mu ferryt przemieniony. Ziarna ferrytu przemienionego tworzą się z nienasyconego węglem austenitu i zwiększonej zawartości manganu oraz mniejszej zawartości krzemu. Z kolei nieprzemieniony ferryt przesycony węglem ma zwiększoną zawartość krzemu oraz mniejszą zawartość manganu. Jego przemiana w austenit byłaby możliwa po podwyższeniu temperatury austenitowania. Udział zatem obu rodzajów wolnego ferrytu jest zależny

od temperatury austenitowania i szybkości podchładzania, a ta szybkość jest zależna od temperatury przemiany izotermicznej. Trawienie w gorącym pikrynianie sodowym potwierdziło istniejące różnice fizykochemiczne obu rodzajów ferrytu.

W badaniach stwierdzono, że w osnowie żeliwa występuje austenit szczątkowy w różnej postaci. W pakietach ausferrytycznych występuje on w formie płytek, natomiast w obszarze ziarn austenitu są ujawnione subziarna nieprzemienionego austenitu o kształcie figur płaskich (kwadratu, trójkąta, prostokąta itp). Trawienie w gorącym pikrynianie sodowym ujawniło, że te dwa rodzaje austenitu szczątkowego różnią się zawartością węgla. Płytki austenitu biorące udział w przemianie bainitycznej odznaczają się bardzo dużą zawartością węgla, znacznie przekraczającą równowagową zawartość węgla podczas austenitowania. Subziarna austenitu nieprzemienionego, najprawdopodobniej nie biorąc udziału w przemianie bainitycznej, nie nasycają się węglem. Dlatego zawartość w nich węgla odpowiada zawartości równowagowej w temperaturze austenitowania. Taki sam wniosek można postawić w odniesieniu do austenitu szczątkowego znajdującego się w obszarach granicznych ziarn eutektycznych, składających się z austenitu i martenzytu. Ze względu na zjawisko mikrosegregacji austenit ten cechuje się większą zawartością węgla niż austenit z obszarów środkowych. Badania za pomocą dyfrakcji rentgenowskiej na przełomach próbek udurowieńcowych potwierdzają ten pogląd. Znalazło to również potwierdzenie po trawieniu w gorącym pikrynianie sodowym. Badanie za pomocą rentgenowskiej analizy strukturalnej pozwala na określenie zawartości węgla w fazie γ , która jest zawartością uśrednioną, jako wynik analizy całego, znajdującego się w osnowie żeliwa, austenitu szczątkowego.

Przemiana izotermiczna przechłodzonego austenitu, wykazującego większą zawartość węgla równowagowego, po austenitowaniu w wyższej temperaturze, powoduje powstanie w osnowie żeliwa obszarów austenityczno-martenzytycznych na granicach ziarn eutektycznych, ujemnie wpływających w szczególności na jego właściwości plastyczne.

Mniejsza zawartość węgla równowagowego w austenicie, po wygrzewaniu nieco powyżej temperatury $Ac_{1,2}$, wyznaczonej dylatometrycznie, przyczynia się do utworzenia w granicznych obszarach ziarn eutektycznych struktury składającej się z ferrytu bainitycznego i austenitu szczątkowego. Dlatego wyeliminowanie z obszarów granicznych ziarn eutektycznych struktury austenityczno-martenzytycznej wpływa pozytywnie na właściwości plastyczne żeliwa. Teza ta znalazła pełne uzasadnienie.

W metodyce badań mikroskopowych posłużono się transmisyjną mikroskopią elektronową. Badania te przyniosły wyniki sprzyjające wyjaśnieniu niektórych problemów. Ta technika badawcza nie dostarcza jednak pełnej informacji. Obecna technika eksperymentalna, pozwalająca na wniknięcie w głąb materiału, odnosi się do badania cienkich folii w transmisyjnym mikroskopie elektronowym. Pozwala ona na ocenę substruktury poszczególnych składników strukturalnych. Najczęściej jest ona wykorzystywana w badaniach stali. Możliwości jej stosowania w badaniach żeliwa sferoidalnego są ograniczone, ponieważ brak jest metody uzyskania materiału próbki o grubości około 100 nm - cienkiej folii stopu, w którym występują wydzielienia grafitu i mikroniejednorodność osnowy. Stąd niektórzy autorzy wykorzystują do badań stop o zbliżonym składzie chemicznym, odpowiadający składowi chemicznemu osnowy żeliwa. Śledzenie przemian za pomocą preparatyki cienkiej folii umożliwiłoby ujawnienie składników pakietów ausferrytycznych w całym obszarze ziarn eutektycznych.

Podjęta próba analizy stanu fizykochemicznego osnowy żeliwa sferoidalnego stanowi przyczynek do problemu związanego z mikroniejednorodnością struktury ziarn eutektycznych.

Badania rentgenograficzne struktury wykazały, że na substrukturę składników i ich udział oraz stan fizykochemiczny osnowy żeliwa oddziałują warunki austenitowania i przemiany izotermicznej przechłodzonego austenitu w zakresie bainitycznym.

Dyfraktometrię rentgenowską wykorzystano również do ujawnienia mechanizmu pęknięcia osnowy żeliwa ADI. Problem ten jest o tyle ważny, że umożliwia badanie kształtowania struktury w obrębie ziarna eutektycznego.

Badania na powierzchni przełomów różnią się zdecydowanie od badań na powierzchni zglądów metalograficznych. Powierzchnia zglądu jest całkiem przypadkowa. Można zatem twierdzić, że ziarna eutektyczne osnowy żeliwa są przecinane w przypadkowych obszarach, a uzyskane wyniki pomiarów stanowią średnią statystyczną stanu struktury osnowy. Inaczej jest na powierzchni przełomu, ponieważ pęknięcie materiału nie jest przypadkowe. Inicjacja, rozwój i rozprzestrzenianie się pęknięcia pod wpływem naprężeń rozciągających odbywa się po konkretnych składnikach struktury osnowy żeliwa. Stąd można uznać, że powierzchnia przełomu nie przebiega przypadkowo, lecz wynika z określonej systematyki.

Zgodnie z wiedzą i praktyką, inicjacja pęknięcia powstaje na granicy grafit - osnowa i granicy ziarna eutektycznego. Badania dyfraktometryczne przełomów próbek udarnościowych, austenitizowanych w temperaturze $T_{\gamma} = 950^{\circ}\text{C}$, ujawniły, że pęknięcie rozprzestrzenia się po obszarach z mniejszym udziałem austenitu szczątkowego. Austenit ten zawiera więcej węgla niż austenit szczątkowy zglądu metalograficznego, a jego ziarna są drobniejsze.

Uwzględniając obecność w osnowie żeliwa ausferrytu i martenzytu stwierdzono, że rozprzestrzenianie się pęknięcia w ziarnach eutektycznych odbywa się w jego obszarach zawierających więcej węgla. Tymi obszarami są między innymi strefy graniczne ziarn. odznaczające się większym udziałem martenzytu, a zatem także większą zawartością węgla.

Na przebieg pęknięcia w fazie α nie ma wpływu jej przesylenie, lecz wielkość ziarn. Jak wynika z badań, rozprzestrzenianie pęknięcia odbywa się po ziarnach o mniejszych rozmiarach.

Na podstawie wymienionych spostrzeżeń nasuwa się wniosek, zgodny z postawioną tezą, że graniczne obszary ziarn eutektycznych odgrywają doniosłą rolę w mechanizmie pęknięcia ausferrytycznej osnowy żeliwa sferoidalnego. Potwierdzają to także badania mikrofraktograficzne. Przy kształtowaniu właściwości mechanicznych żeliwa sferoidalnego graniczne obszary ziarn eutektycznych pełnią rolę szczególną, która powinna być uwzględniana w praktyce obróbki cieplnej.

Badania rozmieszczenia krzemu, manganu i fosoru na mikroanalizatorze rentgenowskim wyjaśniły problem tworzenia się w strukturze osnowy żeliwa nie- i przemienionego ferrytu. Analiza przyczyn jego tworzenia, tak należy sądzić, wskazała na istotną rolę procesu austenitowania w kształtowaniu struktury osnowy żeliwa sferoidalnego podczas hartowania z przemianą izotermiczną. Z badań wynika, że podczas austenitowania w osnowie żeliwa, oprócz dyfuzyjnego przemieszczania się masy węgla, odbywa się ruch dyfuzyjny atomów pozostałych pierwiastków. Z ziarn austenitu atomy krzemu przez granice międzyfazową przemieszczają się do ziarn ferrytu. Ruch atomów manganu odbywa się w kierunku odwrotnym niż atomów krzemu. Wyznaczanie w niższej temperaturze austenitowania, tuż powyżej temperatury $A_{c1,2}$, wyznaczonej dylatometrycznie, sprawia, że w osnowie żeliwa mogą współistnieć dwie fazy: α i γ . Krzem z fazy γ z mikrostręfy przy granicy międzyfazowej, dyfundując do fazy α , zubaża tę mikrostręgę. Z kolei w ziarnach ferrytu przy ich granicach powstają mikrostręfy, w których znajduje się więcej krzemu niż w środku ziarn. Mangan z granicznej mikrostręfy

dyfunduje przez granicę fazową do austenitu. Wobec tego podczas austenitzowania dochodzi do momentu, gdy obok siebie współistnieją dwie mikrostręfy rozgraniczone granicą międzyfazową, różniące się zawartościami krzemu i manganu. Rozmieszczenie fosforu jest podobne do rozmieszczenia manganu.

Stan współistnienia obu mikrostręf podczas austenitzowania może trwać dość długo, gdyż ustala się równowaga między fazami γ i α . Zmiana tego stanu może nastąpić jedynie przez podwyższenie temperatury. W mikrostręfie, przylegającej do fazy γ , podczas podchładzania w kąpeli solnej dochodzi do utworzenia ferrytu, który powstaje z austenitu o małej zawartości węgla (mniejszej energii swobodnej). Mikrostręfa w ferrytyce jest przesycona węglem, podobnie jak całe ziarna nieprzemienionego ferrytu, bogatsza w krzem, a uboższa w mangan i fosfor. Potwierdzeniem przesylenia ferrytu węglem jest jego mikrotwardość ($263 \div 290$ HV_{0,01}) i obecność po wygrzewaniu wydzieleni węglkowych na granicach międzyfazowych.

Istnienie mikrosegregacji Mn, Si i P, obok mikrosegregacji węgla, w składnikach struktury osnowy żeliwa, stwierdzonej za pomocą mikroanalizy rentgenowskiej, została potwierdzona w sposób jakościowy również badaniami mikroskopowymi przy użyciu odczynnika do trawienia na gorąco.

Wyniki mikroanalizy rentgenowskiej wykazały, że na mikrosegregację w ziarnach eutektycznych, wpływa temperatura austenitzowania. Mikrosegregacja zmienia się też zależnie od miejsca analizowania. W zasadzie można uznać, że w ziarnach eutektycznych osnowy żeliwa austenitzowanego w temperaturze $T_\gamma = 830$ °C wskaźnik mikrosegregacji krzemu po hartowaniu z przemianą izotermiczną w porównaniu ze wskaźnikiem osnowy ferrytycznej w środku ziarn i na ich granicy powiększa się, a w połowie odcinka między wydzieleniem grafitu a granicą ziarna jest mniejsza niż po hartowaniu, a w pozostałych miejscach nie ulega zmianie. Z wartości wskaźnika mikrosegregacji, wyrażonego maksymalną i minimalną zawartością krzemu lub manganu w ziarnie eutektycznym wynika, że stopień mikrosegregacji Si i Mn w porównaniu ze stanem żeliwa ferrytyzowanego odpowiednio: zmniejsza się i powiększa się. Wygrzewanie w zakresie temperatury współistnienia faz α i γ powoduje, w odniesieniu do stanu ferrytyzowanego, znaczące zwiększenie mikrosegregacji Mn i nieznaczne zwiększenie mikrosegregacji Si.

Wyniki badań i ich analiza nie dają podstaw do stwierdzenia, że wygrzewanie żeliwa w zakresie bainitycznym, w przyjętym do badań czasie przemiany, nie wpływa na mikrosegregację.

W ostatniej części badań własnych podjęto próbę oceny oddziaływania struktury, a w szczególności austenitu szczałkowego, na kształtowanie właściwości mechanicznych żeliwa sferoidalnego ADI. Badania te wykazały, że istnieją realne szanse na otrzymanie skojarzenia dużej wytrzymałości z zadawalającą plastycznością żeliwa sferoidalnego ADI.

Do najkorzystniejszych właściwości badanego żeliwa należy zaliczyć: wydłużenie, przewężenie i udarność. Właściwości te uzyskuje żeliwo po austenitzowaniu w temperaturze z niższego zakresu, wówczas gdy równowagowe nasycenie austenitu węglem jest mniejsze.

Hartowanie z przemianą izotermiczną z niższej temperatury austenitzowania gwarantuje jeszcze stosunkowo dużą wytrzymałość oraz niezwykle dużą udarność, przekraczającą udarność żeliwa ferrytycznego. Bardzo korzystne efekty obróbki cieplnej są skutkiem wytworzenia struktury ausferrytycznej bez granicznych obszarów ziarn eutektycznych o strukturze austenitzacyjno-martenzytycznej. Przy hartowaniu z niższej

temperatury austenitowania w tych granicznych obszarach podczas wygrzewania tworzy się struktura ferrytu bainitycznego i austenitu, tak jak w pozostałej części ziarn eutektycznych.

Nie potwierdziła się teza, według której udział austenitu szcążkowego w osnowie żeliwa kształtuje jego plastyczność. Jak wykazały badania i ich analiza, szczególnie ważną rolę w kształtowaniu plastyczności żeliwa odgrywa jednorodność struktury ziarn eutektycznych, zwłaszcza w granicznych obszarach.

Chociaż żeliwo sferoidalne wytapiane w żeliwiaku uznaje się za tworzywo odlewnicze o nieco gorszej jakości, to badania własne udowodniły, że żeliwo to powinno być traktowane jako materiał odlewniczy o jakości zbliżonej do jakości żeliwa wytapianego w piecu elektrycznym, jeżeli dokona się wyboru odpowiedniej wstępnej obróbki cieplnej i dokładnie określi warunki hartowania z przemianą izotermiczną.

Postawione tezy (rozdz.3.1.) odnoszą się do zauważonych w literaturze luk w takich obszarach tematycznych, jak:

- a) struktura austenityczno-martenzytyczna na granicach ziarn eutektycznych,
- b) niska temperatura austenitowania T_{γ} ,
- c) tworzywo wyjściowe do obróbki cieplnej żeliwa sferoidalnego o osnowie ferrytycznej,
- d) otrzymywanie odlewów ADI z żeliwa z żeliwiaka.

Wymienione tezy dają się uzasadnić wynikami badań własnych. Żeliwo ADI hartowane z niskiej temperatury T_{γ} , bliskiej temperaturze $Ac_{1,2}$, po przemianie w niższym zakresie temperatury wykazuje w ziarnach eutektycznych strukturę dolnego bainitu i austenitu szcążkowego oraz nieznaczny udział wolnego ferrytu. Wytrzymywanie zaś w wyższym zakresie temperatury przemiany izotermicznej przyczynia się do wytworzenia w osnowie struktury ferrytyczno-austenitycznej. Osnowa zawiera również wolny ferryt, a jego udział jest nieznaczny. Graniczne obszary ziarn eutektycznych nie mają struktury austenityczno-martenzytycznej. Żeliwo z taką osnową odznacza się korzystniejszymi, większymi wskaźnikami plastyczności, na przykład: wydłużeniem, przewężeniem i udarnością, przy nieznacznie mniejszej wytrzymałości niż żeliwo hartowane z wyższej temperatury T_{γ} .

Stosowanie w charakterze tworzywa wyjściowego do obróbki cieplnej ferrytycznego żeliwa sferoidalnego przyczynia się do ukształtowania bardziej jednorodnej struktury osnowy, wykazującej się mniejszym stopniem mikrosegregacji, co wpływa na związek między jakością odlewów surowych a strukturą i właściwościami odlewów z ADI.

Wyniki badań niektórych właściwości mechanicznych dowodzą, że żeliwo z żeliwiaka, jako tworzywo wyjściowe, obrobione cieplnie, według przyjętych warunków, przy uwzględnieniu temperatury $T_{\gamma} = 950$ i 830 °C, gwarantuje otrzymanie odlewów z żeliwa ADI średniogatunkowego: EN-GJS-1200-2, EN-GJS-1000-5 i niskogatunkowego: EN-GJS-800-8. Na podkreślenie zasługuje duża udarność, na próbkach bez karbu, żeliwa tak obrobionego cieplnie, o wartościach znacznie przekraczających poziom wartości wymaganych w normie amerykańskiej ASTM A 897M-90, przy nieco mniejszej twardości. To korzystne skojarzenie na wysokim poziomie właściwości wytrzymałościowych i plastycznych, badane żeliwo wykazuje dzięki uwzględnieniu roli czynników wpływających na kształtowanie struktury osnowy żeliwa ADI.

Uwzględniając celowość dalszego doskonalenia tego tworzywa konstrukcyjnego na odlewy żeliwne do określonych zastosowań i otrzymane pomyślne wyniki badań, należy:

- 1) przeprowadzić, w celu porównania, badania na żeliwie sferoidalnym wytopionym w piecu elektrycznym, oceniając wpływ czystości i zawartości osnowy,
- 2) poddać badaniom odlewy żeliwa sferoidalnego ze strukturą ferrytyczną w stanie surowym (np. z dodatkiem Al),

- 3) zmieniać zawartość węgla w austenicie osnowy, przed przemianą izotermiczną, na drodze stopniowego podchładzania żeliwa,
- 4) określić optymalny udział wolnego ferrytu w osnowie i jego wpływ na kształtowanie właściwości mechanicznych żeliwa,
- 5) określić wpływ cech stereometrycznych grafitu w odlewach surowych (wielkość i liczbę oraz udział wydzielen) na wyniki procesów austenitowania i izotermicznej przemiany bainitycznej,
- 6) przeprowadzić badania na próbkach udarnościoowych ze standardowym karbem V (w tym badanie udarności poniżej temperatury otoczenia),
- 7) podjąć próby eksploatacyjne konkretnej finalnej części maszyny (np. koła zębatego), w celu określenia właściwości użytkowych.

Przeprowadzone badania mikrofraktograficzne przełomów i połączenie ich z analizą wyników badań dyfrakcyjnych umożliwiły określenie mechanizmu pęknięcia w osnowie żeliwa ADI. Stanowią one zaledwie przyczynek w problematyce pęknięcia żeliwa sferoidalnego i dlatego badania te powinny być kontynuowane.

Analiza właściwości żeliwa sferoidalnego ADI nasuwa następujące wnioski:

- Wymienione tu zalety tego tworzywa odlewniczego powinny uświadomić konstruktorom wyższość połączonej technologii odlewania i obróbki cieplnej nad tradycją stosowania wyłącznie stali lub staliwa w budowie maszyn.
- Ukształtowana, udoskonalona struktura osnowy pozwala na połączenie, na wysokim poziomie, wytrzymałości i plastyczności. Można więc liczyć się z tym, że wytrzymałość na zmęczenie i odporność na ścieranie żeliwa o takiej strukturze zachowa swój poziom w odniesieniu do innych stopów żelaza o porównywalnej twardości.



LITERATURA

- [1] Alloys (Heat) Treating. Foundry, nr 12, s. A3, 1987.
- [2] Albrecht K.H., Emanuel H., Junk H.: Konstruieren und Giessen, t.11, nr 2, s. 13, 1986.
- [3] Barbezat G., Mayer H.: Konstruieren und Giessen, t.9, nr 1, s. 24, 1984.
- [4] Bayati H., Rimmer A.L., Elliott R.: Cast Metals, t.7, nr 1, s. 11-24, 1994.
- [5] Bayati H., Rimmer A.L., Elliott R.: Cast Metals, t.7, nr 2, s. 89-102, 1994.
- [6] Bevan J.E., Scholz W.G.: Modern Casting, nr 11, s. 102, 1977.
- [7] Bhadeshia H.K.D.H., Edmonds D.V.: Metallurgical Transactions, t.10A, s.895, 1979.
- [8] Bhadeshia H.K.D.H., Waugh A.R.: Acta Metallurgica, t.30, s. 775, 1982.
- [9] Bonnet C., Dubé A.: Mem.Sci.Rev. Metall., t.70, nr 1, s. 33, 1973.
- [10] Böschen R., Vettters H., Mayr P., Rydel P.R.: Praktische Metallographie, t.25, nr 11, s. 524, 1988.
- [11] Böschen R., Bomas H., Vettters H., Mayr P.: Konstruieren und Giessen, t.15, nr 3, s. 34, 1990.
- [12] Bunin K.P., Wyszinskaja L.P.: Litejnoe Proizvodstvo, nr 4, s. 23, 1966.
- [13] Chráska P., Dubský J.: Kovové Materialy, t.12, nr 1, s. 10, 1974.
- [14] Cox G.J.: Foundry Tr. J., t.137, nr 11-28, s. 741, 1974.
- [15] Cox G.J.: British Foundryman, t.75, nr 1, s. 1, 1982.
- [16] Cox G.J.: British Foundryman, t.79, nr 5, s. 215, 1986.
- [17] Cox G.J., Röhrig K.: Konstruieren und Giessen, t.16, nr 4, s. 11, 1991.
- [18] Darwish N., Elliott R.: Materials Science and Technology, t.9, nr 7, s. 572 i 586, 1993.
- [19] Dawson J.V.: Foundry Tr. J., nr 8-14, s. 239, 1980.
- [20] Demidowa T.G., Kunjawsij M.H.: Litejnoe Proizvodstvo, nr 2, s. 20, 1955.
- [21] Dodd J.: Giesserei, t.65, nr 4, s. 73, 1978.
- [22] Dorazil E., Kraus V.: Slévárenství, t.18, nr 12, s. 503, 1970.
- [23] Dorazil E., Kraus V.: Slévárenství, t.19, nr 9, s. 381, 1971.
- [24] Dorazil E.: Kovové Materiály, t.9, nr 6, s. 475, 1971.
- [25] Dorazil E., Barta B., Münsterova E.: Giessereitechnik, t.19, nr 3, s. 79, 1973.
- [26] Dorazil E.: Archiv Eisenhüttenwesen, t.45, nr 5, s. 331, 1974.
- [27] Dorazil E., Münsterova E.: Praktische Metallographie, t.14, s. 201, 1977.
- [28] Dorazil E., Crhak J., Barta B.: Slévárenství, t.26, nr 4, s.142, 1978.
- [29] Dorazil E., Barta B., Crhak J., Münsterova E.: Metallw. i Term. Obr. Met., nr 7, s. 19, 1978.
- [30] Dorazil E., Münsterova E.: Härtereitechnische Mitteilungen, t. 33, nr 4, s. 209, 1978.
- [31] Dorazil E., Švejcár J.: Kovové Materiály, t.16, nr 1, s. 27, 1978.
- [32] Dorazil E., Švejcár J.: Kovové Materiály, t.17, nr 1, s. 28, 1979.
- [33] Dorazil E., Crhak J., Barta B., Huvar A.: Slévárenství, t.27, nr 2, s. 49, 1979.
- [34] Dorazil E., Barta B., Crhak J., Münsterova E.: Strojirenství, t.29, nr 8, s. 475, 1979.
- [35] Dorazil E., Podrábský T., Švejcár J.: Kovové Materiály, t.19, nr 6, s. 669, 1981.
- [36] Dorazil E., Holzmann M., Crhak J., Kohout J.: Giesserei - Praxis, nr 8-9, s. 109, 1985.
- [37] Dorazil E., Münsterova E., Karpišek Z., Stransky L.: Slévárenství, t.34, nr 1, s. 2, 1986.
- [38] Dorazil E.: Foundry, nr 7, s. 36, 1986.
- [39] Dorazil E., Podrábský T., Švejcár J.: Giesserei - Praxis, nr 3-4, s. 23, 1987.
- [40] Dorazil E., Podrábský T., Švejcár J.: Strojirenství, t.40, nr 6, s. 342, 1990.
- [41] Dubensky W.J., Rundman K.B.: AFS Transactions, t.93, nr 64, s. 389, 1985.
- [42] Dymski S., Oleszycki H.: Metaloznawstwo i Obróbka Ciepna, nr 59-60, s. 10, 1982.
- [43] Dymski S.: Instytut Mechaniki Precyzyjnej, Warszawa, 1983 (praca doktorska, niepublikowana).
- [44] Dymski S.: III Konferencja N-T „Konstrukcja, Technologia i Eksploatacja Maszyn”. ATR Bydgoszcz, s. 20, 1986.
- [45] Dymski S.: Metaloznawstwo, Obróbka Ciepna i Inżynieria Powierzchni, nr 124-126, s. 27, 1993.
- [46] Dymski S.: Z. Naukowe Nr 194 ATR Bydgoszcz, Mechanika 39, s. 51, 1996.
- [47] Dymski S.: Z. Naukowe Nr 194 ATR Bydgoszcz, Mechanika 39, s. 41, 1996.
- [48] Dymski S.: Z. Naukowe Nr 193 ATR Bydgoszcz, Mechanika 38, s. 69, 1995.

- [49] Dymski S., Szykowny T.: *Materials Science and Technology*, t.12, nr 5, s. 385, 1996.
- [50] Dymski S., Ziółkowski A.: I Krajowa Konferencja Naukowa „Materiałoznawstwo - - Odlewnictwo - Jakość”. Politechnika Krakowska, Kraków, s. 27, 20-22.02, 1997.
- [51] Dymski S.: VIII Międzynarodowa Konferencja Naukowo-Techniczna „Tendencje rozwojowe w procesach produkcyjnych”- Sekcja III - „Odlewnictwo, Materiałoznawstwo, Spawalnictwo”. Komisja Budowy Maszyn PAN Oddział w Poznaniu, Zielona Góra, s. 35, wrzesień 1997.
- [52] Dymski S.: Konferencja „Mechanika 97 - Nauka i Praktyka”, Politechnika Gdańska, Gdańsk - Elbląg, s. 129, 1997
- [53] Dymski S.: *Z. Naukowe* Nr 216 ATR Bydgoszcz, *Mechanika* 43, s. 199, 1998.
- [54] Dymski S., Oleszycki H.: *Z. Naukowe* Nr 216 ATR Bydgoszcz, *Mechanika* 43. s. 207, 1998.
- [55] Elsnaragawy B.A., Gaafar M.L., Madi H.A., Makssoud E.A.: 53th World Foundry Congress. 7 ET, s. 1-10, Prague le 7-12, Septembre, 1986.
- [56] Fedorowa S.A., Juszkiewicz P.M., Nemcow W.I., Larkina W.M.: *Metallow. i Term. Obr. Met.*, nr 11, s. 25, 1969.
- [57] Freiwilling R., Koritta J., Ježek J.: *Kovové Materiály*, t.VIII, nr 3, s. 249, 1970.
- [58] Forrest R.D.: *Foundryman*, t.81, nr 4, s. 168, 1988.
- [59] Gagné M., Fallon P.A.: *Canadian Metallurgical Quarterly*, t.25, nr 1, s. 79, 1986.
- [60] Gagné M.: *Giesserei - Praxis*, nr 10, s. 155, 1987.
- [61] Gagné M.: *Fonderie- Fondeur d’Aujourd’hui*, nr 74, s. 39, Avril, 1988.
- [62] Gundlach R.B., Janowak J.F.: *Metal Progress*, nr 2, s. 19, 1985.
- [63] Harding R.A.: *Metals and Materials*, t.2, nr 2, s. 65, 1986.
- [64] Harding R.A., Gilbert G.N.J.: *British Foundryman*, t.79, nr 10, s. 489, 1986.
- [65] Harris D.A., Maitland R.J.: *Iron and Steel*, t.43, nr 2, s. 53, 1970.
- [66] Harris D.A., Maitland R.J.: *Iron and Steel*, t.43, nr 10, s. 325, 1970.
- [67] Hauke W., Hornung K.: *Härterei Technische Mitteilungen*, t.38, nr 2, s. 72, 1983.
- [68] Heine H.J.: *Fundry - Management and Technology*, t.116, nr 11, s. 20, 1988.
- [69] Herfurth K.: Instytut Mechaniki Precyzyjnej w Warszawie. Narada monotematyczna pt. „Obróbka cieplna żeliwa”, s. 78, Serpelice, 6-8. IX, 1979.
- [70] Herfurth K., Ketscher N.: *Giesserei*, 84, nr 22, s. 25, 1997.
- [71] Hougardy H.P.: *Härterei Technische Mitteilungen*, t.33, nr 5, s. 252, 1978.
- [72] Jakowlew F.I.: *Litejnoe Proizwodstwo*, nr 3, s. 21, 1968.
- [73] Jakowlew F.I.: *Litejnoe Proizwodstwo*, nr 9, s. 5, 1985.
- [74] Jakowlew F.I.: *Metallow. i Term. Obr. Met.*, nr 9, s. 52, 1988.
- [75] Janowak J.F., Gundlach R.B.: *Giesserei - Praxis*, nr 19, s. 317, 1984.
- [76] Janowak J.F., Morton P.A.: *AFS Transactions*, t.92, nr 120, s. 489, 1984.
- [77] Johansson M.: Instytut Mechaniki Precyzyjnej w Warszawie. Narada monotematyczna pt. „Obróbka cieplna żeliwa”, s. 54, Serpelice. 6-8.IX. 1979.
- [78] Juneja R.H., Chakrabarti A.K., Basak A., Bhattacharya A.: *Foundry - Management and Technology*, nr 2, s. 64, 1989.
- [79] Kippola D.E., Moore D.J., Rouns T.N., Rundman K.B: *Giesserei - Praxis*, nr 6. s. 80, 1985.
- [80] Kleckin Ja.G., Lewitan M.M.: *Litejnoe Proizwodstwo*, nr 9, s. 9, 1987.
- [81] Klug R.C., Hintz M.B., Rundman K.B.: *Metallurgical Transactions AIME*, t.16A, nr 5, s. 797, 1985.
- [82] Kobayashi T., Yamamoto H.: *Metallurgical Transactions AIME*, t. 19A, nr 2, s. 319, 1988.
- [83] Koch H., Herfurth K.: *Neue Hütte*, t.19, nr 12, s. 730, 1974.
- [84] Kowalski A., Tybulczuk J., Jackowski J.: *Przegląd Odlewnictwa*, nr 5, s. 17, 1989.
- [85] Kowalski A., Tybulczuk J., Jackowski J.: *Przegląd Odlewnictwa*, nr 1, s. 15, 1991.
- [86] Kriwoszew D.E., Taran Ju.H., Bunina Ju.K.: *Metallow. i Term. Obr. Met.*, nr 4, s. 52, 1966.
- [87] Kulikow W.I., Beljakow A.I.: *Metallow. i Term. Obr. Mct.*, nr 8, s.42, 1986.
- [88] Kuroda Y., Takada H.: *Przegląd Odlewnictwa*, nr 3, s. 95, 1971.
- [89] Lewandowski K., Rączka M.: *Przegląd Odlewnictwa*, nr 2, s. 63, 1992.

- [90] Liu Y.C., Schissler J.M., Chobaut J.P.: Hommes et Fonderie, Novembre et Decembre, s. 39, 1994.
- [91] Mannes W., Hornung K., Rettig H.: Konstruieren und Giessen, nr 4, s. 19, 1985.
- [92] Marcinkowski J., Podrzucki C.: Przegląd Odlewnictwa, nr 3, s. 117, 1991.
- [93] Matas S.I., Hehemann R.F.: Transactions of the Metallurgical Society of AIME, t.221, nr 2, s.179, 1961.
- [94] Moore D.J., Rouns T.N., Rundman K.B.: AFS Transactions, nr 103, s. 705, 1985.
- [95] Moore D.J., Rouns T.N., Rundman K.B.: Giesserei - Praxis, nr 19, s. 271, 1987.
- [96] Moore D.J., Rouns T.N., Rundman K.B.: Giesserei - Praxis, nr 23-24, s. 309, 1988.
- [97] Morgan H.L.: British Foundryman, t.80, nr 2-3, s. 98, 1987.
- [98] Naylor J.P., Krahe P.R.: Metallurgical Transactions, t.5 nr 7, s. 1699, 1974.
- [99] Nili Ahmadabadi M., Ohide T., Niyama E.: Cast Metals, t.5, nr 2, s. 62, 1992.
- [100] Nili Ahmadabadi M., Niyama E., Ohide T.: Cast Metals, t.6, nr 4, s. 182, 1994.
- [101] Oleszycki H., Sadowski J.: Z. Naukowe 74, ATR Bydgoszcz, Mechanika 21, s. 49, 1979.
- [102] Oleszycki H., Szykowny T.: Z. Naukowe 74, ATR Bydgoszcz, Mechanika 21, s. 77, 1979.
- [103] Oleszycki H.: Rola zabiegów cieplnych w kształtowaniu struktury perlitycznej i właściwości mechanicznych niestopowego żeliwa sferoidalnego. ATR Bydgoszcz, Rozprawy Nr 7, 1982.
- [104] Pachowski M.: Metaloznawstwo i Obróbka Ciepła, nr 43, s. 16, 1980.
- [105] Pachowski M.: Metaloznawstwo i Obróbka Ciepła, nr 53-54, s. 12, 1981.
- [106] Pachowski M.: Przegląd Odlewnictwa, nr 1, s. 20, 1983.
- [107] Pachowski M., Dymski S.: Metaloznawstwo, Obróbka Ciepła i Inżynieria Powierzchni, nr 106-108, s. 44, 1990.
- [108] Park Y.W., Kang I.C.: 58th World Foundry Congress, ref. no. 22, Kraków, 15-19, September, 1991.
- [109] Piaskowski J., Jankowski A.: Żeliwo sferoidalne. Wyd. II. WNT, Warszawa 1974
- [110] Piaskowski J.: Przegląd Odlewnictwa, nr 1, s. 27, 1992.
- [111] Piwowarow W.M., Lewczenko A.A., Tananko I.A.: Metallow. i Term. Obr. Met., nr 1, s. 69, 1970.
- [112] Podrábský T., Dorazil E., Kohout J.: Slévárnstvi, t.33, nr 9, s. 353, 1985.
- [113] Podrábský T., Švejar J., Dorazil E., Barta B.: Slévárnstvi, t.35, nr 1, s. 27, 1987.
- [114] Podrábský T., Dorazil E., Kohout J.: Slévárnstvi, t.37, nr 9, s. 381, 1989.
- [115] Podrzucki C.: Żeliwo. Struktura, właściwości, zastosowanie. t.I i II. Wyd. ZG STOP Kraków 1991.
- [116] Przybyłowicz K., Jasińska S.: Nowoczesne metody badawcze w metalurgii i metaloznawstwie. Wyd. II. Uzupełnione. Skrypt uczelniany nr 797, AGH Kraków 1981.
- [117] Riposan I., Chisamera M., Bucuresti I.P.: Metalurgia, t.40, nr 8, s. 472, 1988.
- [118] Rezk A.Sh., Fargues J., Parent - Simonin S.: Fonderie - Fondateur d'Aujourd'hui, nr 56, s. 13, Juin - Juillet, 1986.
- [119] Röhrig K.: Giesserei - Praxis, nr 1-2, s. 1, 1983.
- [120] Röhrig K.: Konstruieren und Giessen, t.11, nr 4, s. 43, 1986.
- [121] Röhrig K.: Giesserei - Praxis, nr 3-4, s. 34, 1988.
- [122] Ryś J.: Wstęp do metalografii ilościowej. Wyd. „Śląsk”, Katowice 1970.
- [123] Santos H., Viana F.: Proceedings of 56th International Foundry Congress, p. 25, Düsseldorf 19-23 May, 1989.
- [124] Santos H., Pinto A., Torres V.: 58th World Foundry Congress, ref. no. 23, Kraków 15-19, September, 1991.
- [125] Schissler J.M.: Hommes et Fonderie, s.13, Avril, 1986.
- [126] Schissler J.M., Le Dily D., Chobaut J.P.: Hommes et Fonderie, s. 9, Août-Septembre, 1988.
- [127] Schissler J.M., Chobaut J.P.: Hommes et Fonderie, s. 21, Février, 1990.
- [128] Schissler J.M., Chobaut J.P., Guridi J.R.: Hommes et Fonderie, s. 21, Février, 1994.
- [129] Schmidt I., Schuchert A.: Konstruieren und Giessen, t.13, nr 3, s. 18, 1988.
- [130] Semenow R.A., Frołow W.K., Saltykow M.A., Najman T.S., Ioffe A.A.: Litejnoe Proizvodstvo, nr 6, s. 39, 1972.
- [131] Senczyk D.: Laboratorium z rentgenografii strukturalnej. Wyd. Uczelniane Politechniki Poznańskiej, Poznań 1974.

- [132] Sękowski K.: Przegląd Odlewnictwa, nr 8-9, s. 250, 1973.
- [133] Shea M.M., Ryntz E. F.: Giesserei - Praxis, nr 19, s. 280, 1987.
- [134] Solncew L.A., Iwanowa L.P., Minjailo T.L., Powljuczenko A.A.: Metallow. i Term. Obr. Met., nr 6, s. 29, 1976.
- [135] Stec J., Piaskowski J.: Prace Instytutu Odlewnictwa, nr 1, s. 17, 1979.
- [136] Swiridenko K.A.: Metallow. i Term. Obr. Met., nr 12, s. 52, 1969.
- [137] Ueda Y., Takita M., Ikuta H.: Imono, t.57, nr 11, s. 728, 1985.
- [138] Viau R., Gagné M., Thibau R.: Giesserei - Praxis, nr 9-10, s. 117, 1988.
- [139] Voigt R.C., Bendaly R., Janowak J.F., Park Y.I.: AFS Transactions, nr 72, s. 453, 1985.
- [140] Voigt R.C.: Giesserei -Praxis, nr 7, s. 95, 1985.
- [141] Voigt R.C., Eldoky L.: 53th World Foundry Congress, ref. no. 17, Praha 7-12, September, 1986.
- [142] Voigt R.C.: Cast Metals, t.2, nr 2, s. 71, 1989.
- [143] Wade N., Lu C., Ueda Y., Maeda T.: Trans. Japan, Foundrymens Society, t.4, s. 22, 1985.
- [144] Wilford C.F., Clarkson I.: Foundryman, t.82, nr 8, s. 364, 1989.
- [145] Wolfensbeger S.: Giesserei - Forschung, nr 2, s. 71, 1987.
- [146] Woloszczenko M.W., Ridnyj A.A., Litowka W.I., Zelenyj B.G., Makeewa W.P.: Metallow. i Term. Obr. Met., nr 7, s. 47, 1964.
- [147] Woloszczenko M.W., Kramarenko O.Ju., Toropow A.I., Lagarewa Z.I.: Metallow.i Term. Obr. Met., nr 4, s. 43, 1966.
- [148] Woloszczenko M.W., Litowka W.I., Zelenyj B.G.: Metallow. i Term. Obr. Met., nr 5, s. 50, 1968.

STRESZCZENIE

W pierwszej części pracy, analizującej stan zagadnienia, przedstawiono poglądy autorów publikacji na procesy zachodzące w osnowie żeliwa sferoidalnego podczas austenitizowania i izotermicznej przemiany bainitycznej. Uwzględniono wpływ austenitizowania na stan struktury osnowy żeliwa. W szczególności zwrócono uwagę na mechanizm przemiany bainitycznej w stopach Fe-C-Si z uwzględnieniem kinetyki, morfologii produktów i wpływu pierwiastków stopowych. Opisano wpływ mikrosegregacji na kinetykę i proces tworzenia struktury żeliwa podczas wygrzewania w zakresie bainitycznym. Starano się zaprezentować poglądy na wpływ struktury osnowy na właściwości mechaniczne żeliwa sferoidalnego w świetle oddziaływania warunków austenitizowania, warunków przemiany izotermicznej i składu chemicznego. Na zakończenie analizowano zagadnienie związane z mikrofraktografią żeliwa.

Do badań użyto niestopowego żeliwa sferoidalnego po wyarzaniu ferrytyzującym. Stosowano temperaturę austenitizowania $T_\gamma = 950$ i 830 °C, a temperaturę przemiany izotermicznej T_{pi} w zakresie $400 \div 250$ °C oraz czas w przedziale $15 \div 240$ min.

Przeanalizowano przemiany struktury w osnowie, za pomocą mikroskopu świetlnego, transmisyjnego mikroskopu elektronowego na próbkach wyciętych z próbek udarnościowych żeliwa sferoidalnego ADI. Zgłady trawiono tradycyjnym odczynnikiem dla stopów Fe-C - nitaliem oraz w gorącym pikrynianie sodowym. Stwierdzono, że po austenitizowaniu w temperaturze $T_\gamma = 950$ °C i przemianie izotermicznej osnowa żeliwa składa się z ferrytu bainitycznego i austenitu szczątkowego oraz struktury austenityczno-martenzytycznej w obszarach granicznych ziarn eutektycznych. W początkowym okresie przemiany izotermicznej w środku ziarn eutektycznych występuje również martenzyt.

Po austenitizowaniu w temperaturze $T_\gamma = 830$ °C w osnowie, oprócz ferrytu bainitycznego i austenitu szczątkowego, w obszarze ziarn eutektycznych współistnieje wolny ferryt, natomiast w granicznych obszarach ziarn eutektycznych, podobnie jak i w ich środku, występuje struktura ferrytyczno-austenityczna. Za pomocą trawienia w gorącym pikrynianie sodowym zidentyfikowano w osnowie żeliwa występowanie faz wysoko- i niskowęglowych. Szczegółowa analiza wyników pozwoliła na przedstawienie mechanizmu nawęglania ferrytycznej osnowy żeliwa.

Strukturalną analizę rentgenowską przeprowadzono na próbkach metalograficznych i na przełomach tych samych próbek udarnościowych. Stwierdzono występowanie w osnowie faz α , α' i γ . Wyznaczono parametry sieci krystalograficznej, wielkość ziarna faz γ i α . Analizowano zawartość węgla w składnikach struktury osnowy żeliwa sferoidalnego ADI. W świetle uzyskanych wyników uznano, że warunki austenitizowania i przemiany izotermicznej przechłodzonego austenitu kształtują stan fizykochemiczny składników struktury osnowy żeliwa. Badania dyfrakcyjne na przełomach próbek udarnościowych doprowadziły do częściowego wyjaśnienia problemu, związanego z przebiegiem pęknięcia w osnowie żeliwa przy udarowym zginaniu. Szczegółowa analiza mechanizmu pęknięcia osnowy żeliwa pozwoliła ujawnić, że w tak niejednorodnej strukturze, w ujęciu statystycznym, pęknięcia przemieszczały się głównie, lecz nie jedynie, w fazach bogatych w węgiel, występujących w granicznych obszarach ziarn eutektycznych.

Badania rozmieszczenia pierwiastków chemicznych w osnowie żeliwa dotyczyły krzemu, manganu i fosforu. Wykorzystując wyniki mikroanalizy, wyznaczono wskaźniki mikrosegregacji w ziarnach eutektycznych i poddano je analizie. Wartość tych wskaźników ulega nieznacznej zmianie pod wpływem temperatury austenitizowania. Nie stwierdzono natomiast wpływu warunków przemiany izotermicznej na zmiany tych

wskaźników. Opierając się na wynikach badania mikrosegregacji w obszarze ziarn eutektycznych i szczegółowej analizie, przedstawiono schemat rozmieszczenia Si, Mn i P w strukturze osnowy po wygrzewaniu w temperaturze $T_{\gamma} = 830^{\circ}\text{C}$.

W ostatniej części badań przeanalizowano wpływ warunków hartowania z przemianą izotermiczną na kształtowanie właściwości mechanicznych: wytrzymałość na rozciąganie R_m , wydłużenie A_5 , przewężenie Z , udarność KCG i twardość HV. Przeprowadzono analizę korelacyjną między udziałem austenitu szczytkowego w osnowie żeliwa sferoidalnego a właściwościami plastycznymi (wydłużeniem, przewężeniem i udarnością). Stwierdzono, że austenitzowanie żeliwa w temperaturze $T_{\gamma} = 830^{\circ}\text{C}$ kształtuje strukturę jego osnowy, oddziałując na jego wytrzymałość i plastyczność. Podobnie jest z austenitzowaniem w temperaturze $T_{\gamma} = 950^{\circ}\text{C}$. Hartowanie z tej temperatury przyczynia się do kojarzenia nieco większej wytrzymałości z zadawalającą plastycznością zaś obniżenie temperatury do $T_{\gamma} = 830^{\circ}\text{C}$ przyczynia się do znaczącego zwiększenia plastyczności, a w szczególności udarności, przy nieznacznie mniejszej wytrzymałości. Po takiej obróbce cieplnej żeliwo wykazuje właściwości odpowiadające niektórym gatunkom żeliwa ADI, zgodnie z normami: USA i Europy.

Przedstawiono również mikrofraktograficzne badania przełomów próbek udarnościowych. Stwierdzono, że na morfologię przełomów wpływa skład struktury osnowy żeliwa sferoidalnego. Powiązanie tych badań z badaniami dyfrakcji rentgenowskiej pozwoliło na ocenę mechanizmu pęknięcia w ausferytycznej osnowie żeliwa sferoidalnego.

FORMATION OF THE MICROSTRUCTURE AND THE MECHANICAL PROPERTIES OF DUCTILE CAST IRON DURING ISOTHERMAL BAINITIC TRANSFORMATION

ABSTRACT

The first part of the article, analysing the state of the problem, introduces the authors' views on the processes taking place in the matrix of ductile cast iron during austenitizing and isothermal transformation into bainite. The influence of austenitizing on the structure of the matrix is described. In particular, the mechanism of the bainitic transformation in the Fe-C-Si alloy considering the kinetics, morphology of the products and the influence of the alloy elements is detailed. The influence of microsegregation on the kinetics and the process of creating the structure of the cast iron during soaking in the bainitic range is described. An attempt to introduce views on the influences of the matrix structure on the mechanical properties of the cast iron from the point of view of the austenitizing conditions, isothermal transformation conditions and the chemical composition is made. The final section contains a study of the aspects related to the microfractography of the cast iron.

Non-foot cast iron following ferritizing annealing was used during the experiments. The austenitizing temperature of $T_\gamma = 950$ and 830 °C, and the isothermal transformation temperature of T_{pi} in the range of $400, 250$ °C for different periods of time between 15 and 240 minutes were used.

The transformation of the structure of the matrix was analysed using a light broadcasting microscope and an electron microscope. Samples cut from impacted cast iron specimens (55 by 10 by 10 mm) were used. The samples were etched in nital, a traditional Fe-C alloy agent and in picral. It was observed that following the austenitizing in the temperature of $T_\gamma = 950$ °C and the isothermal transformation, the cast iron matrix consists of bainitic ferrite and retained austenite as well as austenite-martensite structures in the intercellular areas. Martensite also appears in the centres of the intercellular areas during the initial period of the isothermal transformation.

Following the austenitizing in the temperature of $T_\gamma = 830$ °C, apart from the bainitic ferrite and retained austenite, free ferrite coexists in the intercellular areas in the matrix while ausferrite structures appear in the intercellular areas and in their centres. Using hot picral etching, low- and high-carbon phases were identified in the matrix. A detailed analysis of the results allowed to draw conclusions about the mechanism of carburizing of the ferrite matrix of the cast iron.

Structural X-ray analysis was performed on more samples and on the same impacted cast iron specimens as the ones used during the microscopic study. Phases α , α' , and γ were identified in the matrix. The lattice parameters and the sizes of phase γ and α grains were marked. The carbon content in the components of the matrix structure was analysed. Based on the results of the analysis, it was concluded that the conditions of the austenitizing and the isothermal transformation of the austenite influence the physical and chemical states of the components of the matrix. The diffractometric examination on the bends of the impacted samples resulted in a partial explanation of the problem of the way in which the matrix fractures when it is subjected to impact bending. A detailed analysis of the cracking mechanism of the matrix revealed that, statistically, in such a heterogeneous structure the cracks were shifting

mostly, but not only, in the high-carbon phases, occurring in the boundaries of the intercellular region.

The investigation of the distribution of the elements in the matrix related to silicon, manganese and of phosphorus. Using the results of the microanalysis, the microsegregation factors were marked and analysed. The value of the factors changes slightly under the austenitizing temperature. No changes of the factors were observed under the isothermal transformation conditions. Based on the results of the investigation of the microsegregation of the intercellular areas and a detailed analysis thereof, a diagram of the distribution of Si, Mn and P in the structure of the matrix following soaking in the temperature of $T_{\gamma} = 830 \text{ }^{\circ}\text{C}$ was developed.

The last part of the study includes the analysis of the influence of the austempering conditions on the formation of the mechanical proprieties such as tensile strength (R_m), elongation (A_5), area reduction (Z), impact (KCG), and hardness (HV). A correlational analysis comparing the occurrence of the retained austenite in the matrix with the plasticity of the material (elongation, area reduction, and impact). It was observed that the austenitizing of the cast iron in the temperature of $T_{\gamma} = 830 \text{ }^{\circ}\text{C}$ shapes the structure of its matrix, influencing its strength and plasticity. Similar results were achieved when austenitizing in the temperature of $T_{\gamma} = 950 \text{ }^{\circ}\text{C}$. A treatment at these temperatures contributed to a slight improvement of the tensile strength while maintaining satisfactory plasticity. At the same time, the lowering of the temperature to $T_{\gamma} = 830 \text{ }^{\circ}\text{C}$ contributes to a significant increase of plasticity, impact plasticity in particular, with a minimum decrease of tensile strength. Following such heat treatment the iron shows proprieties similar to those of certain ADI cast iron grades of and thus complies with the applicable US and European standards.

A microfractographic study of the fractures of impacted samples were also presented. It was observed that the morphology of fractures is influenced by the composition of the matrix structure. An analysis of the findings in the context of an X-ray diffraction study allowed an evaluation of the mechanism of cracking in the ausferrite matrix of the ductile cast iron.

Biblioteka Główna ATR w Bydgoszczy

S 26306



ISSN 0209-0597