ROZPRAWA
DOKTORSKA

Uniwersytet Technologiczno-Przyrodniczy
im. Jana i Jędrzeja Śniadeckich w Bydgoszczy
Wydział Inżynierii Mechanicznej
Instytut Technik Wytwarzania
Zakład Inżynierii Materiałowej

PRACA DOKTORSKA

Wpływ austenityzowania na mikrostrukturę i własności mechaniczne żeliwa sferoidalnego hartowanego izotermicznie stosowanego na elementy maszynowe

mgr inż. Tomasz GIĘTKA

Promotor
dr hab. inż. Stanisław DYMSKI, prof. nadzw. UTP

Praca naukowa finansowana ze środków na naukę w ramach realizacji projektu promotorskiego nr N508 389335 finansowanego w latach 2008-2009

Bydgoszcz, 2010

Biblioteka Główna UTP w Bydgoszczy
000000143191

Uniwersytet Technologiczno-Przyrodniczy
BIBLIOTEKA GŁÓWNA
Bydgoszcz

D389

10D72/2

Praca finansowana w ramach projektów:

- "Krok w przyszłość - stypendia dla doktorantów I edycja",
- "Stypendia dla doktorantów 2008/2009 - ZPORR" finansowany przez UE z Europejskiego Funduszu Społecznego oraz Budżetu Państwa w ramach Zintegrowanego Programu Operacyjnego Rozwoju Regionalnego,

ZPORR EFS WOJEWÓDZTWO KUJAWSKO-POMORSKIE

- "Krok w przyszłość - stypendia dla doktorantów III edycja",

KAPITAŁ LUDZKI NARODOWA STRATEGIA SPÓJNOŚCI WOJEWÓDZTWO KUJAWSKO-POMORSKIE UNIA EUROPEJSKA EUROPEJSKI FUNDUSZ SPOŁECZNY

Pragnę wyrazić podziękowania
Promotorowi
Panu Prof. dr hab. inż. **Stanisławowi Dymskiemu**
za życzliwość, cenne uwagi i wskazówki
podczas pisania pracy.

Dziękuję pracownikom
Zakładu Inżynierii Materiałowej
za pomoc w realizacji badań i twórczy udział
w dyskusjach nad zagadnieniami poruszanymi w pracy.

Autor

Spis treści

1. Wprowadzenie 7

2. Stan zagadnienia 8

2.1. Żeliwo sferoidalne 11

2.2. Żeliwo sferoidalne hartowane z przemianą izotermiczną 13

2.2.1. Proces austenityzowania osnowy 14

2.2.2. Temperatura i czas austenityzowania 15

2.2.3. Temperatura i czas przemiany izotermicznej 17

2.2.4. Skład chemiczny żeliwa 22

3. Warianty hartowania izotermicznego 27

4. Aspekty zastosowania żeliwa sferoidalnego hartowanego izotermicznie 33

4.1. Własności żeliwa sferoidalnego po hartowaniu izotermicznym 37

5. Podsumowanie stanu zagadnienia 40

6. Badania własne 41

6.1. Teza i cel pracy 41

6.2. Metodyka badań 42

6.3. Materiał 44

6.4. Obróbka cieplna próbek 47

6.5. Badania strukturalne 48

6.5.1. Badania mikroskopowe 48

6.5.2. Komputerowa analiza obrazu 48

6.5.3. Rentgenowska analiza strukturalna 48

6.5.4. Badania dylatometryczne 50

6.6. Badania własności mechanicznych 51

6.6.1. Wytrzymałość i plastyczność 51

6.6.2. Twardość 51

6.6.3. Udarność 51

7. Wyniki badań 52

7.1. Wyniki badań strukturalnych 52

7.1.1. Wyniki badań mikroskopowych 52

7.1.2. Wyniki komputerowej analizy obrazu 65

7.1.3. Wyniki badań rentgenograficznych 66

7.1.4. Wyniki badań dylatometrycznych 69

7.2. Wyniki badań własności mechanicznych 71

7.2.1. Wytrzymałość i plastyczność 71

7.2.2. Wyniki twardości 73

7.2.3. Wyniki udarności 75

8. Dyskusja wyników 77

8.1. Analiza statystyczna wyników 91

9. Podsumowanie i wnioski 98

Literatura 103

Wykaz oznaczeń i skrótów użytych w pracy

A	- austenit
AF	- ausferryt
AF_d	- ausferryt dolny
AF_g	- ausferryt górny
Ac_1, Ar_1	- temperatura przemiany eutektoidalnej przy nagrzewaniu i chłodzeniu, ^0C
$Ac_{1,1}$, $Ac_{1,2}$	- dolna i górna granica zakresu temperatur przemiany eutektoidalnej przy nagrzewaniu, ^0C
$Ar_{1,1}$, $Ar_{1,2}$	- górna i dolna granica zakresu temperatur przemiany eutektoidalnej przy chłodzeniu, ^0C
Ar_3	- temperatura przemiany austenitu w ferryt przy chłodzeniu, ^0C
A_5	- wydłużenie względne, %
$a_{Fe\gamma}$	- parametr sieci żelaza γ, nm
a_α	- parametr sieci ferrytu, nm
a_γ	- parametr sieci austenitu, nm
B	- bainit
BD	- bainit dolny
BG	- bainit górny
B_s	- temperatura początku przemiany bainitycznej, ^0C
B_f	- temperatura końca przemiany bainitycznej, ^0C
b	- szerokość linii dyfrakcyjnej, rad
b_1	- szerokość linii dyfrakcyjnej związana z wielkością ziarn, rad
b_2	- szerokość linii dyfrakcyjnej związana ze zniekształceniem sieci, rad
$b_{1/2\alpha}$	- szerokość linii dyfrakcyjnej ferrytu, rad
$b_{1/2\gamma}$	- szerokość linii dyfrakcyjnej austenitu, rad
C_e	- równoważnik węglowy
C_{zw}	- zawartość węgla związanego w eutektoidzie, % masy
C_α	- zawartość węgla w ferrycie, % masy
C_γ	- zawartość węgla w austenicie, % masy
C_γ^A	- zawartość węgla w osnowie podczas austenityzowania, % masy

$C_{\gamma\ obl.}^{A}$ - obliczona zawartość węgla w osnowie podczas austenityzowania, % masy

d_α - średnia szerokość płytek ferrytu, μm

E_o - statyczny moduł sprężystości (podłużnej), MPa

F - ferryt

$Fe_{2,4}C$ - węglik ε

Fe_3C - cementyt

G - grafit

H - twardość

HB - jednostka twardości Brinella

HV - jednostka twardości Vickersa

h, k, l - wskaźniki płaszczyzn Millera

I_α - natężenie względne linii dyfrakcyjnej fazy α

I_γ - natężenie względne linii dyfrakcyjnej fazy γ

k - liczba przyłożeń

KCG - udarność próbki bez karbu, J/cm^2

KCV - udarność próbki z karbem V, J/cm^2

KV - praca uderzenia próbki z karbem V, J

K_{Ic} - współczynnik intensywności naprężeń, $MPa \cdot m^{1/2}$

K_{Id} - współczynnik intensywności naprężeń dynamiczny, $MPa \cdot m^{1/2}$

l_α - średnia długość płytek ferrytu, μm

M - martenzyt

m - wskaźnik materiałowy

M_s - temperatura początku przemiany martenzytycznej, ^0C

$R_{p0,2}$ - umowna granica plastyczności, MPa,

R_m - wytrzymałość na rozciąganie, MPa,

r - współczynnik korelacji

r^2 - współczynnik determinacji

P - perlit

p - poziom prawdopodobieństwa

Q - energia aktywacji, kJ/mol

q - wskaźnik materiałowy

S - odchylenie standardowe

s - wskaźnik materiałowy

S_c - współczynnik nasycenia eutektycznego

$t_{\alpha/\gamma}$ - temperatura międzykrytyczna, ^0C

t_γ - temperatura austenityzowania, ^0C

$t_{\gamma'}$ - temperatura austenityzowania w zabiegu podchładzania, ^0C

t_{pi} - temperatura przemiany izotermicznej, ^0C

V_α - udział objętościowy ferrytu, %

V_γ - udział objętościowy austenitu, %

α - faza α (ferryt)

$\alpha_{0,05}$ - poziom istotności

α' - przesycona faza α (martenzyt)

α_B - faza α (ferryt bainityczny) w bainicie

β - błąd względny, %

γ - faza γ (austenit)

γ_A - faza γ przy wygrzewaniu w temperaturze pod-, między- i nadkrytycznej

γ_{HC} - wysokowęglowa faza γ przemiany izotermicznej

Δl - wydłużenie próbki dylatometrycznej, mm

Θ - kąt dyfrakcji, ^{o}

λ - długość fali promieniowania K_α kobaltu, nm

τ_{pi} - czas przemiany izotermicznej, s, min, godz.

$\tau_{pi1} \div \tau_{pi2}$ - czasowy przedział obróbczy, s, min, godz.

τ_γ - czas austenityzowania, s, min, godz.

$\tau_{\gamma'}$ - czas austenityzowania w zabiegu podchładzania, s, min, godz.

1. Wprowadzenie

Postęp cywilizacyjny zawsze był i jest uwarunkowany właściwym wykorzystaniem istniejących lub opracowaniem nowych materiałów konstrukcyjnych. Do niedawna dokonania te realizowano długotrwałą metodą prób i błędów. Obecnie nie jest to już wystarczające, gdyż nie wszystkie zagadnienia można wyjaśnić na drodze empirycznej, lecz wymagają one ścisłego i systematycznego podejścia. Oczekiwania stawiane materiałom XXI wieku są coraz większe, a dotyczą one jednak przynoszonych korzyści techniczno-ekonomiczno-ekologicznych.

W zakresie inżynierskich materiałów jak i otrzymywanych z nich części odlewanych jest znaczący postęp. Do przykładów ewolucji w materiałach konstrukcyjnych można wymienić żeliwo. Począwszy od żeliwa szarego i zmiany postaci grafitu z płatkowej na kulkową było niewątpliwie rewolucją w metalurgii stopów żelaza z węglem. Umożliwiła ona wyodrębnienie żeliwa sferoidalnego jako zupełnie nowego i z perspektywą zastosowania metalowego tworzywa odlewniczego w budowie maszyn i urządzeń technicznych.

Żeliwo sferoidalne, jako materiał konstrukcyjny, było badane w szerokim zakresie i stwierdzono, że jego własności nie można już więcej poprawić na drodze metalurgicznej. Stąd też główne wysiłki badawcze skierowano na zmianę osnowy żeliwa. Już w 1952 r. firma International Harvester (tab.1) produkowała żeliwo sferoidalne o dużej wytrzymałości i optymalnej plastyczności. Odlewy samochodów-cystern, które hartowano z przemianą izotermiczną miały wytrzymałość na rozciąganie 1050 MPa i granicę plastyczności 770 MPa oraz 8% wydłużenia przy twardości 36 HRC. Technologię tę zaniechano, a od drugiej połowy lat 70-tych, kiedy to odkryto na nowo możliwości żeliwa sferoidalnego po hartowaniu z przemianą izotermiczną, zastosowanego na koła przekładni zębatych, które zastąpiło stal kutą. Obróbka cieplna, a zwłaszcza hartowanie z przemianą izotermiczną, pozwoliła dopiero na nowe odkrycie możliwości żeliwa szarego z grafitem kulkowym.

Obecnie żeliwo to jest dobrze znane odlewnikom, a mniej konstruktorom. Jakościowy skok we własnościach mechanicznych, prawie dwukrotnie większa wytrzymałość przy równoważnym wydłużeniu, stawia żeliwo sferoidalne na specjalnej pozycji, jako nowy rodzaj odlewniczego materiału inżynierskiego XXI wieku.

Celem pracy jest określenie wpływu warunków hartowania z przemianą izotermiczną niestopowego ferrytycznego żeliwa sferoidalnego na mikrostrukturę i własności mechaniczne.

2. Stan zagadnienia

Żeliwo obrabiano cieplnie już w roku 30-tym ubiegłego wieku. Krótki rys historyczny działania związanego z rozwojem żeliwa obrobionego cieplnie podano w tabeli 1.

Światowa popularność ADI rozpoczęła się pod koniec 1976 r., kiedy to firma General Motors z Detroit oświadczyła, że żeliwo to zastąpi nawęgloną stal kutą, z której dotychczas wyrabiano koła zębate stożkowej przekładni śrubowej do osi tylnej dla samochodów Pontiac. Zainteresowanie tym materiałem wzrosło jeszcze bardziej, gdy okazało się, że został on z pełnym sukcesem użyty zamiast kutej stali nawęglonej do produkcji przekładni osi głównej lekkich i średnich wózków w Chinach, jak również gdy opracowano odmianę tego materiału nadającą się do produkcji różnych kół zębatych [82].

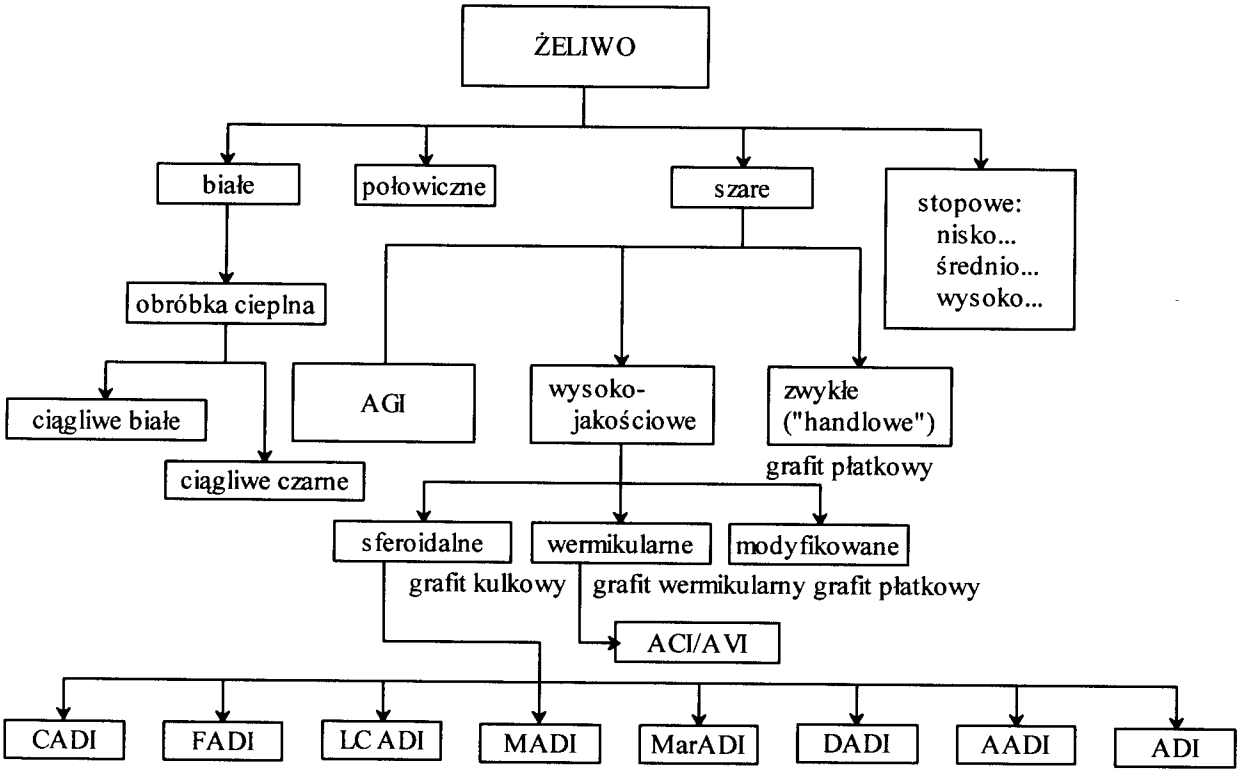
Przemiana izotermiczna przechłodzonego austenitu w górny i dolny ausferryt jest stosowana do kształtowania mikrostruktury ADI. Istotnym zagadnieniem jest określenie optymalnych warunków hartowania z przemianą izotermiczną, w celu otrzymania korzystnych własności użytkowych odlewów z żeliwa sferoidalnego. Zadaniem niezwykle trudnym jest uzyskanie tworzywa o dużej wytrzymałości połączonej z dużą plastycznością przy zachowaniu niskich kosztów produkcji. Nie są znane wszystkie czynniki wpływające na procesy tworzenia się mikrostruktury osnowy ferrytycznego żeliwa sferoidalnego.

Tabela 1. Krótki rys historyczny rozwoju żeliwa obrabianego cieplnie [46,59]

Rok	Rozwój
1930	Pierwszy eksperyment z obróbką cieplną żeliwa
1937	Dokumentacja mikrostruktury ausferrytycznej w żeliwie szarym (GJL)
1948	Odkrycie przez Millisa żeliwa sferoidalnego (GJS) Patent
1952	Pierwsze informacje o ADI[1] (firma International Harvester)
1960	General Motors rozpoczyna produkcję kół zębatych z ADI
1980	Początek systematycznych badań żeliwa ADI
1990	Standaryzacja ADI w ASTM - Stany Zjednoczone
1997	Standaryzacja ADI w EN - Europa
2000	Standaryzacja ADI w PN-EN 1564 : Odlewnictwo - Żeliwo sferoidalne hartowane z przemianą izotermiczną

[1] ADI – (z ang. Austempered Ductile Iron) żeliwo sferoidalne hartowane z przemianą izotermiczną w zakresie ausferrytycznym

Bardzo korzystne własności i ogromne zastosowanie żeliwa sferoidalne skłoniły badaczy z wielu krajów do rozwijania operacji hartowania izotermicznego dla innych odmian żeliwa (rys.1).



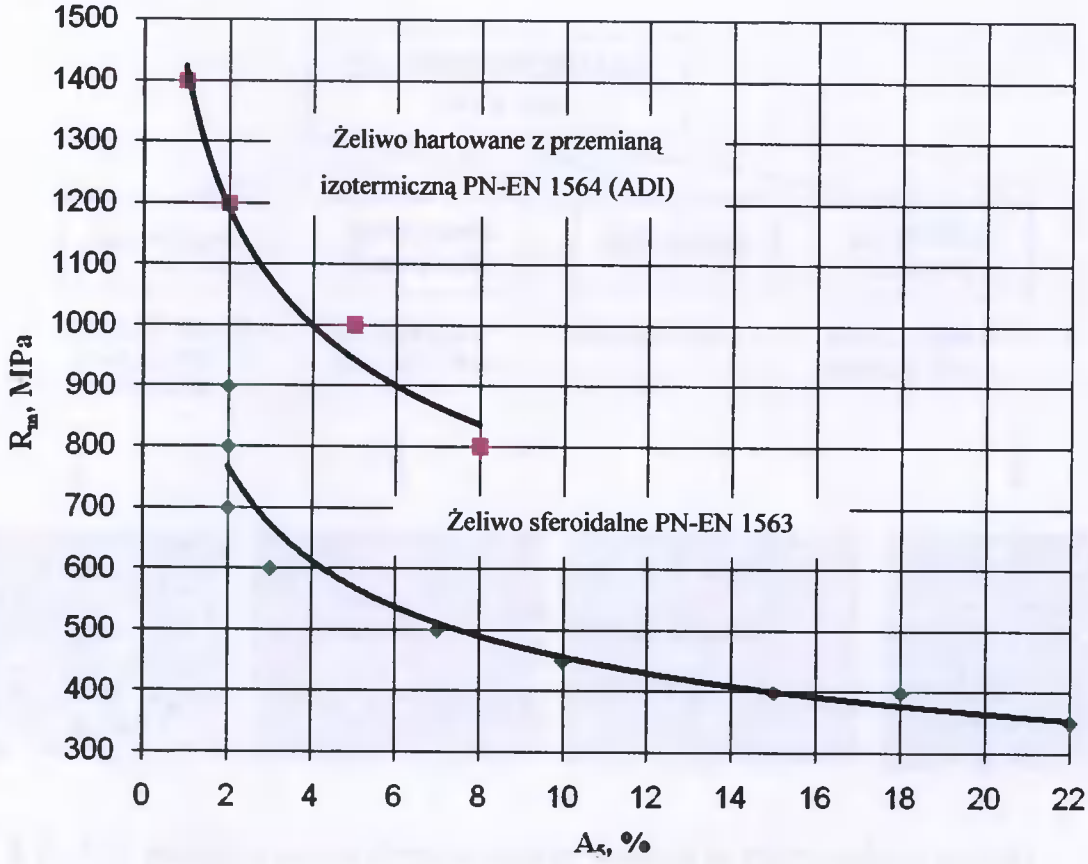
Rys. 1. Ogólna klasyfikacja gatunków żeliwa [35]

Z tego względu opracowano szereg nowych rodzajów żeliwa o osnowie ausferrytycznej [50]:

- AGI (Austempered Gray Iron) – żeliwo szare hartowane izotermicznie;
- ACI/AVI (Austempered Compacted/Vermicular Graphite Iron) – żeliwo wermikularne hartowane izotermicznie;
- CADI (Carbidic Austempered Ductile Iron) – żeliwo sferoidalne z cementytem hartowane izotermicznie;
- FADI (Ferritic – Ausferritic Austempered Ductile Iron) – żeliwo sferoidalne z ferrytem przedeutektoidalnym hartowane izotermicznie;
- LC ADI (Low Carbon Austempered Ductile Iron) – niskowęglowe żeliwo sferoidalne hartowane izotermicznie;

- MADI (Machinable Austempered Ductile Iron) – żeliwo sferoidalne hartowane izotermicznie obrabialne mechanicznie po operacji cieplnej;
- MarADI (Martensitic Austempered Ductile Iron) – żeliwo sferoidalne z odpuszczonym martenzytem hartowane izotermicznie;
- DADI (Direct Austempered Ductile Iron) – żeliwo sferoidalne bezpośrednio (po wyjęciu z formy) hartowane izotermicznie;
- AADI (Ausforming Austempered Ductile Iron) – żeliwo sferoidalne obrabiane cieplno – plastycznie.

Porównanie wytrzymałości na rozciąganie R_m w funkcji wydłużenia A_5, pomiędzy żeliwem sferoidalnym a ADI, na podstawie wartości minimalnych podanych w normach PN-EN-1563 i PN-EN-1564 przedstawiono na rysunku 2.



Rys. 2. Porównanie gatunków żeliwa sferoidalnego i ADI na podstawie wartości minimalnych wytrzymałości na rozciąganie R_m i wydłużenia A_5

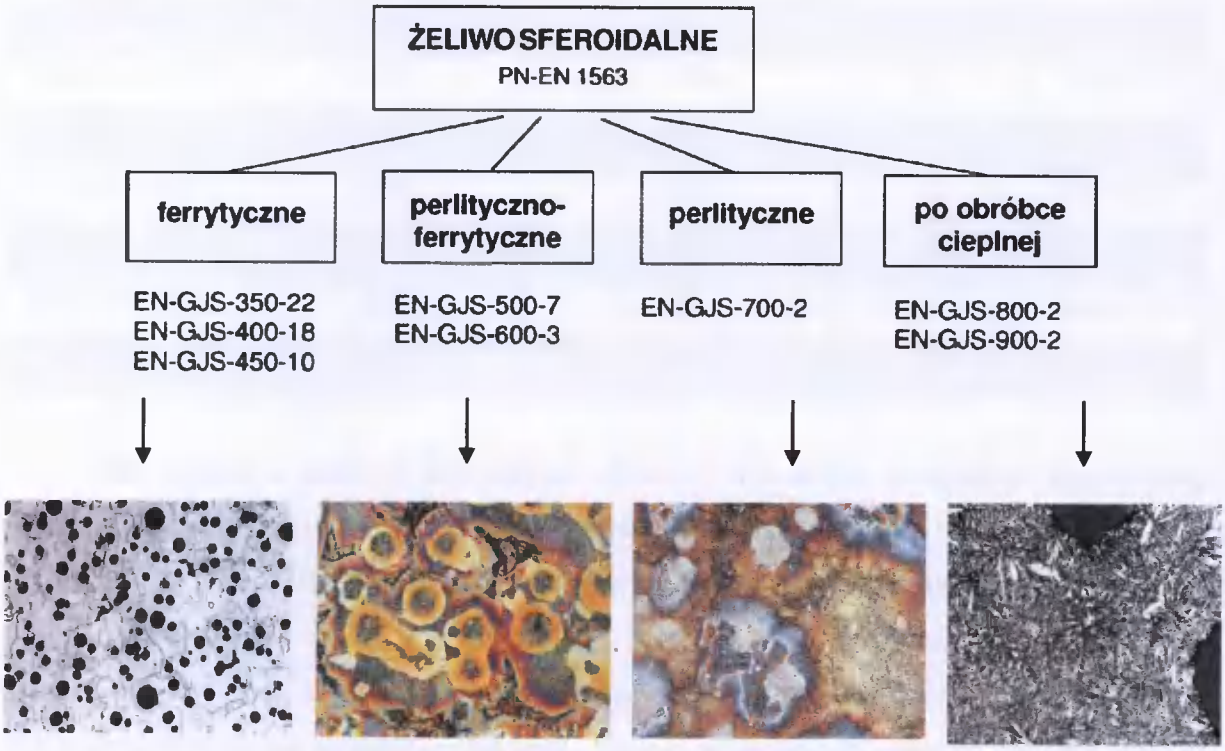
2.1. Żeliwo sferoidalne

Zgodnie z definicją żeliwo sferoidalne jest to odlewniczy stop żelaza z węglem i innymi pierwiastkami, w którym węgiel występuje głównie w postaci wydzieleń grafitu kulkowego.

Mikrostrukturę stopu odlewniczego można kształtować w różny sposób: poprzez „uszlachetnianie" ciekłego żeliwa, zmienne warunki krzepnięcia i szybkości chłodzenia jak również w wyniku regulacji składem chemicznym. Dobór tych czynników umożliwia odlewnikowi sterowanie własnościami wyrobu końcowego - odlewem.

Wśród pierwiastków stopu poza żelazem i węglem występują: krzem, mangan, fosfor, siarka, magnez. Obecność innych pierwiastków takich jak: Cu, Ni, Mo, Cr traktowana jest zwykle jako dodatki stopowe.

Podział gatunków żeliwa sferoidalnego ze względu na mikrostrukturę osnowy przedstawia rysunek 3.



Rys. 3. Podział gatunków żeliwa sferoidalnego ze względu na mikrostrukturę osnowy

Żeliwo sferoidalne ma bardzo dobre własności, zarówno wytrzymałościowe jak i plastyczne w porównaniu z innymi rodzajami żeliwa szarego. Poprawa tych własności jest

wynikiem procesu jego modyfikacji. Jako modyfikatorów używa się ceru lub magnezu. Żeliwo sferoidalne wytwarzane jest w kilku gatunkach, różniących się między sobą udziałem w osnowie metalowej perlitu i ferrytu, a także po obróbce cieplnej zawierających w osnowie inne produkty rozpadu austenitu. Zmiany podstawowych własności żeliwa sferoidalnego niestopowego następują w sposób ciągły, wraz ze wzrostem udziału ferrytu w osnowie rośnie plastyczność (wydłużenie) żeliwa, a maleje wytrzymałość. Własności mechaniczne żeliwa sferoidalnego zawarte w PN EN 1563:2000 przedstawiono w tabeli 2.

Tabela 2. Własności mechaniczne żeliwa sferoidalnego wg PN EN 1563:2000

Oznaczenie Znak	Wytrzymałość na rozciąganie R_m, MPa	Umowna granica plastyczności $R_{p0,2}$, MPa	Wydłużenie A, %	Zakres twardości, HB
EN-GJS-350-22	350	220	22	>160
EN-GJS-400-18	400	250	18	130÷175
EN-GJS-400-15	400	250	15	135÷180
EN-GJS-450-10	450	310	10	160÷210
EN-GJS-500-7	500	320	7	170÷230
EN-GJS-600-3	600	370	3	190÷270
EN-GJS-700-2	700	420	2	225÷305
EN-GJS-800-2	800	480	2	245÷335
EN-GJS-900-2	900	600	2	270÷360

Jak wynika z tabeli 2 najmniejszą twardość ma żeliwo o osnowie ferrytycznej. Z kolei wzrost twardości jest wynikiem rosnącego udziału perlitu w osnowie. Gatunki EN-GJS-800-2 i EN-GJS-900-2 można otrzymać po hartowaniu martenzytycznym.

Zastosowanie żeliwa sferoidalnego jest bardzo szerokie. Jako materiał wykorzystywane jest m. in. na wały korbowe, koła zębate, pierścienie tłokowe, rury, urządzenia ciśnieniowe (obudowy sprężarek, zawory przemysłowe, zawory zwrotne, zawory budowlane, przeponowe), armaturę wodociągową i obudowę kotłów [66].

Konstruktorzy w projektowaniu wykorzystują żeliwo sferoidalne prawie we wszystkich gałęziach przemysłu, a jego produkcja na całym świecie wciąż rośnie.

Żeliwo sferoidalne za pomocą operacji obróbki cieplnej można uszlachetnić. Jedną z nich jest hartowanie z przemianą izotermiczną.

2.2. Żeliwo sferoidalne hartowane z przemianą izotermiczną

Gatunki żeliwa sferoidalnego hartowanego z przeminą izotermiczną wg nazwy angielskiej mają symbol ADI (Austempered Ductile Iron). W PN EN 1564:2000 podano podstawowe własności mechaniczne, takie jak: R_m, $R_{p0,2}$, A_5 i twardość.

Zgodnie z definicją jest to żeliwo sferoidalne poddane hartowaniu z przemianą izotermiczną. Po tej operacji cieplnej osnowa metalowa składa się z wysokowęglowego austenitu i przesyconego ferrytu czyli „ausferrytu". Hartowanie to łączy procesy austenityzowania i ausferrytyzowania osnowy metalowej.

Ausferryt składa się z ferrytu w postaci płytek, podobnych do igieł występujących w bainicie oraz termodynamicznie stabilnego austenitu, o dużej zawartości węgla. Austenit jest nasycony węglem, dzięki czemu ma dużą trwałość. Znaczny udział austenitu w osnowie umożliwia utwardzanie żeliwa ADI pod wpływem odkształcenia plastycznego. Podobnie jak w przypadku staliwa Hadfielda. Zdolność do utwardzania powierzchniowego wykorzystuje się w ADI do większego obciążenia części maszyn obrobionych mechanicznie [71,82].

W operacji hartowania z przemianą izotermiczną wykorzystuje się niepełną przemianę bainityczną. Podstawą uzyskania mikrostruktury ausferrytycznej w odlewach jest proces obróbki cieplnej. Zasadniczo stosuje się trzy sposoby tego zabiegu:

- austenityzowanie w elektrycznym piecu komorowym i przemiana izotermiczna w wannie hartowniczej wypełnionej solą (mieszanina $NaNO_3$ i KNO_3),
- austenityzowanie w elektrycznym piecu komorowym i przemiana izotermiczna w złożu fluidalnym,
- wybijanie odlewów z formy w temperaturze austenityzowania i następnym przeniesieniu do kąpieli solnej, gdzie zachodzi przemiana izotermiczna.

Przemiana bainityczna w żeliwie składa się z trzech stadiów. W pierwszym stadium (**I**) zachodzi przemiana austenitu w ferryt (w czasie $0 \div \tau_1$) $\gamma_A \rightarrow \alpha$, następnie (**II**) w czasie $\tau_1 \div \tau_2$ odbywa się dyfuzja węgla z ferrytu do austenitu, powodując jego nasycenie węglem do określonego stężenia. Drugi etap charakteryzuje się stabilnością dwufazowej mikrostruktury $\alpha + \gamma_{HC}$. W trzecim stadium (**III**) przemiany $\tau_2 \div \tau_3$ następuje wydzielanie węglika ε lub Fe_3C ze wzbogaconego węglem austenitu γ_{HC}. Efektem tego etapu jest tworzenie się bainitu wg reakcji $\gamma_{HC} \rightarrow B = \alpha + \varepsilon$, ($Fe_3C$).

2.2.1. Proces austenityzowania osnowy

Austenityzowanie żeliwa sferoidalnego odbywa się w temperaturze 30÷100 ^{0}C wyższej od $Ac_{1,2}$ [70]. Według danych literaturowych [19,35,48,67,81] temperatura ta zawiera się w przedziale 800÷950 ^{0}C, a w praktyce zaś austenityzowanie odbywa się w zakresie temperatur 850÷950 ^{0}C [1-3,7-11,18-22,25,35,40,67].

Zadaniem austenityzowania jest odpowiednie nasycenie węglem roztworu γ, niezbędne do realizacji kolejnych zabiegów obróbki cieplnej, a w konsekwencji uzyskanie odpowiedniej mikrostruktury osnowy i własności żeliwa.

Grafit w żeliwie stanowi podstawową różnicę w odniesieniu do stali podczas analizowania procesu austenityzowania stopu. Wygrzewanie stali w temperaturze wyższej od temperatury przemiany eutektoidalnej powoduje, że węgiel z cementytu rozpuszcza się w austenicie do zawartości odpowiadającej danemu gatunkowi stali. W żeliwie natomiast węgiel występuje w dwóch postaciach: związanej (Fe_3C) i wolnej (grafit) w wyniku, czego bezpośrednio po przekroczeniu temperatury $Ac_{1,1}$ zawartość węgla w austenicie jest nieznaczna. Dopiero po dłuższym czasie wygrzewania austenit nasyca się węglem z grafitu, a jego stężenie zbliża się do wartości równowagowej zgodnej z linią E'S' układu Fe-C.

Istnieją rozbieżne poglądy co do źródła pochodzenia węgla nasycającego austenit podczas przemiany eutektoidalnej (w zakresie temperatur $Ac_{1,1}$ - $Ac_{1,2}$). Autorzy publikacji [39] twierdzą, że wyłącznym źródłem węgla w tym zakresie temperatur jest cementyt perlitu, inni [19,38,42,70,81] zaś uważają, iż węgiel wzbogacający ten austenit może pochodzić z wydzieleń grafitu.

Nasycenie austenitu węglem w żeliwie perlitycznym, zachodzi dość szybko w przeciwieństwie do ferrytycznego, w którym to węgiel dyfunduje z grafitu do otaczającego austenitu. Stąd też czas austenityzowania zależy i od szybkości, i od długości drogi dyfuzji [4,14,19,35,40,67].

O szybkości nawęglania austenitu decyduje ilość (sposób rozmieszczenia pomiędzy sobą), a także wielkość wydzieleń grafitu w mikrostrukturze żeliwa. Im większa jest liczba kulek na jednostkę objętości oraz im mniejsza odległość między nimi, tym szybciej zachodzi nasycenie węglem austenitu [4,7,19,33-37,65,67,71].

Na austenityzowanie również wpływają temperatura i czas procesu.

2.2.2. Temperatura i czas austenityzowania

Zarówno temperatura jak i czas austenityzowania mają zasadniczy wpływ na jego kinetykę przemiany izotermicznej i osiągane własności, wynikiem tego jest z pewnością zawartość węgla w austenicie. Od zawartości węgla w fazie γ zależą efekty obróbki cieplnej stopu, a mianowicie mikrostruktura i własności mechaniczne żeliwa.

Podział wpływu temperatury i czasu austenityzowania, może wydawać się nieco sztuczny, gdyż bowiem razem te parametry decydują o zawartości węgla w austenicie. Im wyższa temperatura austenityzowania tym szybciej zachodzi jego nasycanie [51,70,81].

W literaturze [15] jest znany związek pomiędzy temperaturą austenityzowania, zawartością krzemu w żeliwie i zawartością węgla w austenicie. Wielkość tę dla stopów Fe-C-Si można wyznaczyć ze wzoru (1):

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

gdzie:

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

t_{γ} - temperatura austenityzowania, ^{0}C;

Si - zawartość krzemu w żeliwie, %.

Dane literaturowe podają, że czas wygrzewania w procesie austenityzowania przyjmuje się z przedziału 48÷150 s na 1 mm grubości ścianki odlewu, zależnie od składu chemicznego i mikrostruktury surowego odlewu żeliwnego. W pracy [70] autor podkreśla, że zwiększenie czasu austenityzowania prowadzi do zmniejszenia niejednorodności rozmieszczenia pierwiastków w ziarnach austenitu.

Najwięcej rozbieżnych teorii i opinii dotyczy wpływu temperatury austenityzowania na końcowe własności mechaniczne żeliwa hartowanego izotermicznie. Autorzy [4-6,64,77] sadzą, że podwyższenie temperatury austenityzowania t_{γ} z 850 ^{0}C do 950 ^{0}C powoduje znaczne zmniejszenie parametrów wytrzymałościowych takich jak: R_m, $R_{p0,2}$, A_5 oraz H i KCV. Autorzy [4-6,15,19,57,64] są przekonani, że to właśnie mała wytrzymałość jest wynikiem niskiej temperatury austenityzowania.

Na ogół w pracach badawczych przedstawiono mechanizm wzbogacania węglem (nawęglania osnowy) podczas austenityzowania perlitycznego i perlityczno-ferrytycznego żeliwa sferoidalnego. Natomiast w odniesieniu do ferrytycznego żeliwa zdania są podzielone

[11,19,29,38,43,44]. Stąd też wymaga to zbadania jak ferrytyczna osnowa wpływa na własności mechaniczne ADI.

W odlewach o mikrostrukturze perlitycznej po odlaniu, nasycenie austenitu węglem zachodzi dość szybko. Węgiel w takim austenicie miał rozkład nieliniowy [67,68]. Natomiast w przypadku osnowy ferrytycznej wzbogacanie węglem austenitu odbywa się znacznie wolniej (węgiel ma dłuższą drogę dyfuzji ze sferoidów grafitu do osnowy). Nie trudno zatem zauważyć, że czas austenityzowania będzie zależał od szybkości i długości drogi dyfuzji węgla.

Motz w swojej pracy [58] badał zmianę szybkość rozpuszczania się węgla podczas austenityzowania żeliwa o mikrostrukturze ferrytycznej zależnie od wielkości wydzieleń kulek grafitu. W żeliwie o liczbie sferoidów 300÷500 mm^{-2} austenityzowanym w temperaturze 900÷950 ^0C czas potrzebny do nasycenia austenitu węglem nie przekraczał 5 min, podczas gdy żeliwo o gęstości kulek grafitu mniejszej niż 100 mm^{-2}, poddane austenityzowaniu w temperaturze 850 ^0C do wzbogacenia węglem austenitu potrzebowało ponad 60 min.

Morgan na podstawie swoich badań [57] podaje, że żeliwo sferoidalne uzyskało najkorzystniejsze skojarzenie wytrzymałości i plastyczności po austenityzowaniu w zakresie temperatur t_γ=900÷925 ^0C. Minimalny czas wygrzewania wynosił 1 godz. pomimo, że do osiągnięcia optymalnych własności często stosuje się 2÷3 godz.. Wydłużenie czasu τ_γ pozwala na osiągnięcie równowagowej zawartości węgla w austenicie i jego ujednorodnienie oraz przyczynia się do rozpadu cementytu eutektycznego, jeżeli jest on w mikrostrukturze w stanie surowym.

Poglądy autorów na temperaturę austenityzowania przy hartowaniu żeliwa sferoidalnego są podzielone. Wysoka temperatura zwiększa 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 ziaren, kruchości). Mangan, wskutek segregacji, może wpływać na rozrost ziarn austenitu w obszarze granicznym ziaren eutektycznych. Ocenia się [8,15,34,57,67,68], że wybór temperatury z niższego zakresu jest korzystny dla niskostopowego żeliwa, zawierającego Mo, Ni i Cu, a niekorzystny dla żeliwa zawierającego Cu, ze względu na obecność w jego osnowie wolnego ferrytu.

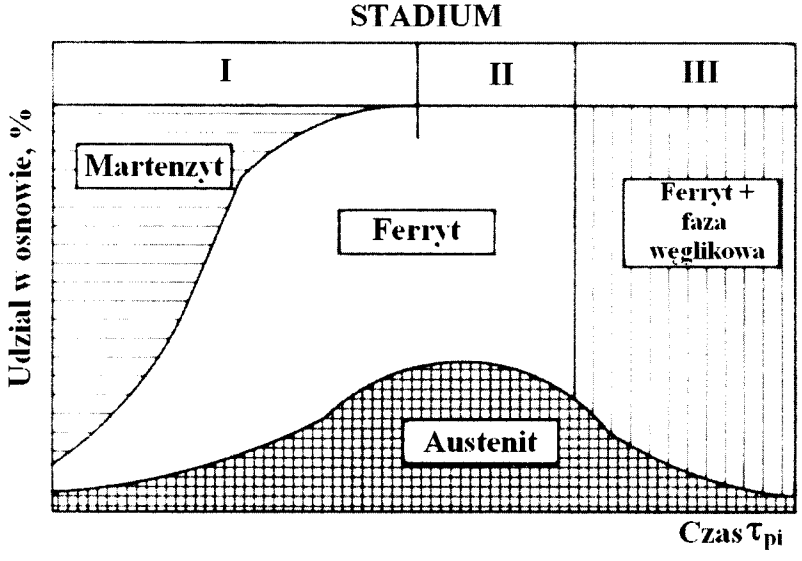
Niekiedy austenityzowanie realizuje się przez stopniowe wygrzewanie. Jednak najczęściej dotyczy to zabiegu nagrzewania, w mniejszym zakresie wykorzystuje się przy podchładzaniu.

Na kształtowanie mikrostruktury i wytrzymałości oraz plastyczności żeliwa hartowanego z przemianą izotermiczną wpływają warunki przemiany izotermicznej austenitu przechłodzonego.

2.2.3. Temperatura i czas przemiany izotermicznej

Przemiana austenitu przechłodzonego realizowana jest podczas czwartego zabiegu obróbki cieplnej żeliwa sferoidalnego. Według układu CTPi przemiana ta występuje po przemianie perlitycznej, a przed - martenzytyczną. Nazywana jest ona przemianą pośrednią, gdyż wykazuje pewne cechy przemiany dyfuzyjnej i bezdyfuzyjnej. Zarówno w stalach jak i w żeliwie zachodzi ona w temperaturze od 450 ^{0}C do M_s. W praktyce najczęściej wykorzystuje się 400÷240 ^{0}C, chociaż były badania w zakresie 600÷300 ^{0}C [17,18, 19,21,24,25].

W żeliwie sferoidalnym przemiana izotermiczna przechłodzonego austenitu zachodzi w trzech stadiach (rys. 4). Autor [17] podaje sposób wyznaczania stadiów przemiany.



Rys. 4. Schemat kinetyki przemiany izotermicznej przechłodzonego austenitu w żeliwie sferoidalnym w temperaturze t_{pi}=470÷350 ^{0}C [19]

Przemianę przechłodzonego austenitu podzielono na stadium:

I – przechłodzony austenit w stadium I przemienia się w α_B;

II – przechłodzony austenit w stadium II nasyca się w węgiel do określonego stężenia w skutek jego dyfuzji z ferrytu bainitycznego (α_B);

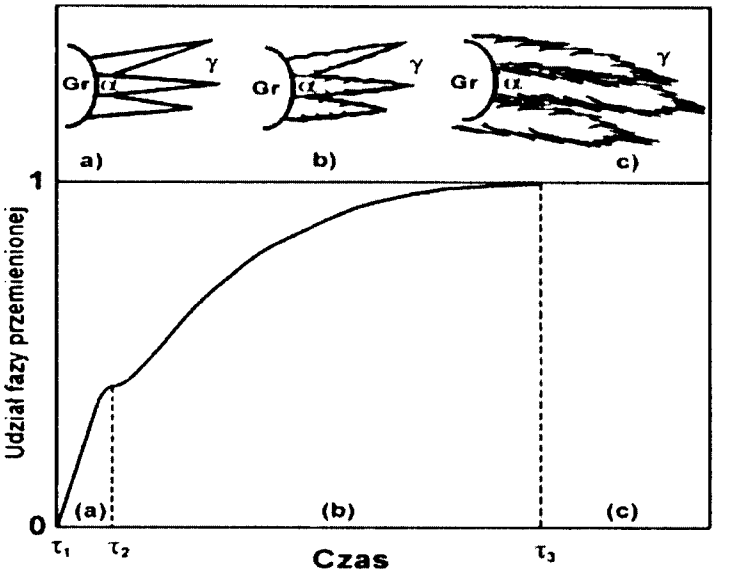
III – przechłodzony austenit w stadium III ubożeje w węgiel z powodu wydzielania węglika ε lub Fe_3C. Tworzy się bainit.

Duża ciągliwość żeliwa sferoidalnego wynika z jedynej w swoim rodzaju mikrostruktury, składającej się z ferrytu i austenitu, wytworzonej podczas stadium **II**. Stadium **III** w żeliwie ADI jest niepożądane, ponieważ zmniejsza ono ciągliwość i plastyczność.

Dlatego też czas w przemianie izotermicznej może być czynnikiem krytycznym. Zbyt krótkie wytrzymywanie w temperaturze przemiany powoduje, po dochłodzeniu do temperatury otoczenia, powstanie martenzytu w wyniku niedostatecznego wzbogacenia w węgiel austenitu. Zmniejsza to plastyczność i udarność żeliwa. Przy zbyt długim wytrzymywaniu może nastąpić III stadium - rozkład austenitu (wydzielenie węglika), co również zmniejsza plastyczność i udarność żeliwa. Czas wytrzymania najczęściej podawany w pracach [4-6,12,15,16,27,31,32,40,41,43,44,67,68,70] zawiera się w przedziale 0,25÷4 godz.

Temperatura przemiany nie tylko wpływa na mikrostrukturę i własności mechaniczne, ale również na kinetykę i specyfikę przemiany. Obniżenie temperatury przemiany oddziałuje na wymiary płytek złożonych z ferrytu i austenitu. Twardość i wytrzymałość się zwiększa, a maleje plastyczność.

Mechanizm tworzenia się mikrostruktury żeliwa w początkowym okresie przemiany izotermicznej przedstawia rysunek 5.



Rys. 5. Schemat wzrostu ferrytu w okresie przemiany izotermicznej oraz fazy przemienionej [35]

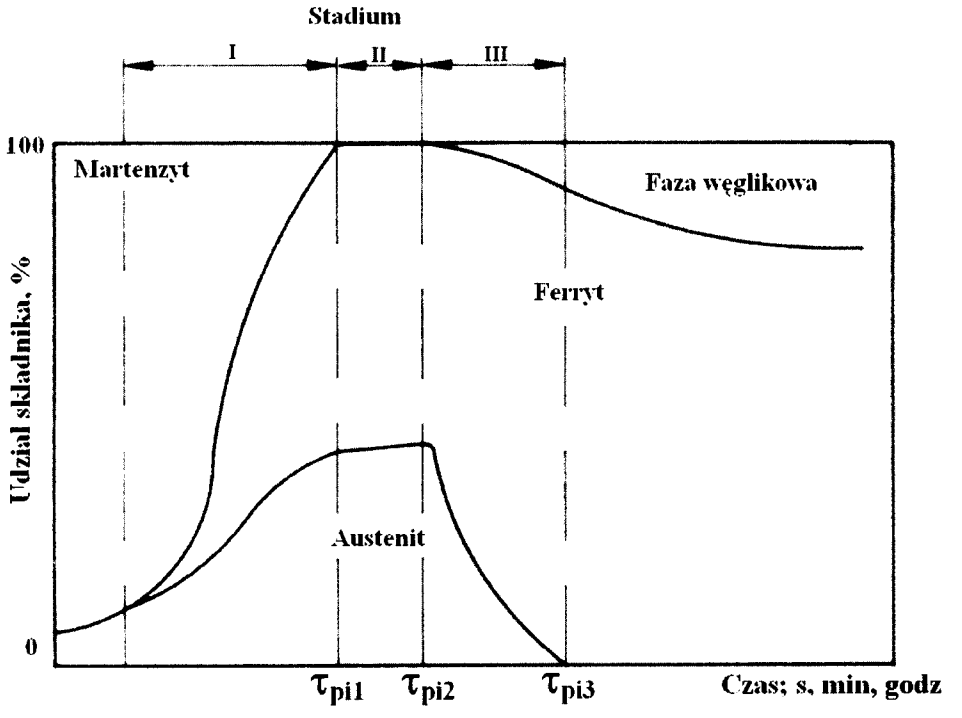
W przedziale czasu $\tau_1 \div \tau_2$, (a) na powierzchni kulek grafitu zarodkują, a następnie wzrastają płytki ferrytu, a w przedziale czasu $\tau_2 \div \tau_3$ (b) jest dalsze zarodkowanie i wzrost płytek ferrytu oraz ich boczny rozrost (c) [35].

W stadium I przemiany zwiększa się stężenie węgla w austenicie do zawartości 1,2÷1,6%. Przy chłodzeniu żeliwa do temperatury pokojowej lub wystąpienia nacisków podczas obróbki skrawaniem, faza α może przekształcić się w fazę α' (martenzyt). W miarę wydłużania czasu τ_{pi} następuje dalszy wzrost ferrytu oraz wzbogacanie austenitu w węgiel do zawartości 1,8÷2,2%. Austenit ten jest stabilny podczas dochładzania i w czasie eksploatacji. W zakresie czasu $\tau_1 \div \tau_3$ kształtuje się mikrostruktura żeliwa. Jeżeli czas τ_{pi} jest większy od τ_3, wówczas stwierdzono zarówno zmniejszenie prędkości wzrostu bocznego płytek ferrytu jak i ich rozgałęzienia. W miarę dalszego wydłużania czasu τ_{pi}, austenit nasyca się znacznie węglem i przekształca się w ferryt. Nadmiar C powoduje tworzenie się fazy węglikowej [12,19,35,52,67,70].

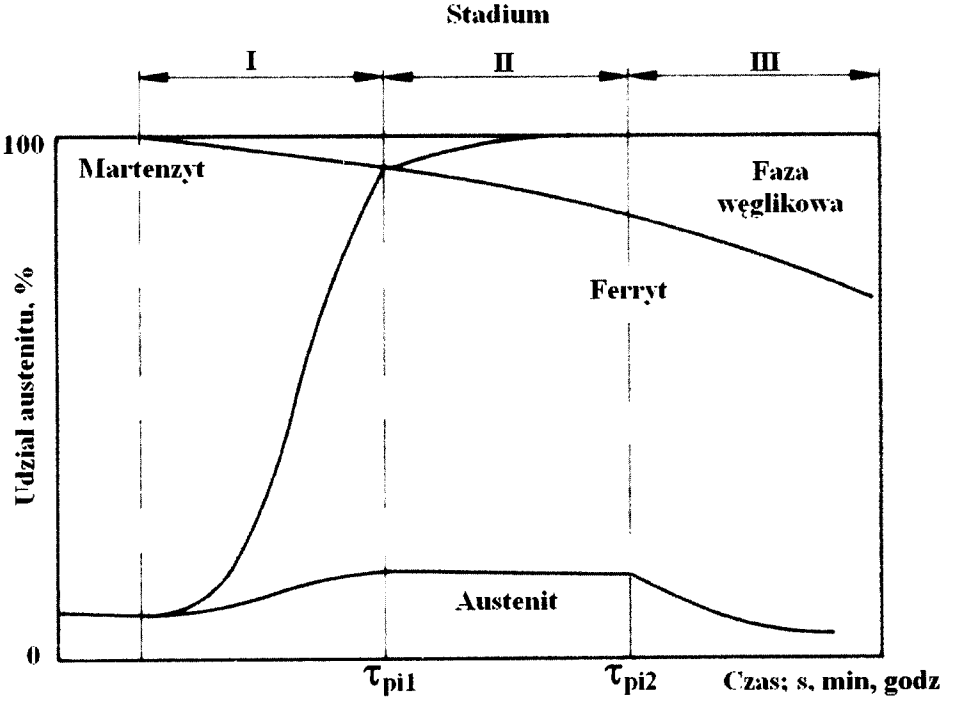
Istnieje kilka ważnych różnic pomiędzy reakcją przemiany zachodzącej przy wyższej lub niższej temperaturze. Niepożądane stadium III przemiany, kiedy austenit rozpada się na ferryt i fazę węglikową, zachodzi znacznie gwałtowniej w temperaturze wyższej (rys.6a). Natomiast ma znacznie mniejsze praktyczne konsekwencje, gdy przemiana odbywa się w temperaturze niższej (rys.6b). W tej temperaturze przemiany stadium I tworzą się węgliki w ferrycie lub na przemieszczającej się granicy faz ferryt - austenit.

W temperaturze 400 ^{0}C stosunek współczynnika dyfuzji węgla w ferrycie do współczynnika węgla w austenicie wynosi 4700, a w temperaturze 300 ^{0}C stosunek ten zwiększa się do 36000. Przy niższej temperaturze przemiany austenit nie może tak szybko wzbogacać się w węgiel dyfundujący z ferrytu, co powoduje powstanie fazy węglikowej, nawet już podczas stadium II [35].

a)

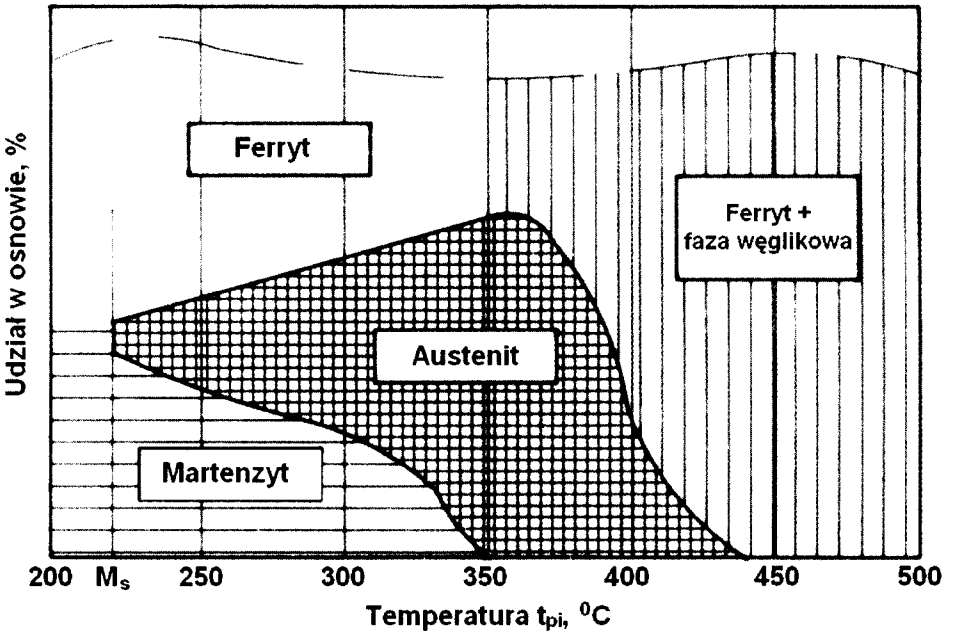


b)



Rys. 6. Przemiana izotermiczna austenitu w żeliwie sferoidalnym hartowanym izotermicznie w zakresie: a) bainitu górnego, b) bainitu dolnego [19]

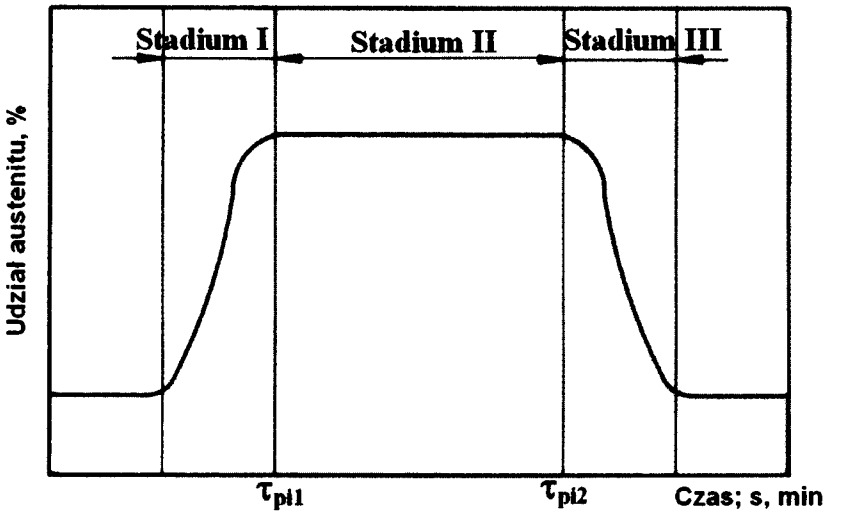
Wpływ temperatury i czasu przemiany izotermicznej austenitu w bainit przedstawiono na rysunku 7.



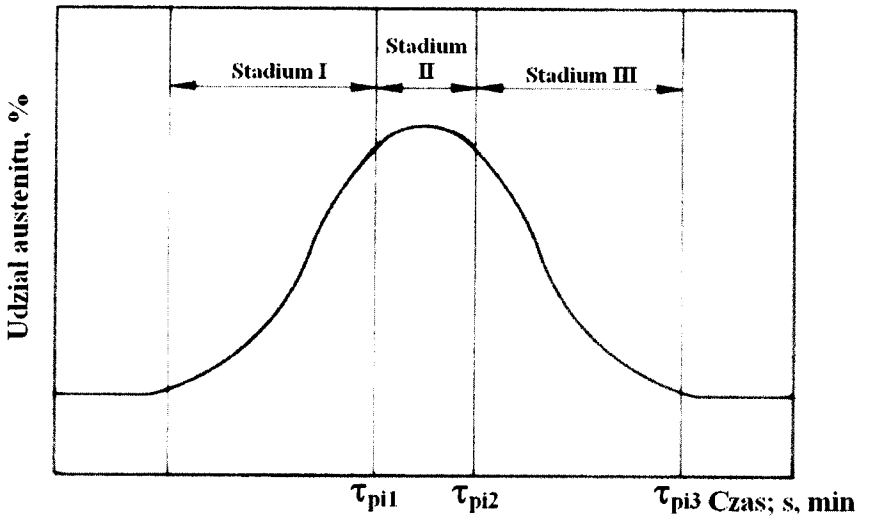
Rys. 7. Wpływ temperatury przemiany izotermicznej t_{pi} na mikrostrukturę osnowy żeliwa sferoidalnego [70]

Idealny proces przemiany izotermicznej austenitu w temperaturze t_{pi}=350 ^{0}C powinien przebiegać tak, aby stadium I było oddzielone od stadium III, a udział wysokowęglowego austenitu przez pewien okres czasu pozostawał niezmieniony (rys.8a). Koniec stadium I przypada na czas τ_{pi1} przemiany. Pomiędzy $\tau_{pi1} \div \tau_{pi2}$ (stadium II) udział wzbogaconego w węgiel austenitu γ_{HC} nie ulega zmianie. Po osiągnięciu czasu τ_{pi2} austenit rozpada się na: ferryt i fazę węglikową (stadium III).

a)



b)



Rys. 8. Wpływ czasu przemiany izotermicznej na udział austenitu w osnowie żeliwa sferoidalnego [19]

W praktyce udział austenitu w osnowie żeliwa pod wpływem czasu przemiany ma swoje maksimum, które występuje w stadium II (rys.8b).

2.2.4. Skład chemiczny żeliwa

Skład chemiczny żeliwa sferoidalnego w celu uzyskania ADI, nie zawsze odpowiada składowi chemicznemu gatunków żeliwa sferoidalnego zawartego w PN EN 1563 (tab.2). Jednym z najważniejszych kryteriów jest określenie udziału podstawowych pierwiastków w taki sposób, aby uzyskać najlepszą sferoidyzację grafitu i żądaną osnowę metalową. Z drugiej strony, ich ilość nie powinna sprzyjać tworzeniu się wad odlewniczych, czy też powstawaniu na granicach ziarn eutektycznych węglików. Następne kryterium dotyczy dodatków stopowych, które w głównej mierze decydują o mikrostrukturze odlewów o zróżnicowanych grubościach ścianek, lub różnych prędkościach chłodzenia podczas jego obróbki cieplnej.

W literaturze spotyka się wiele informacji na temat zalecanego składu chemicznego dla ADI, jednym z przykładów jest rekomendowany podczas promującej żeliwo ADI - I Europejskiej Konferencji w kwietniu 1999 roku w Hanowerze (tab.3) [39].

Tabela 3. Zalecany skład chemiczny ADI [39].

Pierwiastek chemiczny	Zalecana zawartość, %	Tolerancja, %
C	3,60	± 0,20
Si	2,50	± 0,20
Mg	(% S x 0,76)+0,025	± 0,005
Mn	max. 0,35	± 0,05
Cu	max. 0,80	± 0,05
Ni	2,00	± 0,10
Mo	0,30	± 0,03
Sn	max. 0,02	± 0,003
Sb	max. 0,002	± 0,0003
P	max. 0,04	
S	max. 0,02	
O	max. 50 ppm	
Cr	max. 0,10	
Ti	max. 0,040	
V	max. 0,10	
Al	max. 0,050	

Skład chemiczny żeliwa sferoidalnego niestopowego ogranicza się przede wszystkim do zawartości C, Si, Mn, S i P. Z punktu widzenia austenityzowania przy hartowaniu izotermicznym szczególne znaczenie ma węgiel, krzem i mangan.

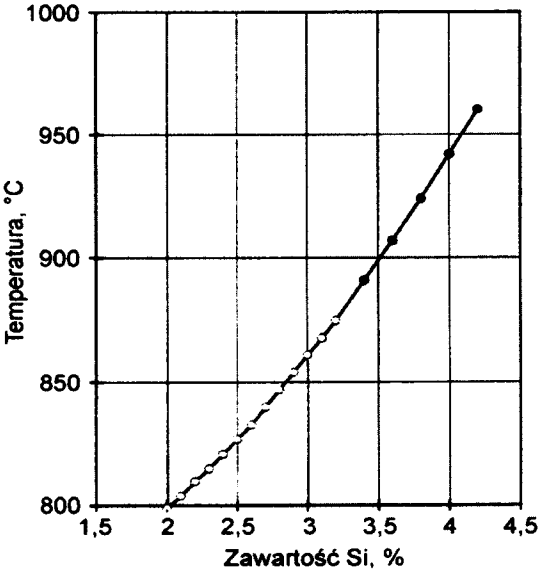
Zwiększenie zawartości węgla w żeliwie z 3 do 4 %, zdaniem autorów prac [35,70], przyczynia się do zwiększenia wytrzymałości, lecz negatywnie wpływa na plastyczność i udarność. Według Hassego [35] optymalna zawartość węgla powinna być w przedziale: od 3,3÷3,7 % przy czym zależy to od grubości ścianki odlewu. Kompromis pomiędzy wytrzymałością a plastycznością uzyskuje się, gdy żeliwo zawiera 3,6÷3,8 % C.

Krzem znajdujący się w żeliwie jest pierwiastkiem, który oddziałuje na mechanizm i kinetykę przemiany przechłodzonego austenitu w zakresie bainitycznym. Autorzy prac [54,55,84] ocenili wpływ krzemu, podobnie jak węgla, na cały cykl obróbki cieplnej żeliwa sferoidalnego. Uznali, że krzem może mieć zawartość do 3,10 %, a w przypadku odlewów cienkościennych nawet 4 %.

Krzem przeciwdziała wydzielaniu się fazy węglikowej. Według pracy [19] krzem istotnie wpływa na początek przemiany $\gamma \rightarrow \alpha$. Zwiększa on aktywność węgla, a zmniejsza energię swobodną przy przemianie austenitu w ferryt i sprzyja tworzeniu ausferrytu.

Szczegółowe badania żeliwa sferoidalnego zawierającego różne zawartości Si przeprowadzili autorzy prac [54,55,84]. Stwierdzili, że ze wzrostem jego zawartości (2,3÷3,0 %) rośnie udział objętościowy austenitu w osnowie, a tym samym poprawia się plastyczność i udarność żeliwa. Dalsze zwiększanie zawartości Si powoduje powstawanie wysp ferrytu i drastyczny spadek niektórych własności mechanicznych oraz odporności na kruche pękanie.

Wpływ krzemu na minimalną temperaturę austenityzowania, przy której osnowa osiągnie 90÷95 % udziału austenitu w przemianie $\alpha \rightarrow \gamma$, podano na rysunku 9. Dane te dotyczą zawartości Si do 3,2 %. Dalszą część krzywej powyżej tej wartości ekstrapolowano [19].



Rys. 9. Wpływ krzemu na minimalną temperaturę austenityzowania żeliwa sferoidalnego [19]

W pracy [64,67,68,70] uważa się, że krzem w żeliwie podwyższa temperaturę przemiany eutektoidalnej i rozszerza zakres temperatur $Ac_{1,1} \div Ac_{1,2}$, również chrom podwyższa temperaturę, przemiany eutektoidalnej a mangan i nikiel ją obniżają.

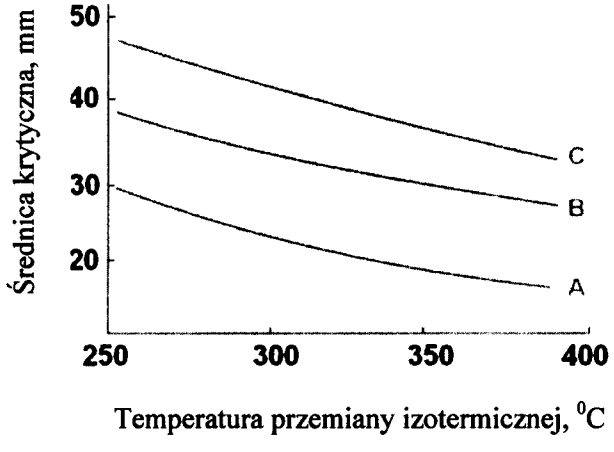
Mangan wywiera silny wpływ na trwałość austenitu, ma skłonność do tworzenia węglików oraz przyczynia się do znacznej segregacji. W związku z tym jego działanie postrzegane jest zarówno korzystnie, podczas obróbki cieplnej jak i niekorzystnie na własności mechaniczne żeliwa sferoidalnego.

Na temat znaczenia manganu w mikrostrukturze hartowanego izotermicznie żeliwa sferoidalnego zarówno nie- jak i - stopowego opublikowano wiele prac m.in. [22,23,62,68]. Stwierdzenia jakie można z nich przytoczyć to:

- mangan opóźnia przemianę izotermiczną zarówno w I jak i II stadium wywołując niejednorodność mikrostruktury żeliwa sferoidalnego,
- zwiększająca zawartość Mn prowadzi do zmniejszenia przedziału obróbczego $\tau_{pi1} \div \tau_{pi2}$,
- mangan segreguje na granicach ziaren eutektycznych i sprzyja tworzeniu martenzytu w obszarach przygranicznych.

Hartowanie z przemianą izotermiczną niestopowego żeliwa sferoidalnego nie gwarantuje otrzymania osnowy ausferrytycznej w całym przekroju w przypadku odlewów o większej grubości ścianek. Wówczas szybkość stygnięcia przy podchładzaniu ma takie warunki, w których część austenitu może przemienić się w perlit.

Wprowadzenie do żeliwa odpowiednich pierwiastków (dodatków stopowych) umożliwia zmniejszenie szybkości krytycznej i poprawę hartowności żeliwa, a tym samym zwiększenie średnicy krytycznej (rys.10) [15,22,23,67]. Wraz ze wzrostem temperatury przemiany izotermicznej hartowność żeliwa maleje.



Rys. 10. Wpływ temperatury przemiany izotermicznej na średnicę krytyczną odlewów w zależności od składu chemicznego żeliwa sferoidalnego: **A** - niestopowe, **B** - o składzie: 3,5 % C; 2,2 % Si; 0,5 % Cu; 0,5 % Ni, **C** - o składzie: 3,5 % C; 2,2 % Si; 0,65 % Cu; 0,75 % Ni [15]

Do żeliwa wprowadza się zazwyczaj pojedynczo lub wspólnie do 4,00 % Ni, do 0,30 % Mo i do 1,50 % Cu. Zawartość 1,5 % Cu stanowi równą wartość 0,30 % Mo. Zawartość Mn ogranicza się do 0,30 %, podobnie jak Mo, ze względu na tworzenie się

cementytu stopowego na granicach ziaren eutektycznych. Wydzielenia węglików zmniejszają plastyczność i udarność żeliwa ADI [8,9,16,19,35,36,38,63,68,70].

Wszystkie wymienione pierwiastki wprowadza się do żeliwa w celu zwiększenia trwałości austenitu przechłodzonego w zakresie przemiany perlitycznej.

W przypadku, gdy ADI ma być odporne na ścieranie, to wprowadza się do żeliwa dodatkowo Cr i V [35,70].

W pracy [67] na podstawie przeglądu literatury przedstawiono w postaci tabeli 4, zmianę własności mechanicznych żeliwa sferoidalnego hartowanego izotermicznie w zależności od temperatury wytrzymywania i zawartości pierwiastków.

Tabela 4. Wpływ pierwiastków na własności mechaniczne żeliwa sferoidalnego po hartowaniu izotermicznym w temperaturze: 300, 350 i 400 ^{0}C [67].

Lp.	Pierwiastek	**Własność mechaniczna**								
		R_m			**A_5**			**HB**		
		do temperatury izotermicznego wytrzymania, ^{0}C								
		300	350	400	300	350	400	300	350	400
1	Si	+	+	+	+	+	-	+	0	+
2	Ni	-	-	-	+	+-[1)]	-	-	-	-
3	Cu	- 0[2)]	- 0[2)]	-	+0[3)]	+0[3)]	- 0[4)]	- 0[4)]	- 0[4)]	- 0[4)]
4	Mn	-	-	-	-	-	-	-	-	-
5	Mo	-	-	-	-	-	-	-	-	-

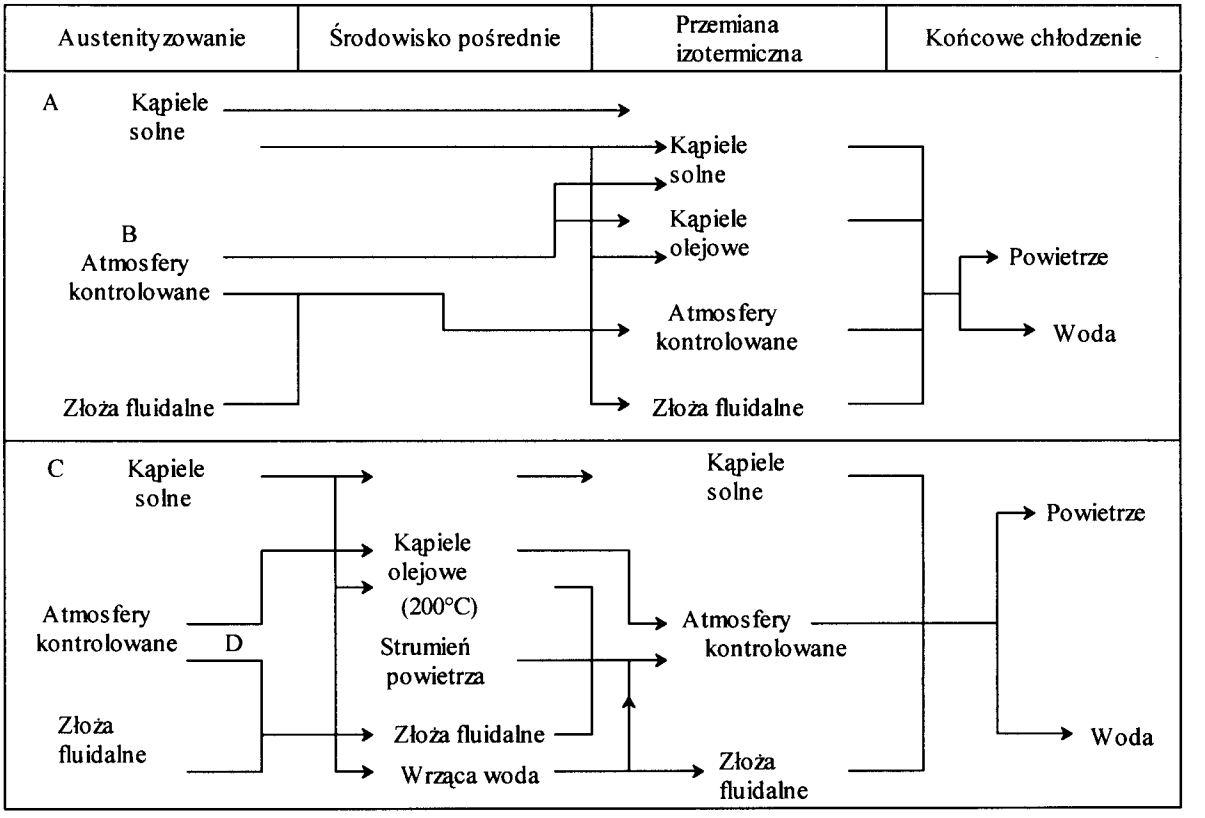
"+" - zwiększa, "-" - zmniejsza, "0" - nie wpływa, [1)] - do 2 % Ni zwiększa się A_5, a > 2 % Ni się zmniejsza, [2)] - do 0,5 % Cu zmniejsza R_m, > 0,5 % Cu nie wpływa na R_m, [3)] - do 1 % Cu zwiększa się A_5, > 1 % Cu nie wpływa na A_5, [4)] - do 0,5 % Cu zmniejsza się A_5, > 0,5 % Cu nie wpływa na A_5, do 0,5 % Cu zmniejsza się HB.

3. Warianty hartowania izotermicznego

W materiałach źródłowych informuje się, że odlewy żeliwne mogą być hartowane z przemianą izotermiczną:

1) przez załadowanie do pieca,
2) lub bezpośrednio po wybiciu z formy odlewniczej.

W zależności od ilości wykonywanych elementów z żeliwa ADI autor pracy [35] zaproponował następujące rozwiązania (rys. 11):

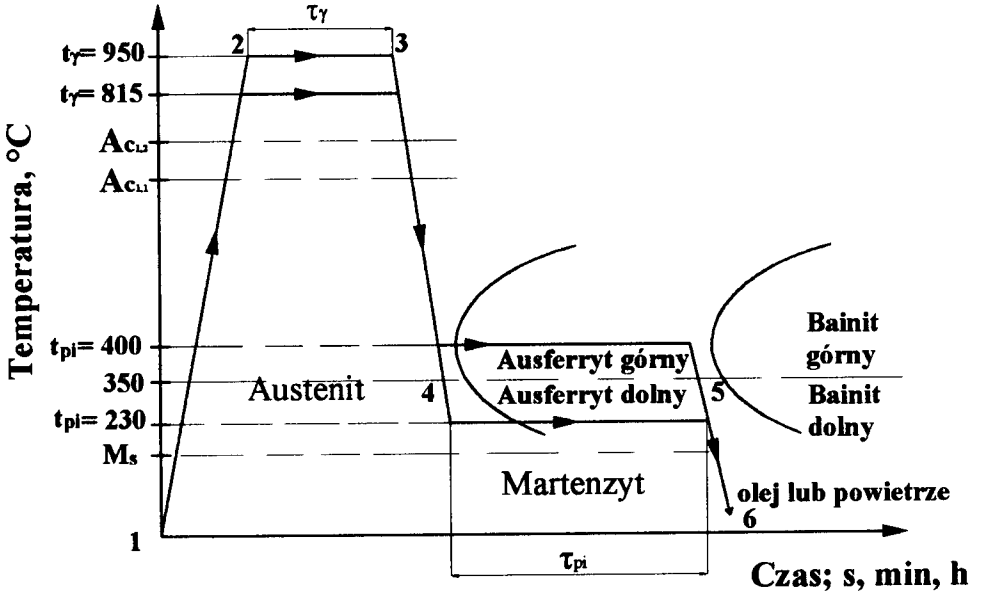


Rys. 11. Zalecane rozwiązania operacji hartowania z przemianą izotermiczną żeliwa sferoidalnego, w produkcji: **A** - małoseryjnej, **B** - wielkoseryjnej, oraz **C** - pozwala na zwiększenie krytycznej grubości ścianki odlewu i **D** - pozwalające na zwiększenie krytycznej grubości odlewów bez stosowania kąpieli solnych [35]

Hartowanie z przemiana izotermiczną stosuje się w celu podwyższenia własności żeliwa. Szeroki zakres własności mechanicznych żeliwa wytrzymywanego izotermicznie jest uzyskiwany poprzez odpowiednio dobrany cykl obróbczy. Dobór odpowiednich parametrów w tym cyklu prowadzi do ukształtowania osnowy mikrostruktury wyprodukowanego odlewu określanego jako ADI.

Na ww. obróbkę cieplną składają się następujące etapy zgodne ze schematem na rysunku 12:

- nagrzewanie odlewu do temperatury austenityzowania 815÷950 ^{0}C, (linia 1-2);
- wygrzewanie odlewu w temperaturze austenityzowania. Dobór czasu austenityzowania τ_γ powinien zapewnić wyrównanie temperatury na przekroju odlewu, rozpad składników mikrostruktury żeliwa wyjściowego oraz nasycenie austenitu węglem, (linia 2-3);
- chłodzenie (podchładzanie) odlewu z szybkością zapewniającą pominięcie przemiany austenitu w perlit do temperatury wygrzewania izotermicznego 230÷400 ^{0}C, (linia 3-4);
- wytrzymywanie izotermiczne (lub wychładzanie) odlewu do czasu utworzenia ausferrytycznej mikrostruktury osnowy żeliwa sferoidalnego, (linie 4-5);
- chłodzenie (dochładzanie) odlewu do temperatury otoczenia, (linie 5-6).



Rys. 12. Schemat hartowania z przemianą izotermiczną żeliwa sferoidalnego i mikrostruktura żeliwa w wyodrębnionych zabiegach [21]

Dużą wytrzymałość oraz dużą udarność żeliwo ADI ma po wytrzymywaniu izotermicznym w zakresie 300÷350 ^{0}C, natomiast dużą wytrzymałość na ściskanie i twardość ma żeliwo w najniższej temperaturze kąpieli 230÷250 ^{0}C. Temperaturę kąpieli ustala się w zależności od wymaganej wytrzymałości i plastyczności. Zmiany wymiarów odlewów z żeliwa sferoidalnego po hartowaniu z przemianą izotermiczną są nieznaczne (0,1 %). Dzięki temu po tej obróbce cieplnej wystarcza wykańczająca obróbka skrawaniem - szlifowanie [66,82].

Wynikiem występowania niejednorodności mikrostruktury w żeliwie są zróżnicowane wartości własności mechanicznych, a przede wszystkim: R_m, $R_{p0,2}$, A_5 i udarności oraz twardości. W miarę obniżenia temperatury hartowania izotermicznego t_{pi} zwiększa się R_m (zmniejsza się grubość płytek ferrytu i udział austenitu), twardość żeliwa rośnie, zmniejszają się natomiast wartości wydłużenia i udarności [32,35,53].

Ziarna w mikrostrukturze żeliwa ADI dzielą się na subziarna, a między nimi występują granice wąskokątowe. Jest to charakterystyczna budowa blokowa. Występowanie wąskokątowych subgranic w ziarnach może dodatkowo sprzyjać umocnieniu, chociaż co do jego efektu są wyrażane różne poglądy.

Umocnienie dyslokacyjne jest związane z gęstością dyslokacji w składnikach mikrostruktury osnowy. Dorazil i współautorzy [17] podają, że umocnienie dyslokacyjne austenitu, jest znaczące. Tego rodzaju umocnienie przyczynia się do podwyższenia umownej granicy plastyczności, wytrzymałości na rozciąganie i twardości natomiast wydłużenie i udarność ulegają obniżeniu.

W pakietach dolnego ausferrytu płytki ferrytu mają grubość 0,1÷0,2 μm, a pasma austenitu mają szerokość 20÷40 nm. Natomiast płytki górnego ausferrytu mają grubość 1÷2 μm [17].

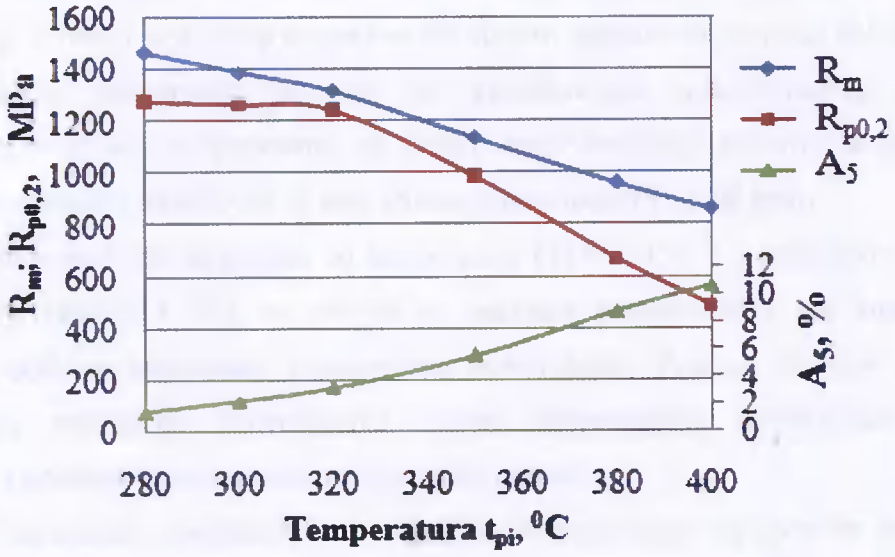
Austenityzowanie przeprowadza się zazwyczaj w piecach przemysłowych. Hartowanie izotermiczne wykonywane jest zwykle w kąpielach solnych lub stopionym ołowiu i cynie [35]. Autorzy prac [60,61] hartowanie izotermiczne odlewów przeprowadzili w złożu fluidalnym z elektrokorundem lub karbokorundem.

Niska temperatura przemiany izotermicznej prowadzi niekiedy do otrzymania żeliwa, które w mikrostrukturze ma oprócz ausferrytu niewielki udział martenzytu zwłaszcza po krótkim czasie przemiany. Wytrzymałość i twardość takiego żeliwa znacznie wzrasta kosztem plastyczności. W pracy [40] podjęto próbę uzyskania żeliwa ADI o lepszym skojarzeniu plastyczności i wytrzymałości. W tym celu wykonano dwustopniowe hartowanie izotermiczne. Pierwszy stopień hartowania był w temperaturze 350 ^{0}C, gdzie wytrzymywano przez czas τ_{pi}=10 min. Następnie próbki przenoszono do złoża fluidalnego o temperaturze 275 ^{0}C, w którym realizowano drugi stopień hartowania. W tej temperaturze próbki były wytrzymywane przez czas τ_{pi}=30, 60 i 90 minut.

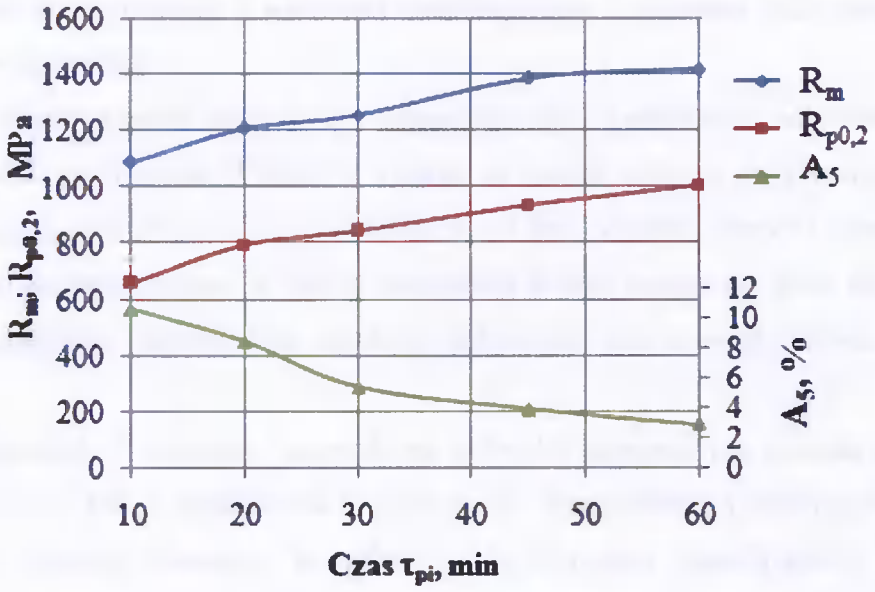
Elsayed z zespołem [28] żeliwo sferoidalne hartował izotermicznie dwustopniowo. Różnica jednak polegała na tym, że w przeciwieństwie do Kaczorowskiego i współautorów [40], próbki chłodzono do niższej temperatury przemiany izotermicznej t_{pi}=260, 290, 320 i 350 ^{0}C, po czym nagrzewano je z szybkością 28 ^{0}C/godz i wytrzymywano w czasie

1,5 godz. Końcowa temperatura przemiany izotermicznej wynosiła odpowiednio t_{pi}=302, 332, 362 i 392 ^{0}C. Dla porównania zmodyfikowanego hartowania izotermicznego autorzy wykonali również obróbkę metodą konwencjonalną (jednostopniowe hartowanie izotermiczne dla temperatury t_{pi}=270, 300, 330 i 360 ^{0}C. Wymienione warianty hartowania izotermicznego zastosowano dla nie- i stopowego żeliwa.

Autorzy pracy [72] dokonali porównania wariantów obróbki cieplnej żeliwa sferoidalnego o składzie: 3,5% C, 2,8% Si, 0,3% Mn, 0,022% S, 0,02% P, 0,04% Mg, 1,55 Ni, 0,3% Mo, 0,5% Cu w aspekcie uzyskania ADI. Wariant I hartowania polegał na: austenityzowaniu próbek w temperaturze t_γ=900 ^{0}C przez 30 min, następnie podchładzaniu do temperatur t_{pi}=400, 380, 350, 320, 300 i 280 ^{0}C i wychładzaniu przez czas 120 min i dochładzaniu w powietrzu do temperatury otoczenia. W II wariancie operacja austenityzowania została wykonana identycznie jak w wariancie I, po czym próbki podchładzano do temperatury t_{pi}=300 ^{0}C i wytrzymywano w czasie τ_{pi}=10, 20, 30 45 i 60 min. Następnie próbki wkładano do drugiego pieca z kąpielą solną, której temperatura t_{pi}=400 ^{0}C. Czas τ_{pi} wytrzymania wynosił również 120 min, jak w przypadku I wariantu. Otrzymane wyniki przedstawiono na rysunkach 13 i 14.



Rys. 13. Wpływ temperatury przemiany izotermicznej na własności mechaniczne R_m, $R_{p0,2}$ i A_5 żeliwa obrabianego wg wariantu I [72]



Rys. 14. Wpływ czasu wytrzymania w temperaturze t_{pi}=300 ^{0}C na własności mechaniczne R_m, $R_{p0,2}$ i A_5 żeliwa obrabianego wg wariantu II [72]

Bezpośrednie hartowanie izotermiczne to proces obróbki cieplnej polegający na kontrolowanym hartowaniu izotermicznym przeprowadzonym podczas stygnięcia odlewu bezpośrednio po jego zakrzepnięciu. Zwiększenie szybkości studzenia odlewu poprzez usunięcie go z formy wykorzystywane jest dla stopów aluminium. Szybkie chłodzenie odlewu do określonej temperatury pozwala na kształtowanie mikrostruktury metalu [61]. W literaturze żeliwo otrzymywane na drodze bezpośredniego hartowania izotermicznego odlewów oznaczano jako DADI (z ang. Direct Austempered Ductile Iron).

Żeliwo podczas stygnięcia od temperatury (1130÷1150 ^{0}C) przechodzi przez obszar temperatury (950÷815 ^{0}C), w którym to zakresie przeprowadza się austenityzowanie odlewów, podczas hartowania z przemianą izotermiczną. Poprzez szybkie chłodzenie do temperatury przemiany izotermicznej można bezpośrednio wykorzystać temperaturę zalewania i pominąć ponowne austenityzowanie odlewu.

W niektórych ośrodkach naukowych na świecie znane są sposoby bezpośredniego hartowania izotermicznego. Próbę uzyskania żeliwa ADI podczas bezpośredniego hartowania izotermicznego odlewów z form metalowych przeprowadzili Varahraam i Yanagisawa [83].

Massone i współpracownicy [56] w badaniach przeprowadzili bezpośrednie hartowanie izotermiczne odlewów wykonanych w formach piaskowych. Bezpośrednio po wyjęciu odlewów z formy, a przed hartowaniem izotermicznym, poddano je dodatkowo wygrzewaniu w temperaturze austenityzowania t_γ=900 ^{0}C. Stosując taki cykl obróbki cieplnej

odlewy miały mikrostrukturę i własności porównywalne z żeliwem ADI otrzymanym na drodze konwencjonalnej.

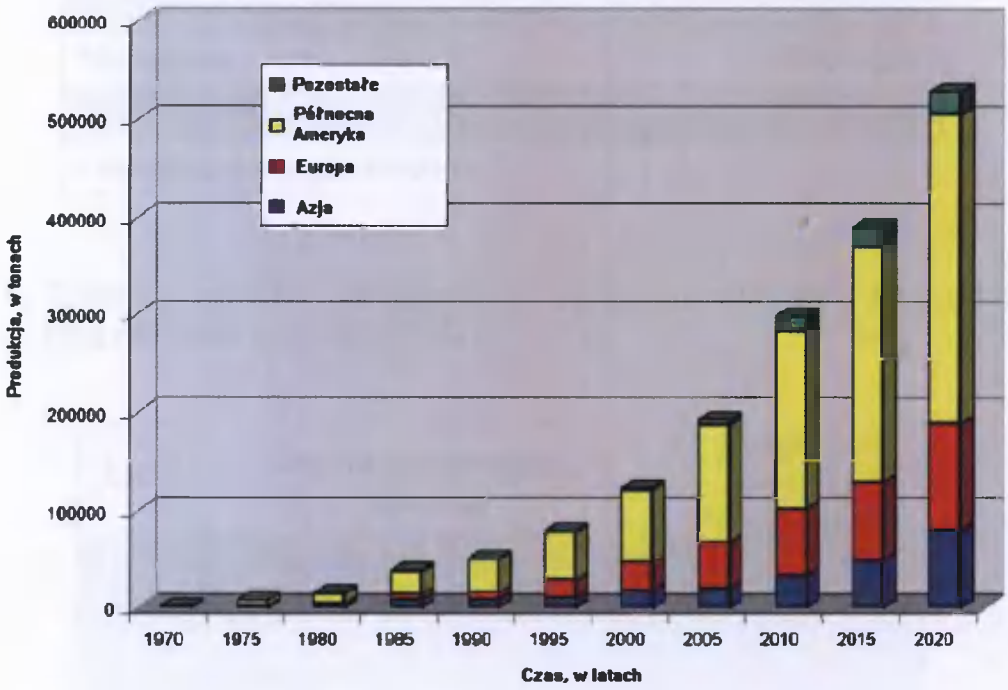
Stosowanie kąpieli solnych do bezpośredniego hartowania odlewów żeliwnych przysparza wiele problemów. Wynika to z faktu, że kąpiele solne są wyjątkowo wrażliwe na zanieczyszczenia zewnętrzne i ich wykorzystanie do bezpośredniej obróbki cieplnej na skalę przemysłową jest ograniczone. W takich warunkach dobrze spisuje się złoże fluidalne, które nie tylko gwarantuje odpowiednią szybkość chłodzenia, ale również ułatwia czyszczenie odlewu [60].

Bezpośrednie hartowanie izotermiczne odlewów otrzymanych metodą pełnej formy było przedmiotem badań naukowców z Politechniki Warszawskiej i Instytutu Odlewnictwa w Krakowie. Badania zakładały, że odlewy będą wykonane metodą pełnej formy, a po całkowitym zakrzepnięciu, zostaną usunięte i poddane hartowaniu izotermicznemu w złożu fluidalnym. Wytrzymałości na rozciąganie R_m żeliwa DADI była zbliżona do - ADI. Hartowanie bezpośrednie miało identyczny charakter zmian jak dla żeliwa ADI, a zatem wytrzymałość na rozciąganie R_m była większa dla niższej temperatury hartowania izotermicznego i malała wraz ze wzrostem temperatury. Twardość żeliwa DADI była większa niż żeliwa ADI hartowanego w tych samych warunkach hartowania izotermicznego. Różna twardość była wynikiem głównie składu mikrostruktury osnowy. Porównanie mikrostruktury żeliwa hartowanego bezpośrednio z konwencjonalnym pokazało różnice w udziale składników mikrostruktury. W przypadku ADI, zabieg austenityzowania doprowadził do rozdrobnienia osnowy żeliwa, czego nie było w przypadku hartowania izotermicznego bezpośredniego [61].

4. Aspekty zastosowania żeliwa sferoidalnego hartowanego izotermicznie

Na podstawie światowych prognoz produkcja żeliwa ADI na przestrzeni czasu rośnie, o czym świadczą wyniki przedstawione na rysunku 15. Wzrost ten jest w pełni uzasadniony, gdyż materiał ten zapewnia lepszą pracę części odlewanych przy niższych kosztach ich wytwarzania. W wielu obszarach zastosowanie żeliwa ADI przewyższa odkuwki stalowe, elementy spawane, części ze stali nawęglonej czy też nawet stopy aluminium.

Największą produkcję ADI ma Ameryka Północna, a następnie państwa europejskie i Azja.



Rys. 15. Prognoza produkcji odlewów z żeliwa ADI na świecie [33,86]

Wśród argumentów, które uzasadniają stosowanie i rozwój żeliwa ADI to niższe koszty produkcji. W przeliczeniu na jeden kilogram ADI kosztuje mniej niż stal lub stopy aluminium. Do czynników, wpływających na obniżenie kosztów produkcji zalicza się:

- doskonałą lejność, która odwzorowuje najbardziej złożone kształty odlewów i charakteryzuje się dużym uzyskiem,
- mniejsze zużycie energii podczas produkcji do wytworzenia gotowego elementu (tab.5),
- niższy koszt obróbki mechanicznej odlewów oraz zwiększenie żywotności narzędzi skrawających w porównaniu z elementami wykonywanymi z nawęglanej stali kutej (tab.6),

- najkorzystniejsze porównanie kosztów produkcji i wytrzymałości żeliwa z innymi stopami (tab.7).

Tabela 5. Zużycie energii podczas produkcji przekładni z żeliwa ADI w porównaniu z kutą i nawęgloną stalą [82]

Operacja	Zużycie energii, KWh/t	
	Żeliwo ADI	Stal kuta
Produkcja wyrobu	2500	4500
Wyżarzanie	-	500
Hartowanie z przemianą izotermiczną	600	-
Nawęglanie	-	800÷1200
Razem	3100	5800÷6200
Oszczędność energii: 46÷50 %		

Tabela 6. Żywotność narzędzi skrawających po zastąpieniu elementów z nawęglonej stali kutej odlewami z żeliwa ADI [82]

Lp.	Obróbka skrawaniem, operacja	Zwiększenie żywotności narzędzia, %
1.	**Obróbka koła zębatego**	
	- tłoczenie nakiełków	30
	- wiercenie	35
	- toczenie zgrubne	70
	- toczenie wykańczające	50
	- szlifowanie	20
2.	**Obróbka pierścienia zębatego**	
	- toczenie wielowrzecionowe	200
	- wiercenie	20
	- rozwiercanie	20
3.	**Obróbka kół Gleasona**	
	- obróbka zgrubna koła	900
	- obróbka wykańczająca koła	233
	- obróbka zgrubna pierścienia	962
	- obróbka wykańczająca pierścienia	100

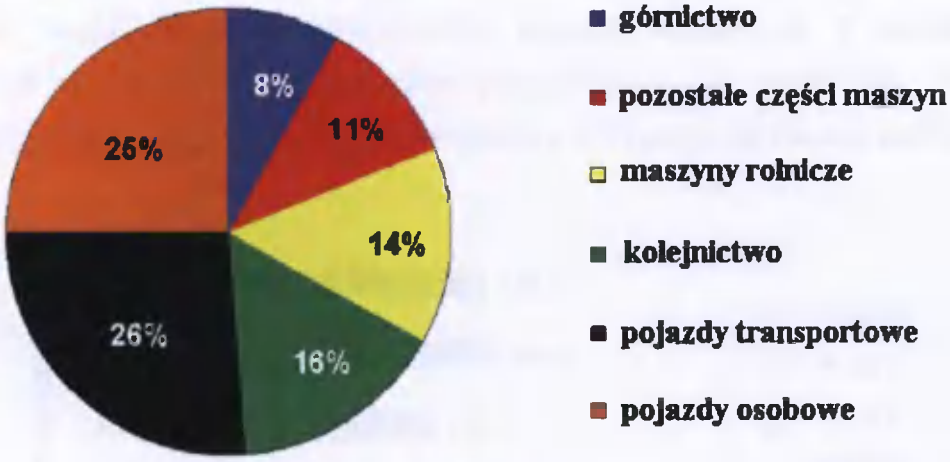
Tabela 7. Porównanie kosztów i wytrzymałości różnych metalowych tworzyw [82]

Materiał	Koszt/tonę, USD	Wytrzymałość na rozciąganie, MPa	Koszt/ wytrzymałość, USD/MPa
Żeliwo szare	1500	250	6
Żeliwo ciągliwe	2000	400	5
Stal węglowa	2700	500	5,4
Żeliwo sferoidalne	1700	500	3,4
Żeliwo ADI	2500	1000	2,5

Żeliwo ADI ma duże własności wytrzymałościowe i plastyczne, znalazło zastosowanie w różnych gałęziach przemysłu metalowego. Zastosowanie tego żeliwa jest następujące: [82]

- **motoryzacja:** koła zębate pierścieniowe, przekładnie, rozrządy, korbowody, wałki rozrządu, zwrotnice osi przedniej, elementy zawieszenia, elementy cierne hamulców,
- **kolejnictwo:** koła lokomotyw, sprzęgła, klocki hamulcowe, elementy zawieszenia wagonów,
- **rolnictwo:** lemiesze pługów, elementy spychaczy, części podwozia maszyn rolniczych, koła zębate, elementy nożyc do przycinania żywopłotów i trawników, pogłębiacze używane do spulchniania twardej ziemi po skoszeniu zboża,
- **górnictwo:** korpusy i obudowy pomp, wirniki, wały korbowe, wały napędzane, wiertła,
- **budowa maszyn:** koła jezdne i łańcuchowe, prowadnice, przecinaki, wałki transporterów, łopatki, rozdrabniacze, rolki, wykładziny młynów i kruszarek, zęby koparek, ogniwa gąsienic, ogniwa łańcuchów, przekładnie zębate śrubowe, walcowe, ślimakowe, stożkowe,
- **przemysł zbrojeniowy:** łuski i kielichy pocisków, klocki hamulcowe pojazdów, stopy gąsienic pojazdów, obudowy pojazdów opancerzonych.

Udział poszczególnych branży wykorzystania żeliwa ADI przedstawiono na rysunku 16:



Rys. 16. Wykorzystanie żeliwa ADI w poszczególnych gałęziach przemysłu [33,86]

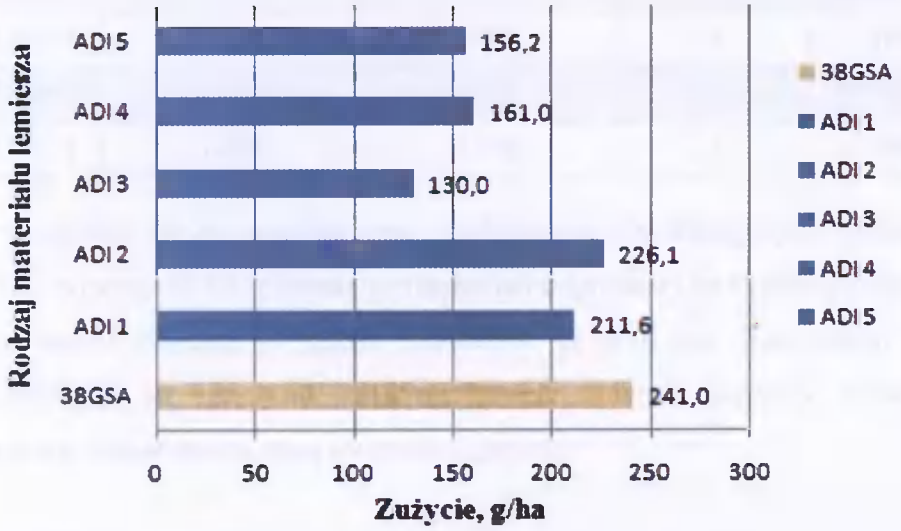
Jednym z przykładów zastosowanie żeliwa ADI jest odlew piasty koła samochodu ciężarowego (rys.17), który zastąpił odlew ze stopu aluminium. Zmianę taką uzasadniono, wytrzymałością R_m i wydłużeniem A_5. Własności te są trzy razy większe niż stopu Al. Dzięki tej zamianie zmniejszono masę o 3 %, a koszty wytwarzania o 30 %.

a) b)

Rys. 17. Odlewy piasty koła samochodu ciężarowego, wykonanej z ADI (a) i stopu Al (b) [21]

Autorzy pracy [69] w badaniach ocenili własności mechaniczne żeliwa ADI w aspekcie zastosowania na części maszyn rolniczych. Zarówno badania laboratoryjne, jak i eksploatacyjne (lemiesz pługa wykonano z ADI) wykazały, że intensywność zużycia ściernego dla różnych gleb

jest znacznie mniejsza niż stali 38GSA, z której powszechnie wykonuje się w Polsce wiele elementów pracujących w glebie. Do celów badawczych autorzy wykonali prototypowe odlewy lemieszy z 5 wytopów o zróżnicowanym składzie chemicznym. Na rysunku 18 przedstawiono porównanie zużycia w glebie prototypowych lemieszy wykonanych z gatunków ADI z lemieszami ze stali 38GSA. Z materiałów źródłowych można wnioskować, że zużycie w glebie, wyrażone w g/ha żeliwa ADI, było średnio o 23% niższe od zużycia stali 38GSA.



Rys. 18. Porównanie zużycia lemieszy wykonanych z żeliwa ADI i stali 38GSA [69]

4.1. Własności żeliwa sferoidalnego po hartowaniu izotermicznym

Własności mechaniczne żeliwa sferoidalnego hartowanego izotermicznie wynikają przede wszystkim z udziału procentowego składników mikrostruktury osnowy metalowej. Prawidłowa obróbka cieplna przekłada się na poziom wskaźników materiałowych. Wśród czynników, które kształtują gotowy odlew są: materiał wejściowy, skład chemiczny i mikrostruktura osnowy. Kolejne warunki wynikają z parametrów obróbki cieplnej: temperatury, czasu austenityzowania i przemiany izotermicznej. Razem te czynniki oddziałują na własności użytkowe odlewów ADI.

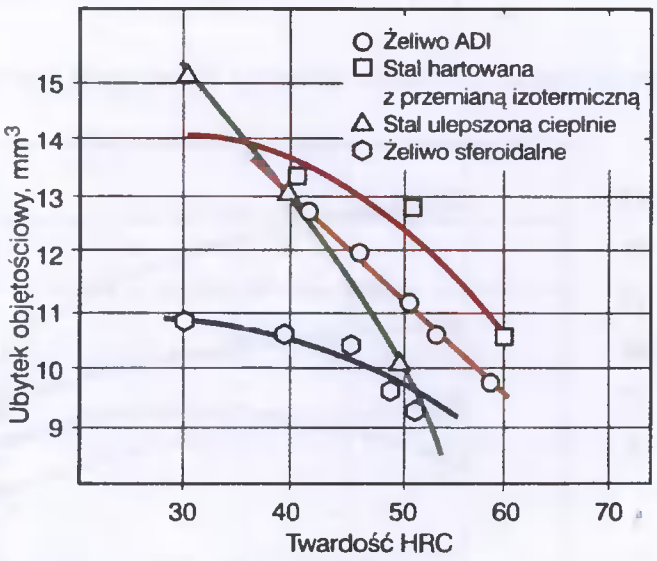
W tabeli 8 przedstawiono własności żeliwa ADI podane w normie PN-EN-1564:2000.

Tabela 8. Własności mechaniczne żeliwa sferoidalnego hartowanego z przemianą izotermiczną wg PN EN 1563:2000

Oznaczenie Znak	Wytrzymałość na rozciąganie R_m, MPa	Umowna granica plastyczności $R_{p0,2}$, MPa	Wydłużenie A, %	Zakres twardości, HB
EN-GJS-800-8	800	500	8	260÷320
EN-GJS-1000-5	1000	700	5	300÷360
EN-GJS-1200-2	1200	850	2	340÷440
EN-GJS-1400-1	1400	1100	1	380÷480

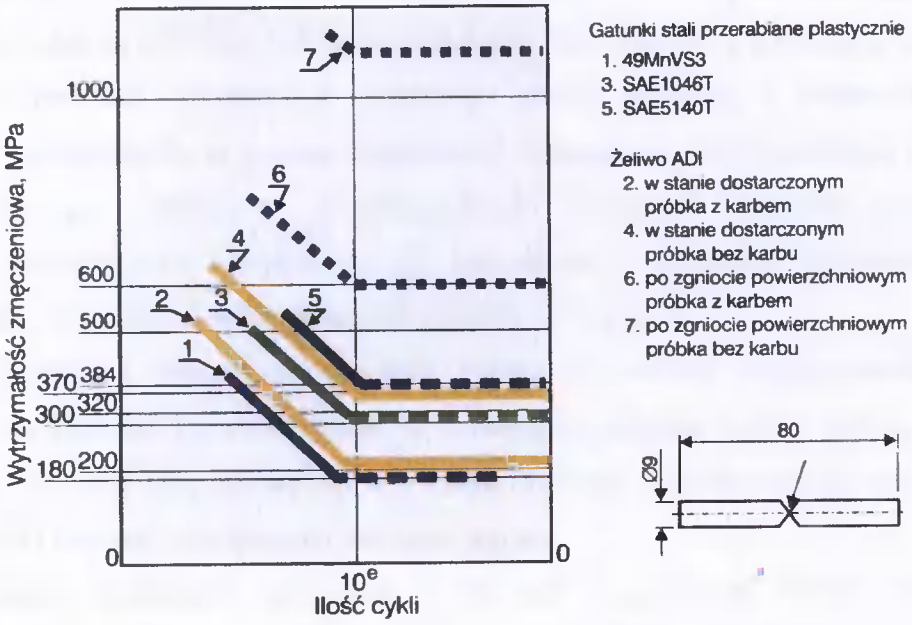
Na rysunkach 19÷21 przedstawiono podstawowe charakterystyki własności żeliwa ADI dotyczące: odporności na ścieranie , zmęczenia i odporności na kruche pękanie.

Na podstawie rysunku 19 można stwierdzić, że ADI jest doskonałym przykładem połączenia twardości ze zużyciem ściernym. Nieco mniejsza twardość żeliwa ADI nie przeszkadza konkurować mu ze stalą ulepszoną cieplnie.



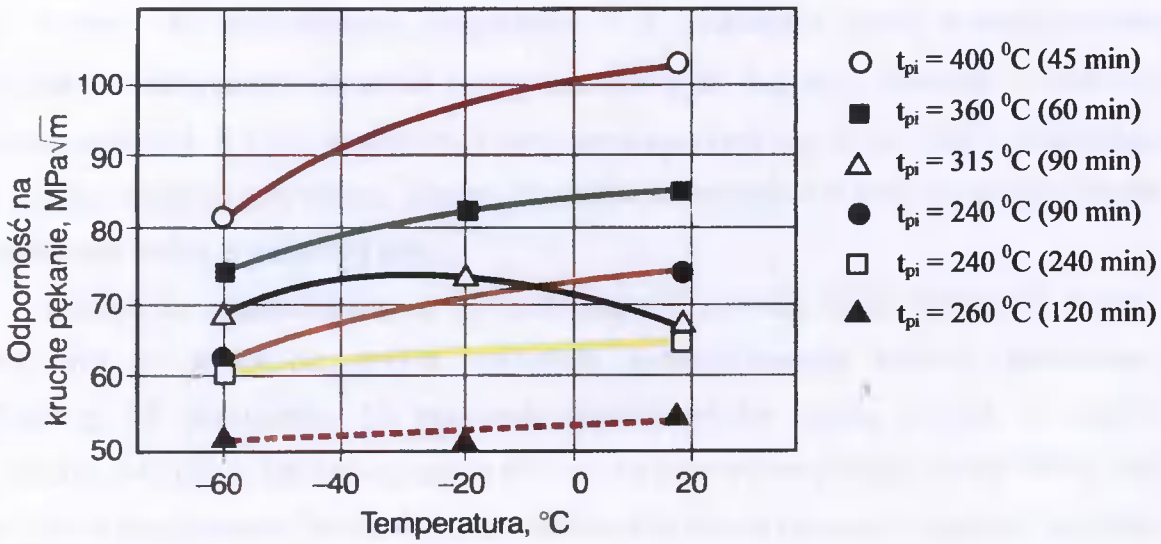
Rys. 19. Porównanie odporności na zużycie ścierne [87]

Zgniot powierzchniowy próbki żeliwa ADI poprawia znacznie wytrzymałość zmęczeniową (rys. 20).



Rys. 20. Porównanie własności zmęczeniowych żeliwa sferoidalnego hartowanego izotermicznie z różnymi gatunkami stali [87]

Wraz ze wzrostem temperatury t_{pi} rośnie odporność na kruche pękanie ADI (rys.21).



Rys. 21. Odporność na kruche pękanie, żeliwa obrabianego dla różnych wariantów w zależności od temperatury w jakiej wykonano próby [87]

5. Podsumowanie stanu zagadnienia

Po przeglądzie materiałów źródłowych i ich analizie można przedstawić stwierdzenie, że na ogół produkcja odlewów żeliwa sferoidalnego hartowanego z przemianą izotermiczną nie stanowi trudności. Natomiast z naukowego punktu widzenia, z dziedziny inżynierii materiałów odlewniczych, są jeszcze zagadnienia wymagające doprecyzowania rozwiązania eksperymentalnego. Dotyczy to w szczególności niektórych procesów występujących w obróbce cieplnej ADI. Jednym z nich jest użycie w produkcji odlewniczej żeliwa sferoidalnego o wyjściowej mikrostrukturze osnowy ferrytycznej.

W literaturze opisuje się badania żeliwa o osnowie ferrytyczno-perlitycznej, perlityczno-ferrytycznej lub perlitycznej. W mniejszym zakresie badano żeliwo o osnowie ferrytycznej. Osnowę taką odlewy żeliwne mogą otrzymać bezpośrednio po odlaniu lub na drodze obróbki cieplnej – wyżarzania ferrytyzującego.

Literatura dostarczyła informacji o składzie chemicznym żeliwa sferoidalnego stosowanego do hartowania izotermicznego. Według jej danych węgiel w żeliwie był w granicach 3,0÷4,0 %, krzem – 1,6÷3,7 % i mangan – do 1,2 %, ponadto stosowano pierwiastki: nikiel do 3,8 % i molibden do 0,63 % oraz miedź do 1,6 %.

Najwięcej rozbieżnych uwag podanych w literaturze, dotyczy wpływu temperatury austenityzowania na własności mechaniczne żeliwa po hartowaniu izotermicznym. Autorzy prac uważają, że podwyższenie temperatury t_γ i wydłużenie czasu austenityzowania τ_γ powoduje zmniejszenie własności wytrzymałościowych: R_m, $R_{p0,2}$, twardości i udarności oraz plastyczności. Z kolei są autorzy, którzy wyrażają przekonanie, że mała wytrzymałość jest wynikiem niskiej temperatury austenityzowania. Kontrowersje te stały się między innymi przedmiotem badań w niniejszej pracy.

Ciekawym zagadnieniem są również warunki procesu austenityzowania osnowy ferrytycznej w kontekście dobrze opisanego austenityzowania osnowy ferrytyczno-perlitycznej lub perlitycznej. Na podstawie obecnej wiedzy można przyjąć, że osnowa ferrytyczna ma mniejszą mikrosegregację niż osnowa ferrytyczno-perlityczna lub perlityczna. Stąd można przypuszczać, że różnice mikrostrukturalne osnowy powinny wpływać na proces jej nawęglania. Takie podejście do problemu naukowego stwarza możliwość określenia przydatności tworzywa z osnową ferrytyczną w aspekcie hartowania z przemianą izotermiczną w produkcji odlewów ADI.

6. Badania własne

6.1. Teza i cel pracy

Do produkcji ADI najczęściej stosuje się żeliwo sferoidalne o osnowie ferrytyczno-perlitycznej lub perlitycznej, zazwyczaj jest to żeliwo nisko- lub średniostopowe wytapiane w piecu elektrycznym. Z analizy literatury wynika, że stosowane jest zwykle austenityzowanie jednostopniowe, co w niektórych przypadkach nie zapewnia całkowitego rozpuszczania się cementytu perlitu i jednorodności austenitu.

W związku z tym podjęto badania nad zastosowaniem austenityzowania dwustopniowego, które gwarantuje w całym przekroju odlewu otrzymanie austenitu ujednorodnionego i znacznie zmniejsza mikrosegregację pierwiastków składowych osnowy żeliwa. Nowością w niniejszej pracy było austenityzowanie dwustopniowe.

Teza pracy

Austenityzowanie dwustopniowe z następną przemianą izotermiczną (hartowanie izotermiczne) niestopowego żeliwa sferoidalnego o osnowie ferrytycznej zapewnia otrzymanie korzystnego skojarzenia własności wytrzymałościowych i plastycznych.

Celem niniejszej pracy było badanie mikrostruktury i własności mechanicznych niestopowego, ferrytycznego żeliwa sferoidalnego po hartowaniu izotermicznym w zmiennych warunkach. Badania te dotyczyły zabiegu austenityzowania i ausferrytyzowania osnowy metalowej. W obróbce cieplnej zabiegi te są odpowiedzialne za kinetykę i mechanizm przemiany izotermicznej przechłodzonego austenitu oraz mikrostrukturę osnowy, a w konsekwencji za kształtowanie własności mechanicznych żeliwa.

Do udowodnienia postawionej tezy pracy wykorzystano badania:

- mikroskopowe,
- dyfrakcyjne rentgenowskie,
- dylatometryczne,
- komputerowej analizy obrazu,

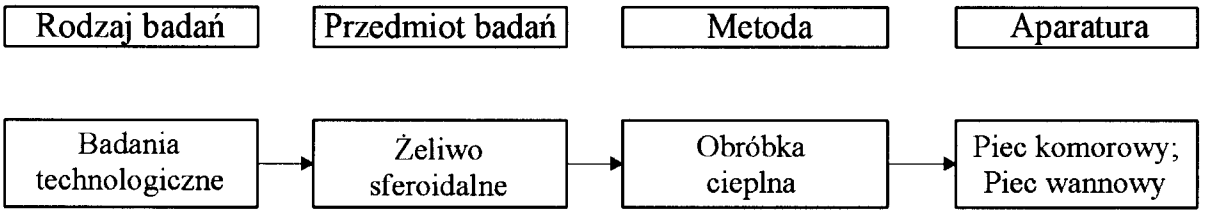
oraz badania własności mechanicznych:

- wytrzymałości i plastyczności,
- twardości,
- udarności.

6.2. Metodyka badań

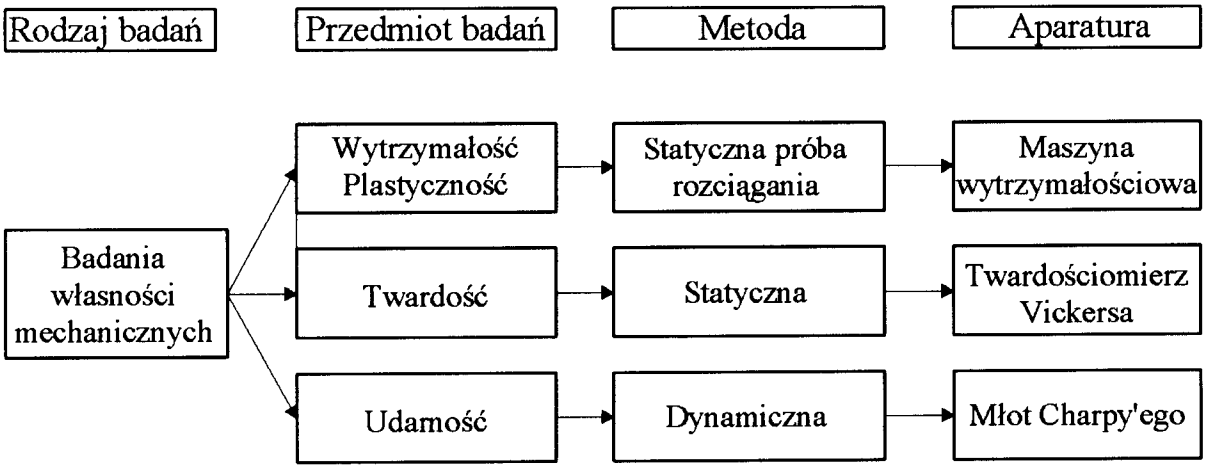
Austenityzowanie w operacji hartowania izotermicznego przeprowadzono w elektrycznym piecu sylitowym typ PSK 3. Piec ten wyposażony był w dwukanałowy regulator mikroprocesorowy typu RE 19 firmy Lumel. Do nagrzanej komory pieca ładowano pojemnik z próbkami. Pojemnik ten dopełniano węglem drzewnym w celu zabezpieczenia próbek przed utlenianiem. Czas wygrzewania liczono od momentu uzyskania temperatury nominalnej przez pojemnik. Pomiar temperatury w pojemniku realizowany był przez dwa mikroprocesorowe mierniki temperatury EMT 200, do których podłączone zostały termoelementy typu K (NiCr-NiAl) o zakresie $-100 \div 1200$ ^{0}C. Czujniki temperatury były umieszczone w pojemniku z próbkami. Wahania temperatury pomiędzy czujnikami a regulatorem (gdzie nastawiona była temperatura nominalna) nie przekraczały 2K Po jednej godzinie austenityzowania (wariant I rys.28) pojemnik wyciągano z pieca, a następnie wyjmowano próbki powiązane drutem stalowym i podchładzano w piecu wannowym z kąpielą solną SO 140. Temperatura w piecu wannowym była monitorowana przez dwa czujniki typu K, które były umiejscowione w dwóch przeciwległych narożnikach. Temperatura kąpieli wahała się $\pm$ 1K. Po wyznaczonym czasie, zgodnym z wariantem obróbki, próbki wyjmowano z kąpieli solnej i dochładzano w oleju o temperaturze otoczenia. W przypadku wariantu II (rys.29), nastawę regulatora RE 19 zaprogramowano dwustopniowo. Pierwszy stopień nastawiono na temperaturę 950 ^{0}C, a po 1 godz austenityzowania podchładzano do temperatury 830, 860 i 900 ^{0}C (drugi stopień). W tej temperaturze wytrzymywano próbki przez czas 30 min. Zabieg podchładzania do temperatury przemiany izotermicznej był taki sam jak w wariancie I. Hartowano próbki wytrzymałościowe i udarnościowe. Obrobione cieplnie próbki wytrzymałościowe szlifowano ręcznie papierem ściernym na tokarce. Natomiast próbki udarnościowe szlifowano ręcznie na papierach ściernych. Szlifowanie to wykonano w celu usunięcia ewentualnej warstwy utlenionej.

Schematy wykonanych badań przedstawiono na rysunkach 22÷24.



Rys. 22. Schemat badań technologicznych

Rys. 23. Schemat wybranych badań strukturalnych



Rys. 24. Schemat badania wybranych własności mechanicznych

6.3. Materiał

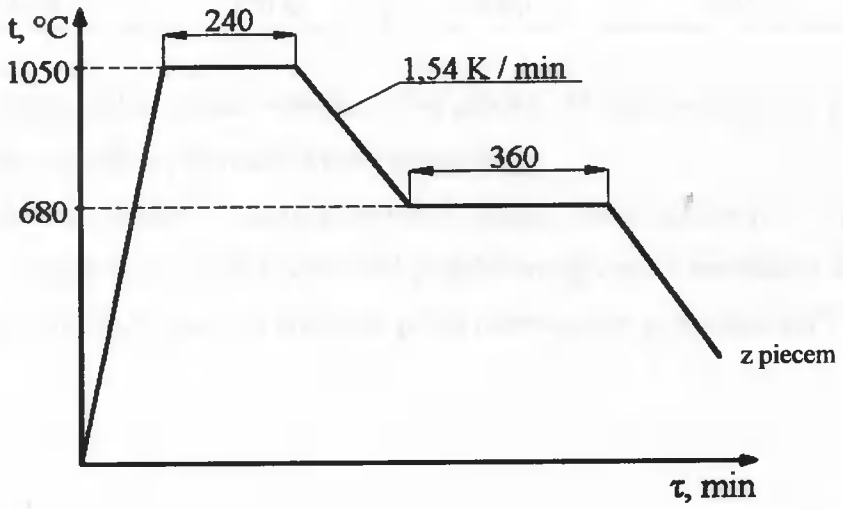
Żeliwo sferoidalne użyte do badań wytopiono w przemysłowym żeliwiaku o wyłożeniu kwaśnym z gorącym dmuchem. Sferoidyzację żeliwa wykonano stopem magnezowym ML5 w zbiorniku żeliwiaka metodą prętową. Metal w stanie ciekłym modyfikowano na rynnie spustowej zaprawą FeSi, po czym odlano do wilgotnych form piaskowych. Wlewki oddzielnie odlewane miały kształt YII wg. PN EN 1563 : 2000. Skład chemiczny i własności mechaniczne żeliwa sferoidalnego po odlaniu przedstawiono w tabeli 9.

Tabela 9. Skład chemiczny i własności mechaniczne po odlaniu żeliwa sferoidalnego

Skład chemiczny, % masy						**Współczynniki**	
C	Si	Mn	P	S	Mg	S_c	C_e
3,65	2,59	0,18	0,052	0,014	0,06	1,06	4,47
Własności mechaniczne							
R_m, MPa		A_5, %		H, HV10		KCG, J/cm^2	
507		12,1		156		106	

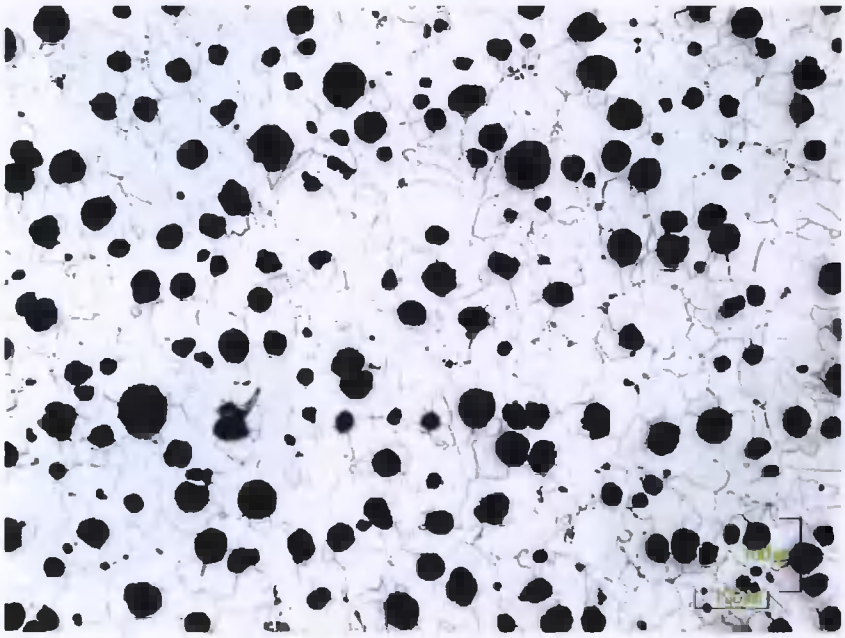
Żeliwo w stanie odlanym miało ferrytyczno-perlityczną (10 %) strukturę osnowy oraz prawidłową kulkową postać grafitu (udział objętościowy 11,5 %, 112 wydzieleń/mm^2 powierzchni zgładu).

Zgodnie z założeniami pracy żeliwo wejściowe do hartowania z przemianą izotermiczną powinno mieć osnowę ferrytyczną. W tym celu wlewki poddano wyżarzaniu ferrytyzującemu II stopniowemu. Ferrytyzowano dolne części wlewka YII zgodnie ze schematem przedstawionym na rysunku 25.



Rys. 25. Schemat ferrytyzowania II stopniowego

Po wyżarzaniu w osnowie było 100 % ferrytu (rys. 26).



Rys. 26. Mikrostruktura żeliwa sferoidalnego po dwustopniowym wyżarzaniu ferrytyzującym. Traw. 2 % alkoholowym roztworem HNO_3 (nitalem)

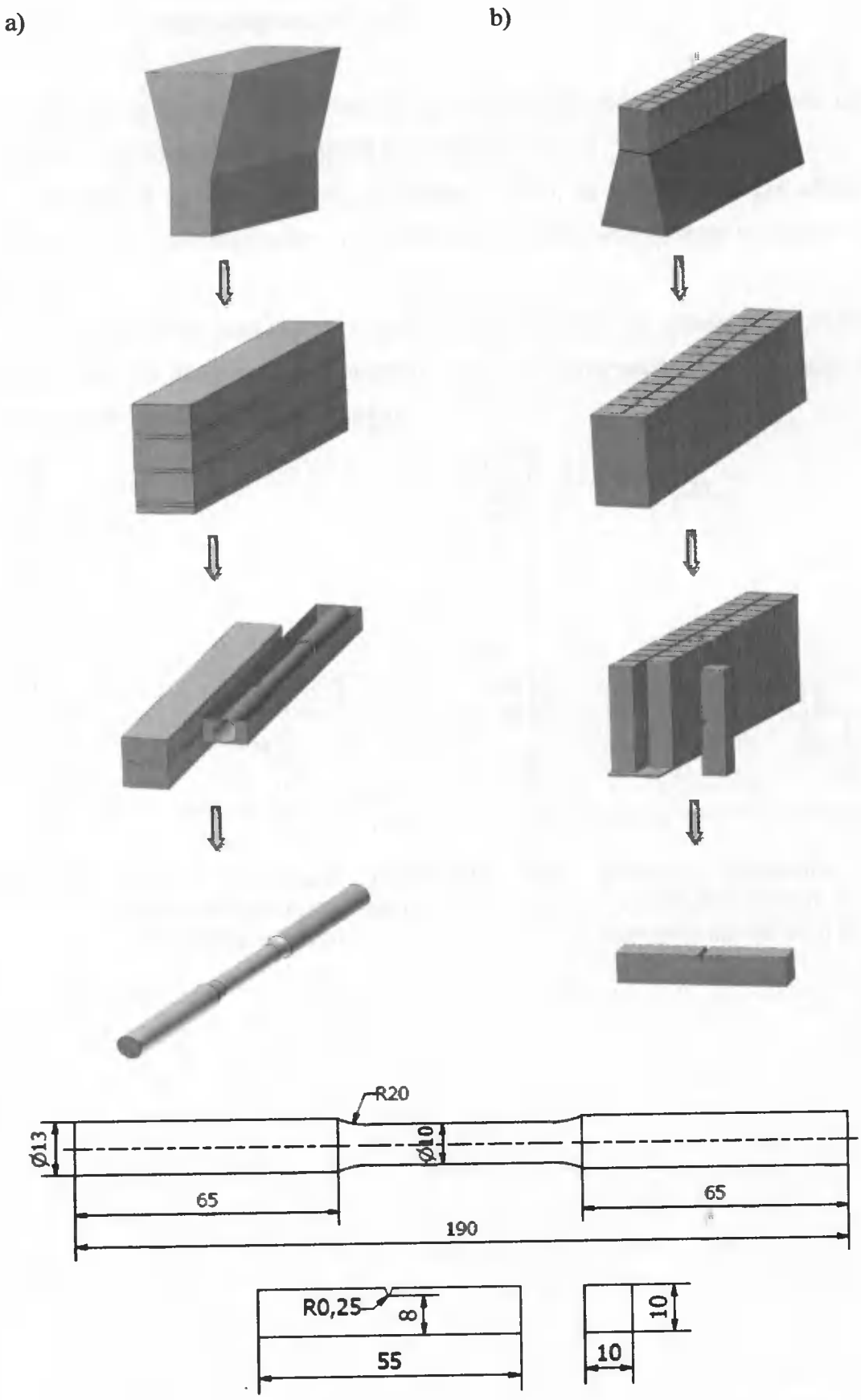
Temperatury krytyczne żeliwa wyjściowego wyznaczono dylatometrycznie przy użyciu dylatometru firmy ADAMEL DT-1000. Próbki grzano z szybkością 5 ^{0}C/min do temperatury 1000 ^{0}C. Następnie chłodzono z taką samą szybkością do temperatury otoczenia. Wyniki pomiarów punktów krytycznych przedstawiono w tabeli 10.

Tabela 10. Wynik pomiarów punktów krytycznych dla badanego żeliwa

Punkty krytyczne			
$Ac_{1,1}$	$Ac_{1,2}$	$Ar_{1,1}$	$Ar_{1,2}$
820,0	920,0	800,0	680,0

Po wyżarzaniu dolne części wlewka o wysokości 45 mm pocięto na płaskowniki, z których wykonano próbki wytrzymałościowe (rys.27a).

W przypadku badań udarnościowych przed dwustopniowym wyżarzaniem ferrytyzującym z dolnej części wlewka, który był podzielony zgodnie z rysunkiem 27b, wycięto próbki o wymiarach 10x10x55 mm. Na próbkach przed hartowaniem wykonano karb V.



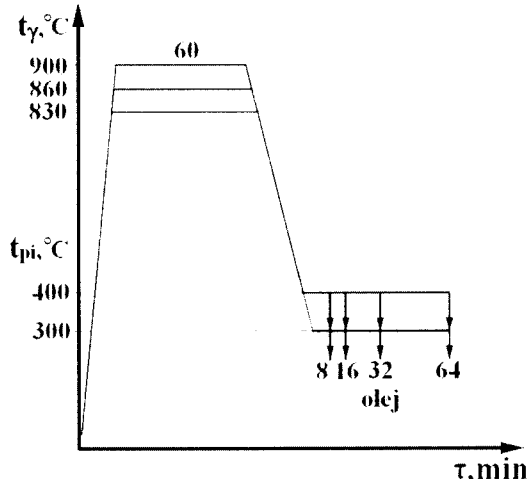
Rys. 27. Schemat pobrania próbek z wlewka YII: a) wytrzymałościowych, b) udarnościowych

6.4. Obróbka cieplna próbek

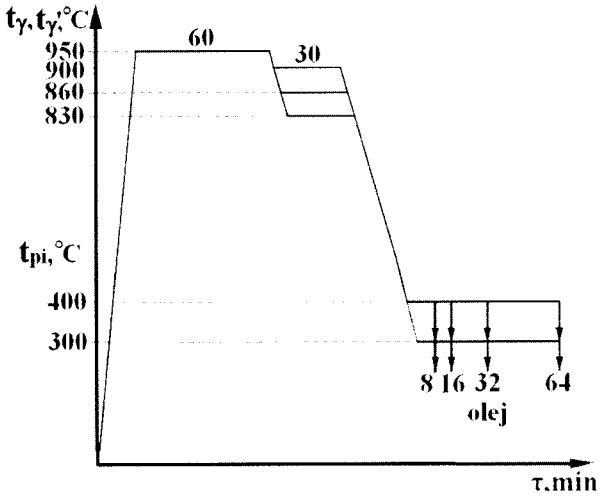
Próbki do badania wytrzymałości na rozciąganie i udarności obrobiono cieplnie - hartowano wg schematu pokazanego na rysunku 28 i 29.

Wariant II (rys.29) różni się od wariantu I tym, że austenityzowanie odbywało się stopniowo z tzw. podchładzaniem. Temperatura nominalna wygrzewania w wariancie II była 950 ^{0}C.

Wartości czasu hartowania izotermicznego ustalono na podstawie wcześniejszych badań wstępnych. Jako kryterium wyboru czasu wytrzymywania izotermicznego przyjęto mikrostrukturę składającą się z ausferrytu.



Rys. 28. Schemat hartowania próbek wytrzymałościowych i udarnościowych wg wariantu I



Rys. 29. Schemat hartowania próbek wytrzymałościowych i udarnościowych wg wariantu II

6.5. Badania strukturalne

6.5.1. Badania mikroskopowe

Badania mikroskopowe wykonano na zgładach metalograficznych odciętych próbek z wykonanych próbek wytrzymałościowych. Z części chwytowej próbek wytrzymałościowych odcięto odcinki o wysokości 11 mm, które zainkludowano w żywicy akrylowej DURACRYL i następnie szlifowano na papierach ściernych wodoodpornych o różnej ziarnistości na szlifierce metalograficznej. Tak przygotowane próbki polerowano w wodnej zawiesinie tlenku glinu Al_2O_3 i trawiono odczynnikiem NITAL (2 % roztwór kwasu azotowego HNO_3 w alkoholu etylowym C_2H_5OH). Przygotowane zgłady metalograficzne poddano obserwacji przy użyciu mikroskopu skaningowego (SEM) typ JSM-5600 firmy JEOL przy napięciu przyspieszającym 20 kV i prądzie katody ok. $0,2 \cdot 10^{-10}$ A.

6.5.2. Komputerowa analiza obrazu

Komputerową analizę obrazu wykonano na zarejestrowanych obrazach mikrostruktur za pomocą programu komputerowego NIS Elements 3,0 AR. Do identyfikacji wykorzystano zdjęcia z mikroskopu skaningowego o powiększeniach 2000 i 3000 x. Obrazy mikrostruktur poddano binaryzacji [49,85].

6.5.3. Rentgenowska analiza strukturalna

Dyfrakcyjne badania rentgenowskie przeprowadzono na dyfraktometrze DRON - 1,5, stosując promieniowanie CoK_α, filtrowane żelazem. Przyjęto następujące parametry pracy dyfraktometru:

- napięcie lampy 36 kV;
- prąd lampy 6 mA;
- układ szczelin kolimujących I – 2, II – 2, III – 2 mm, stosowano szczeliny Sollera na wiązce pierwotnej i zdyfraktowanej;
- detektor licznik scyntylacyjny zasilany napięciem 700 V.

Zapisu dyfraktogramu dokonywano w zakresie kątowym 2Θ - $49,5 \div 53,5^0$. W tym zakresie kątowym stosując krok $0,01^0$ rejestrowano linie dyfrakcyjne (110) fazy α oraz (111)

fazy γ. Natężenie każdej linii interferencyjnej wyznaczano trzykrotnie przez planimetrowanie pola pod krzywą do poziomu tła.

Badania dyfrakcyjne rentgenowskie wykonano na zgładach metalograficznych przygotowanych do badań mikroskopowych.

Udział austenitu (V_γ) w osnowie żeliwa hartowanego izotermicznie wyznaczono ze wzoru [13,73]:

$$V_\gamma = \frac{1}{1 + I_\alpha \cdot I_\gamma^{-1} \cdot R} \cdot 100\,\% \qquad \textbf{(2)}$$

gdzie:

V_γ - udział objętościowy austenitu, %;

I_α - natężenie względne całkowite linii dyfrakcyjnej (110) fazy α, planimetrowane na rentgenogramie, imp;

I_γ - natężenie względne całkowite linii dyfrakcyjnej (111) fazy γ, planimetrowane na rentgenogramie, imp;

R - wartość stała przyjęta z pracy [73] dla niniejszych pomiarów 0,85.

Stałe sieciowe fazy γ i α wyznaczono ze wzoru [73]:

$$a = \frac{\lambda}{2\sin\Theta}\sqrt{h^2 + k^2 + l^2} \qquad \textbf{(3)}$$

gdzie:

a - parametr sieci krystalicznej, nm;

λ - długość fali, nm;

Θ - kąt dyfrakcji wyznaczony z dyfraktogramu, ^{0};

h, k, l - wskaźniki płaszczyzn fazy α lub fazy γ wg Millera.

Stężenie węgla w austenicie określono wykorzystując następujący związek [73]:

$$C_\gamma = \frac{a_\gamma - a_{Fe\gamma}}{0{,}0033} \qquad \textbf{(4)}$$

gdzie:

C_γ - zawartość węgla, % masy;

a_γ - parametr sieci austenitu, nm;

$a_{Fe\gamma}$ - parametr sieci żelaza γ-0,3573 nm (wartość ekstrapolowana do temperatury 20 ^{0}C).

Z rentgenogramów wyznaczono szerokość połówkową ($b_{1/2}$) fazy α lub fazy γ.

Wielkość średniej szerokości płytek ferrytu wyznaczono z wzoru 5 [13]

$$d = \frac{0{,}9 \cdot \lambda}{B \cdot \cos\Theta} \tag{5}$$

gdzie:

d - średnia szerokość cząstki krystalicznej, μm;

λ - długość fali, nm;

B - poszerzenie linii dyfrakcyjnej, mierzone w połowie jej maksymalnego natężenia, rad;

Θ - kąt linii interferencyjnej wyznaczony z dyfraktogramu, ^{0}.

6.5.4. Badania dylatometryczne

Badania dylatometryczne wykonano w Katedrze Metaloznawstwa i Metalurgii Proszków, Akademii Górniczo- Hutniczej w Krakowie. Próby przeprowadzono z użyciem dylatometru firmy ADAMEL DT-1000. Dylatometr był wyposażony w komputer z oprogramowaniem, na którym zapisywano przebiegi krzywych dylatometrycznych identycznych z wariantem I i II hartowania. Czas wytrzymywania izotermicznego wynosił 2 godziny.

Próbki do badań miały średnicę 2 mm i długość 12 mm. Temperaturę rejestrowano za pomocą termoelementu Ni-Cr z dokładnością pomiaru 0,01 ^{0}C. Przy nagrzewaniu próbek stosowano próżnię o wartości $8 \cdot 10^{-2}$ mbar, a do chłodzenia stosowano argon oraz komorę zewnętrzną ze sprężonym powietrzem.

Uniwersytet Technologiczno-Przyrodniczy Bydgoszcz BIBLIOTEKA GŁÓWNA

6.6. Badania własności mechanicznych

6.6.1. Wytrzymałość i plastyczność

Własności wytrzymałościowe próbek obrobionych cieplnie określono za pomocą maszyny wytrzymałościowej INSTRON typ 8502. Badania polegały na obciążaniu ze stałą prędkością próbek zamocowanych w uchwytach hydraulicznych maszyny wytrzymałościowej. Prędkość rozciągania podczas prób wynosiła 0,02 mm/s. Wydłużenie próbki mierzono przy wykorzystaniu ekstensometru mocowanego na części pomiarowej próbki. Podczas prób rozciągania rejestracji podlegały chwilowe wartości siły obciążającej oraz wydłużenie próbki. Próby rozciągania realizowano do chwili zerwania próbki. W badaniach tych wyznaczano wytrzymałość na rozciąganie R_m, umowną granicę plastyczności $R_{p0,2}$, wydłużenie względne A_5 oraz statyczny moduł Younga E_0.

6.6.2. Twardość

Pomiary twardości wykonano na zgładach metalograficznych, pochodzących z główek części chwytowej próbek wytrzymałościowych, na twardościomierzu HPO 250 wg metody Vickersa przy obciążeniu 294 N (30 kG). Na każdej próbce wykonywano pięć pomiarów. Następnie wyznaczono wartość średnią arytmetyczną i wyliczono odchylenie standardowe. Do dalszej analizy dokonano zamiany jednostek twardości HV na HB korzystając z wzoru (6)

$$HB = \frac{HV + 0{,}289}{1{,}053} \tag{6}$$

gdzie:

HB - twardość wg Brinella,

HV - twardość wg Vickersa.

Wzór (6) został wyznaczony na podstawie tabeli porównawczych twardości zamieszczonych w normie PN-93/H-04357:1993.

6.6.3. Udarność

Badania udarności wykonano przy użyciu młota udarowego PSW-30 o energii uderzenia 294 J (30 kGm). Próbki miały karb V, który był na powierzchni próbki wykonany zgodnie ze schematem pokazanym na rysunku 27b.

7. Wyniki badań

7.1. Wyniki badań strukturalnych

7.1.1. Wyniki badań mikroskopowych

Na wybranych próbkach, pochodzących z części chwytowej próbek wytrzymałościowych, oceniono osnowę metalową żeliwa względem składników mikrostruktury. Wyniki tej oceny przedstawiono w tabeli 11.

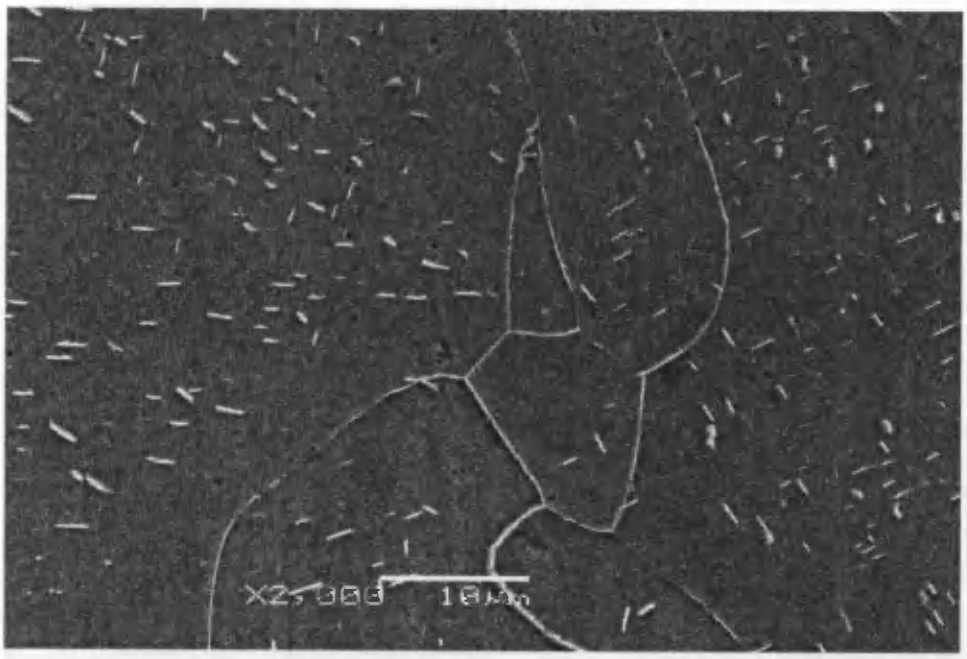
Tabela 11. Skład mikrostruktury osnowy żeliwa sferoidalnego hartowanego wg wariantu I i II

Wariant obróbki cieplnej	Przemiana izotermiczna		Mikrostruktura osnowy		
	t_{pi}, ^0C	τ_{pi}, min	t_γ, $t_{\gamma'}$, ^0C		
			830	860	900
I	300	8	F, AZ	F, AF_d, AZ-ślady	AF_d, M-ślady
		16	F, AZ	F, AF_d, AZ-ślady	AF_d,
		32	F, AZ	F, AF_d, AZ-ślady	AF_d,
		64	F, AZ	F, AF_d, AZ-ślady	AF_d,
I	400	8	F	F, AF_g	AF_g, M-ślady
		16	F	F, AF_g	AF_g
		32	F	F, AF_g	AF_g
		64	F	F, AF_g	AF_g
II	300	8	AF_d, F-ślady, M-ślady	AF_d, M-ślady	AF_d, M-ślady
		16	AF_d, F-ślady	AF_d,	AF_d,
		32	AF_d, F-ślady	AF_d,	AF_d,
		64	AF_d, F-ślady	AF_d,	AF_d,
II	400	8	AF_g, M-ślady	AF_g	AF_g
		16	AF_g	AF_g	AF_g
		32	AF_g	AF_g	AF_g
		64	AF_g	AF_g	AF_g

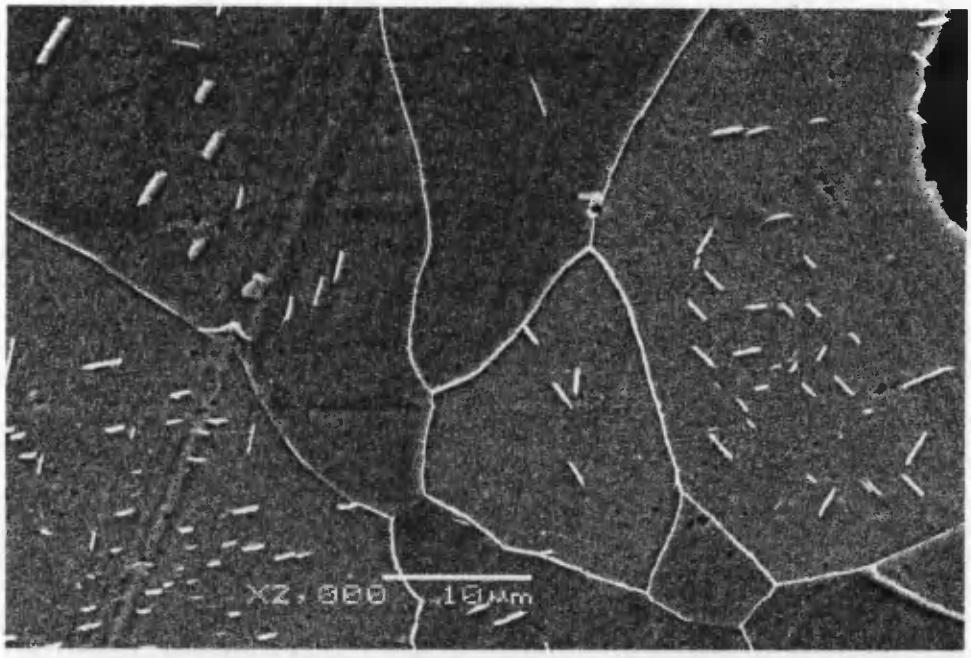
F - ferryt, AZ - azotki żelaza, AF_d - ausferryt dolny, AF_g - ausferryt górny, M - martenzyt

Z tabeli 11 wynika, że po hartowaniu wg wariantu I w osnowie żeliwa dominuje ferryt w t_γ=830 ^0C i t_γ=860 ^0C. Natomiast w t_γ=900 ^0C dominującym składnikiem jest ausferryt.

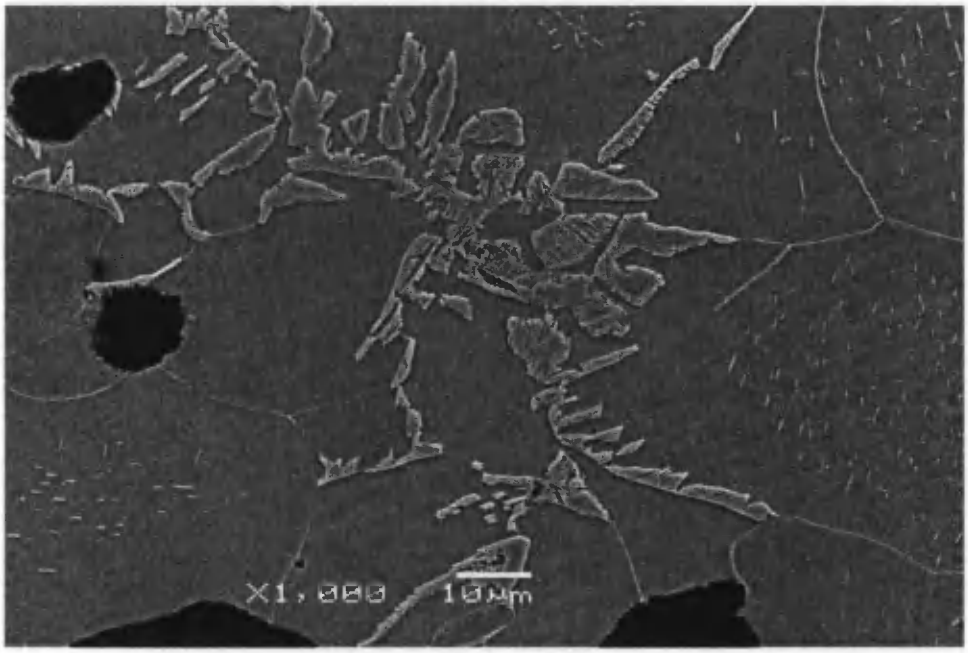
Mikrostrukturę żeliwa sferoidalnego po hartowaniu wg wariantu I pokazano na rysunkach 30÷41.



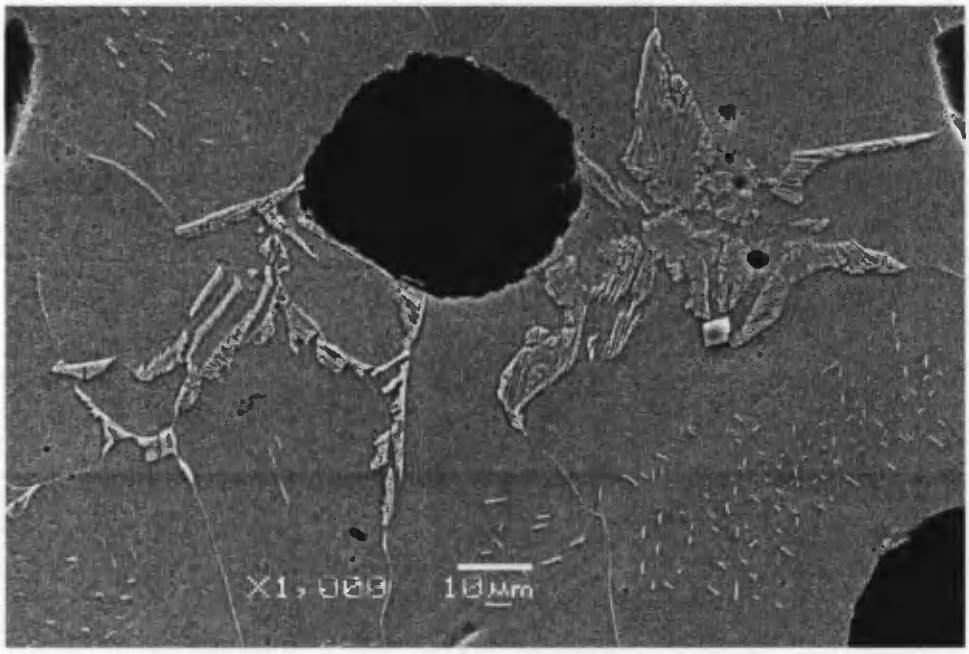
Rys. 30. Mikrostruktura żeliwa sferoidalnego hartowanego według wariantu I (t_γ=830 ^{0}C, t_{pi}=300 ^{0}C, τ_{pi}=8). Pow. 2000x, SEM, traw. 2 % alkoholowym roztworem HNO_3



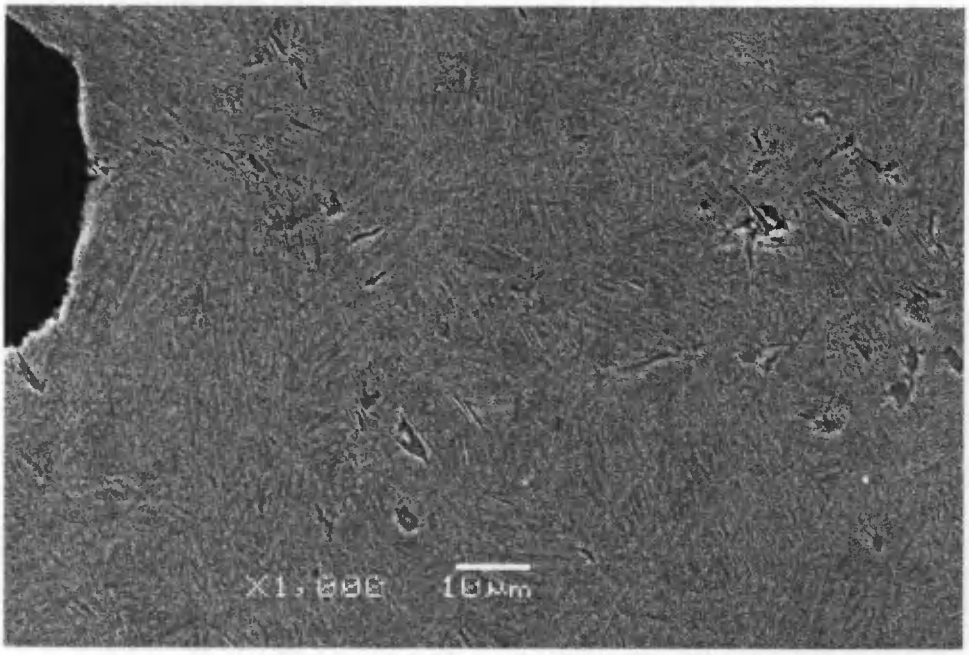
Rys. 31. Mikrostruktura żeliwa sferoidalnego hartowanego według wariantu I (t_γ=830 ^{0}C, t_{pi}=300 ^{0}C, τ_{pi}=64). Pow. 2000x, SEM, traw. 2 % alkoholowym roztworem HNO_3



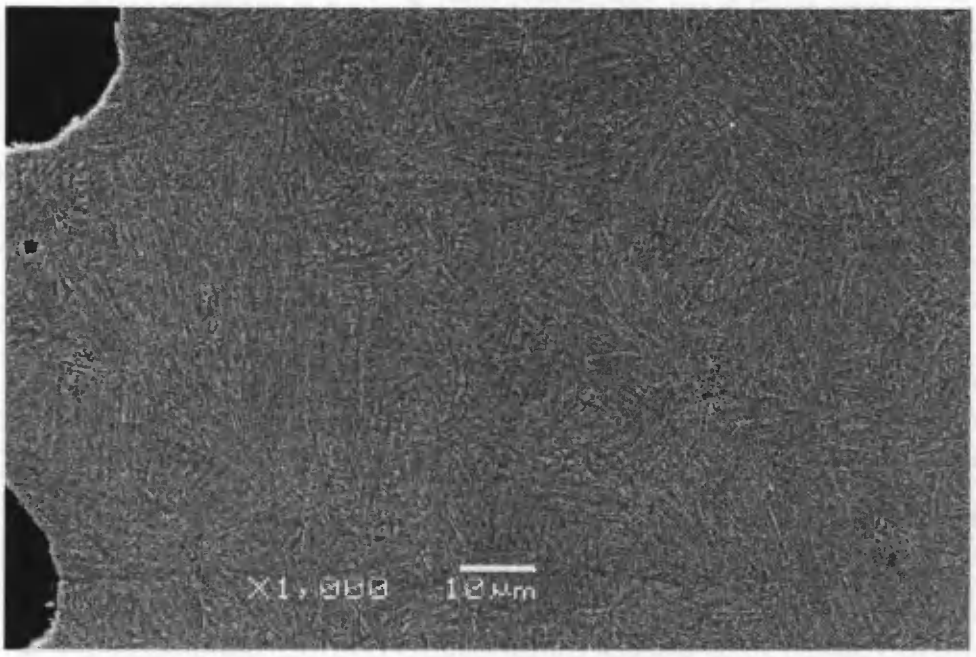
Rys. 32. Mikrostruktura żeliwa sferoidalnego hartowanego według wariantu I (t_γ=860 ^{0}C, t_{pi}=300 ^{0}C, τ_{pi}=8). Pow. 1000x, SEM, traw. 2 % alkoholowym roztworem HNO_3



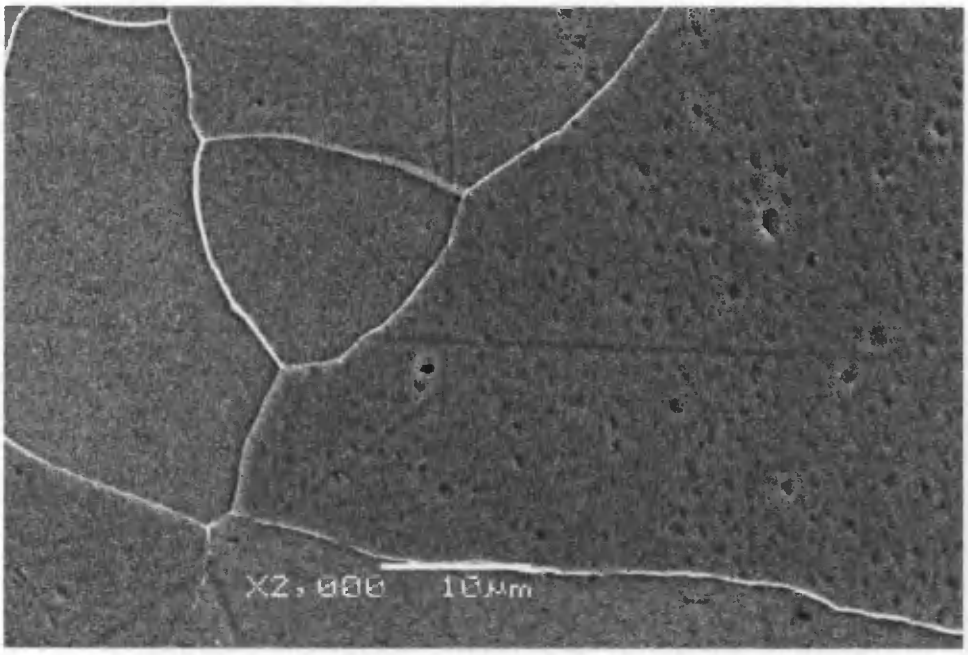
Rys. 33. Mikrostruktura żeliwa sferoidalnego hartowanego według wariantu I (t_γ=860 ^{0}C, t_{pi}=300 ^{0}C, τ_{pi}=64). Pow. 1000x, SEM, traw. 2 % alkoholowym roztworem HNO_3



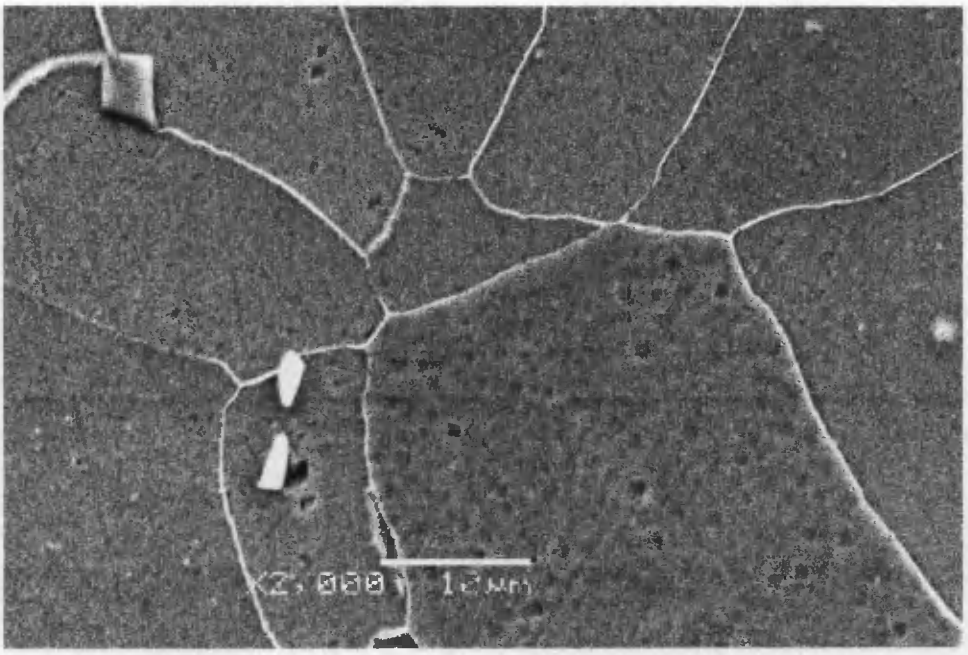
Rys. 34. Mikrostruktura żeliwa sferoidalnego hartowanego według wariantu I (t_γ=900 ^{0}C, t_{pi}=300 ^{0}C, τ_{pi}=8). Pow. 1000x, SEM, traw. 2 % alkoholowym roztworem HNO_3



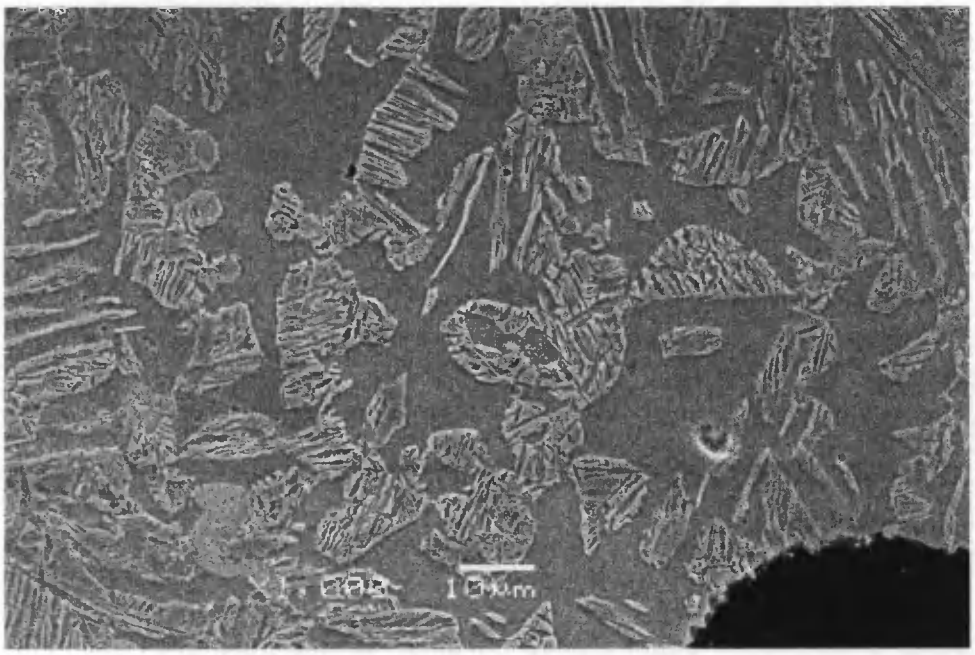
Rys. 35. Mikrostruktura żeliwa sferoidalnego hartowanego według wariantu I (t_γ=900 ^{0}C, t_{pi}=300 ^{0}C, τ_{pi}=64). Pow. 1000x, SEM, traw. 2 % alkoholowym roztworem HNO_3



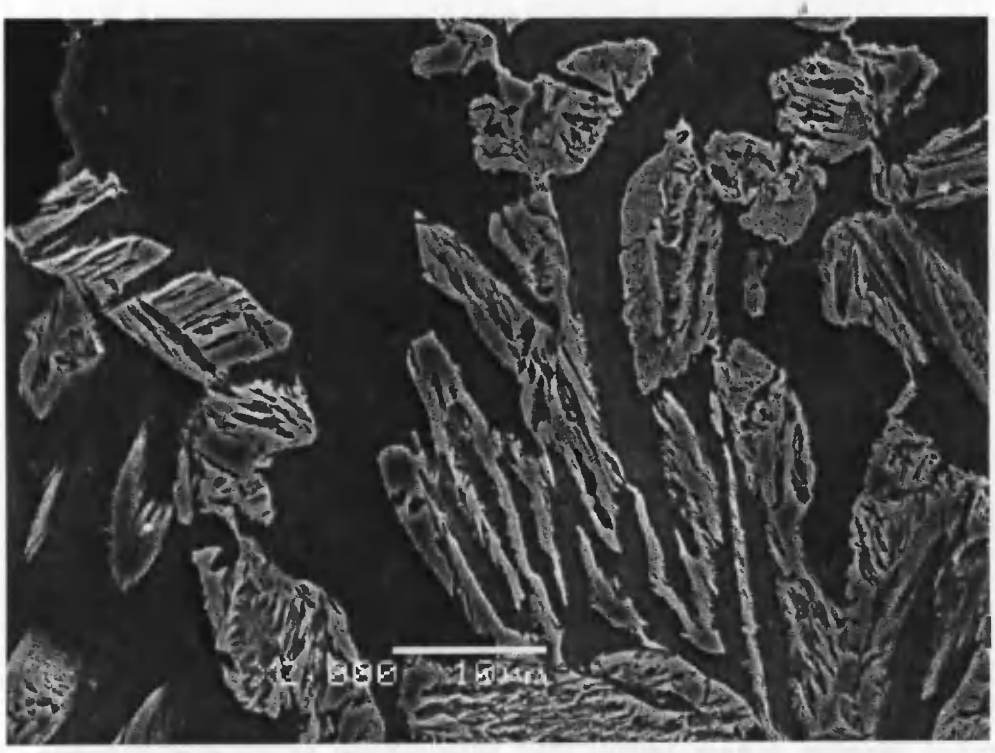
Rys. 36. Mikrostruktura żeliwa sferoidalnego hartowanego według wariantu I (t_γ=830 ^{0}C, t_{pi}=400 ^{0}C, τ_{pi}=8). Pow. 2000x, SEM, traw. 2 % alkoholowym roztworem HNO_3



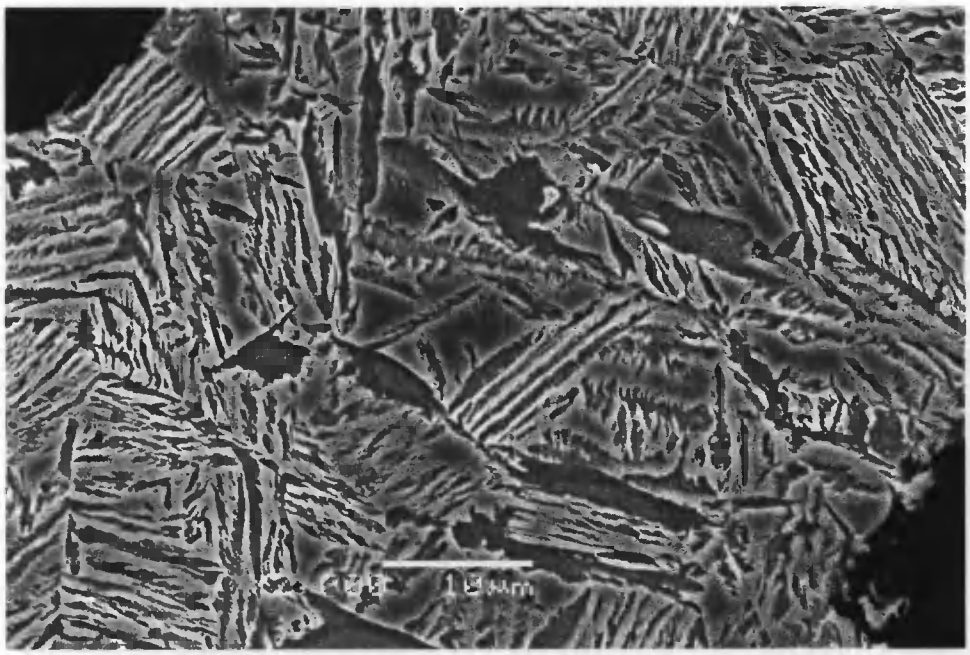
Rys. 37. Mikrostruktura żeliwa sferoidalnego hartowanego według wariantu I (t_γ=830 ^{0}C, t_{pi}=400 ^{0}C, τ_{pi}=64). Pow. 2000x, SEM, traw. 2 % alkoholowym roztworem HNO_3



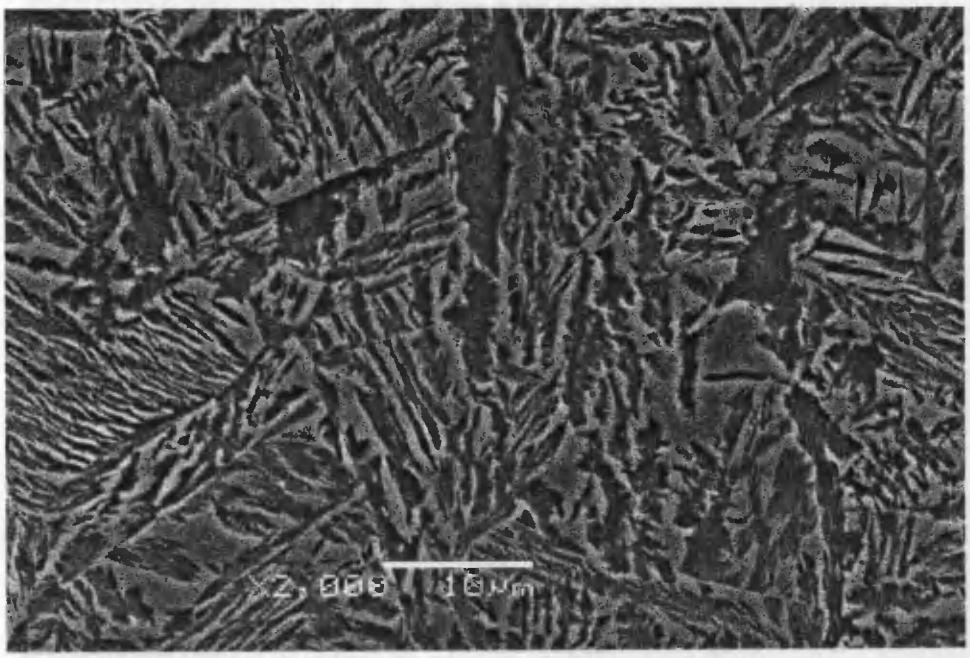
Rys. 38. Mikrostruktura żeliwa sferoidalnego hartowanego według wariantu I (t_γ=860 ^{0}C, t_{pi}=400 ^{0}C, τ_{pi}=8). Pow. 1000x, SEM, traw. 2 % alkoholowym roztworem HNO_3



Rys. 39. Mikrostruktura żeliwa sferoidalnego hartowanego według wariantu I (t_γ=860 ^{0}C, t_{pi}=400 ^{0}C, τ_{pi}=64). Pow. 2000x, SEM, traw. 2 % alkoholowym roztworem HNO_3



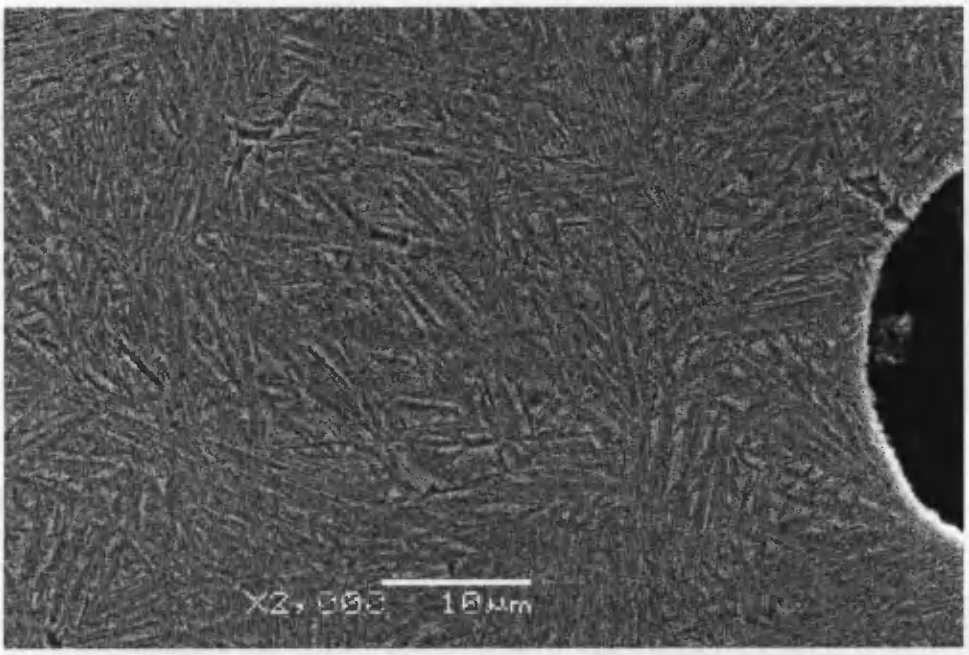
Rys. 40. Mikrostruktura żeliwa sferoidalnego hartowanego według wariantu I (t_γ=900 ^{0}C, t_{pi}=400 ^{0}C, τ_{pi}=8). Pow. 2000x, SEM, traw. 2 % alkoholowym roztworem HNO_3



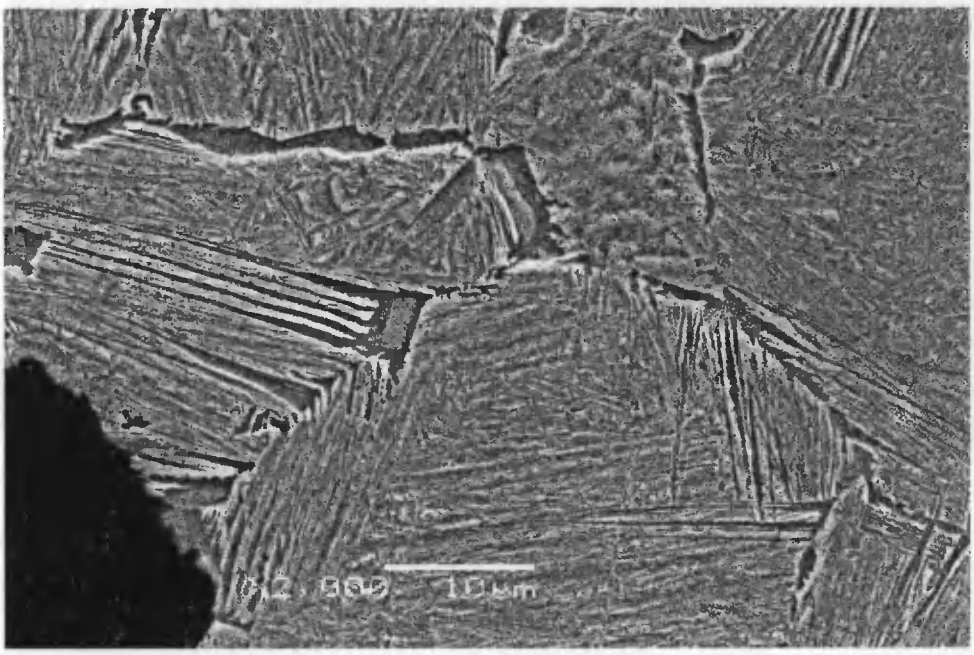
Rys. 41. Mikrostruktura żeliwa sferoidalnego hartowanego według wariantu I (t_γ=900 ^{0}C, t_{pi}=400 ^{0}C, τ_{pi}=64). Pow. 2000x, SEM, traw. 2 % alkoholowym roztworem HNO_3

Próbki po hartowaniu wg wariantu II miały osnowę, w której we wszystkich temperaturach t_γ był ausferryt. W zależności od temperatury t_{pi} był to ausferryt dolny w t_{pi}=300 ^{0}C oraz ausferryt górny w t_{pi}=400 ^{0}C.

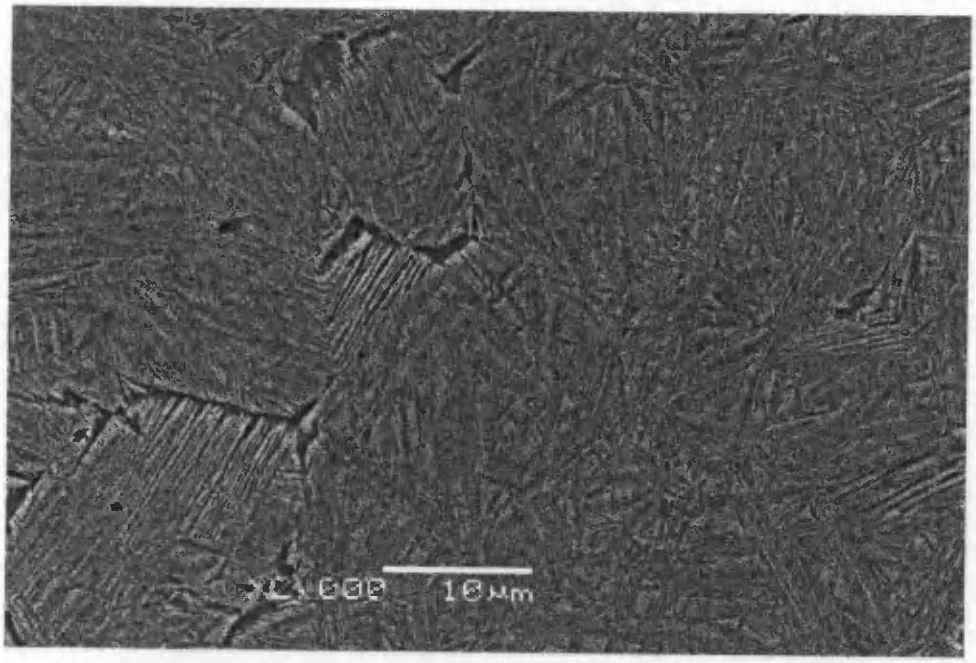
Mikrostrukturę żeliwa sferoidalnego po hartowaniu wg wariantu II pokazano na rysunkach 42÷53.



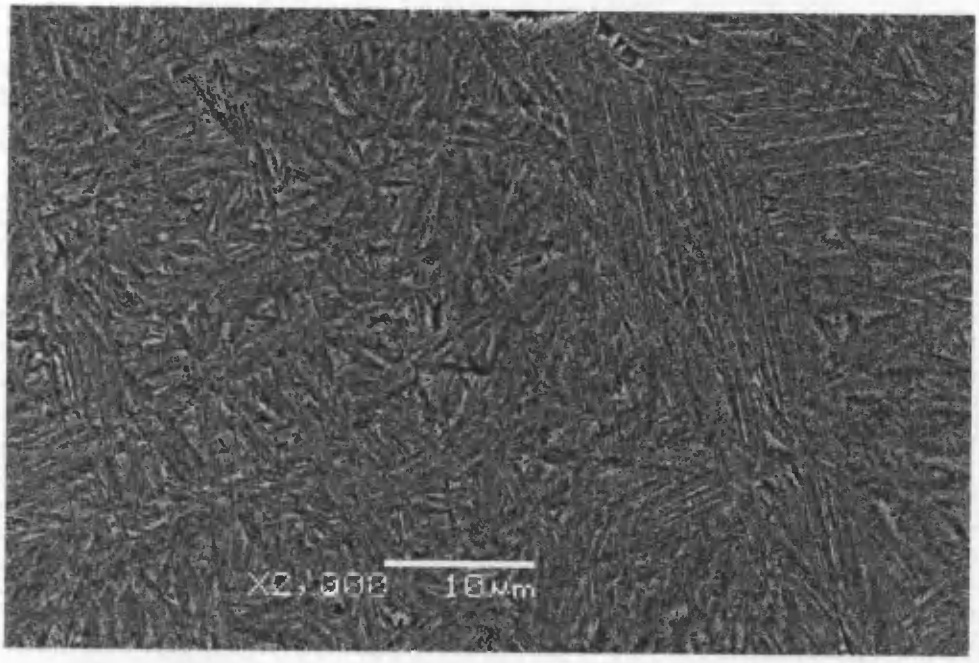
Rys. 42. Mikrostruktura żeliwa sferoidalnego hartowanego według wariantu II (t_γ=950 ^{0}C, $t_{\gamma'}$=830 ^{0}C, t_{pi}=300 ^{0}C, τ_{pi}=8). Pow. 2000x, SEM, traw. 2 % alkoholowym roztworem HNO_3



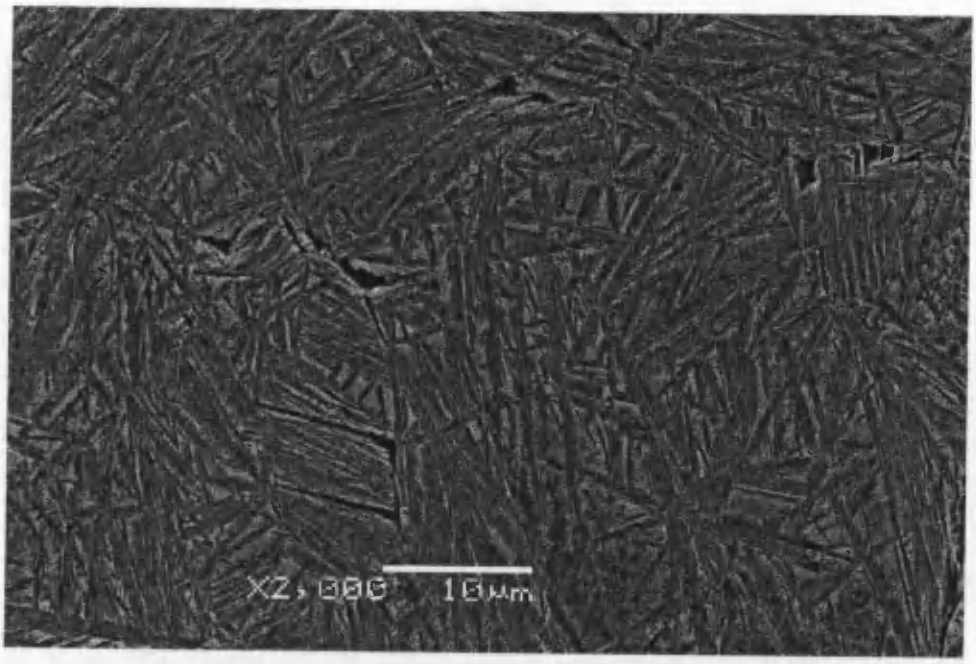
Rys. 43. Mikrostruktura żeliwa sferoidalnego hartowanego według wariantu II (t_γ=950 ^{0}C, $t_{\gamma'}$=830 ^{0}C, t_{pi}=300 ^{0}C, τ_{pi}=64). Pow. 2000x, SEM, traw. 2 % alkoholowym roztworem HNO_3



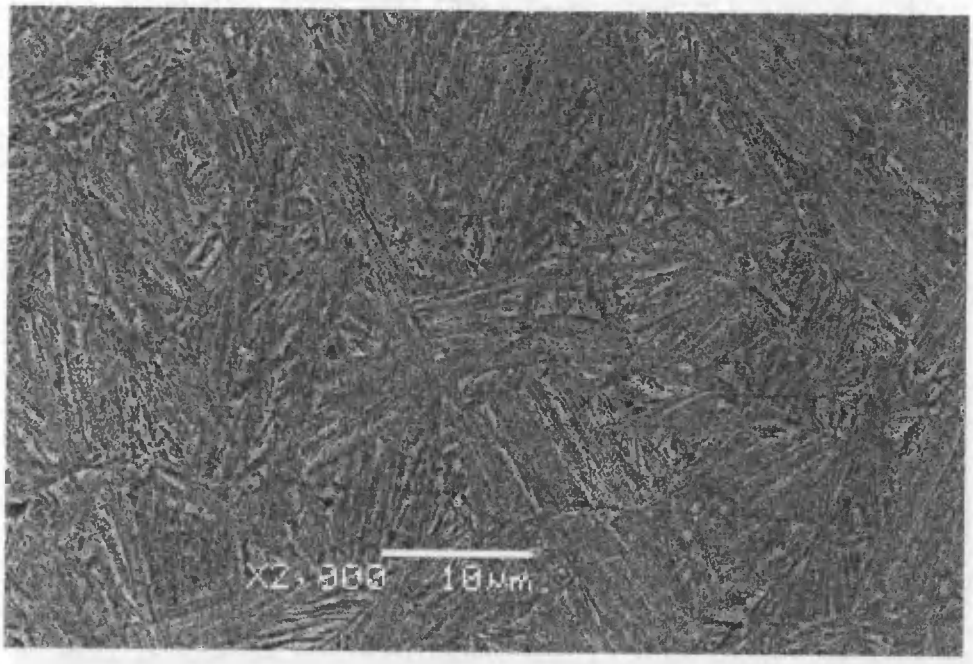
Rys. 44. Mikrostruktura żeliwa sferoidalnego hartowanego według wariantu II (t_γ=950 ^{0}C, $t_{\gamma'}$=860 ^{0}C, t_{pi}=300 ^{0}C, τ_{pi}=8). Pow. 2000x, SEM, traw. 2 % alkoholowym roztworem HNO_3



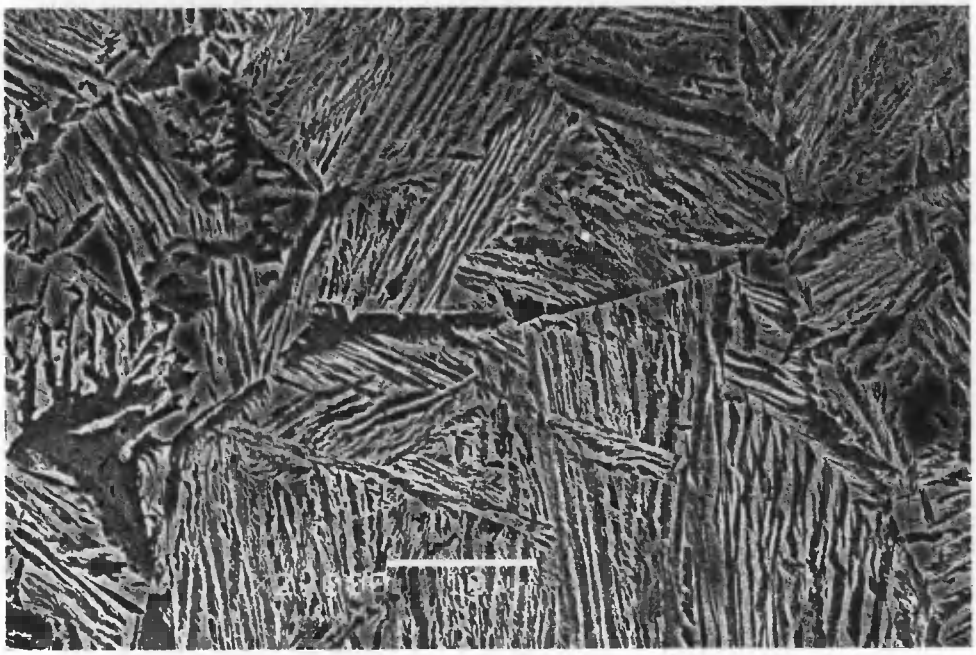
Rys. 45. Mikrostruktura żeliwa sferoidalnego hartowanego według wariantu II (t_γ=950 ^{0}C, $t_{\gamma'}$=860 ^{0}C, t_{pi}=300 ^{0}C, τ_{pi}=64). Pow. 2000x, SEM, traw. 2 % alkoholowym roztworem HNO_3



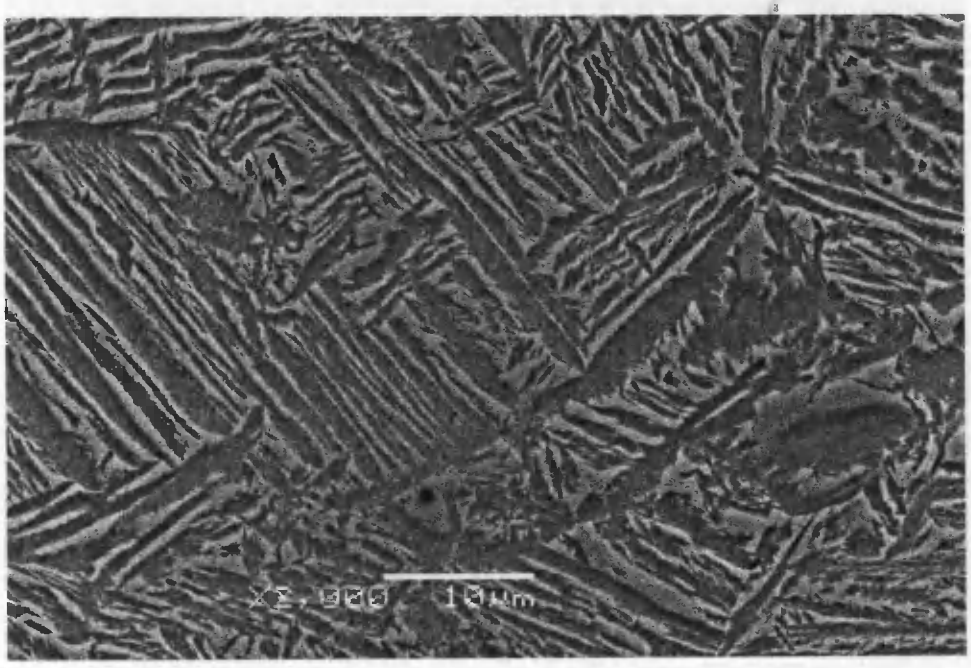
Rys. 46. Mikrostruktura żeliwa sferoidalnego hartowanego według wariantu II (t_γ=950 ^{0}C, $t_{\gamma'}$=900 ^{0}C, t_{pi}=300 ^{0}C, τ_{pi}=8). Pow. 2000x, SEM, traw. 2 % alkoholowym roztworem HNO_3



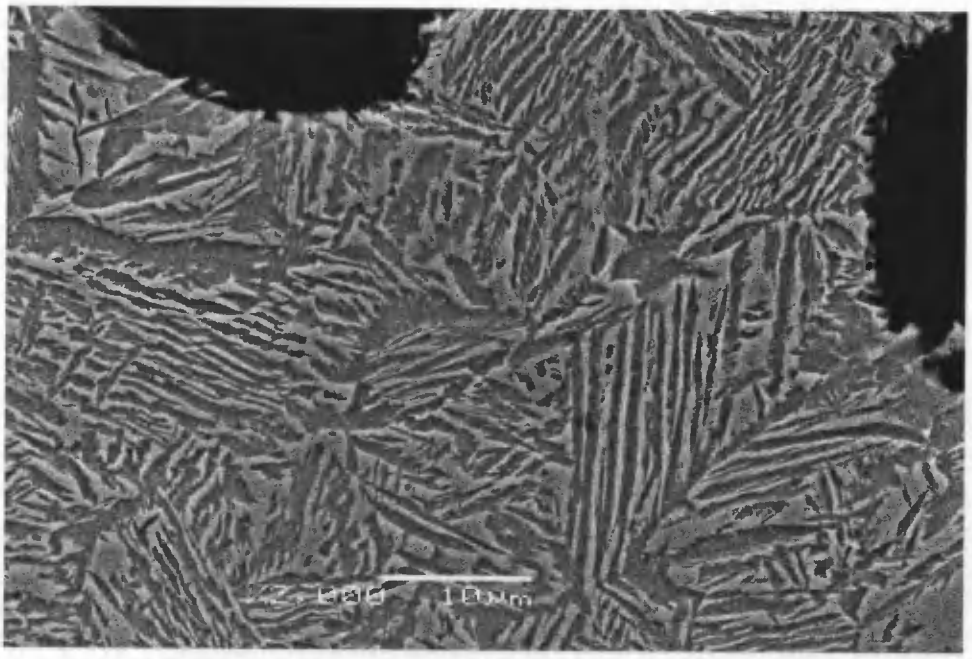
Rys. 47. Mikrostruktura żeliwa sferoidalnego hartowanego według wariantu II (t_γ=950 ^{0}C, $t_{\gamma'}$=900 ^{0}C, t_{pi}=300 ^{0}C, τ_{pi}=64). Pow. 2000x, SEM, traw. 2 % alkoholowym roztworem HNO_3



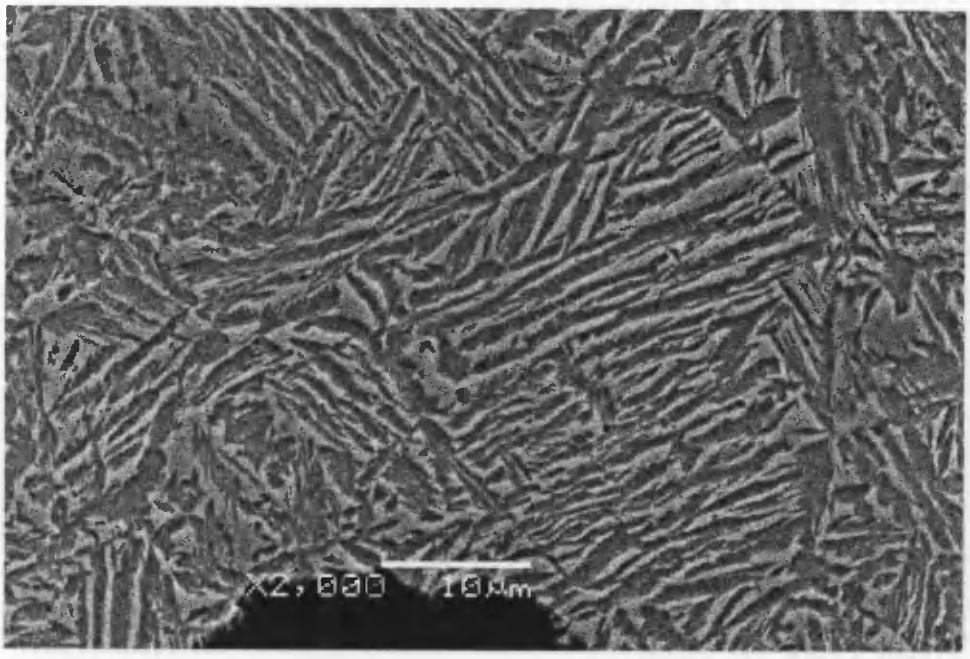
Rys. 48. Mikrostruktura żeliwa sferoidalnego hartowanego według wariantu II (t_γ=950 ^{0}C, $t_{\gamma'}$=830 ^{0}C, t_{pi}=400 ^{0}C, τ_{pi}=8). Pow. 2000x, SEM, traw. 2 % alkoholowym roztworem HNO_3



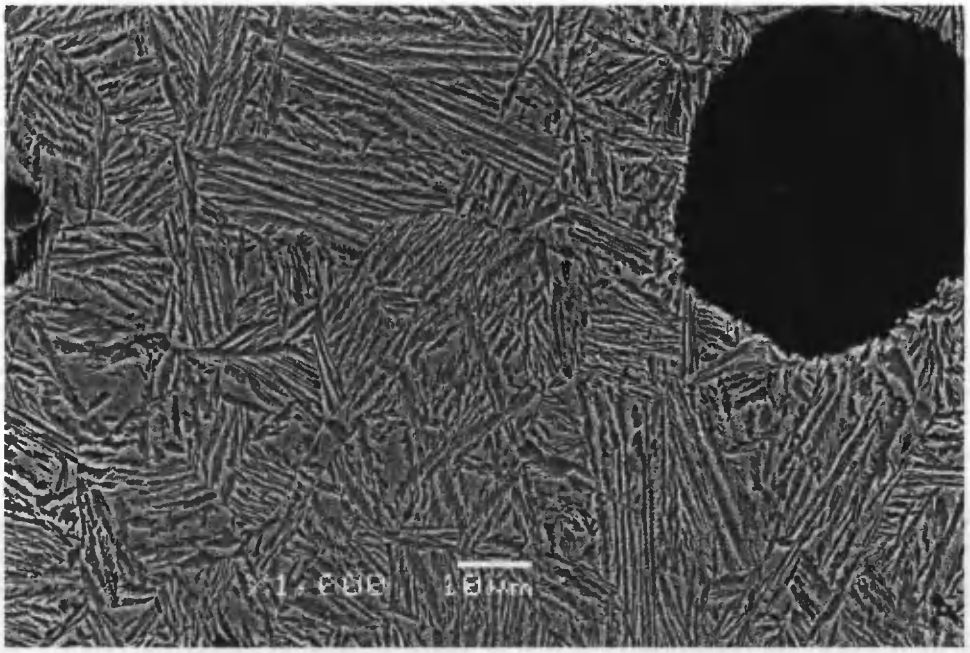
Rys. 49. Mikrostruktura żeliwa sferoidalnego hartowanego według wariantu II (t_γ=950 ^{0}C, $t_{\gamma'}$=830 ^{0}C, t_{pi}=400 ^{0}C, τ_{pi}=64). Pow. 2000x, SEM, traw. 2 % alkoholowym roztworem HNO_3



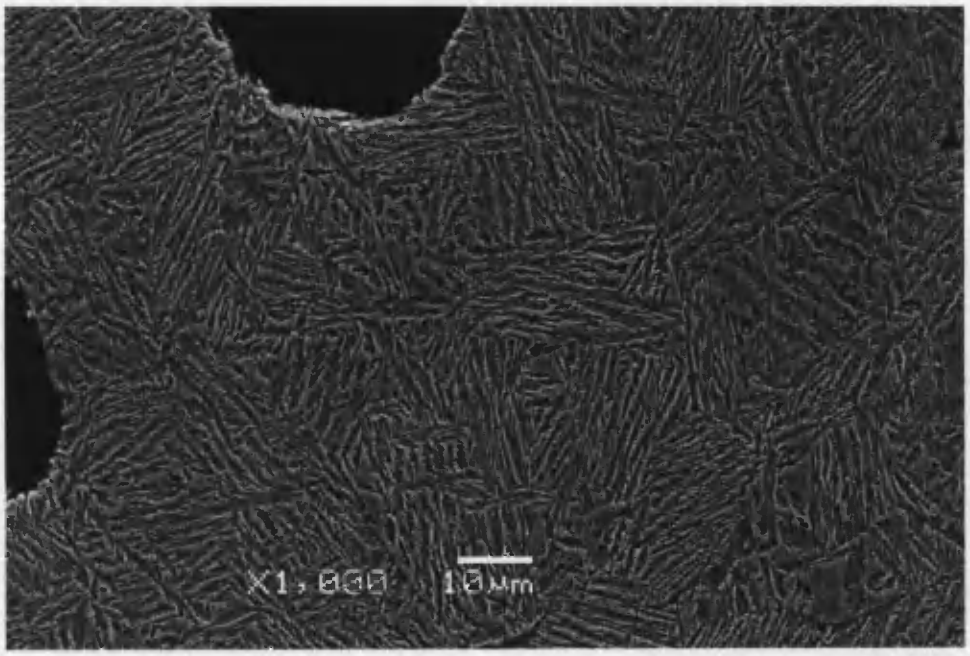
Rys. 50. Mikrostruktura żeliwa sferoidalnego hartowanego według wariantu II (t_γ=950 ^{0}C, $t_{\gamma'}$=860 ^{0}C, t_{pi}=400 ^{0}C, τ_{pi}=8). Pow. 2000x, SEM, traw. 2 % alkoholowym roztworem HNO_3



Rys. 51. Mikrostruktura żeliwa sferoidalnego hartowanego według wariantu II (t_γ=950 ^{0}C, $t_{\gamma'}$=860 ^{0}C, t_{pi}=400 ^{0}C, τ_{pi}=64). Pow. 2000x, SEM, traw. 2 % alkoholowym roztworem HNO_3



Rys. 52. Mikrostruktura żeliwa sferoidalnego hartowanego według wariantu II (t_γ=950 ^{0}C, $t_{\gamma'}$=900 ^{0}C, t_{pi}=400 ^{0}C, τ_{pi}=8). Pow. 1000x, SEM, traw. 2 % alkoholowym roztworem HNO_3



Rys. 53. Mikrostruktura żeliwa sferoidalnego hartowanego według wariantu II (t_γ=950 ^{0}C, $t_{\gamma'}$=900 ^{0}C, t_{pi}=400 ^{0}C, τ_{pi}=64). Pow. 1000x, SEM, traw. 2 % alkoholowym roztworem HNO_3

7.1.2. Wyniki komputerowej analizy obrazu

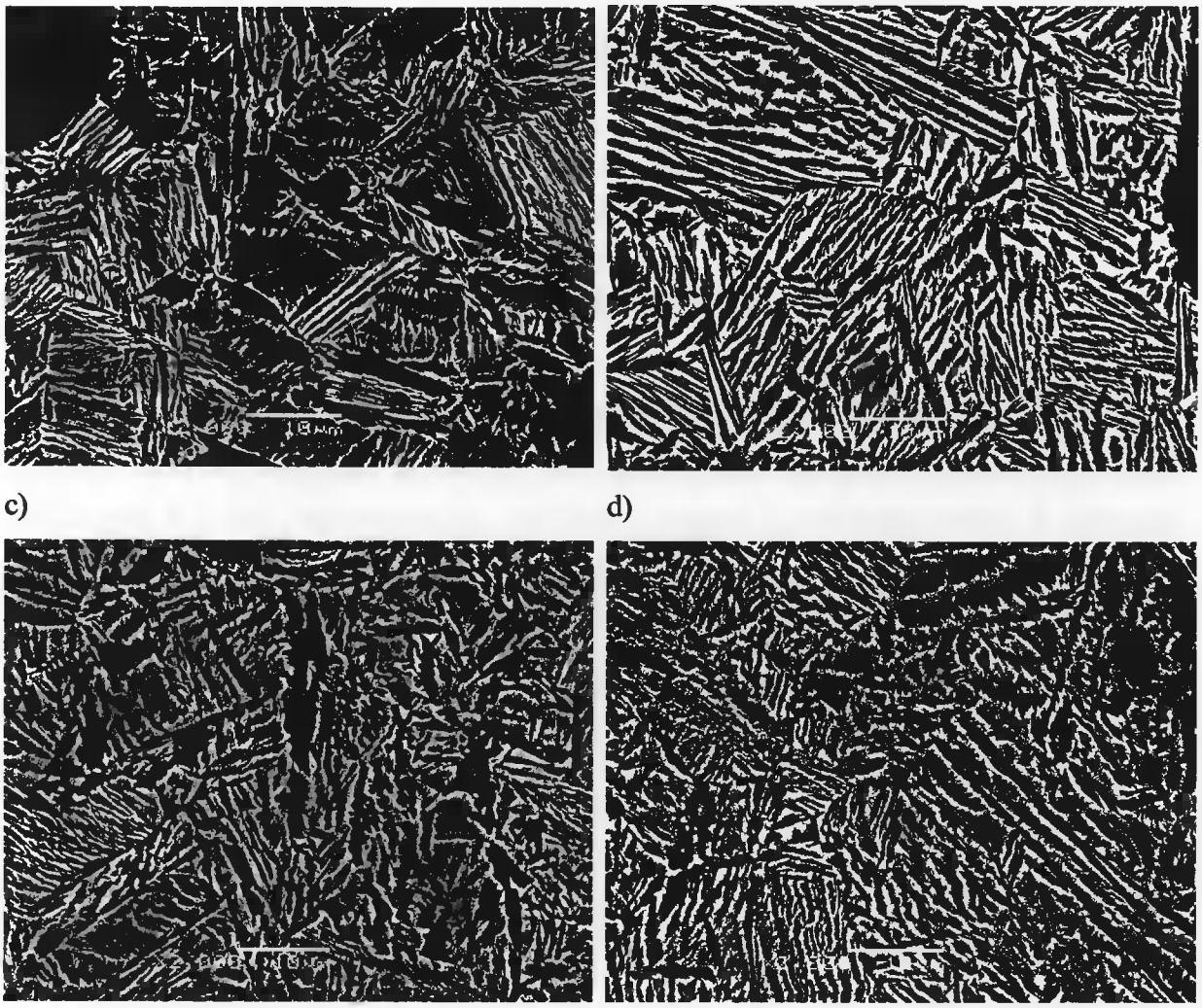
Do oceny ilościowej składników mikrostruktury osnowy żeliwa hartowanego izotermicznie wg wariantu I (t_γ=900 ^{0}C, t_{pi}=400 ^{0}C) i II (t_γ=950 ^{0}C, $t_{\gamma'}$=900 ^{0}C t_{pi}=400 ^{0}C) wybrano losowo 5 obrazów mikroskopowych, przy powiększeniu 2000x.

Na rysunku 56 pokazano przykład obrazów binarnych mikrostruktury osnowy żeliwa.

Wariant obróbki

I II

a) b)



c) d)

Rys. 54. Obrazy binarne próbek hartowanych wg wariantu I: a) τ_{pi}=8 min, c) τ_p=64 min i wariantu II: b) τ_{pi}=8 min, d) τ_{pi}=64 min

Ocenę ilościową średniej szerokości i długości płytek ferrytu w zależności od wariantu I i II hartowania przedstawiono w tabeli 12.

Tabela 12. Wyniki szerokości i długości płytek ferrytu dla próbek hartowanych wg wariantu I i II

Wariant	t_γ, ^0C	$t_{\gamma'}$, ^0C	t_{pi}, ^0C	τ_{pi}, ^0C	d, µm	l, µm
I	900	-	400	8	1,260	10,44
				16	1,310	10,19
				32	1,370	9,67
				64	1,420	9,13
II	950	900	400	8	1,370	11,96
				16	1,420	11,42
				32	1,570	10,68
				64	1,611	10,31

7.1.3. Wyniki badań rentgenograficznych

Po badaniach dyfrakcyjnych próbek hartowanych wg wariantu I i II wyznaczono: parametr sieciowy austenitu a_γ, ferrytu a_α i pomierzono na dyfraktogramach szerokość połówkową $b_{1/2}$ linii interferencyjnej austenitu i ferrytu. Za pomocą wzoru 4 obliczono zawartość węgla w austenicie C_γ, a ze wzoru 2 - udział procentowy austenitu V_γ w osnowie metalowej.

Wyniki pomiarów i obliczeń dla próbek hartowanych wg wariantu I przedstawiono w tabeli 13 i 14.

Tabela 13. Wyniki badań dyfrakcyjnych próbek hartowanych wg wariantu I w temperaturze t_{pi}=300 ^{0}C

Temperatura, ^{0}C		Czas, min	Nr próbki	Parametr, nm		Szerokość, rad · 10^{-3}		C_γ, %	V_γ, %
t_γ	t_{pi}	τ_{pi}		a_γ	a_α	$b_{1/2\gamma}$	$b_{1/2\alpha}$		
830	300	8	29/2	-	0,2864	-	2,95	-	-
		16	28/2	-	0,2862	-	2,95	-	-
		32	22/2	-	0,2865	-	3,05	-	-
		64	30/2	-	0,2865	-	2,95	-	-
860	300	8	17A/2	0,3617	0,2864	8,20	2,95	1,23	1,89
		16	36/2	0,3622	0,2864	5,25	3,30	1,35	15,34
		32	37/2	-	0,2891	-	2,95	-	-
		64	44/2	-	0,2864	-	2,95	-	-
900	300	8	33/2	0,3611	0,2866	7,50	5,75	1,10	19,50
		16	43/2	0,3620	0,2864	6,65	5,60	1,31	17,90
		32	42/2	0,3628	0,2865	5,65	5,25	1,49	15,67
		64	14/2	0,3630	0,2867	5,25	5,15	1,54	13,52

Tabela 14. Wyniki badań dyfrakcyjnych próbek hartowanych wg wariantu I w temperaturze t_{pi}=400 ^{0}C

Temperatura, ^{0}C		Czas, min	Nr próbki	Parametr, nm		Szerokość, rad · 10^{-3}		C_γ, %	V_γ, %
t_γ	t_{pi}	τ_{pi}		a_γ	a_α	$b_{1/2\gamma}$	$b_{1/2\alpha}$		
830	400	8	25/2	-	0,2863	-	2,95	-	-
		16	31/2	-	0,2864	-	2,95	-	-
		32	40/2	-	0,2864	-	3,15	-	-
		64	41/2	-	0,2863	-	2,90	-	-
860	400	8	26/2	0,3631	0,2864	3,85	3,15	1,55	18,99
		16	39/2	0,3631	0,2864	3,30	3,25	1,55	18,87
		32	45/2	0,3632	0,2864	3,50	3,15	1,58	11,10
		64	35/2	0,3631	0,2864	3,40	3,15	1,56	10,75
900	400	8	19/2	0,3631	0,2866	3,75	3,65	1,56	32,06
		16	20/2	0,3630	0,2864	3,50	3,65	1,54	30,36
		32	12/2	0,3631	0,2865	3,50	3,60	1,55	27,68
		64	34/2	0,3631	0,2864	3,65	3,65	1,56	24,86

Wyniki pomiarów i obliczeń dla próbek hartowanych wg wariantu II przedstawiono w tabeli 15 i 16.

Tabela 15. Wyniki badań dyfrakcyjnych próbek hartowanych wg wariantu II w temperaturze t_{pi}=300 ^{0}C

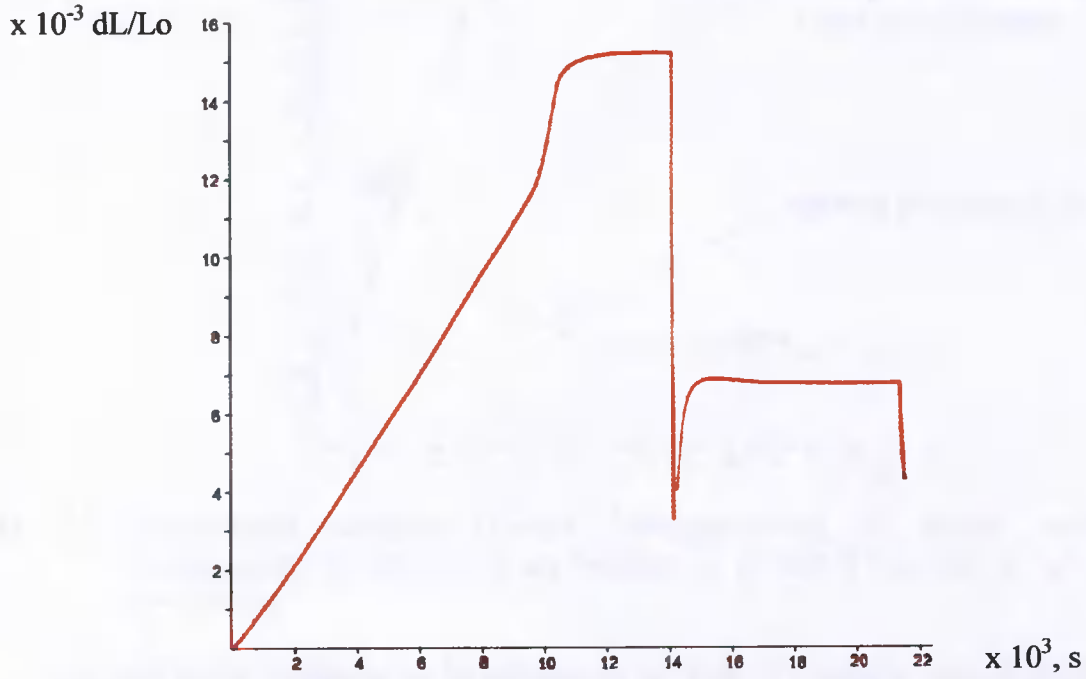
Temperatura, ^{0}C			Czas, min	Nr próbki	Parametr, nm		Szerokość, rad · 10^{-3}		C_γ, %	V_γ, %
t_γ	$t_{\gamma'}$	t_{pi}	τ_{pi}		a_γ	a_α	$b_{1/2\gamma}$	$b_{1/2\alpha}$		
950	830	300	8	8/2	0,3614	0,2908	8,65	5,50	1,17	7,16
			16	16/2	0,3623	0,2865	6,20	5,15	1,37	10,50
			32	46/2	0,3623	0,2865	6,30	5,05	1,38	9,53
			64	10/2	0,3628	0,2865	4,80	5,05	1,49	7,07
950	860	300	8	48/2	0,3620	0,2866	7,00	5,50	1,31	14,35
			16	32/2	0,3625	0,2866	6,45	5,50	1,42	13,02
			32	17/2	0,3626	0,2866	5,75	5,15	1,44	11,79
			64	23/2	0,3626	0,2866	5,85	4,95	1,44	10,31
950	900	300	8	21/2	0,3623	0,2866	7,15	5,60	1,37	15,93
			16	38/2	0,3625	0,2864	5,75	5,30	1,43	15,57
			32	15/2	0,3629	0,2866	4,95	5,15	1,52	14,16
			64	27/2	0,3629	0,2864	4,80	4,90	1,52	13,33

Tabela 16. Wyniki badań dyfrakcyjnych próbek hartowanych wg wariantu II w temperaturze t_{pi}=400 ^{0}C

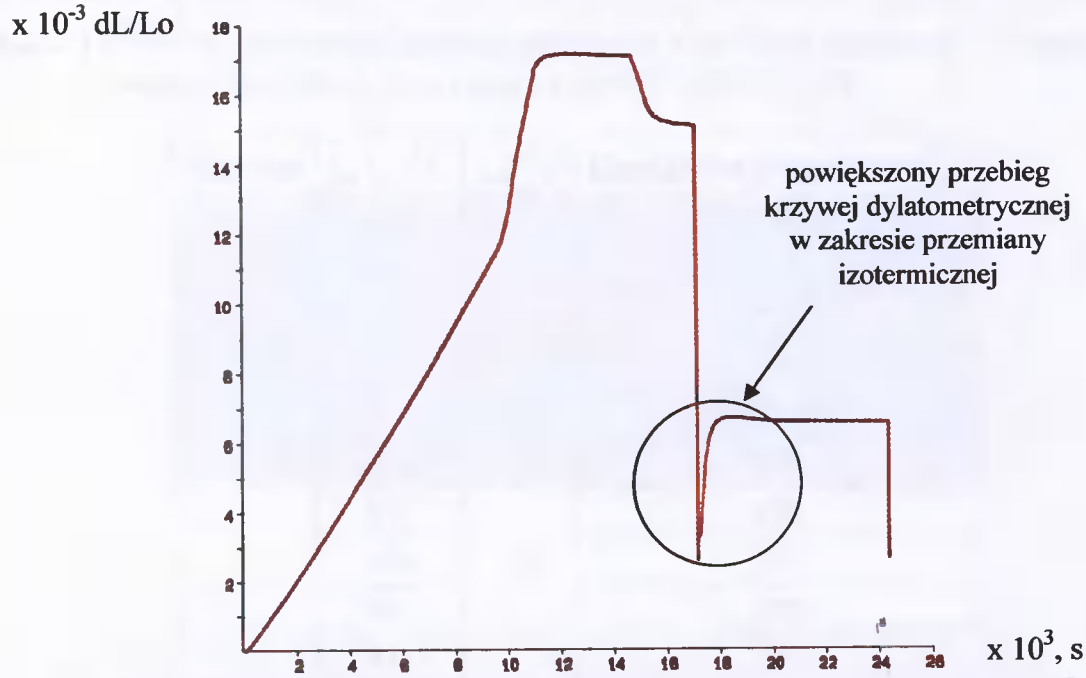
Temperatura, ^{0}C			Czas, min	Nr próbki	Parametr, nm		Szerokość, rad · 10^{-3}		C_γ, %	V_γ, %
t_γ	$t_{\gamma'}$	t_{pi}	τ_{pi}		a_γ	a_α	$b_{1/2\gamma}$	$b_{1/2\alpha}$		
950	830	400	8	2/2	0,3629	0,2863	3,65	3,65	1,52	22,48
			16	4/2	0,3630	0,2863	3,60	3,60	1,54	19,45
			32	3/2	0,3629	0,2865	3,65	3,60	1,54	21,41
			64	1/2	0,3630	0,2864	3,65	3,65	1,52	20,15
950	860	400	8	7/2	0,3630	0,2863	3,60	3,65	1,54	24,78
			16	9/2	0,3631	0,2865	3,85	3,85	1,55	23,80
			32	5/2	0,3631	0,2864	3,65	3,65	1,55	24,11
			64	6/2	0,3630	0,2864	3,75	3,60	1,54	23,15
950	900	400	8	11/2	0,3630	0,2865	3,65	3,65	1,54	34,31
			16	24/2	0,3631	0,2864	3,65	3,65	1,56	29,86
			32	18/2	0,3632	0,2865	3,65	3,65	1,58	29,41
			64	13/2	0,3631	0,2867	3,50	3,65	1,56	27,24

7.1.4. Wyniki badań dylatometrycznych

Przykładowe przebiegi wykonanych badań dylatometrycznych (zgodnych z wariantami I i II hartowania) przedstawiono na rysunkach 55 i 56. Na wykresach przedstawiono zależność wydłużenia próbki dL/Lo w funkcji czasu hartowania.

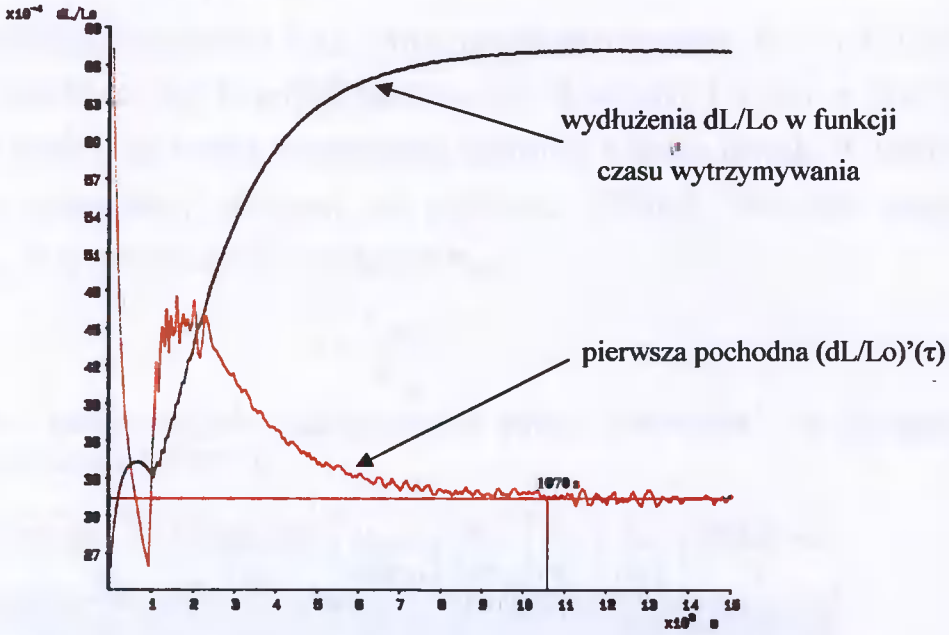


Rys. 55. Przebieg krzywej dylatometrycznej wydłużenia dL/Lo w funkcji czasu wytrzymywania dla hartowania wg wariantu I (t_γ=900 ^{0}C, t_{pi}=300 ^{0}C, τ_{pi}=240 min)



Rys. 56. Przebieg dylatometryczny wydłużenia dL/Lo w funkcji czasu wytrzymywania dla hartowania wg wariantu II (t_γ=950 ^{0}C, $t_{\gamma'}$=900 ^{0}C, t_{pi}=300 ^{0}C, τ_{pi}=240 min)

Powiększony przebieg krzywej dylatometrycznej w zakresie przemiany izotermicznej przedstawiono na rysunku 57.



Rys. 57. Powiększony przebieg krzywej dylatometrycznej w zakresie przemiany izotermicznej dla hartowania wg wariantu II (t_γ=950 ^{0}C, $t_{\gamma'}$=900 ^{0}C, t_{pi}=300 ^{0}C, τ_{pi}=240 min)

Za czas końca przemiany τ_{pi} (przedstawiony w tabeli 17) przyjęto odcinek czasowy od początku rozpoczęcia przemiany do momentu osiągnięcia przez pierwszą pochodną (dL/Lo)'(τ) wartości zerowej.

Tabela 17. Wpływ temperatury austenityzowania na czas końca przemiany w zależności od wariantu hartowania i temperatury przemiany izotermicznej

Wariant	t_γ, $t_{\gamma'}$, ^{0}C	t_{pi}, ^{0}C	Czas końca przemiany τ_{pi}, s
I	830	300	680
	860		830
	900		925
II	830	400	320
	860		370
	900		490
II	830	300	780
	860		910
	900		1070
II	830	400	380
	860		460
	900		570

7.2. Wyniki badań własności mechanicznych

7.2.1. Wytrzymałość i plastyczność

Umowną granicę plastyczności $R_{p0,2}$, wytrzymałość na rozciąganie R_m, i wydłużenie A_5 oraz statyczny moduł Younga E_0 próbek hartowanych wg wariantu I podano w tabeli 18 i 19. Wartości w tabelach są średnią arytmetyczną pomiarów z trzech próbek. W tabelach podano wskaźnik materiałowy obliczony na podstawie zależności umownej granicy plastyczności $R_{p0,2}$ do wytrzymałości na rozciąganie R_m:

$$s = \frac{R_{p0,2}}{R_m} \tag{7}$$

Tabela 18. Wyniki badań własności mechanicznych próbek hartowanych wg wariantu I w temperaturze t_{pi}=300 ^{0}C

Temperatura, ^{0}C		Czas, min	$R_{p0,2}$, MPa	R_m, MPa	A_5, %	E_o, GPa	Wskaźnik s
t_γ,	t_{pi},	τ_{pi}					
830	300	8	316	473	10	146	0,67
		16	391	613	4	148	0,64
		32	317	468	12	152	0,68
		64	315	453	14	170	0,70
860	300	8	391	655	3	143	0,60
		16	696	998	2	158	0,70
		32	352	545	5	155	0,65
		64	426	642	3	152	0,66
900	300	8	804	1408	3	153	0,57
		16	910	1435	3	160	0,63
		32	1030	1443	4	159	0,71
		64	1146	1462	4	164	0,78

Tabela 19. Wyniki badań własności mechanicznych próbek hartowanych wg wariantu I w temperaturze t_{pi}=400 ^{0}C

Temperatura, ^{0}C		Czas, min	$R_{p0,2}$, MPa	R_m, MPa	A_5, %	E_o, GPa	Wskaźnik s
t_γ	t_{pi}	τ_{pi}					
830	400	8	320	460	14	166	0,70
		16	313	455	14	159	0,69
		32	302	448	16	154	0,67
		64	372	534	5	152	0,70
860	400	8	517	760	8	150	0,68
		16	601	841	11	152	0,71
		32	561	805	8	165	0,70
		64	613	855	9	155	0,72
900	400	8	625	957	8	148	0,65
		16	677	970	11	150	0,70
		32	711	984	13	148	0,72
		64	717	947	8	154	0,76

Umowną granicę plastyczności $R_{p0,2}$, wytrzymałość na rozciąganie R_m, wydłużenie A_5 oraz statyczny moduł Younga E_0 próbek hartowanych wg wariantu II podano w tabeli 20 i 21.

Tabela 20. Wyniki badań własności mechanicznych próbek hartowanych wg wariantu II w temperaturze t_{pi}=300 ^{0}C

Temperatura, ^{0}C			Czas, min	$R_{p0,2}$, MPa	R_m, MPa	A_5, %	E_0, GPa	Wskaźnik s
t_γ	$t_{\gamma'}$	t_{pi}	τ_{pi}					
950	830	300	8	921	1422	4	147	0,65
			16	1077	1395	3	147	0,77
			32	1138	1385	3	154	0,82
			64	1118	1425	3	152	0,78
950	860	300	8	883	1416	4	145	0,62
			16	1047	1437	5	140	0,73
			32	1133	1411	4	141	0,80
			64	1134	1419	4	148	0,80
950	900	300	8	787	1340	3	158	0,59
			16	964	1379	4	161	0,70
			32	1059	1368	4	158	0,77
			64	1141	1384	4	149	0,82

Tabela 21. Wyniki badań własności mechanicznych próbek hartowanych wg wariantu II w temperaturze t_{pi}=400 ^{0}C

Temperatura, ^{0}C			Czas, min	$R_{p0,2}$, MPa	R_m, MPa	A_5, %	E_0, GPa	Wskaźnik s
t_γ	$t_{\gamma'}$	t_{pi}	τ_{pi}					
950	830	400	8	739	956	9	158	0,77
			16	748	957	10	151	0,78
			32	765	974	10	161	0,79
			64	756	976	9	156	0,77
950	860	400	8	703	953	10	153	0,74
			16	729	955	12	153	0,76
			32	730	956	11	157	0,76
			64	745	980	11	159	0,76
950	900	400	8	654	929	7	158	0,70
			16	676	943	10	149	0,72
			32	694	964	12	155	0,72
			64	714	977	12	162	0,73

7.2.2. Wyniki twardości

Twardość próbek hartowanych wg wariantów I przedstawiono w tabeli 22 i 23. W tabelach podano wskaźnik materiałowy obliczony na podstawie zależności wytrzymałości R_m do twardości H:

$$m = \frac{R_m}{H} \tag{8}$$

Tabela 22. Wyniki badań twardości próbek hartowanych wg wariantu I w temperaturze t_{pi}=300 ^{0}C

Temperatura, ^{0}C		Czas, min	Nr próbki	Twardość								Wskaźnik m
				Pomiar					HV	S	HB	
t_γ	t_{pi}			1	2	3	4	5	średnia			
830	300	8	29/2	169	174	171	171	167	170	2,3	160	2,96
		16	28/2	167	167	169	170	171	169	1,6	170	3,61
		32	22/2	170	174	170	169	169	170	1,9	161	2,91
		64	30/2	171	169	163	174	179	171	5,3	163	2,78
860	300	8	17A/2	187	184	173	176	187	181	5,8	172	3,81
		16	36/2	238	228	235	238	229	234	4,3	222	4,50
		32	37/2	158	160	153	162	163	159	3,5	151	3,61
		64	44/2	168	161	157	159	168	163	4,6	155	4,14
900	300	8	33/2	427	425	422	434	422	426	4,4	402	3,50
		16	43/2	430	429	439	440	422	432	6,7	407	3,53
		32	42/2	393	405	396	385	409	398	8,6	376	3,84
		64	14/2	425	439	407	415	415	420	11,0	396	3,69

Tabela 23. Wyniki badań twardości próbek hartowanych wg wariantu I w temperaturze t_{pi}=400 ^{0}C

Temperatura, ^{0}C		Czas, min	Nr próbki	Twardość								Wskaźnik m
				Pomiar					HV	S	HB	
t_γ	t_{pi}			1	2	3	4	5	średnia			
830	400	8	25/2	171	161	169	168	161	166	4,2	158	2,91
		16	31/2	171	172	172	168	168	170	1,8	161	2,83
		32	40/2	168	163	163	159	165	164	2,9	156	2,87
		64	41/2	167	167	156	157	154	160	5,6	152	3,51
860	400	8	26/2	212	216	233	225	225	222	7,4	211	3,60
		16	39/2	222	224	220	215	218	220	3,1	210	4,00
		32	45/2	197	191	196	194	199	195	2,7	195	4,13
		64	35/2	207	211	211	211	206	209	2,2	199	4,30
900	400	8	19/2	263	275	252	265	263	264	7,3	251	3,81
		16	20/2	280	276	265	272	283	275	6,3	261	3,72
		32	12/2	268	281	280	266	272	273	6,1	259	3,80
		64	34/2	277	269	278	263	269	271	5,6	258	3,67

Twardość próbek hartowanych wg wariantów II przedstawiono w tabeli 24 i 25.

Tabela 24. Wyniki badań twardości próbek hartowanych wg wariantu II w temperatura t_{pi}=300 ^{0}C

Temperatura, ^{0}C			Czas, min	Nr próbki	Twardość								Wskaźnik m
					Pomiar					HV	S	HB	
t_γ	$t_{\gamma'}$	t_{pi}	τ_{pi}		1	2	3	4	5	średnia			
950	830	300	8	8/2	413	411	415	402	406	409	4,8	388	3,66
			16	16/2	400	404	396	393	391	397	4,7	377	3,70
			32	46/2	370	375	379	379	391	379	6,9	360	3,85
			64	10/2	396	402	427	391	420	407	13, 9	386	3,69
950	860	300	8	48/2	413	425	400	398	391	405	12,1	385	3,68
			16	32/2	396	415	391	398	404	401	8,2	381	3,77
			32	17/2	406	398	404	383	370	392	13,7	372	3,79
			64	23/2	411	396	418	413	409	409	7,3	388	3,66
950	900	300	8	21/2	420	400	396	415	409	408	9,0	387	3,46
			16	38/2	402	398	406	413	389	402	8,0	382	3,61
			32	15/2	383	398	387	385	401	391	7,2	369	3,71
			64	27/2	402	411	398	404	411	405	5, 1	382	3,62

Tabela 25. Wyniki badań twardości próbek hartowanych wg wariantu II w temperaturze t_{pi}=400 ^{0}C

Temperatura, ^{0}C			Czas, min	Nr próbki	Twardość								Wskaźnik m
					Pomiar					HV	S	HB	
t_γ	$t_{\gamma'}$	t_{pi}	τ_{pi}		1	2	3	4	5	średnia			
950	830	400	8	2/2	265	268	252	260	264	262	5,5	249	3,84
			16	4/2	269	261	262	261	268	264	3,5	251	3,81
			32	3/2	274	266	280	274	266	272	5,4	258	3,78
			64	1/2	257	260	263	262	263	261	2,3	248	3,94
950	860	400	8	7/2	272	255	263	268	261	264	5,8	251	3,80
			16	9/2	262	264	265	278	266	267	5,7	254	3,76
			32	5/2	268	263	261	263	277	266	5,8	253	3,78
			64	6/2	257	264	269	278	271	268	7,0	255	3,84
950	900	400	8	11/2	276	277	280	269	270	274	4,2	260	3,57
			16	24/2	260	271	280	268	281	272	7,8	258	3,66
			32	18/2	268	278	268	277	282	275	5,6	261	3,69
			64	13/2	280	290	277	277	294	284	7,0	269	3,63

7.2.3. Wyniki udarności

Wyniki próby udarnościowej próbek hartowanych wg wariantu I podano w tabeli 26 i 27. Dla każdego warunku hartowania podano wartość średnią arytmetyczną pracy łamania $K_{śr}$ i udarności $KCV_{śr}$ z trzech próbek. W tabelach podano wskaźnik materiałowy obliczony na podstawie zależności:

$$q = \frac{R_{p0,2} \cdot A_5}{KCV \cdot 10^2} \tag{9}$$

Tabela 26. Wyniki badań pracy łamania i udarności próbek hartowanych wg wariantu I w temperaturze t_{pi}=300 ^{0}C

Temperatura, ^{0}C		Czas, min	K, J	KCV, J/cm^2	Wskaźnik q
t_γ,	t_{pi},	τ_{pi}			
830	300	8	6,1	7,6	4,16
		16	6,8	8,5	1,84
		32	7,7	9,7	3,92
		64	7,1	8,8	5,01
860	300	8	5,9	7,4	1,59
		16	5,9	7,3	1,91
		32	5,8	7,2	2,44
		64	6,6	8,2	1,56
900	300	8	5,9	7,3	3,30
		16	6,0	7,5	3,64
		32	5,8	7,2	5,72
		64	5,5	6,8	6,74

Tabela 27. Wyniki badań pracy łamania i udarności próbek hartowanych wg wariantu I w temperaturze t_{pi}=400 ^{0}C

Temperatura, ^{0}C		Czas, min	K, J	KCV, J/cm^2	Wskaźnik q
t_γ,	t_{pi},	τ_{pi}			
830	400	8	13,4	16,7	2,68
		16	13,5	16,8	2,61
		32	12,6	15,7	3,08
		64	7,4	9,2	2,02
860	400	8	13,1	16,3	2,54
		16	13,4	16,7	3,96
		32	12,6	15,7	2,86
		64	7,8	9,7	5,69
900	400	8	12,2	15,2	3,29
		16	13,3	16,6	4,49
		32	12,9	16,2	5,71
		64	11,5	14,3	4,01

Wyniki próby udarnościowej próbek hartowanych wg wariantu II podano w tabeli 28 i 29.

Tabela 28. Wyniki badań pracy łamania i udarności próbek hartowanych wg wariantu II w temperaturze t_{pi}=300 ^{0}C

Temperatura, ^{0}C			Czas, min	K, J	KCV, J/cm^2	Wskaźnik q
t_γ	$t_{\gamma'}$	t_{pi}	τ_{pi}			
950	830	300	8	5,2	6,4	5,76
			16	5,4	6,7	4,82
			32	5,0	6,2	5,51
			64	5,5	6,8	4,93
950	860	300	8	5,0	6,3	5,61
			16	5,3	6,6	7,93
			32	4,9	6,1	7,43
			64	5,0	6,3	7,20
950	900	300	8	4,5	5,7	4,14
			16	5,5	6,8	5,67
			32	5,6	7,0	6,05
			64	5,3	6,6	6,92

Tabela 29. Wyniki badań pracy łamania i udarności próbek hartowanych wg wariantu II w temperaturze t_{pi}=400 ^{0}C

Temperatura, ^{0}C			Czas, min	K, J	KCV, J/cm^2	Wskaźnik q
t_γ	$t_{\gamma'}$	t_{pi}	τ_{pi}			
950	830	400	8	12,0	15,0	4,43
			16	12,0	15,0	4,99
			32	10,6	13,2	5,80
			64	7,3	9,1	7,48
950	860	400	8	10,5	13,1	5,37
			16	11,0	13,8	6,34
			32	11,3	14,1	5,70
			64	9,5	11,9	6,89
950	900	400	8	8,9	11,2	4,09
			16	11,1	13,8	4,90
			32	11,5	14,3	5,82
			64	10,6	13,3	6,44

8. Dyskusja wyników

Mikrostruktura próbek żeliwa sferoidalnego hartowanego z przemianą izotermiczną była zróżnicowana, zależnie od wariantu obróbczego, w którym bezpośrednią ważną rolę odgrywała temperatura austenityzowania t_γ, temperatura t_{pi} i czas τ_{pi} ausferrytyzowania.

W wariancie I tylko w temperaturze 900 ^{0}C osnowa składała się z ausferrytu (rys.34,35,40,41). Natomiast w temperaturze 830 i 860 ^{0}C dominował ferryt z niewielkim udziałem ausferrytu na granicach ziarn (t_γ=860 ^{0}C, rys.32,33,38,39). W temperaturze 830 ^{0}C w ziarnach ferrytu były wydzielenia trzeciorzędowe (najprawdopodobniej azotki żelaza, rys.30,31).

Po hartowaniu wg wariantu II wszystkie próbki miały mikrostrukturę ausferrtyczną, przy czym po wytrzymywaniu w temperaturze t_{pi}=300 ^{0}C w osnowie był ausferryt dolny, a w temperaturze t_{pi}=400 ^{0}C - ausferryt górny. Po krótkim czasie wytrzymywania (τ_{pi}=8 min) w osnowie próbek hartowanych izotermicznie w temperaturze t_{pi}=300 ^{0}C obok ausferrytu był martenzyt (rys.42,44.46,48).

Po austenityzowaniu w temperaturze podchładzania $t_{\gamma'}$=830 ^{0}C w osnowie były śladowe ilości ferrytu na granicach ziarn byłego austenitu i martenzytu.

Za pomocą badań dyfrakcji rtg wyznaczono w próbkach hartowanych izotermicznie udział procentowy austenitu V_γ (rys.58).

W wariancie I, ze względu na to, że grzanie próbek odbyło się w temperaturze podkrytycznej (830 ^{0}C) i międzykrytycznej (860 ^{0}C) w badaniach dyfrakcji rtg udział austenitu wyznaczono w próbkach hartowanych w t_γ=860 i 900 ^{0}C (rys.58a). Największy udział austenitu V_γ był tylko w czasie τ_{pi}=8 min przemiany izotermicznej. Dotyczy to zwłaszcza temperatury t_{pi}=300 i 400 ^{0}C. W miarę przedłużania przemiany udział austenitu maleje. Z kolei zawartość węgla w austenicie C_γ, wyznaczony z parametru sieci krystalograficznej a_γ pod wpływem przedłużania czasu τ_{pi} przemiany izotermicznej, w badanym przedziale czasowym rośnie.

Podobny przebieg zmian udziału austenitu V_γ (rys.58b) był w wariancie II w temperaturze t_{pi}=300 i 400 ^{0}C przemiany izotermicznej, za wyjątkiem początku przemiany w t_{pi}=300 ^{0}C z $t_{\gamma'}$=830 ^{0}C. W temperaturze t_{pi}=300 i 400 ^{0}C występuje zauważalna prawidłowość, a mianowicie taka, że im wyższa temperatura $t_{\gamma'}$ podchładzania, tym większa jest zawartość węgla w austenicie. Zaobserwowana prawidłowość jest oczywista, gdyż

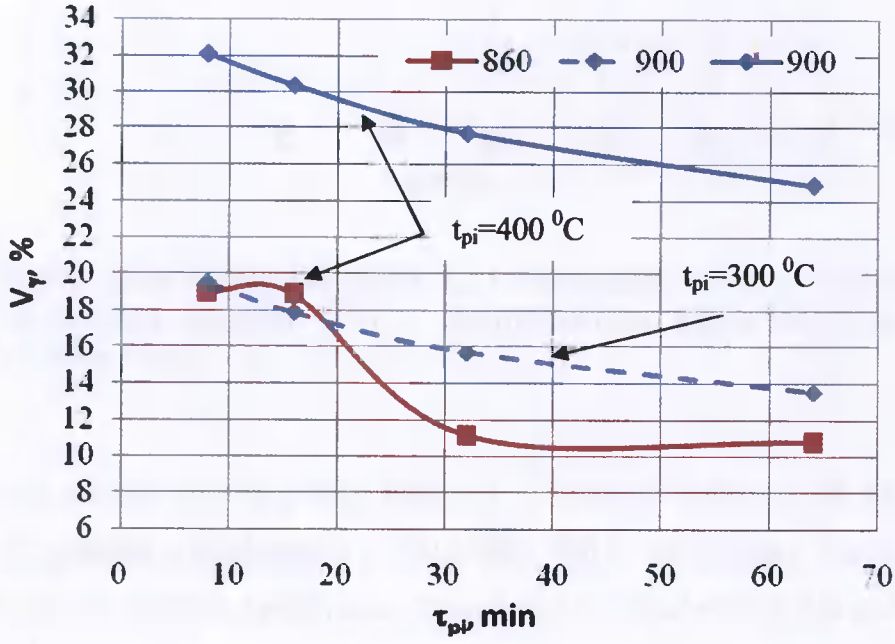
bezpośrednio jest wynikiem zawartości węgla w austenicie po austenityzowaniu, a przed przemianą izotermiczną.

Temperatura t_{pi} i czas τ_{pi} przemiany izotermicznej wpływają na udział austenitu V_γ w osnowie żeliwa sferoidalnego. Wyższa temperatura $t_{\gamma'}$ i temperatura t_{pi} powoduje wzrost udziału austenitu w mieszaninie ausferrytycznej. Przedłużenie czasu τ_{pi} przemiany spowodowało zmniejszenie udziału V_γ (rys.58b).

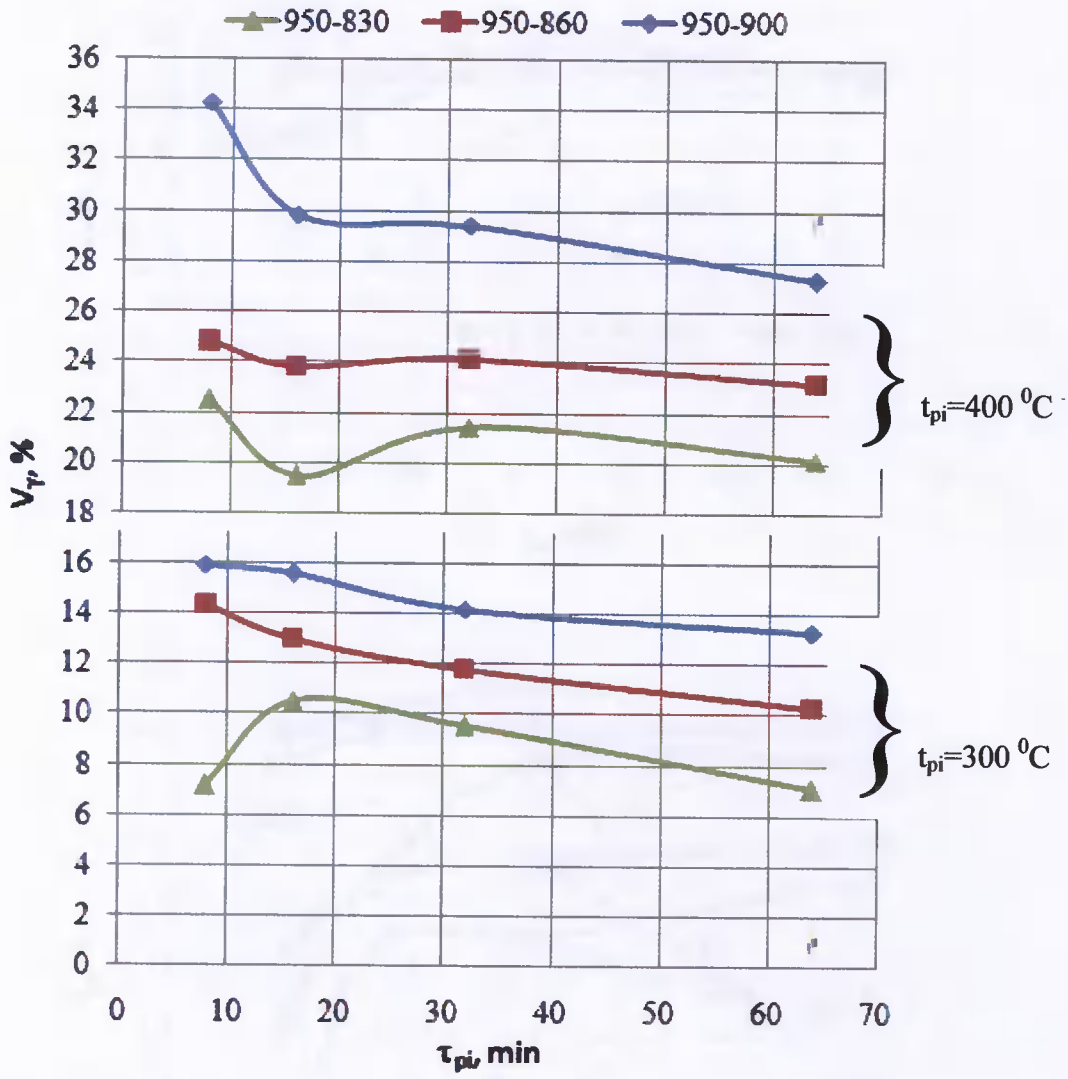
Parametr austenitu a_γ, a także zawartość węgla w austenicie C_γ, gwałtownie rośnie w początkowych czasach τ_{pi} przemiany. W czasie τ_{pi} większym od 30 min wzrost jest zauważalny, ale w mniejszym stopniu, zwłaszcza w zakresie przemiany w ausferryt dolny (300 ^{0}C). Natomiast w zakresie przemiany w ausferryt górny (400 ^{0}C) zaobserwowano spadek zawartości węgla C_γ w austenicie (rys.59).

Udział objętości austenitu w mikrostrukturze żeliwa obrabianego wg I i II wariantu niezależnie od temperatury przemiany izotermicznej malał w funkcji czasu wytrzymywania. Udział austenitu dla temperatury t_{pi}=300 ^{0}C zawierał się w przedziale 7,07÷19,50 %, a charakter jego zmiany w funkcji czasu wytrzymywania izotermicznego przedstawiono na rysunku 58.

a)



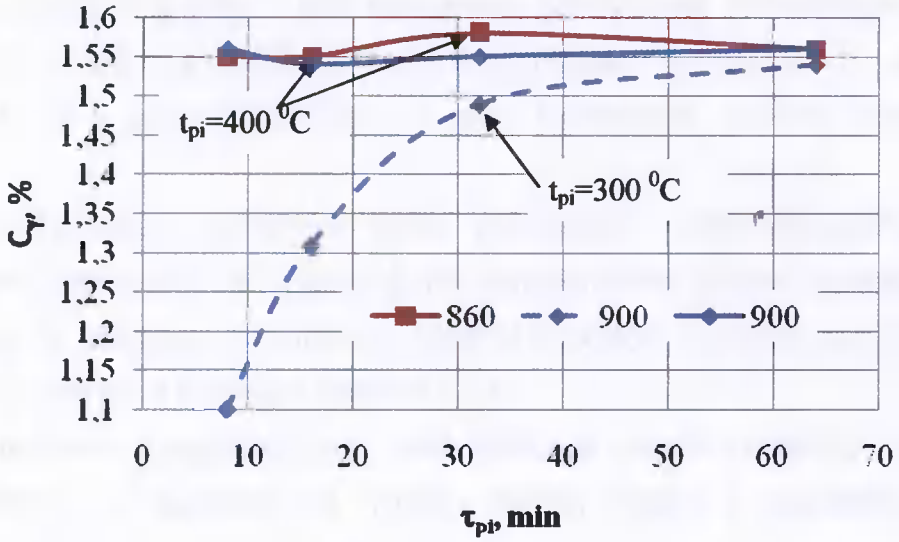
b)



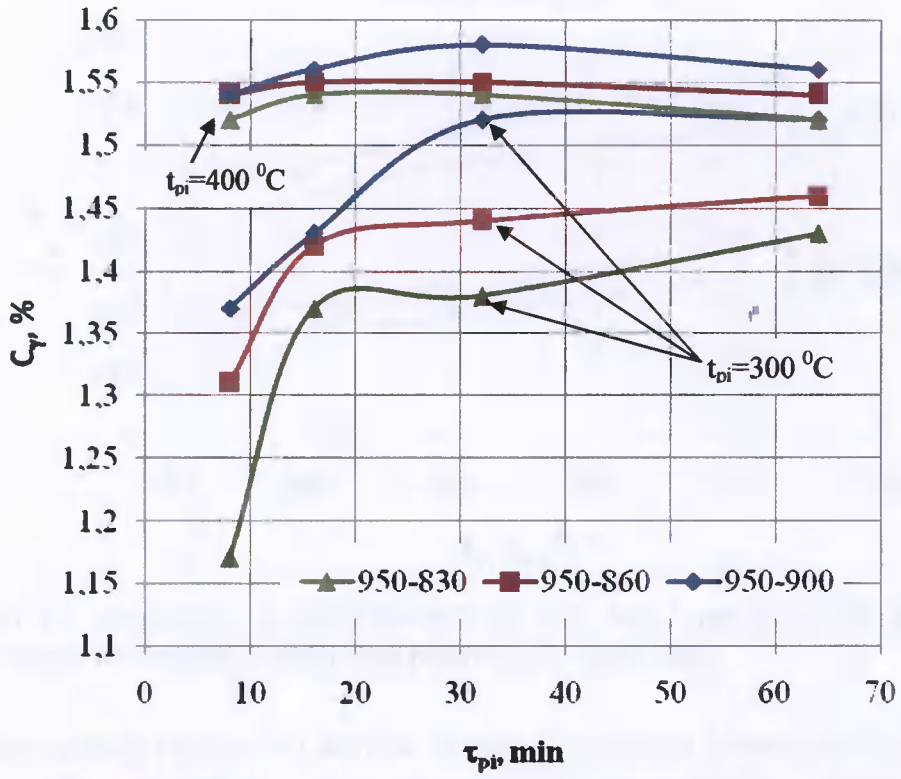
Rys. 58. Wpływ czasu ausferrytyzowania τ_{pi} i temperatury austenityzowania na udział objętościowy austenitu (V_γ) w mikrostrukturze żeliwa hartowanego według wariantu: I (a) i II (b)

Wartość udziału objętościowego austenitu w próbkach hartowanych wg wariantu II zależała od temperatury podchłodzenia $t_{\gamma'}$ =830, 860 i 900 ^{0}C. Im większy zakres temperatury pomiędzy austenityzowaniem a przemianą izotermiczną to udział austenitu w mikrostrukturze był coraz większy niezależnie od temperatury hartowania izotermicznego (rys.58b). Udział austenitu dla temperatury t_{pi}=400 ^{0}C zawierał się w przedziale 19,45÷34,31 %, a charakter jego zmiany w funkcji czasu wytrzymywania izotermicznego przedstawiono na rysunku 58b.

a)



b)



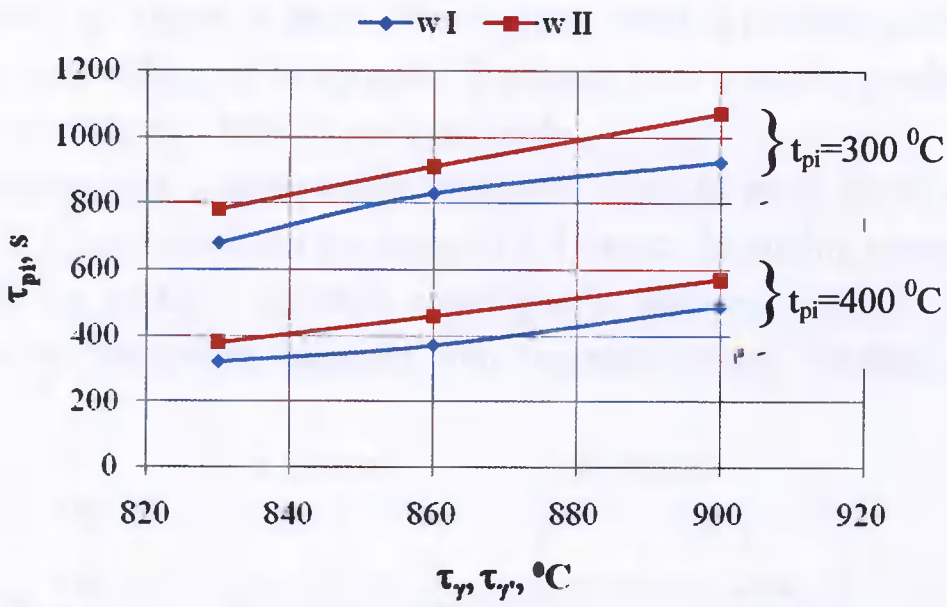
Rys. 59. Wpływ czasu ausferrytyzowania τ_{pi} i temperatury austenityzowania na zawartość węgla w austenicie (C_γ) dla żeliwa hartowanego według wariantu: I (a) i II (b)

Wyznaczony zakres temperatury początku i końca przemiany eutektoidalnej podczas nagrzewania podczas badań dylatometrycznych różnił się z obrazami mikrostruktur otrzymanych z obróbki cieplnej żeliwa wg I wariantu. Temperatura austenityzowania t_γ=830 ^{0}C okazała się temperaturą podkrytyczną, mimo że wartość temperatury wyznaczonej

dylatometrycznie $Ac_{1,1}$ wynosiła 820 ^{0}C (tab.9). Identyczny przypadek dotyczył temperatury końca przemiany eutektoidalnej, która wyznaczona dylatometrycznie wynosiła $Ac_{1,2}$=920 ^{0}C, a austenityzowanie w t_γ=900 ^{0}C było temperaturą nadkrytyczną. Potwierdzeniem tego jest uzyskana mikrostruktura próbek hartowanych izotermicznie w t_{pi}=300 i 400 ^{0}C wg I wariantu. Świadczy to, że w piecu dylatometru i w piecu komorowym szybkość nagrzewania się różniła.

Z wykonanych zaprogramowanych przebiegów dylatometrycznych, zgodnych z wariantami hartowania, na wykresach nie zarejestrowano zmiany wydłużenia próbek w czasie 2 godz. przemiany izotermicznej. Może to świadczyć, że przemiana austenitu w tym zakresie odbywała się w II stadium (rozdział 2.2.3).

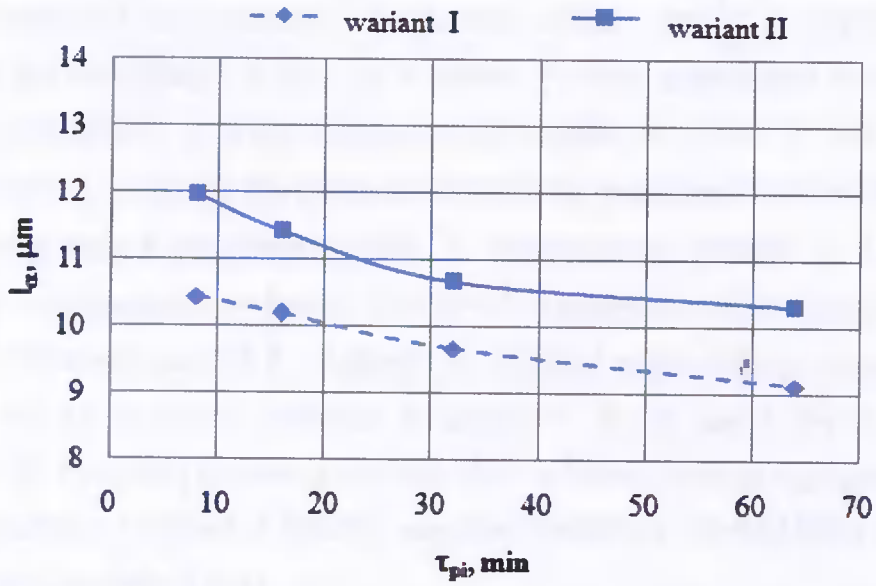
Na podstawie przeprowadzonych badań dylatometrycznych wyznaczono położenie linii końca przemiany w zależności od wariantu obróbki cieplnej i temperatury przemiany izotermicznej (rys.60).



Rys. 60. Wpływ temperatury austenityzowania na czas końca przemiany w zależności od wariantu hartowania i temperatury przemiany izotermicznej

Z otrzymanego rysunku 60 wynika, że przy II wariancie hartowania przedział czasu przemiany izotermicznej - austenitu się zwiększył. Wynikało to z przesunięcia linii końca przemiany, dzięki temu zwiększyła się trwałość austenitu.

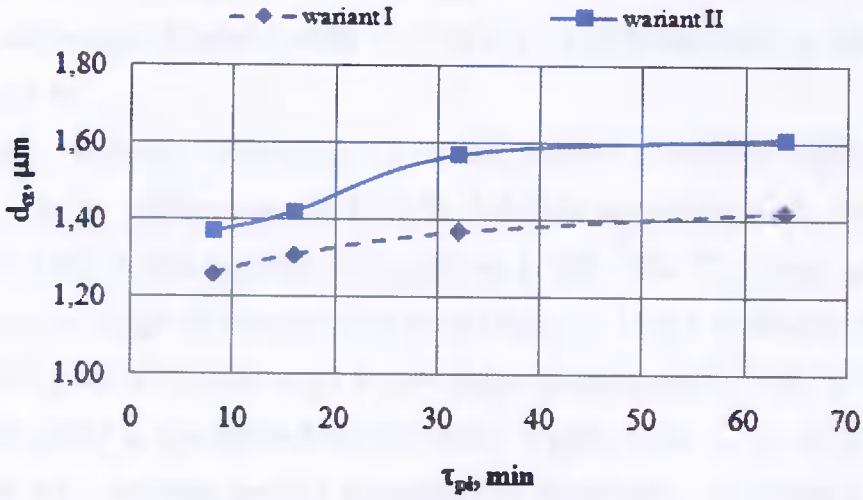
Na podstawie oceny ilościowej, wykonanej przy użyciu programu do analizy obrazu, dokonano porównania długości płytek ferrytu próbek hartowanych wg wariantu I i II w t_{pi}=400 ^{0}C. Charakter zmian długości płytek pod wpływem czasu τ_{pi} wytrzymywania izotermicznego przedstawiono na rysunku 61.



Rys. 61. Wpływ wariantu hartowania i czasu τ_{pi} wytrzymywania izotermicznego na długość płytek ferrytu (l_α) w żeliwie po przemianie w t_{pi}=400 ^{0}C

Z rysunku 61 wynika, że średnia długość płytek ferrytu w próbkach hartowanych wg wariantu II była większa, niż dla wariantu I. Wydłużenie czasu τ_{pi} długość niezależnie od wariantu hartowania w całym badanym przedziale malała.

Wydłużenie czasu τ_{pi} spowodowało zwiększenie szerokości płytek ferrytu osnowy ausferrytycznej żeliwa hartowanego wg wariantu I i II (rys.62). Mechanizm tworzenia się płytek ferrytu jest zgodny z poglądami wyrażonymi w literaturze [17,35,68]. Należy przypuszczać, że zwiększenie szerokości było wynikiem wzrostu bocznego płytek ferrytycznych.



Rys. 62. Wpływ wariantu obróbki cieplnej i czasu przemiany izotermicznej na średnią szerokość płytek ferrytu (d_α) w osnowie żeliwa hartowanego izotermicznie w t_{pi}=400 ^{0}C

W wariancie I po hartowaniu z temperatury t_γ=830 i 860 ^{0}C w osnowie był ferryt. Wystąpienie ferrytu świadczy o tym, że w żeliwie podczas nagrzewania nie dokonała się przemiana eutektoidalna. Z oceny mikrostruktury wynika, że t_γ=830 ^{0}C była temperaturą podeutektoidalną, a w osnowie ferrytycznej utworzyły się wydzielenia trzeciorzędowe.

Po hartowaniu z temperatury t_γ=860 ^{0}C mikrostruktura składała się z ziarn ferrytu i niewielkiej ilości ausferrytu, w którym było 11÷19 % austenitu wzbogaconego w węgiel ok. 1,5 % w temperaturze t_{pi}= 400 ^{0}C. Austenit ten podlegał takim samym zmianom podczas wytrzymywania jak w innych próbkach hartowanych. Wolne ziarna ferrytu i ausferrytu dokumentują fakt niepełnej przemiany eutektoidalnej w żeliwie podczas nagrzewania.

Stwierdzenia związane z brakiem niepełnej przemiany eutektoidalnej potwierdzają badania dyfrakcyjne (tab.13 i 14).

Hartowane z przemianą izotermiczną żeliwo sferoidalne miało badane własności mechaniczne zależnie od wariantów obróbki cieplnej, w tym także, a może przede wszystkim od temperatury austenityzowania t_γ, temperatury i czasu ausferrytyzowania. Na rysunku 63 i 64 pokazano wpływ czasu τ_{pi} przemiany izotermicznej i temperatury austenityzowania t_γ, odpowiednio w temperaturze t_{pi} =300 i 400 ^{0}C na R_m, $R_{p0,2}$ i A_5 dla wariantu I. Natomiast dla wariantu II pokazano na rysunku 65 i 66.

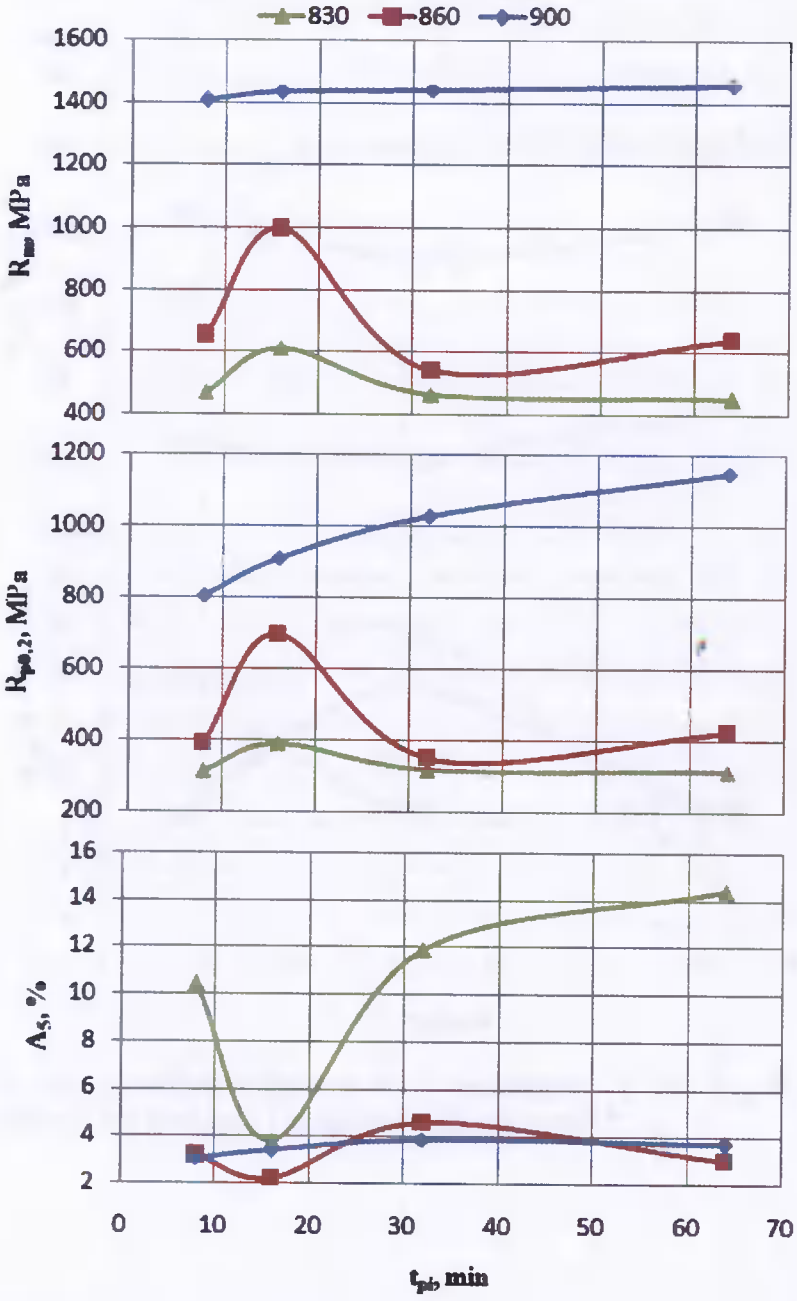
W wariancie I po hartowaniu z temperatury t_γ=900 ^{0}C i temperaturze t_{pi}=300 ^{0}C przemiany izotermicznej żeliwo miało największą wytrzymałość na rozciąganie R_m ponad 1400 MPa. Umowna granica plastyczności $R_{p0,2}$ w badanym przedziale czasu zwiększyła się o ok. 400 MPa. przy zmniejszającym się udziale austenitu. V_γ w osnowie żeliwa. Wydłużenie A_5 żeliwa z ausferrytem dolnym t_{pi}=300 ^{0}C w badanym przedziale czasu τ_{pi} miało wartość nie przekraczającą 4 %.

Większe wartości wydłużenia A_5 miało żeliwo z osnową ausferrytu górnego (t_{pi}= 400 ^{0}C), a mianowicie w zakresie 8÷13 %. Jednakże wytrzymałość R_m była między 900 a 1000 MPa (rys.64). Żeliwo hartowane z temperatury t_γ=830 i 860 ^{0}C z uwagi na brak osnowy ausferrytycznej nie osiągnęło odpowiedniej wytrzymałości. Żeliwo hartowane wg wariantu II w temperaturze t_{pi}=300 ^{0}C miało dużą wytrzymałość przekraczającą 1300 MPa, a umowną granicę plastyczności w przedziale 800÷1150 MPa. Wpływ czasu τ_{pi} był mniejszy dla zmian wytrzymałości niż - umownej granicy plastyczności. Wydłużenie A_5 żeliwa z ausferryterm dolnym miało wartość z przedziału 2,5÷5 %.

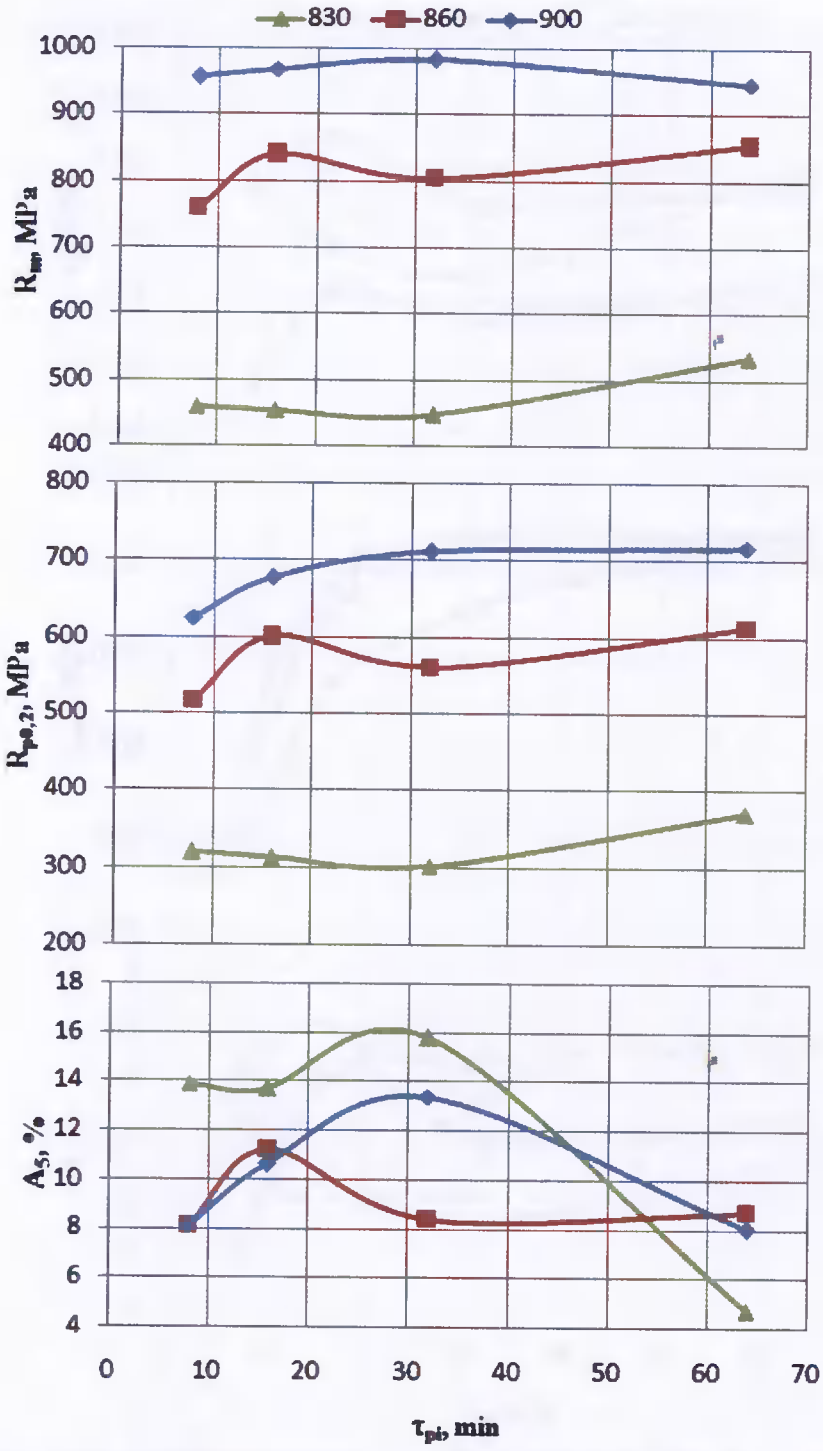
Wpływ czasu τ_{pi} przemiany izotermicznej w temperaturze 300 ^{0}C jest różny. Przedłużenie tego czasu powoduje ciągły wzrost umownej granicy plastyczności $R_{p0,2}$, ale po początkowym

spadku we wszystkich temperaturach $t_{\gamma'}$ wzrost wytrzymałości. Podobne działanie dotyczy wydłużenia żeliwa w temperaturze $t_{\gamma'}$=830 i 860 ^{0}C, a w temperaturze $t_{\gamma'}$=900 ^{0}C przedłużanie czasu τ_{pi} przemiany spowodowało wzrost wydłużenia.

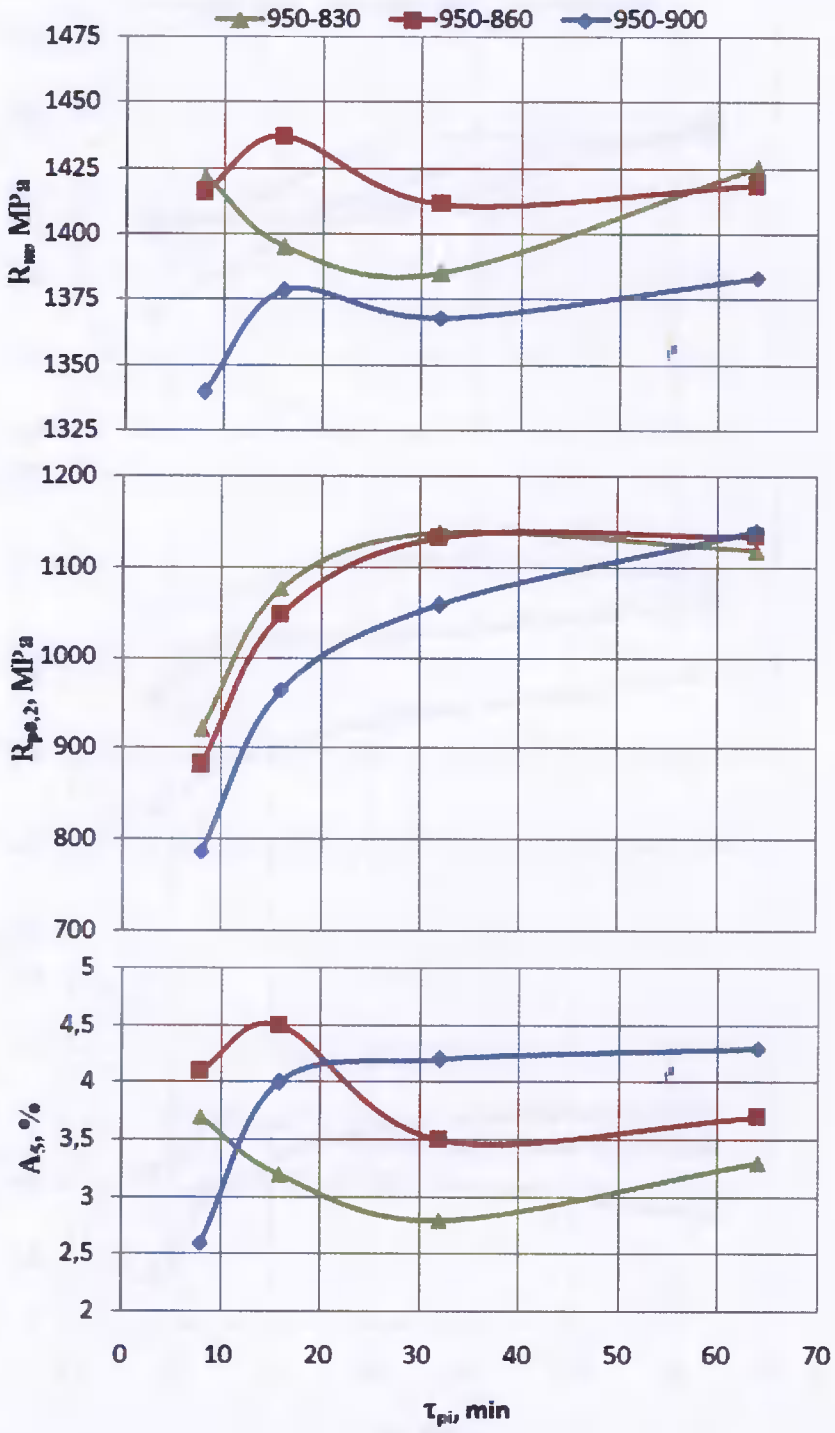
Po hartowaniu z przemianą izotermiczną w temperaturze t_{pi}=400 ^{0}C przedłużenie czasu τ_{pi} spowodowało znaczny wzrost wytrzymałości R_m i umownej granicy plastyczności $R_{p0,2}$ oraz wydłużenia A_5. Równocześnie w przedziale czasu wytrzymania 8÷64 min w osnowie żeliwa zmniejszał się udział austenitu V_γ, a zawartość węgla się zwiększała, przynajmniej do czasu τ_{pi}=30 min.



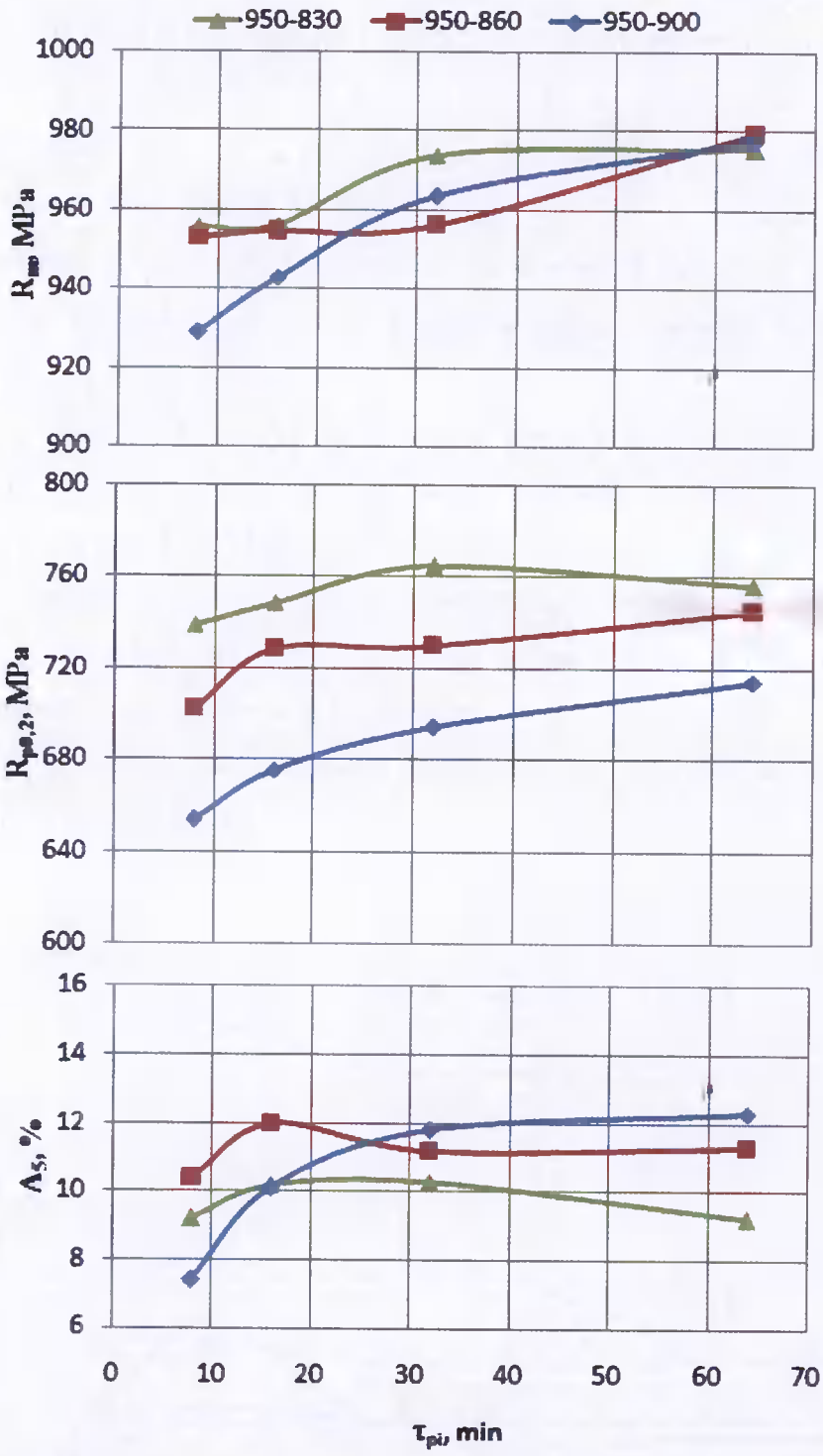
Rys. 63. Wpływ czasu ausferrytyzowania τ_{pi} i temperatury t_γ na: R_m, $R_{p0,2}$ i A_5 żeliwa hartowanego wg wariantu I w temperaturze t_{pi} =300 ^{0}C



Rys. 64. Wpływ czasu ausferrytyzowania τ_{pi} i temperatury t_γ na: R_m, $R_{p0,2}$ i A_5 żeliwa hartowanego wg wariantu I w temperaturze $t_{pi} = 400\ ^0C$



Rys. 65. Wpływ czasu ausferrytyzowania τ_{pi} i temperatury $t_{\gamma'}$ na: R_m, $R_{p0,2}$ i A_5 żeliwa hartowanego wg wariantu II w temperaturze t_{pi} =300 ^{0}C



Rys. 66. Wpływ czasu ausferrytyzowania τ_{pi} i temperatury t_γ, na: R_m, $R_{p0,2}$ i A_5 żeliwa hartowanego wg wariantu II w temperaturze t_{pi}=400 ^{0}C

Twardość żeliwa hartowanego wg wariantu I wynikała z mikrostruktury osnowy metalowej (rys.67). Ausferryt dolny t_{pi}=300 ^{0}C w żeliwie hartowanym z temperatury t_γ=900 ^{0}C ukształtował jego twardość w zakresie 376÷407 HB. Z kolei ausferryt górny

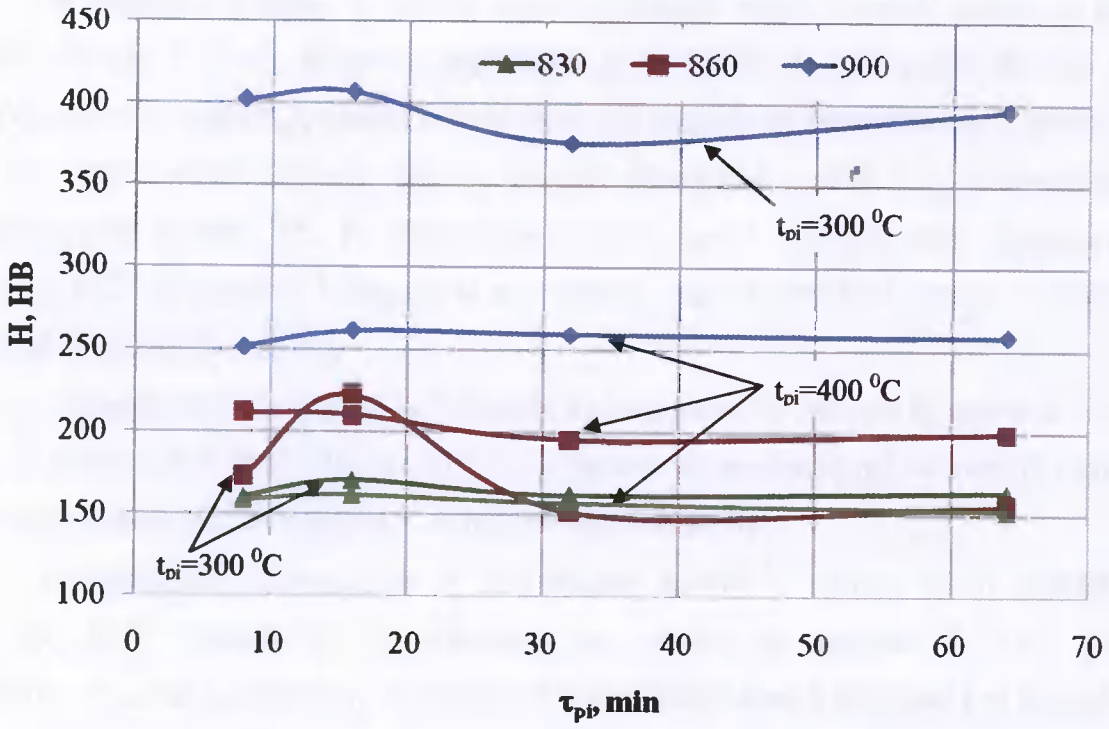
(t_{pi}=400 ^{0}C) - na poziomie ok. 250 HB. Na twardość żeliwa wpływ w badanym zakresie czasu jest zauważalny, ale tylko w temperaturze t_{pi}=300 ^{0}C przemiany izotermicznej.

Twardość żeliwa hartowanego wg wariantu II w temperaturze t_{pi}=300 ^{0}C pod wpływem przedłużania czasu τ_{pi}, na początku przemiany maleje, po czym rośnie do wartości 382 HB. W temperaturze t_{pi}=400 ^{0}C żeliwo miało twardość w zakresie 248÷269 HB, a przedłużenie czasu τ_{pi} przemiany izotermicznej dla wszystkich temperatur t_γ, nie wywołało znaczących zmian twardości, pomimo że, zmiany w udziale austenitu V_γ były widoczne, a zawartość w nim węgla się wahała.

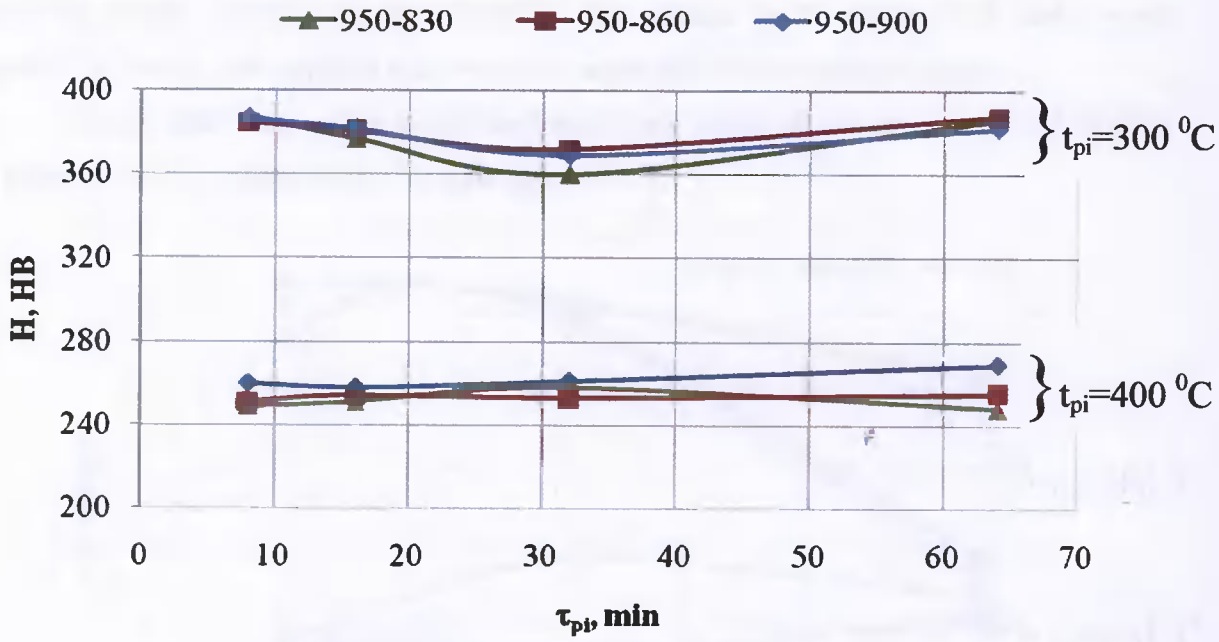
Należy podkreślić, zwłaszcza że uwaga ta dotyczy w szczególności wariantu II, w którym żeliwo z ausferrytem dolnym miało twardość w zakresie 360÷390 HB, a z ausferrytem górnym 248÷269 HB

Takie poziomy twardości żeliwa sferoidalnego umożliwiają jeszcze obróbkę skrawającą kształtującą bądź wykańczającą. Należy zatem zaliczyć to do zalet tego żeliwa sferoidalnego hartowanego z przemianą izotermiczną.

Twardość w funkcji czasu przemiany izotermicznej w temperaturze t_{pi}=300 i 400 ^{0}C przedstawiono na rysunkach 67 i 68.



Rys. 67. Wpływ czasu ausferrytyzowania τ_{pi} i temperatury t_γ na twardość żeliwa hartowanego wg wariantu I



Rys. 68. Wpływ czasu ausferrytyzowania τ_{pi} i temperatury $t_{\gamma'}$ na twardość żeliwa hartowanego wg wariantu I

Udarność niestopowego żeliwa sferoidalnego hartowanego z przemianą izotermiczną kształtuje się w zależności od wariantu obróbczego oraz warunków austenityzowania i ausferrytyzowania (rys.69 i 70).

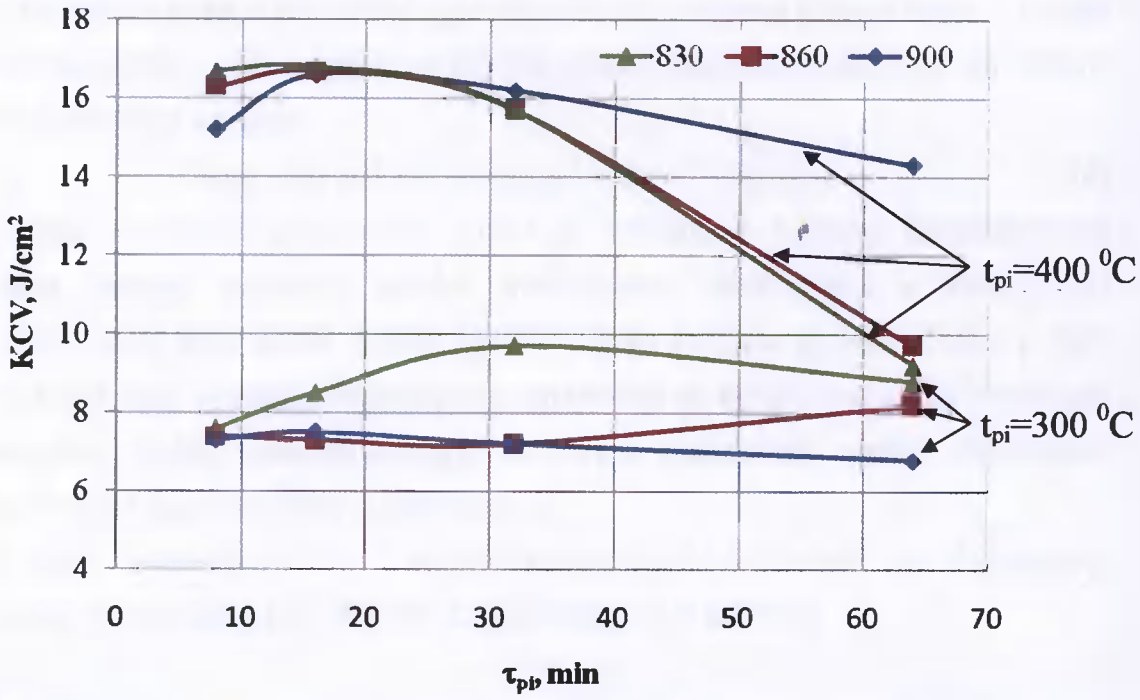
W wariancie I żeliwo z osnową ausferryt dolnego miało udarność najniższą, która wahała się ok. 7 J/cm^2. Natomiast największą miało żeliwo z ausferrytem górnym i to w początkowym czasie τ_{pi} przemiany (8÷32 min), bez względu na temperaturę t_{γ}. Udarność ok. 16 J/cm^2 miało żeliwo ausferrytyczne, jak również ferrytyczne (t_{γ}=830 ^{0}C) lub ferrytyczno-ausferrytyczne (t_{γ}=860 ^{0}C). Po przekroczeniu czasu τ_{pi}=32 min przemiany izotermicznej udarność KCV się obniżyła. Obniżenie to w większym zakresie dotyczyło osnowy ferrytycznej niż ausferrytycznej (t_{γ}=900 ^{0}C).

W temperaturze t_{pi}=300 ^{0}C bez względu na temperaturę $t_{\gamma'}$ (wariant II) udarność żeliwa była w zakresie 6÷7 J/cm^2. Wpływ czasu τ_{pi} przemiany izotermicznej był nieznaczny pomimo widocznej zmiany udziału austenitu V_{γ} w mikrostrukturze osnowy.

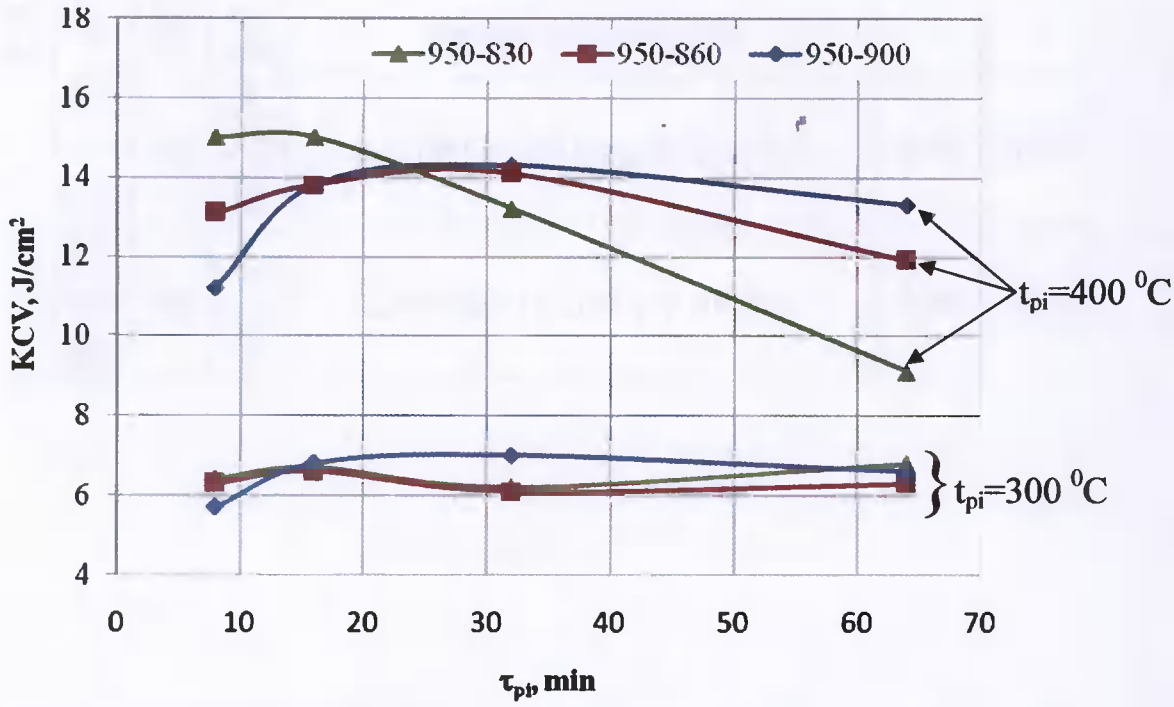
Po przemianie izotermicznej w temperaturze t_{pi}=400 ^{0}C żeliwo miało największą udarność KCV (wariant II). Po początkowym wzroście do wartości KCV≅15 J/cm^2 przedłużenie czasu τ_{pi} przemiany izotermicznej spowodowało spadek udarności i to największy w temperaturze t_{γ}=830 ^{0}C a najmniejszy t_{γ}=900 ^{0}C. Przebieg zmian udarności nie koreluje ze

zmianami udziału austenitu V_γ w osnowie. Z tego wynika, że na pewno obok plastycznego austenitu są jeszcze inne czynniki wpływające na udarność żeliwa ausferrytycznego.

Wpływ czasu hartowania izotermicznego w zależności od wariantów obróbki cieplnej na udarność KCV przedstawiono na rysunkach 69 i 70.



Rys. 69. Wpływ czasu ausferrytyzowania τ_{pi} i temperatury t_γ na udarność żeliwa hartowanego wg wariantu I



Rys. 70. Wpływ czasu ausferrytyzowania τ_{pi} i temperatury $t_{\gamma'}$ na udarność żeliwa hartowanego wg wariantu II

8.1. Analiza statystyczna wyników

Dla wytrzymałości na rozciąganie R_m, i umownej granicy plastyczności $R_{p0,2}$ przeprowadzono analizę statystyczną korelacji przy użyciu programu STATISTICA 7.0.

Celem analizy eksperymentalnej było wyznaczenie równania obiektu badań o postaci funkcji aproksymującej. Jako funkcji użyto wielomianu algebraicznego drugiego stopnia z podwójną interakcją o postaci:

$$z = m_0 + m_1 \cdot x_1 + m_2 \cdot x_2 + m_3 \cdot x_1^2 + m_4 \cdot x_2^2 + m_5 \cdot x_1 \cdot x_2 \qquad \textbf{(10)}$$

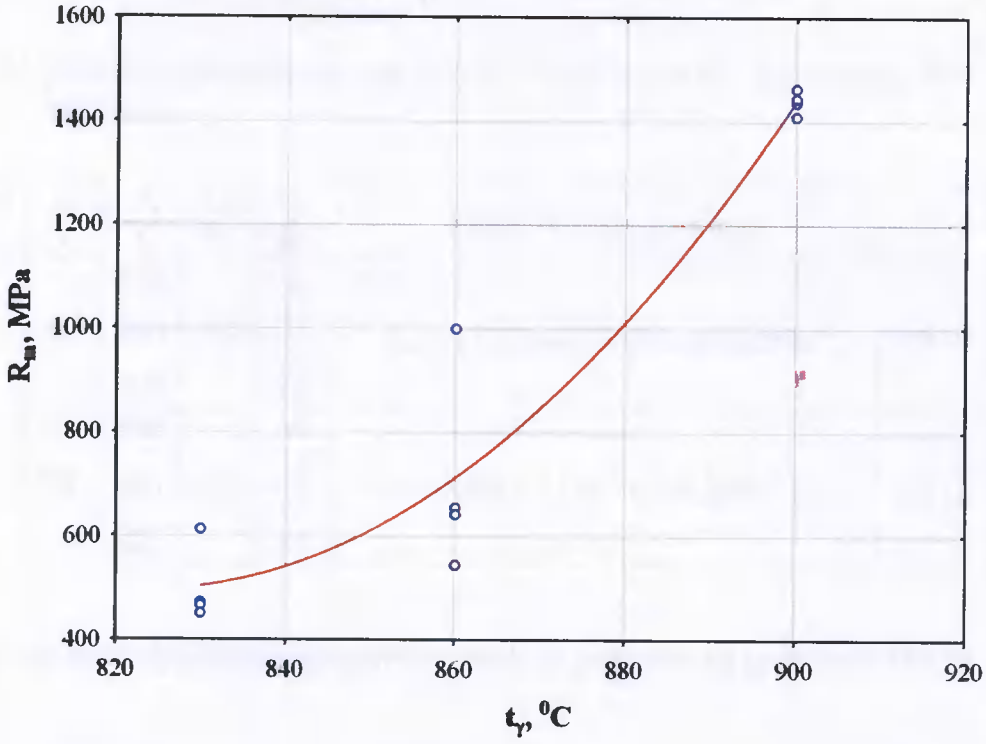
Analizę korelacji statystycznych oparto na weryfikacji korelacji kwantytatywnej oznaczającej istnienie zależności między wielkościami wejściowymi, a wielkościami wyjściowymi, które mają postać funkcji obiektu badań. Przyjęto poziom ufności p=0,05 (α=95%). Otrzymane równania matematyczne otrzymano w wyniku weryfikacji istotności i adekwatności modelu matematycznego, w którym analizowano wpływ temperatury austenityzowania i czasu przemiany izotermicznej.

Funkcje matematyczne (R_m) i wartości współczynników korelacji oraz determinacji dla I wariantu hartowania w t_{pi}=300 i 400 ^{0}C przedstawiono w tabeli 30.

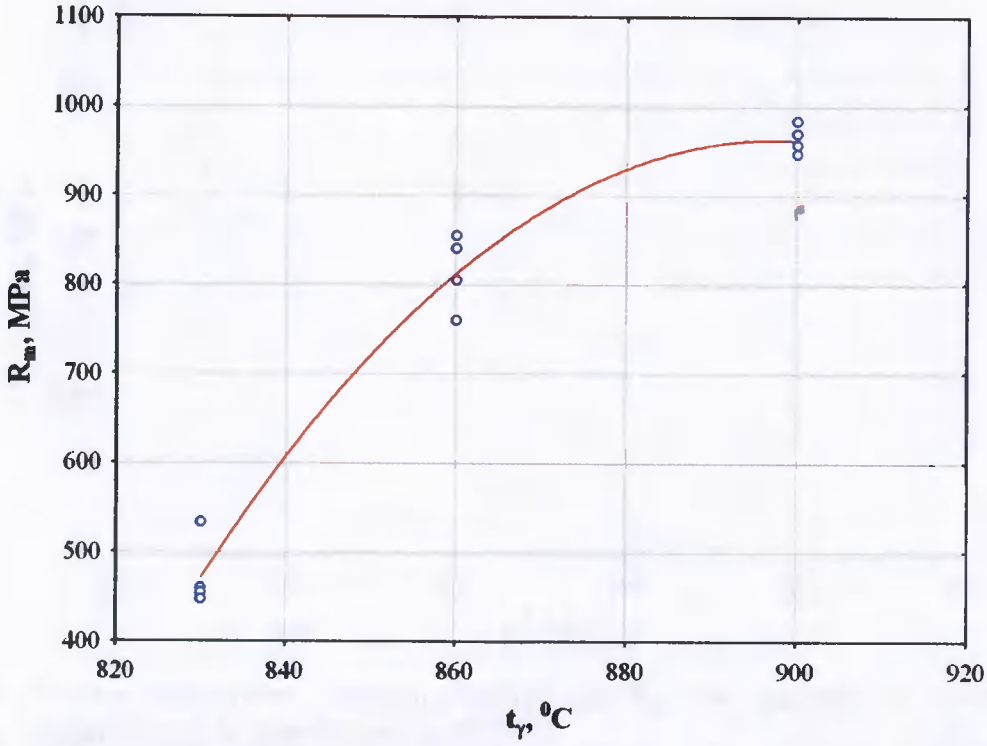
Tabela 30. Funkcje matematyczne oraz współczynniki korelacji i determinacji dla I wariantu hartowania

Wariant obróbki	t_γ, ^{0}C	t_{pi}, ^{0}C	τ_{pi}, min	**Funkcja matematyczna**	r	r^2
I	830	300	8	R_m=109196-264,05·t_γ+0,160357·t_γ^2	0,966	0,934
	860		16			
			32			
	900		64			
I	830	400	8	R_m=-86820+195,707·t_γ-0,10908·t_γ^2	0,989	0,979
	860		16			
			32			
	900		64			

Wykresy funkcji matematycznych z tabeli 30 pokazano na rysunkach 71 i 72.



Rys. 71. Wpływ temperatury austenityzowania na R_m dla wariantu I hartowanego izotermicznie w temperaturze t_{pi}=300 ^{0}C



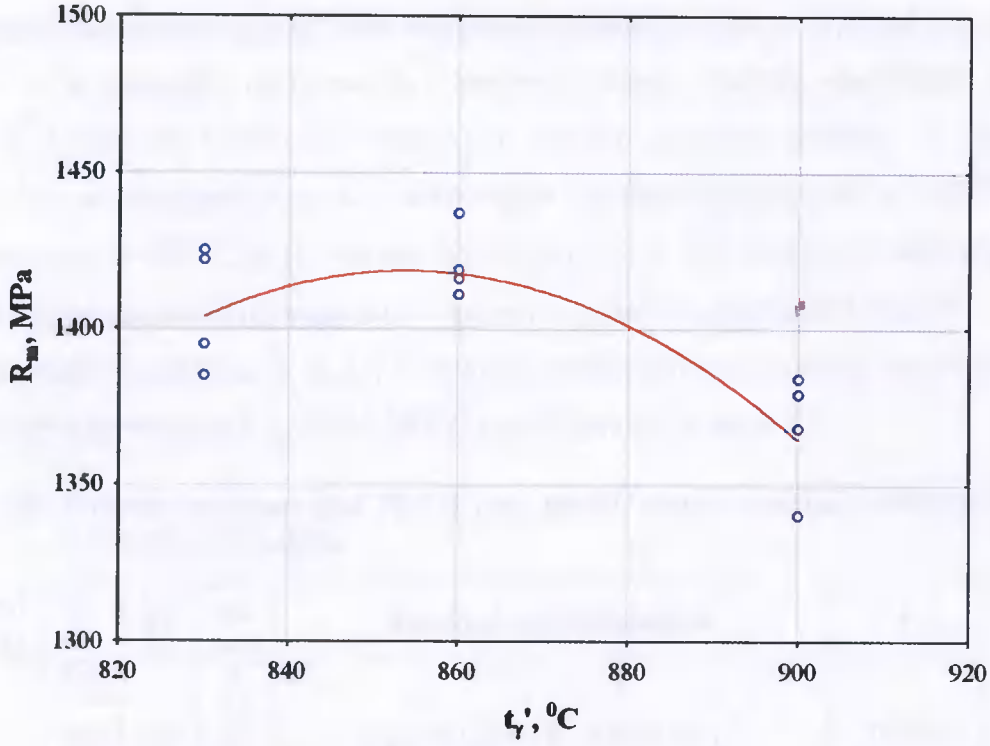
Rys. 72. Wpływ temperatury austenityzowania na R_m dla wariantu I hartowanego izotermicznie w temperaturze t_{pi}=400 ^{0}C

Funkcje matematyczne (R_m) i wartości współczynników korelacji oraz determinacji dla II wariantu hartowania w t_{pi}=300 i 400 ^{0}C przedstawiono w tabeli 31.

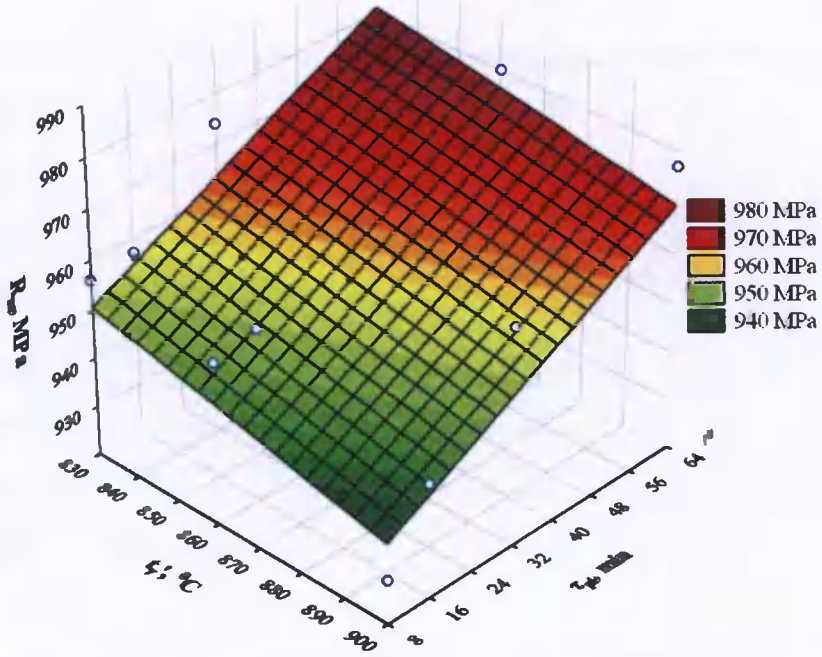
Tabela 31. Funkcje matematyczne oraz współczynniki korelacji i determinacji dla II wariantu hartowania

Wariant obróbki	t_γ, ^{0}C	t_γ', ^{0}C	t_{pi}, ^{0}C	τ_{pi}, min	Funkcja matematyczna	r	r^2
II	950	830	300	8	R_m=-17250+43,7226·$t_{\gamma'}$-0,0256·$t_{\gamma'}^2$	0,830	0,689
		860		16			
				32			
		900		64			
II	950	830	400	8	R_m=1028,81-0,12e^{-3}·$t_{\gamma'}^2$+0,568e^{-3}·$t_{\gamma'}$·τ_{pi}	0,912	0,832
		860		16			
				32			
		900		64			

Wykresy funkcji matematycznych z tabeli 31 pokazano na rysunkach 73 i 74.



Rys. 73. Wpływ temperatury austenityzowania na R_m dla wariantu II hartowanego izotermicznie w temperaturze t_{pi}=300 ^{0}C



Rys. 74. Wpływ temperatury austenityzowania i czasu ausferrytyzowania na R_m dla wariantu II hartowanego izotermicznie w temperaturze t_{pi}=400 ^{0}C

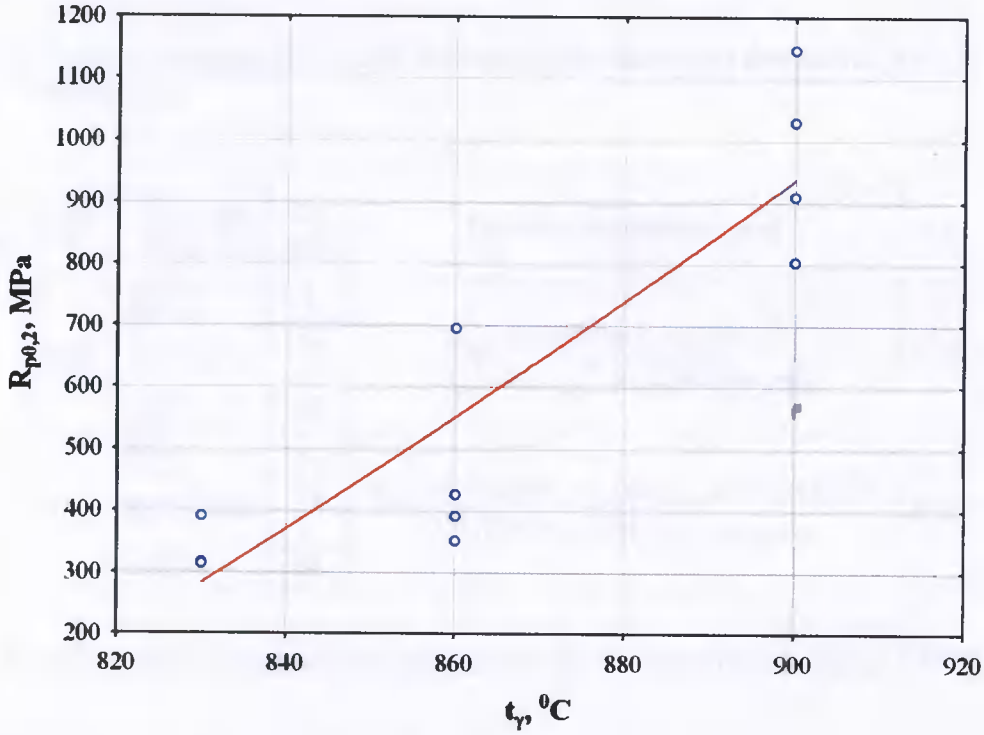
Na podstawie przeprowadzonej analizy statystycznej wynika, że na wytrzymałość R_m w I wariancie hartowania wpływa tylko temperatura austenityzowania t_γ. Wartości współczynnika korelacji (*r*) w zależności od temperatury ausferrytyzowania wynoszą odpowiednio 0,966 dla t_{pi}=300 ^{0}C i 0,989 dla t_{pi}=400 ^{0}C. Świadczy to wysokim poziomie korelacji. W wariancie II wytrzymałość na rozciąganie R_m zależy od temperatury austenityzowania t_γ dla t_{pi}=300 ^{0}C (rys.73). W temperaturze t_{pi}=400 ^{0}C na R_m wpływa dodatkowo jeszcze czas ausferrytyzowania τ_{pi} (rys.74) Maksymalną wytrzymałość uzyskuje żeliwo austenityzowane w temperaturze t_γ=860 ^{0}C.

Funkcje matematyczne ($R_{p0,2}$) i wartości współczynników korelacji oraz determinacji dla I wariantu hartowania w t_{pi}=300 i 400 ^{0}C przedstawiono w tabeli 32.

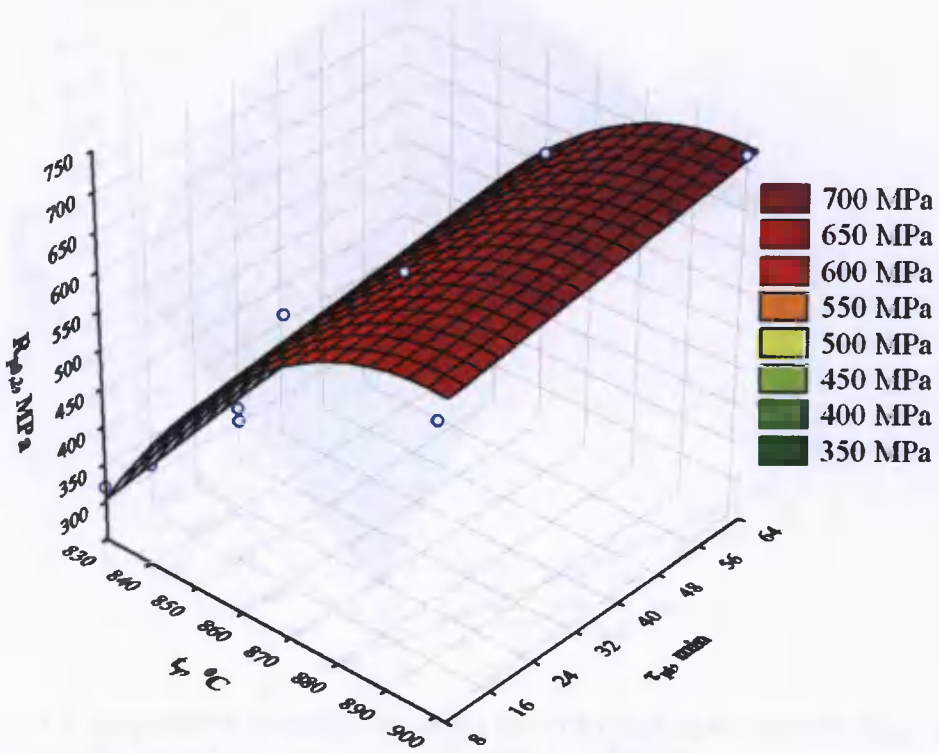
Tabela 32. Funkcje matematyczne ($R_{p0,2}$) oraz współczynniki korelacji i determinacji dla I wariantu hartowania

Wariant obróbki	t_γ, ^{0}C	t_{pi}, ^{0}C	τ_{pi}, min	Funkcja matematyczna	*r*	r^2
I	830	300	8	$R_{p0,2}$=-7,9507·t_γ+0,009991·t_γ^2	0,906	0,821
	860		16			
			32			
	900		64			
I	830	400	8	$R_{p0,2}$=-62273+140,248·t_γ+ -0,7815·t_γ^2+0,001385·t_γ·τ_{pi}	0,989	0,979
	860		16			
			32			
	900		64			

Wykresy funkcji matematycznych z tabeli 32 pokazano na rysunkach 75 i 76.



Rys. 75. Wpływ temperatury austenityzowania na $R_{p0,2}$ dla wariantu I hartowanego izotermicznie w temperaturze t_{pi}=300 ^{0}C



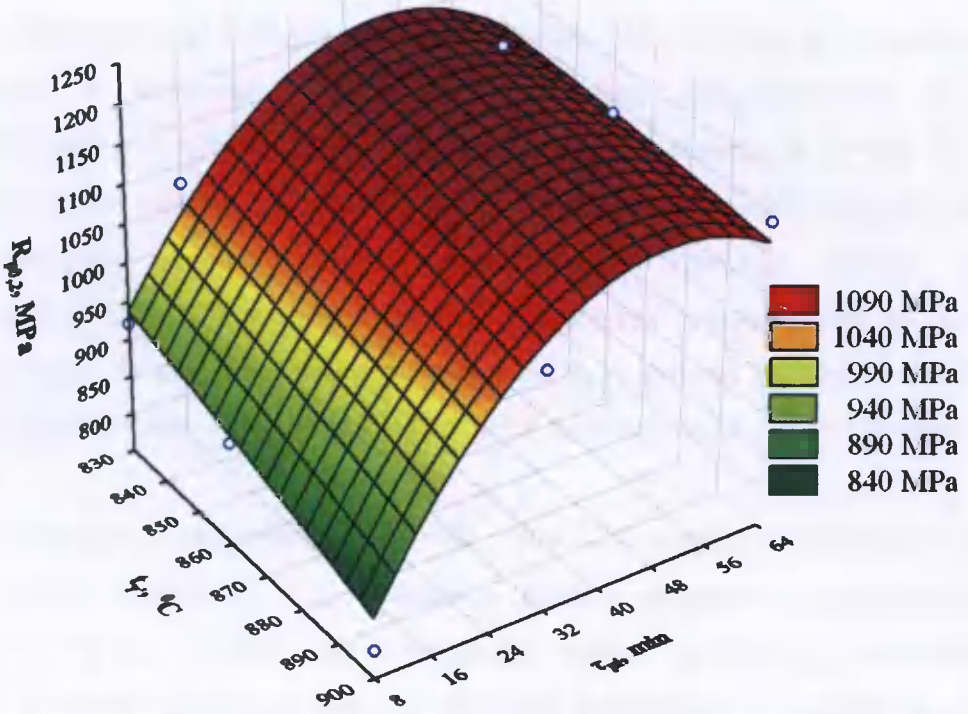
Rys. 76. Wpływ temperatury austenityzowania i czasu ausferrytyzowania na $R_{p0,2}$ dla wariantu I hartowanego izotermicznie w temperaturze t_{pi}=400 ^{0}C

Funkcje matematyczne ($R_{p0,2}$) i wartości współczynników korelacji oraz determinacji dla II wariantu hartowania w t_{pi}=300 i 400 ^{0}C przedstawiono w tabeli 33.

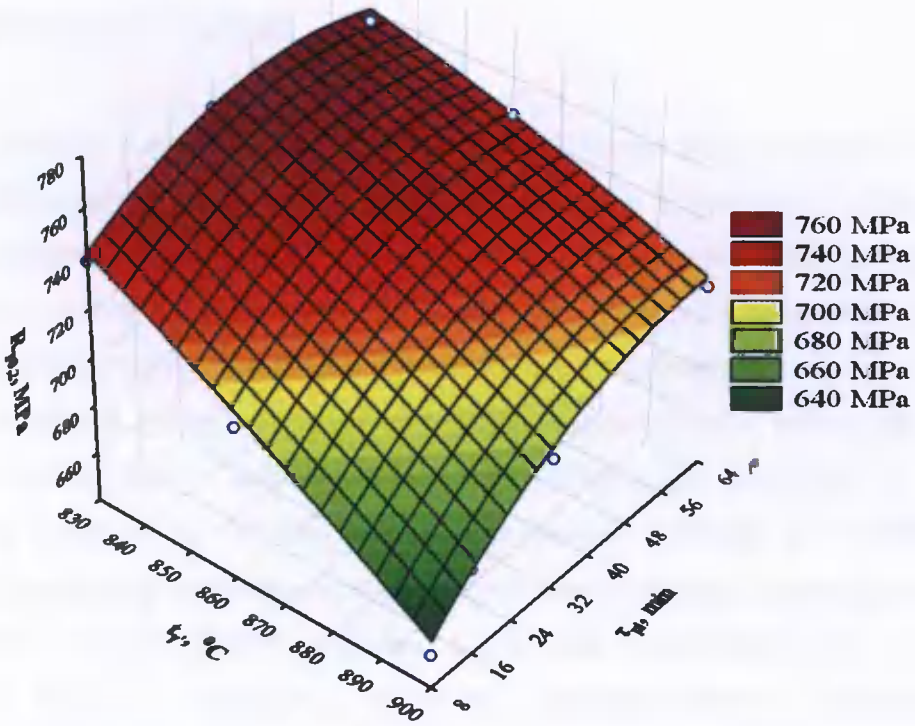
Tabela 33. Funkcje matematyczne oraz współczynniki korelacji i determinacji dla II wariantu hartowania

Wariant obróbki	t_γ, ^{0}C	t_γ', ^{0}C	t_{pi}, ^{0}C	τ_{pi}, min	Funkcja matematyczna	r	r^2
II	950	830	300	8	$R_{p0,2}=3,46796\cdot t_{\gamma'}-0,003\cdot t_{\gamma'}^2+$ $-0,18837\cdot\tau_{pi}^2+0,020759\cdot t_{\gamma'}\cdot\tau_{pi}$	0,968	0,936
		860		16			
				32			
		900		64			
II	950	830	400	8	$R_{p0,2}=2,85504\cdot t_{\gamma'}-6,6993\cdot\tau_{pi}-0,00238\cdot t_{\gamma'}^2+$ $-0,01929\cdot\tau_{pi}^2+0,010136\cdot t_{\gamma'}\cdot\tau_{pi}$	0,992	0,984
		860		16			
				32			
		900		64			

Wykresy funkcji matematycznych z tabeli 33 pokazano na rysunkach 77 i 78.



Rys. 77. Wpływ temperatury austenityzowania i czasu ausferrytyzowania na $R_{p0,2}$ dla wariantu II hartowanego izotermicznie w temperaturze t_{pi} = 300 ^{0}C



Rys. 78. Wpływ temperatury austenityzowania i czasu ausferrytyzowania na $R_{p0,2}$ dla wariantu II hartowanego izotermicznie w temperaturze t_{pi}=400 ^{0}C

Z przeprowadzonej analizy statystycznej wynika, że na umowną granicę plastyczności $R_{p0,2}$ wpływa w wariancie I hartowania temperatura austenityzowania dla próbek ausferrytyzowanych w t_{pi}=300 ^{0}C. W przypadku ausferrytyzowania w t_{pi}=400 ^{0}C na $R_{p0,2}$ wpływa temperatura t_γ i czas τ_{pi}. Wykres funkcji matematycznej przedstawiony na rysunku 75 opisuje zależność liniową, której współczynnik korelacji wynosi r=0,906, a determinacji r^2=0,821. Na podstawie kształtu płaszczyzny przedstawionej na rysunku 76 można stwierdzić, że umowna granica plastyczności $R_{p0,2}$ zmienia się wraz z wydłużeniem czasu ausferrytyzowania. Potwierdzają to również współczynniki, które wynoszą r=0,989 i r^2=0,979.

W wariancie II hartowania dla t_{pi}=300 i 400 ^{0}C równania matematyczne posiadają obydwie zmienne zależne $t_{\gamma'}$ i τ_{pi}. Charakter kształtu płaszczyzn przedstawionych na rysunkach 77 i 78 jest zbliżony, lecz w przypadku wyższej temperatury ausferrytyzowania t_{pi}=400 ^{0}C w czasie τ_{pi}=64 min wraz ze wzrostem temperatury $t_{\gamma'}$ wartość $R_{p0,2}$ maleje.

9. Podsumowanie i wnioski

W związku z coraz większymi wymaganiami standardów światowych stawianych częściom odlewanym w przemyśle wytwórczym, produkcja żeliwa będzie miała tendencję rosnącą, a w największym stopniu, jak można się tego spodziewać, będzie dotyczyła żeliwa sferoidalnego (w tym również ADI). To właśnie ADI zdobywa ostatnio coraz większe względy u konstruktorów i technologów w budowie maszyn i urządzeń.

W niniejszej pracy przedstawiono próbę uszlachetnienia żeliwa sferoidalnego o osnowie ferrytycznej z wykorzystaniem zmodyfikowanego hartowania z przemianą izotermiczną (wariant II). Wyniki badań i ich analiza skłaniają do stwierdzenia, że zrealizowane badania są oryginalnym osiągnięciem z zakresu obróbki cieplnej żeliwa ADI.

Wybór dwóch wariantów hartowania z przemianą izotermiczną miał na względzie wykazanie korzyści pomiędzy procesem austenityzowania jednostopniowego a austenityzowaniem dwustopniowym żeliwa. U podstaw takiego rozumowania było przekonanie, że regulowanie nasycenia austenitu podczas obniżania temperatury nadkrytycznej $t_{\gamma'}$ może wpłynąć na poprawę niektórych własności mechanicznych, w porównaniu do grzania (austenityzowania) konwencjonalnego. Austenit pochodzący z takiego zabiegu cieplnego może inaczej zachowywać się podczas przemiany izotermicznej w zakresie bainitycznym, co częściowo wykazały przeprowadzone badania dylatometryczne w postaci większej trwałości austenitu.

Przy wyborze przedziału czasu przemiany izotermicznej τ_{pi} dla wariantu I i II, jako priorytet, przyjęto osnowę ausferrytyczną. Uznano, że nie powinno być w osnowie martenzytu (stadium I) i fazy węglikowej (stadium III) w ausferrytycznym żeliwie.

Wyniki badań strukturalnych i własności mechanicznych posłużyły do analizy wariantów hartowania, przypisując im odpowiednie gatunki żeliwa ADI (tab.34). W ten sposób wykazano różnice pomiędzy wariantem I i II, a zarazem określono przydatność ferrytycznego żeliwa sferoidalnego do hartowania izotermicznego.

Tabela 34. Gatunki ADI, sklasyfikowane wg wymagań PN-EN 1564, otrzymane po hartowaniu izotermicznym żeliwa wg wariantu I i II

Temp. t_{pi}, ^0C	Czas τ_{pi}, min	Obróbka cieplna					
		Wariant I			Wariant II		
		830	860	900	830	860	900
400	8	-	-	-	-	●	-
	16	-	-	●	●	●	●
	32	-	-	●	●	●	●
	64	-	-	●	●	●	●
300	8	-	-	-	-	-	■
	16	-	-	◆	-	◆	■
	32	-	-	◆	-	◆	■
	64	-	-	◆	-	◆	■

● - gatunek EN – GJS–800–8, ✖ - gatunek EN–GJS–1000–5,

■ - gatunek EN–GJS–1200–2, ◆ - gatunek EN–GJS–1400–1.

Z tabeli 34 wynika, że hartowanie wg wariantu II przyniosło korzyści w postaci otrzymania trzech gatunków żeliwa ADI. Gatunki te dotyczą największej wytrzymałości (R_m=1200 i 1400 MPa) i mniejszej - (R_m=800 MPa). W wariancie I natomiast tylko w temperaturze t_γ=900 ^{0}C żeliwo miało wytrzymałość odpowiadającą gatunkom ADI o najniższej wartości R_m=800 MPa (t_{pi}=400 ^{0}C) i najwyższej wartości R_m=1400 MPa (t_{pi}=300 ^{0}C).

W przyjętych do badań warunkach hartowania izotermicznego nie otrzymano żeliwa w gatunku EN-GJS-1000-5. Ten gatunek żeliwa prawdopodobnie byłby możliwy do uzyskania, gdyby wykonano hartowanie z przemianą izotermiczną w temperaturze t_{pi}≈350 ^{0}C. Temperatura ta jest pomiędzy zakresem przemiany izotermicznej austenitu w ausferryt dolny i górny. Ausferryt żeliwa z pogranicza tej przemiany powinien mieć dobre, korzystne skojarzenie wytrzymałości i plastyczności.

Wyniki badań wytrzymałości, plastyczności, twardości i udarności oraz wskaźniki materiałowe s, m i q porównano z wynikami innych prac (tab.35).

Tabela 35. Porównanie własności mechanicznych i wskaźników materiałowych s, m i q otrzymanych w badaniach z wynikami prac innych autorów

Lp.	Praca	Żeliwo	t_{pi}, ^0C	Własności mechaniczne					Wskaźnik		
				R_m	$R_{p0,2}$	A_5	H	KCV	s	m	q
				MPa	MPa	%	HB	J/cm^2			
1	[6]	niskostopowe (0,6 % Cu)	300	1340	1276	3,7	423	8,8	0,95	3,17	5,37
			400	887	701	8,5	311	16,0	0,79	2,85	3,72
2	[14]	niskostopowe (1,5 % Ni, 0,5 % Cu)	300	1166	1099	0,7	372	-	0,94	3,13	-
			400	911	645	3,5	274	-	0,71	3,32	-
3	*	niskostopowe (1,52 % Ni, 0,81 % Cu)	300	1436	1137	2,6	410	3,4	0,79	3,50	8,69
			360	1128	795	7,8	321	7,2	0,70	3,51	8,61
4	własna	niestopowe (wariant II)	300	1419	1134	4	388	6,3	0,80	3,66	7,20
			400	977	714	12	269	13,3	0,73	3,63	6,44

* praca Tybulczuk J., Kowalski A.: Properties of ductile iron alloyed with 1.5 % Ni and 0,8 % Cu - as-cast and austempered. International Scienicific Conference "ADI- Foundry's offer for designers and users of castings", 23-24 listopad 2000, Kraków, Instytut Odlewnictwa

Z tabeli 35 wynika, że żeliwo sferoidalne hartowane z przemianą izotermiczną w temperaturze t_{pi}=300 ^0C odpowiadało w kolejności gatunkom: EN-GJS-1200-2; nieokreślony; EN-GJS-1400-1 i EN-GJS-1400-1. Po hartowaniu z temperatury t_{pi}=360 i 400 ^0C żeliwo odpowiadało w kolejności gatunkom: EN-GJS-800-8; nieokreślony; EN-GJS-1000-5 i EN-GJS-800-8. Należy podkreślić, że żeliwo hartowane w t_{pi}=300 i 400 ^0C (pozycja 4) miało odpowiednio wydłużenie: 400 i 150 %, większe niż przewiduje norma PN-EN 1564. Z tego wynika, że hartowane izotermicznie niestopowe żeliwo sferoidalne, ma zbliżone własności mechaniczne do niskostopowego zawierającego Cu lub Ni i Cu.

Potwierdzeniem spostrzeżeń są również wartości wskaźników materiałowych, które wyliczono za pomocą wzorów 7÷9. Pod względem skojarzenia badanych własności niestopowe żeliwo sferoidalne o osnowie ferrytycznej, może być równorzędnym tworzywem odlewniczym do żeliwa niskostopowego.

Z analizy wynika również, że niestopowe żeliwo sferoidalne o osnowie ferrytycznej, użyte do badań w niniejszej pracy, można stosować w produkcji odlewów o małej grubości ścianek, zamiast niskostopowego żeliwa.

Na podstawie wyników badań i ich analizy można przedstawić wnioski.

Wnioski poznawcze:

1. Niestopowe żeliwo sferoidalne nadaje się do produkcji odlewów ADI w gatunkach zgodnych z wymaganiami normy PN-EN 1564.
2. Hartowanie izotermiczne wg wariantu I nie zagwarantowało otrzymania żeliwa ADI za wyjątkiem temperatury t_γ=900 ^{0}C. Po austenityzowaniu w tej temperaturze żeliwo ADI z ausferrytem dolnym miało mikrostrukturę, wytrzymałość i wydłużenie odpowiadające gatunkowi EN-GJS-1400-1, a z ausferrytem górnym - EN-GJS-800-8.
3. Żeliwo hartowane izotermicznie wg wariantu II miało mikrostrukturę, wytrzymałość i wydłużenie odpowiadające ADI gatunkom EN-GJS-800-8, EN-GJS-1200-2 i EN-GJS-1400-1. Wytrzymywanie w temperaturze t_{pi}=400 ^{0}C spowodowało utworzenie w osnowie ausferrytu górnego, a ADI odpowiadało gatunkowi EN-GJS-800-8.
4. Po hartowaniu wg wariantu I osnowa w żeliwie austenityzowanym w temperaturze t_γ=900 ^{0}C i temperaturze t_{pi}=300 i 400 ^{0}C w czasie wytrzymania τ_{pi}>8 min była ausferrytyczna. Po hartowaniu wg wariantu II osnowa żeliwa była ausferrytyczna we wszystkich temperaturach $t_{\gamma'}$ i t_{pi}=300 i 400 ^{0}C za wyjątkiem $t_{\gamma'}$=830 ^{0}C i t_{pi}=300 ^{0}C.
5. Hartowanie izotermiczne żeliwa sferoidalnego powinno być poprzedzone badaniami dylatometrycznymi w celu wyznaczenia temperatur krytycznych. Takie stwierdzenie jest uzasadnione w aspekcie procesu austenityzowania osnowy żeliwa.

Wnioski utylitarne:

1. Niestopowe żeliwo sferoidalne o osnowie ferrytycznej może być hartowane z przemianą izotermiczną wg wariantu II, ponieważ wariant ten pozwala na otrzymanie wysokowytrzymałych i niskowytrzymałych gatunków ADI. Wydłużenie i udarność tych gatunków są porównywalne, a niekiedy większe niż niskostopowego żeliwa ADI. Wariant ten umożliwia zwiększenie trwałości przechłodzonego austenitu podczas jego przemiany izotermicznej, co potwierdziły badania dylatometryczne.
2. Na obecnym etapie badań uważa się, że częścią finalną o realnym zastosowaniu, może być odlewane koło jezdne pojazdu szynowego, produkowanego przez PESA Bydgoszcz HOLDING S.A. W literaturze zagranicznej pojawiły się informacje o odlewanych kołach jezdnych pojazdów szynowych wykonanych z ADI.

Wytyczne do dalszych badań:

1. Uwzględniając własności plastyczne i udarność, do hartowania izotermicznego w zmiennych warunkach austenityzowania będzie można stosować niestopowe żeliwo sferoidalne o wyjściowej osnowie ferrytycznej. Przy kontynuacji badań proponuje się przeprowadzić proces ausferrytyzowania na przełomie ausferrytu dolnego i górnego (temperatura t_{pi}~350 ^{0}C).
2. Wykonać hartowanie izotermiczne żeliwa sferoidalnego wg wariantu II, z uwzględnieniem składu chemicznego, umożliwiającego utworzenie ausferrytu w odlewach o większych przekrojach ścianek.
3. Przeprowadzić badania wytrzymałości zmęczeniowej i ścieralności.

Uniwersytet Technologiczno-Przyrodniczy Bydgoszcz
BIBLIOTEKA GŁÓWNA

Literatura

1. Achary J.: Tensile properties of austempered ductile iron under thermomechanical treatment. Journal of Materials Engineering and Performance, vol. 9, Issue 1, s. 56 – 61, 2000.
2. Aranzabal J., Gutierrez I., Rodriguez-Ibabe, J.M., Urcola J.J.: Influence of the amount and morphology of retained austenite on the mechanical properties of an austempered ductile iron. Metallurgical and materials transactions A, vol. 28A, s. 1143 – 1156, 1997.
3. Bahmani M., Elliott R., Varahram N.: The austempering kinetics and mechanical properties of an austempered Cu-Ni-Mo-Mn alloyed ductile iron, Journal of Materials Science, vol. 32, s. 4783 – 4781, 1997.
4. Batra U., Tandon P., Kaur K.: A study of austenitization of SG iron. Bull. Materials Science, vol. 23, Issue 5, s. 393 – 398, 2000.
5. Batra U., Ray S., Prabhakar S.R.: Tensile properties of copper alloyed austempered ductile iron. Effect of austempering parameters. Journal of Materials Engineering and Performance, vol. 13, Issue 5, s. 537 – 541, 2004.
6. Batra U.: Fracture behavior and mechanism in austempered ductile iron. Journal of Failure analysis and Prevention, vol. 5, Issue 5, s. 75 – 81, 2005.
7. Bayati H., Elliott R.: Role of austenite in promoting ductility in an austempered ductile iron. Materials Science and Technology, vol. 13, s. 319 – 325, 1997.
8. Bayati H., Elliott R.: Stepped austempering heat treatment of a 0 – 67% Mn-Mo-Cu ductile iron. Materials Science and Technology, vol. 13, February, s. 117 – 123, 1997.
9. Bosnjak B. Radulovic B.: Effect of austenitising temperature on austempering kinetics of Ni-Mo alloyed ductile iron. Materiali in Technologije, vol. 38, Issue 6, s. 307 – 312, 2004.
10. Cakir M.C., Bayram A., Isik Y., Salar B.: The effects of austempering temperature and time onto the machinebility of austempered ductile iron. Materials Science and Engineering A, vol. 407, s.147- 153, 2005.
11. Cerah M., Kocatepe K., Erdogan M.: Influence of martensite volume fraction and tempering time on tensile properties of partially austenitized in the ($\alpha + \gamma$) temperature range and quenched + tempered ferritic ductile iron. Journal of Materials Science vol. 40, s. 3453 – 3459, 2005.
12. Chang L.C.: An analysis of retained austenite in austempered ductile iron. Metallurgical and Materials Transactions A, vol. 34A, s. 211 – 217, 2003.
13. Cullity B.D.: Podstawy dyfrakcji promieni rentgenowskich. Państwowe Wydawnictwo Naukowe, Warszawa 1964.
14. Daber S., Ravishankar K.S., Prasad Rao P.: Influence of austenitising temperature on the formation of strain induced martensite in austempered ductile iron. Journal Material Science, vol. 43, s. 4929 – 4937, 2008.

15. Darwish N., Elliot R.: Austempering of low manganese ductile irons. Materials Science and Technology, t. 9, nr 7, s. 572 – 586, 1993.
16. Delia M., Alaalam M., Grech M.: Effect of austenitising conditions on the impact properties of an alloyed austempered ductile iron of initially ferritic matrix structure. Journal of Materials Engineering and Performance, vol. 7, Issue 2, s. 265 – 272, 1998.
17. Dorazil E., Holzmann M., Crhák J., Kohout J.: Influence of low and cryogenic temperature on deformability and fracture behaviour of austempered ductile cast irons under static and impact stresses. Giesserei-Praxis, nr 8/9, s. 109-123, 1985.
18. Dymski S., Szykowny T.: Investigation of bainitic isothermal transformation products in unalloyed ductile cast iron. Materials Science and Technology, vol. 12, May, s. 385 – 389, 1996.
19. Dymski S.: Kształtowanie struktury i właściwości mechanicznyeh żeliwa sferoidalnego podczas izotermicznej przemiany bainitycznej. Rozprawy nr 95. ATR Bydgoszcz 1999.
20. Dymski S.: Niektóre aspekty optymalizacji struktury żeliwa ADI. Archiwum Odlewnictwa, vol. 3, Issue 8, s. 51 – 60, 2004.
21. Dymski S.: Wybrane aspekty z zakresu badań żeliwa ADI. Prace Naukowe, Wydziału Mechanicznego, Akademii Techniczno-Rolniczej, Zeszyt nr 77, s. 13-26, 2006.
22. Dymski S., Giętka T., Stawicka Z.: Analiza statystyczna wpływu składu chemicznego na własności mechaniczne żeliwa ADI. Cz. I. Żeliwo niestopowe. Archiwum Odlewnictwa, PAN Komisja Odlewnictwa, Oddział Katowice, R.6, nr 18 (2/2) s. 117-128, 2006.
23. Dymski S., Giętka T., Stawicka Z.: Analiza statystyczna wpływu składu chemicznego na własności mechaniczne żeliwa ADI. Cz. II. Żeliwo stopowe. Archiwum Odlewnictwa, PAN Komisja Odlewnictwa, Oddział Katowice, R.6, nr 18 (2/2) s.111-116, 2006.
24. Dymski S., Ławrynowicz Z., Giętka T.: Udarność żeliwa ADI. Archiwum Odlewnictwa, PAN Komisja Odlewnictwa, Oddział Katowice, R.6, nr 21 (1/2) s.369-376, 2006.
25. Dymski S., Giętka T., Influence of gradual austenitizing on chosen properties of ADI, Archives of Foundry Engineering, vol. 8, Issue 3, s. 185 – 190, 2008.
26. El-Baradie Z.M., Ibrahim M.M., El-Sisy I.A., Abd El-Hakeem A.A.: Austempering of spheroidal graphite cast iron. Materials Science, vol. 40, Issue 4, s. 523 – 528, 2004.
27. Elliott R.: The role of research in promoting austempered ductile iron. Heat Treatment of Materials, vol. 3, s. 55 – 59, 1997.
28. Elsayed A.H., Megahed M.M., Sadek A.A., Abouelela K.M.: Fracture toughness characterization of austempered ductile iron produced using both conventional and two–step austempering processes. Materials and Designe, vol. 30, s. 1866 – 1877, 2009.
29. Erdogan M., Kilicli V., Demir B.: Transformation characteristics of ductile iron austempered from intercritical austenitising temperature ranges. Journal Material Science, vol. 44, s.1394 – 1403, 2009.

30. Garin J.L., Mannheim R.L.: Strain-induced martensite in ADI alloys. Journal of Materials Processing Technology, vol. 143 – 144, s. 347 – 351, 2003.
31. Giętka T., Szykowny T., Dymski S.: The influence of saturation of cast iron austenite with carbon on the ausferrite transformation. Archives of Foundry Engineering, vol. 7, Issue 3, s. 241 – 246, 2007.
32. Giętka T., Dymski S., Predicting ADI mechanical properties, Archives of Foundry Engineering, vol. 9, Issue 3, s. 267 – 274, 2009.
33. Goryany V., Hartmann D., Hofmann E., Mauk P.J.: Einflussder Abkühlbedingungen auf die Gefügeausbildung bei der Wärmebehandlung von dickwandigen Bauteilen aus Gusseisen mit Kugelgraphit. Giessereiforschung, vol. 56, Issue 1, s. 23 – 36, 2004.
34. Grech M., Young J.M.: Effect of austenitising temperature on tensile properties of Cu-Ni austempered ductile iron. Materials Science and Technology, vol. 6, s. 415 – 421, 1990.
35. Guzik E.: Procesy uszlachetniania żeliwa. Wybrane zagadnienia. Archiwum Odlewnictwa. PAN Katowice, Monografia nr 1M, 2001.
36. Guzik E.: Żeliwo ausferrytyczne jako nowoczesne tworzywo konstrukcyjne. Inżynieria materiałowa, vol. 6, s. 677 – 680, 2003.
37. Guzik E.: Wybrane zagadnienia kształtowania struktury i właściwości żeliwa ausferrytycznego. Archiwum Odlewnictwa, vol. 6, Issue 21 (1/2), s. 32 – 42, 2006.
38. Hamid Ali A.S., Elliott R.: Influence of austenitising temperature on austempering of an Mn-Mo-Cu alloyed ductile iron Part 2 – Mechanical properties. Materials Science and Technology, vol. 13, s. 24 – 29, 1997.
39. Hasse S., Röhrig K.: Hochfeste Gußeisen mit Kugelgraphit – moderne Werkstoffkonzepte mit maximalen Eigenschaftskombinationen. Gießerei – Praxis, vol. 4, s. 154 – 165, 1999.
40. Kaczorowski M., Krzyńska A., Psoda M.: Badania strukturalne żeliwa sferoidalnego po dwustopniowym hartowaniu izotermicznym. Archiwum Odlewnictwa, R.4, nr 12, s. 127 – 138, 2004.
41. Kapturkiewicz W.: Postępy teorii i praktyki odlewniczej. Monografia. PAN Oddział Katowice, Komisja Odlewnictwa, s. 189 – 210, 2009.
42. Kazerooni R., Nazarboland A., Elliott R.: Use of austenitising temperature in control of austempering of an Mn-Mo-Cu alloyed ductile iron. Materials Science and Technology, vol. 13, s. 1007 – 1014, 1997.
43. Kilicli V., Erdogan M.: The strain-hardening behavior of partially austenitized and the austempered ductile irons with dual matrix structures, Journal of materials Engineering and Performance, vol. 17, nr 2, s. 240 – 249, 2008.
44. Kilicli V., Erdogan M.: The nature of the tensile fracture in austempered ductile iron with dual matrix microstructure. Journal of Materials Engineering and Performance, vol. 11, s. 496 – 503, 2009.

45. Kim Y.J., Shin H., Park H., Lim J.D.: Investigation into mechanical properties of austempered ductile cast iron (ADI) in accordance with austempering temperature. Materials Letters, vol. 62, s. 357 – 360, 2008.
46. Klöpper, C.: Untersuchungen zur Zerspanbarkeit von austenitisch-ferritischem Gusseisen mit Kugelgraphit (ADI), Aachen University, Dissertation 2006.
47. Kobayashi T., Yamada S.: Effect of holding time in the (alpha + gamma) temperature range on toughness of specially austempered ductile iron. Metallurgical and Materials Transactions A – Physical Metallurgy and Materials Science, vol. 27A, Issue 7, s. 1961 – 1971, 1996.
48. Kovacs B.V.: The terminology and structure of ADI. Transactions of the American Foundrymen's Society, vol. 102, s. 417 – 420, 1994.
49. Kowalski A., Kuder M.: Zastosowanie komputerowego programu do analizy obrazu LUCIA do ilościowej oceny struktury żeliwa ADI. Innowacje w odlewnictwie, Część I, Instytut Odlewnictwa Kraków, s. 281 – 290, 2007.
50. Kowalski A., Pytel A.: Nowoczesne odmiany żeliwa o strukturze ausferrytycznej. Archiwum Odlewnictwa, R.6, nr 18 (2/2), s. 83 – 88, 2006.
51. Krzyńska A., Kaczorowski M.: Tajemnica ADI. Prace Instytutu Technologii Materiałowych, s. 50 – 54, 2007.
52. Ławrynowicz Z., Dymski S.: Mechanism of bainite transformation in ductile iron ADI, Archives of Foundry Engineering, PAN, vol. 6, nr 19, s. 171 – 176, 2006.
53. Ławrynowicz Z., Dymski S., Trepczyńska-Łent M., Giętka T.: Neural network analysis of tensile strength of austempered ductile iron. Archives of Foundry Engineering, vol. 7, Issue 3, nr 21, s. 99 – 104, 2007.
54. Mallia J., Grech M.: Effect of silicon content on impact properties of austempered ductile iron. Materials Science and Technology, vol. 13, s. 408 – 114, 1997.
55. Mallia J., Grech M., Smallman R.E.: Effect of silicon content on transformation kinetics of austempered ductile iron. Materials Science and Technology, vol. 14, s. 452 – 460, 1998.
56. Massone J., Boeri R., Sikora J.: Production of ADI by hot shake out – microstructure and mechanical properties. Int. J. Cast Metals Res. nr. 11, s. 395 – 400, 1999.
57. Morgan H.L.: Introduction to foundry production and control of austempered ductile irons. The British Foundryman, t. 80, nr 2 – 3, s. 98 – 108, 1987.
58. Motz J., Kress E.: Bainitisches Gusseisen mit Kugelgraphit – ein hochfester verschleissbeständiger Werkstoff. Konstuieren und Giessen 10, s. 4 – 11, 1985.
59. Moualla H.: Einfluss von Nickel auf Herstellung und Eigenschaften von bainitischem Gusseisen mit Kugelgraphit, der Technischen Universität Bergakademie Freiberg, Dissertation 2007.

60. Myszka D., Kaczorowski M.: Badania strukturalne żeliwa ADI otrzymanego w wyniku bezpośredniego hartowania izotermicznego z form piaskowych. Archiwum Odlewnictwa, vol. 1, Issue 1 (2/2), s. 263 – 270, 2001.
61. Myszka D.: Struktura i właściwości żeliwa ADI otrzymanego przez bezpośrednie hartowanie izotermiczne w złożu fluidalnym, rozprawa doktorska, Politechnika Warszawska, Warszawa 2003.
62. Myszka D., Kaczorowski M., Tybulczuk J.: Żeliwo sferoidalne ausferrytyczne bezpośrednio hartowane izotermicznie. Wydawnictwo Instytutu Odlewnictwa, Kraków 2003.
63. Nazarboland A., Elliott R.: Influence of heat treatment parameters on stepped austempering of 0-37% Mn-Mo-Cu ductile iron. Materials Science and Technology, vol. 13, March, s. 223 – 231, 1997.
64. Oleszycki H.: Rola zabiegów cieplnych w kształtowaniu struktury perlitycznej i właściwości mechanicznych niestopowego żeliwa sferoidalnego. ATR Bydgoszcz, Rozprawy Nr 7, 1982.
65. Pachowski M.: Hartowanie izotermiczne niskostopowego żeliwa sferoidalnego. Przegląd Odlewnictwa vol. 1, s. 20 – 23, 1983.
66. Piaskowski J., Jankowski A.: Żeliwo sferoidalne. Wydawnictwo Naukowo – Techniczne, Warszawa 1974.
67. Pietrowski S.: Wpływ składu chemicznego staliwa i żeliwa sferoidalnego oraz szybkości stygnięcia odlewów na przemianę austenitu w struktury iglaste w stanie lanym, Zeszyty Naukowe, Politechnika Łódzka, Łódź 1987.
68. Pietrowski S.: Żeliwo sferoidalne o strukturze ferrytu bainitycznego z austenitem lub bainitycznej. Archiwum Nauki o Materiałach, t.18, nr 4, s. 253 – 273, 1997.
69. Pirowski Z., Olszyński J., Turzyński J., Gościański M.: Elementy maszyn rolniczych pracujących w glebie wykonane z nowoczesnych tworzyw odlewniczych, MOTROL nr 8, s. 169 – 180, 2006.
70. Podrzucki Cz.: Żeliwo – struktura, właściwości, zastosowanie. Wydawnictwo ZG STOP, Tom I i II, Kraków 1991.
71. Podrzucki Cz.: Problemy produkcji odlewów z żeliwa sferoidalnego ADI. Przegląd odlewnictwa, vol. 10, s. 260 – 265, 1996.
72. Ravishankar K.S., Rajendra Udupa K., Prasad Rao P.: Development of Austempered Ductile Iron for High Tensile and Fracture toughness by Two Step Austempering Process, 68th WFC - World Foundry Congress, s. 35 – 40, 2008.
73. Senczyk D. Laboratorium z rentgenografii mikrostrukturalnej. Wydawnictwo Uczelniane Politechniki Poznańskiej, Poznań 1974.
74. Sim B.T., Elliott R.: Influence of alloying additions on austempering kinetics of compacted graphite cast iron. Materials Science and Technology, vol. 14, February, s. 89 – 96, 1998.

75. Sim B.T., Elliott R.: Relationship between mechanical properties and structure in austempered alloyed compacted graphite cast iron. Materials Science and Technology, vol. 14, s. 241 – 244, 1998.
76. Sohi M.H., Ahmadabadi M.N., Vahdat A.B.: The role of austempering parameters on the structure and mechanical properties of heavy section ADI. Journal of Materials Processing Technology, vol. 153 – 154, s. 203 – 208, 2004.
77. Stec J., Piaskowski J.: Określenie optymalnego cyklu ulepszania cieplnego i hartowania z przemianą izotermiczną dla wysokojakościowego żeliwa sferoidalnego wytapianego w piecu elektrycznym. Prace Instytutu Odlewnictwa, vol. 1, s. 2 – 47, 1979.
78. Szykowny T.: Obraz izotermicznej przemiany eutektoidalnej w żeliwie sferoidalnym EN-GJS-500-7, Archiwum Odlewnictwa, vol. 5, nr 17, s. 303 – 312, 2005.
79. Takahashi T., Abe T., Tada S.: Effect of bainite transformation and retained austenite on mechanical properties of austempered spheroidal graphite cast steel. Metallurgical and Materials Transactions A, vol. 27A, s. 1589 – 1598, 1996.
80. Thomson R.C., James J.S., Putman D.C.: Modelling microstructural evolution and mechanical properties of austempered ductile iron. Materials Science and Technology, vol. 16, s. 1412 – 1419, 2000.
81. Trepczyńska-Łent M., Dymski S.: Pogląd na austenityzowanie osnowy podczas hartowania żeliwa ADI, Archiwum Odlewnictwa, vol. 5, nr 17, s. 353 – 364, 2005.
82. Tybulczuk J., Kowalski A.: Żeliwo ADI: własności i zastosowanie w przemyśle, atlas odlewów. Instytut Odlewnictwa – Kraków 2003.
83. Varahraam N., Yanagisawa O.: Properties of austempered ductile iron produced in equipment designed for consecutive instream treatment, gravity-die casting, and direct austempering. Cast Metals, vol. 3, nr 3, s. 129 – 139, 1990.
84. Vèlez J.M., Garboggini A., Tschiptschin A.P.: Effect of silicon on kinetics of bainitic reaction in austempered ductile cast iron. Materials Science and Technology, vol. 12, s. 329 – 337, 1996.
85. Wojnar L., Kurzydłowski K., Szala J.: Praktyka analizy obrazu. Wydawnictwo Polskie Towarzystwo Stereologiczne, Kraków 2002.
86. Wolters D.B.: Wärmebehandeln von Bauteilen aus Gußeisen mit Lamellen – oder Kugelgraphit. Konstruieren + gießen, vol. 2, Issue 21, s. 4 – 20, 1996.
87. Wójcicki Z., Truś S.: Przegląd nowoczesnych rozwiązań w konstrukcji odlewów. Materiały – technologia – zastosowanie. Instytut Odlewnictwa – Kraków 1999.

Biblioteka Główna UTP w Bydgoszczy
D 389