

**Raport Badawczy**

**RB/32/2013**

**Research Report**

**Zaawansowane techniki  
modelowania własności żeliwa  
sferoidalnego**

**A. Cena, P. Grzegorzewski,  
O. Hryniewicz, T. Jaworska,  
A. Kochański, A. Olwert,  
B. Żogała-Siudem**

**Instytut Badań Systemowych  
Polska Akademia Nauk**

**Systems Research Institute  
Polish Academy of Sciences**



# **POLSKA AKADEMIA NAUK**

## **Instytut Badań Systemowych**

ul. Newelska 6

01-447 Warszawa

tel.: (+48) (22) 3810100

fax: (+48) (22) 3810105

Kierownik Zakładu zgłaszający pracę:  
Prof. dr hab. inż. Olgierd Hryniewicz

Warszawa 2013

# **Zaawansowane techniki modelowania własności żeliwa sferoidalnego**

Anna Cena<sup>1</sup>, Przemysław Grzegorzewski<sup>1</sup>,  
Olgierd Hryniewicz<sup>1</sup>, Tatiana Jaworska<sup>1</sup>,  
Andrzej Kochański<sup>2</sup>, Anna Olwert<sup>1</sup>,  
Barbara Żogała-Siudem<sup>1</sup>

<sup>1</sup>Instytut Badań Systemowych  
Polska Akademia Nauk  
ul. Newelska 6, 01-447 Warszawa

<sup>2</sup>Zakład Obróbki Plastycznej i Odlewnictwa  
Wydział Inżynierii Produkcji  
Politechnika Warszawska  
ul. Narbutta 85, 02-524 Warszawa

Warszawa, 2013



## 1. BAZA DANYCH WŁASNOŚCI ŻELIWA SFEROIDALNEGO HARTOWANEGO IZOTERMICZNIE (ADI)

W Zakładzie Obróbki Plastycznej i Odlewnictwa ITW PW została opracowana baza danych własności żeliwa sferoidalnego hartowanego izotermicznie. Dane zgromadzone w bazie pochodzą z trzech podstawowych źródeł:

- badań własnych prowadzonych przez pracowników Zakładu,
- badań przeprowadzonych w innych ośrodkach krajowych, opublikowanych w różnych materiałach,
- publikacji zagranicznych zawierających wyniki poszczególnych doświadczeń lub zestawienia wyników eksperymentów.

Pełne zestawienie upublicznionych źródeł zawiera lista publikacji [1-108]. Większość zgromadzonych danych uzyskano w nieodległej przeszłości, przy czym 56% wyników pochodzi z ostatnich dziesięciu lat (por. tabela 1.1).

Tabela 1.1. Rozkład w latach publikacji będących źródłem danych

Lata publikacji	przed 1996	1997 - 2001	2002 - 2007	2008 – 2012
Udział procentowy w zbiorze danych	22	22	23	33

Zgromadzona baza obejmuje szeroki zakres zmienności danych dotyczących wytwarzania żeliwa sferoidalnego poddanego hartowaniu izotermicznemu. W bazie danych zgromadzono informacje dotyczące ponad 1400 wytopów i przeprowadzonych obróbek cieplnych, w tym blisko 250 wytopów o różnych

składach chemicznych. Poszczególne wytopy zostały opisane 26 parametrami wyjściowymi, takimi jak:

- skład chemiczny – 14 pierwiastków,
- własności żeliwa sferoidalnego w stanie lanym (ang. *as cast*) – 8 wielkości,
- parametry obróbki cieplnej – 4

oraz 8 parametrami wyjściowymi, takimi jak własności mechaniczne i strukturalne, np. wytrzymałość na rozciąganie  $R_m$ , umowna granica plastyczności  $R_{0,2}$ , twardość, wydłużenie  $A_5$ , udział austenitu szcążkowego.

Wybrane wielkości wraz z zakresami zmienności i wartościami średnimi przedstawiono w tabeli 1.2.

Tabela 1.2. Wybrane parametry oraz ich wartości minimalne, średnie i maksymalne

a) skład chemiczny wytopu i własności żeliwa w stanie lanym

Wielkość	C [%]	Si [%]	Mg [%]	Mn [%]	Ni [%]	Cu [%]	Mo [%]	Cr [%]	Al [%]	Udział wydzielen grafitu [%]	Nodulanty [%]	Udział perlitu [%]	$R_m$ [MPa] (as cast)	$A_5$ [%] (as cast)
wart. min	3,00	1,06	0,020	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	7,60	60	12,0	370	2,8
wart. śred.	3,56	2,58	0,049	0,26	0,65	0,44	0,11	0,01	0,01	10,22	90	91,3	620	7,8
wart. max.	3,97	3,58	0,100	1,23	3,52	1,60	0,63	0,30	4,88	14,53	100	100,0	890	27,7

b) parametry obróbki cieplnej i finalne własności żeliwa

Wielkość	Temperatura austenizacji [°C]	Czas austenizacji [min.]	Temp. przem. izolemicznej [°C]	Czas przem. izolemicznej [min.]	$R_m$ [MPa]	$A_5$ [%]	Twardość Brinella [HB]	Udamość Charpy [J]	Martensite volume fraction $X_M'$	Udział austenitu szcążkowego $X_{\gamma R}$
wart. min	816	20	200	0	450	0,0	144	3	0,0	0,0
wart. śred.	899	97	340	109	1102	6,5	344	70	12,7	23,4
wart. max.	1050	300	454	480	2000	33,0	610	157	64,0	66,0

Zgromadzone w zbiorze dane obejmują nie tylko szeroki zakres zmienności parametrów, ale również cechują się zrównoważonym rozkładem w całym

zakresie zmienności. To, co zwraca szczególną uwagę, to fakt, że mimo charakteru ciągłego wszystkich atrybutów (zawartość procentowa pierwiastków, udział procentowy fazy, czas trwania procesu, temperatura obróbki cieplnej), widoczne są parametry nie mające rozkładu ciągłego. Ta charakterystyczna cecha zgromadzonych danych została omówiona i pokazana, na przykładowych wykresach rozkładu obserwacji, w rozdziale 2.

## 2. DANE DO MODELOWANIA

Dla przedstawionego w punkcie 1. zbioru danych charakterystyczne są następujące cechy:

- a) duża liczba braków danych,
- b) często powtarzające się rekordy,
- c) dyskretny charakter cech ilościowych.

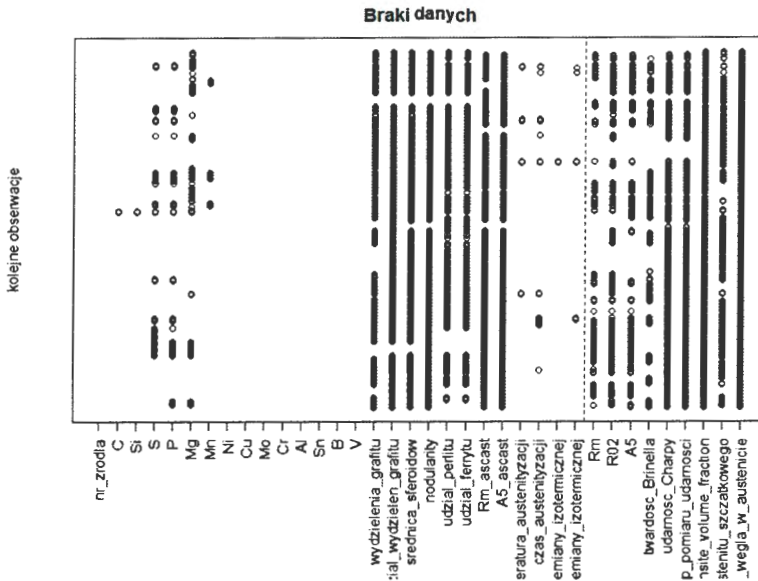
### Braki danych

W rozpatrywanym zbiorze danych dla każdej z 1414 obserwacji mamy do czynienia z brakami danych przynajmniej dla jednej zmiennej. Strukturę braków danych przedstawia rysunek 2.1.

Łatwo zauważyć, że w zbiorze mamy kilkanaście zmiennych, dla których w 50-100% przypadków nie znamy ich wartości. Rysunek 2.2 prezentuje procent niebrakujących wartości dla poszczególnych zmiennych w rozpatrywanym zbiorze danych.

Na podstawie rysunku 2.2 można spostrzec, że dla zmiennych wejściowych, opisujących skład chemiczny żeliwa, w większości przypadków nie mamy do czynienia z brakami danych, a zauważa się je jedynie dla siarki, fosforu, magnezu i manganu (ale co najwyżej w ok. 20%). Podobnie, niewielki odsetek braków danych dotyczy takich zmiennych jak temperatury, czy czasy przemiany

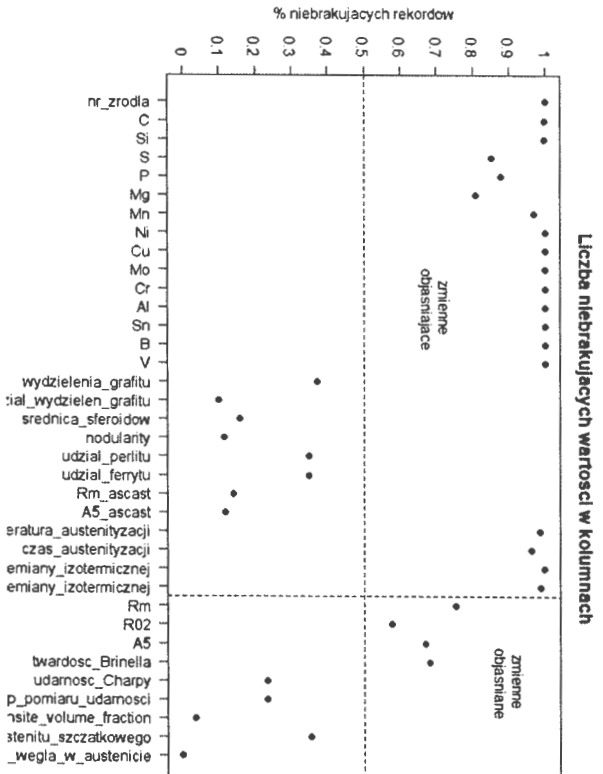
izotermicznej i austenitacji. Niemniej, dla każdej z pozostałych zmiennych wejściowych udział braków danych wynosi co najmniej 60%.



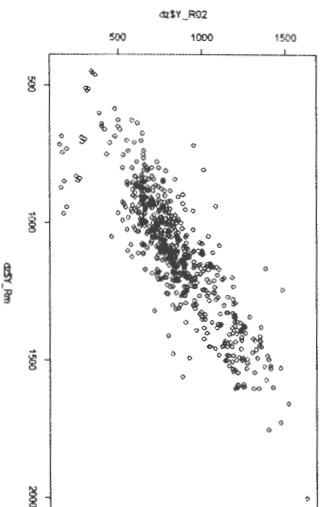
Rysunek 2.1. Struktura braków w zbiorze danych

Biorąc zaś pod uwagę zmienne wyjściowe, najmniej obciążoną brakami danych zmienną jest wytrzymałość (ok. 25%), następnie twardość Brinella i A5 (ok. 30%) oraz silnie skorelowana ( $r = 0,87$ , por. rysunek 2.3) z wytrzymałością zmienna  $R_{0,2}$  (ok. 40%). Pozostałe zmienne wejściowe cechuje bardzo duży odsetek braków danych – powyżej 60%.





Rysunek 2.2. Odsetek niebrakujących wartości dla poszczególnych zmiennych zbioru



Rysunek 2.3. Wykres rozrzutu dla zmiennych  $R_m$  i  $R_{02}$

W związku z powyższym niektóre zmienne nie są rozważane na tym etapie badania w dalszej analizie. Dalej rozważamy tylko takie zmienne, dla których odsetek braków danych nie przekracza 50%.

### Powtarzające się rekordy

Poza zmiennymi o dużej liczbie braków obserwuje się w zbiorze danych wiele obserwacji o takich samych wartościach zmiennych wejściowych opisujących skład chemiczny żeliwa (14 pierwiastków). Wśród 1414 obserwacji mamy jedynie 220 różnych konfiguracji składu chemicznego (tj. rekordów o niepowtarzającym się składzie chemicznym). Liczba powtórzeń  $M$  najczęściej występujących konfiguracji składu chemicznego przedstawiono w tabeli 2.1.

Tabela 2.1. Najczęściej powtarzające się konfiguracje wartości zmiennych opisujących skład chemiczny

C	Si	S	P	Mg	Mn	Ni	Cu	Mo	Cr	Al	Sn	B	V	M
3,45	3,22	0,014	0,03	0,045	0,27	0	0,07	0	0	0	0	0	0	90
3,59	2,52	0,007	0,024	0,028	0,31	1,53	0,026	0,32	0	0	0	0	0	63
3,72	2,6	NA	NA	NA	0,16	0	0,54	0,2	0	0	0	0	0	54
3,52	2,62	NA	0,058	0,052	0,33	1,72	1,05	0	0	0	0	0	0	51
3,65	2,59	0,014	0,052	0,06	0,18	0	0	0	0	0	0	0	0	40
3,73	2,55	0,023	0,045	0,044	0,3	1,25	1,03	0,18	0,032	0	0	0	0	38

Te rekordy wraz z 35 innymi powtarzającymi się od 10 do 24 razy stanowią 60,3 % całego zbioru danych. Pozostałych 179 rekordów powtarza się każdy nie więcej niż 9 razy. Tak częsta powtarzalność ma miejsce także wtedy, gdy zmienne opisujące skład chemiczny rozważymy łącznie ze zmiennymi opisującymi temperatury, czasu przemiany izotermicznej i austenitizacji. Takie

charakterystyczne powtarzanie się rekordów zmiennych wejściowych niewątpliwie jest efektem bardziej dyskretnego aniżeli ciągłego charakteru tych zmiennych.

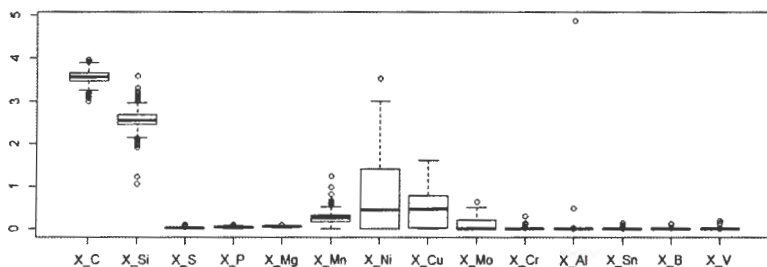
### Dyskretny charakter zmiennych wejściowych

We wstępnej analizie danych zbadano rozkłady zmiennych wejściowych. Dla zmiennych opisujących skład chemiczny żeliwa rozkłady prezentowane w postaci wykresów skrzynkowych przedstawia rysunek 2.4, zaś dla temperatur i czasów procesów przemiany izotermicznej i austenitzacji, odpowiednio, rysunki 2.5 i 2.6.

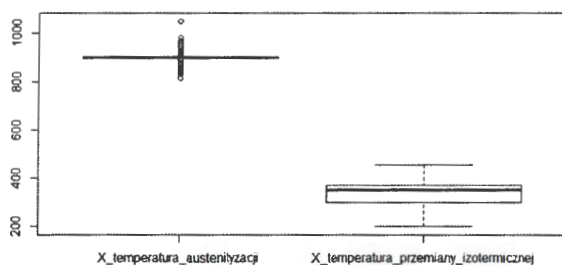
Zmienne opisujące zawartość chromu, glinu, cyny, boru i wanadu w co najmniej 90% przypadków przyjmują wartość 0 (rysunek 2.4, tabela 2.2).

Z kolei temperatura austenitzacji, w co najmniej 50% przypadków przyjmuje wartość 900, wszystkie kwartyle są sobie równe (rysunek 2.5).

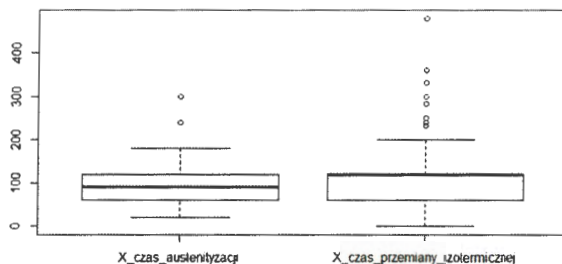
Zakresy pozostałych zmiennych są szersze, niemniej analizując choćby wartości kwantyli ich rozkładów oraz położenie przyjmowanych przez te zmienne wartości można zauważyć, że zmienne te mimo swego ilościowego typu przyjmują tu raczej dyskretny charakter.



Rysunek 2.4. Wykresy skrzynkowe dla wartości zmiennych wejściowych opisujących skład chemiczny żeliwa



Rysunek 2.5. Wykresy skrzynkowe dla wartości zmiennych wejściowych opisujących temperaturę



Rysunek 2.6. Wykresy skrzynkowe dla wartości zmiennych wejściowych opisujących czas

Jeśli zwrócimy na to uwagę łącznie z faktem występowania braków danych i powtarzających się rekordów, to naturalnie dochodzimy do problemu kategoryzacji tych zmiennych. W rezultacie bowiem wcale może nie mieć znaczenia, czy temperatura austenizacji wynosi 900, czy 950, a efekt końcowy może być uzależniony wyłącznie od tego, czy była ona np. nie wyższa niż 950.

Tabela 2.2. Kwantyle rozkładów zmiennych opisujących zawartość pierwiastków Cr, Al, Sn, B i V

Rząd kwantyla	0%	75%	90%	95%	100%
Cr	0	0	0,03	0,04	0,30
Al	0	0	0	0	4,88
Sn	0	0	0	0	0,13
B	0	0	0	0	0,12
V	0	0	0	0	0,18

Podobnie jest z temperaturą przemiany izotermicznej. Przyjmuje ona wartości z przedziału 250 ÷ 450°C, przy czym ogólnie wiadomo że:

- wysoka temperatura z zakresu 350 ÷ 450°C skutkuje niższą wytrzymałością i twardością, ale wyższym wydłużeniem, odpornością na obciążenia dynamiczne (ang. *toughness*) i wytrzymałością zmęczeniową (ang. *fatigue characteristics*),
- niska temperatura z zakresu 250 ÷ 350°C powoduje wyższą wytrzymałość, twardość i odporność na zużycie (ang. *abrasion*), ale niższe wydłużenie i odporność na obciążenia dynamiczne (ang. *toughness*).

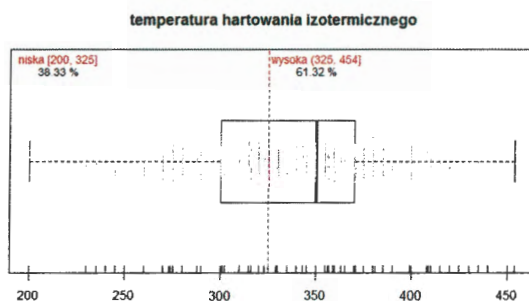
Dlatego bardziej interesuje nas, czy temperatura przemiany izotermicznej przekroczyła pewną wartość, aniżeli jej wartość sama w sobie.

Wiadomo też, że ilość dawkowanego pierwiastka w warunkach produkcji, np. węgla, wcale nie jest ustalana z dokładnością do setnej części procenta, lecz przyjmowana jest w pewnym przybliżeniu wyznaczonym polem tolerancji, co prowadzi do tworzenia się naturalnych zakresów, takich jak np. *mało węgla*, *dużo węgla*.

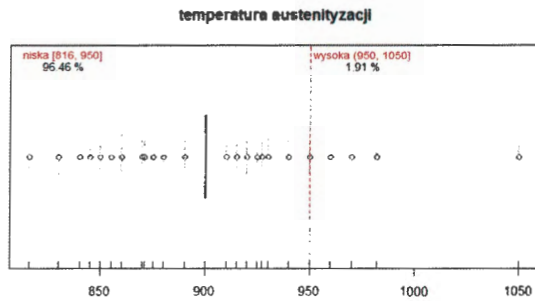
Stąd też, mając na uwadze tę naturalną cechę, a także fakt, iż poza nielicznymi wyjątkami produkowane są wyroby (odlewy) z żeliw o dyskretnych własnościach wyznaczonych normą, dokonano kategoryzacji zmiennych wejściowych

(pominięto w rozważaniach zmienne o wysokim odsetku braków danych i przyjmujących niemalże we wszystkich przypadkach jednakową wartość).

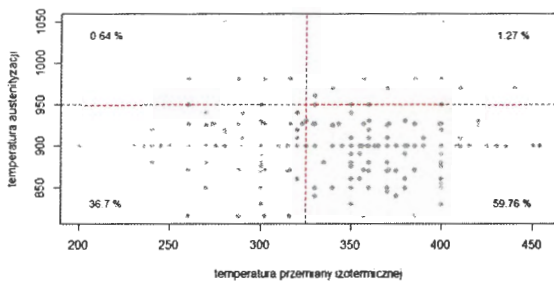
Dla poszczególnych zmiennych zaproponowane zostały pewne kategorie (tj. zmienne zostały potraktowane jako czynniki o ustalonych poziomach). Na rysunkach 2.7–2.17 prezentowane są rozkłady zmiennych wejściowych z uwzględnieniem ustalonych dla nich poziomów. Wstępnie przyjmujemy, że poziomy określone są przedziałami obustronnie otwartymi. Na tym etapie badania poziomy zostały ustalone zgodnie z fachową wiedzą inżynierską (tabela 2.3 oraz tabela 2.4, odpowiednio, dla rysunków 2.7–2.9 oraz 2.10–2.17). Na wykresach dodatkowo zapisano procentowe udziały przypadków w danych zakresach.



Rysunek 2.7. Wykres skrzynkowy dla wartości temperatury hartowania izotermicznego (uwaga: na linii przerywanej 2,4% przypadków domknięto dolny przedział)



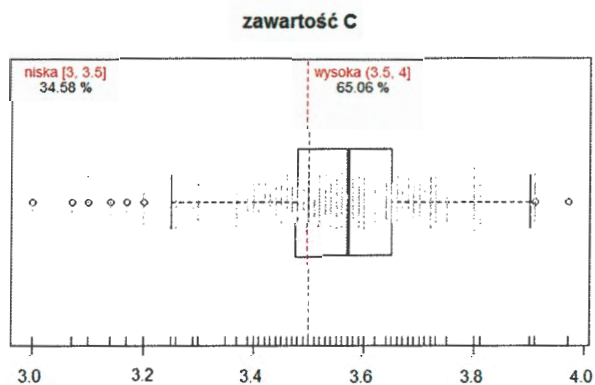
Rysunek 2.8. Wykres skrzynkowy dla wartości temperatury austenizacji (1,9% przypadków domknięto dolny przedział)



Rysunek 2.9. Wykres rozrzutu dla wartości temperatur przemiany izotermicznej i austenizacji

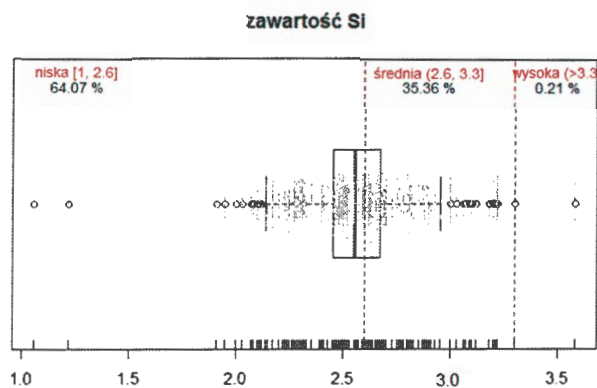
Tabela 2.3. Proponowane zakresy opisujące poziomy skategoryzowanych zmiennych

Zmienna	Poziom (zakres)	Liczebność (%)	Zmienna	Poziom (zakres)	Liczebność (%)
Temperatura przemiany izotermicznej	(-Inf, 325)	509 (36,1%)	Temperatura austenitizacji	(-Inf, 950)	1337 (96,1%)
	325	33 (2,3%)		950	27 (1,9%)
	(325, +Inf)	867 (61,5%)		(950, Inf)	27 (1,9%)
	NA	5		NA	23

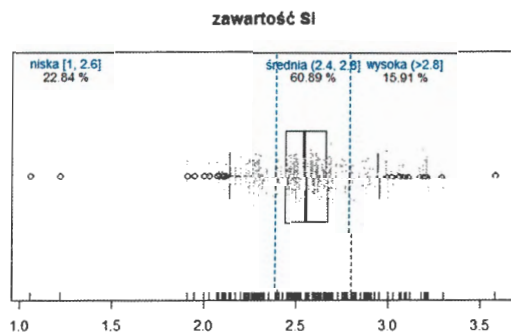


Rysunek 2.10. Wykres skrzynkowy dla zawartości węgla





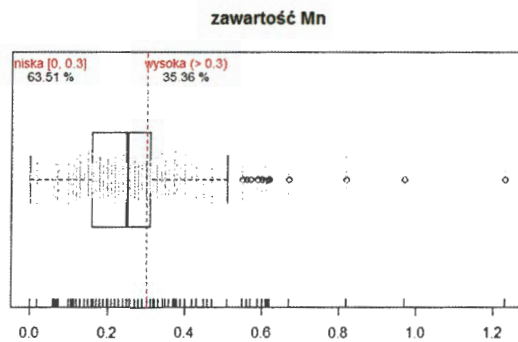
Rysunek 2.11. Wykres skrzynkowy dla zawartości krzemu z pierwszą propozycją wartości poziomów



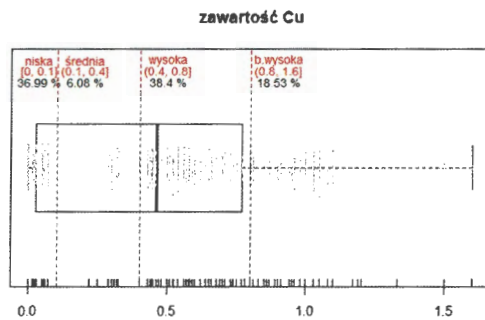
Rysunek 2.12. Wykres skrzynkowy dla zawartości krzemu z drugą propozycją wartości poziomów

Tabela 2.4. Proponowane zakresy opisujące poziomy skategoryzowanych zmiennych

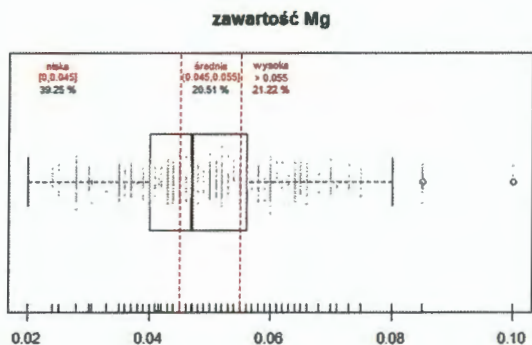
Zmienna	Poziom (zakres)	Liczebność (%)	Zmienna	Poziom (zakres)	Liczebność (%)
Zawartość węgla	[3, 3,5)	382 (27,0)	Zawartość krzemu	[2, 2,6)	794
	3,5	107 (7,6)		2,6	112
	(3,5, 4]	920 (65,0)		(2,6, 3,3)	495
	NA	5 (0,4)		3,3	5
Zawartość magnezu	[0,03, 0,045)	421 (29,8)		(3,3, 4]	3
	0,045	134 (9,5)		[2, 2,4)	307
	(0,045, 0,055)	263 (18,6)		2,4	16
	0,055	27 (1,9)		(2,4, 2,8)	848
	>0,055	300 (21,2)		2,8	13
	[0,03, 0,035)	103 (7,3)		(2,8, 4]	225
	0,035	56 (3,9)	NA	5	
	(0,035, 0,06)	725 (51,3)	Zawartość manganu	[0, 0,3)	898 (63,5)
	0,06	93 (6,6)		0,3	84 (6,0)
	>0,06	168 (11,9)		>0,3	388 (27,4)
NA	269 (19,0)	NA		44 (3,1)	



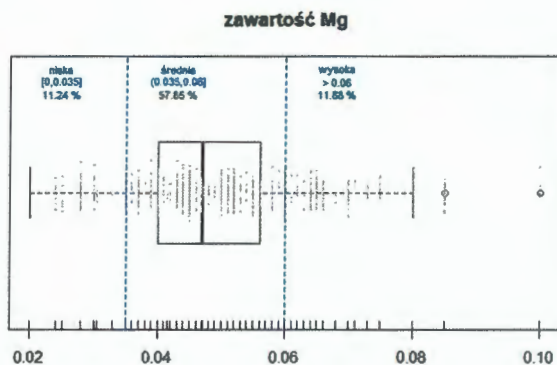
Rysunek 2.13. Wykres skrzynkowy dla zawartości manganu



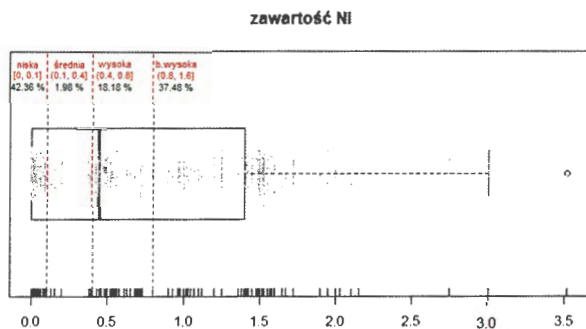
Rysunek 2.14. Wykres skrzynkowy dla zawartości miedzi



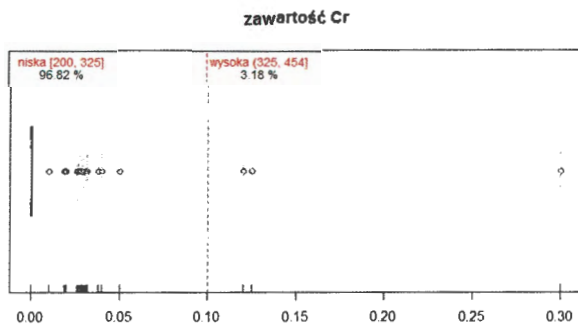
Rysunek 2.15. Wykres skrzynkowy dla zawartości magnezu z pierwszą propozycją wartości poziomów



Rysunek 2.16. Wykres skrzynkowy dla zawartości magnezu z drugą propozycją wartości poziomów



Rysunek 2.17. Wykres skrzynkowy dla zawartości magnezu z drugą propozycją wartości poziomów

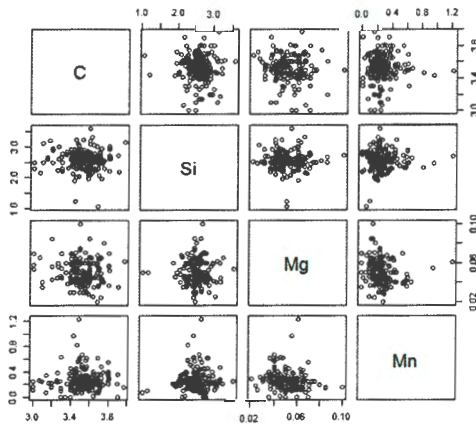


Rysunek 2.18. Wykres skrzynkowy dla zawartości magnezu z drugą propozycją wartości poziomów

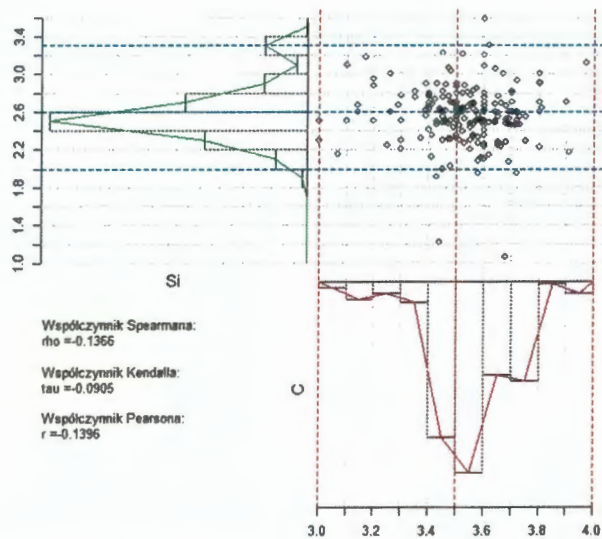
Zgodnie z przedstawionymi dotychczas uwagami dotyczącymi zgromadzonych danych, w dalszych analizach przedstawionych w rozdziałach 5 i 6 zostały wytypowane pierwiastki: węgiel, krzem, mangan i magnez. Uzasadnienie wyboru pierwiastków zostało również przedstawione w podsumowaniu rozdziału 3.

Na rysunkach 2.19 i 2.20–2.25 przedstawiono pary rozkładów wytypowanych pierwiastków wraz ze współczynnikami korelacji.

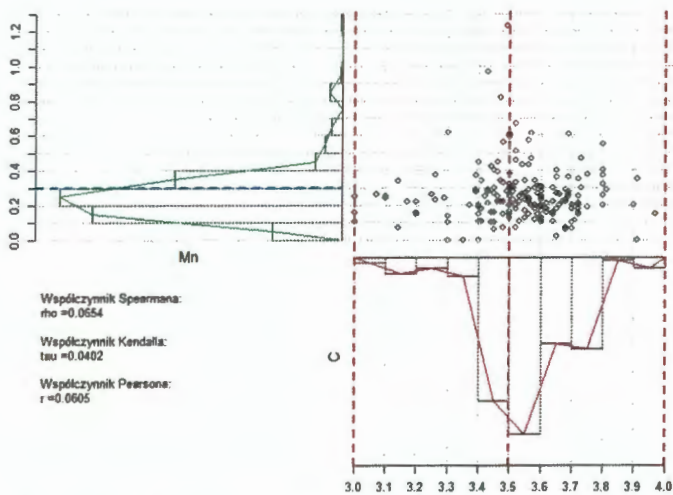
Na podstawie rysunków 2.19–2.25 dla żadnej pary zmiennych wejściowych nie obserwujemy wyraźnej korelacji.



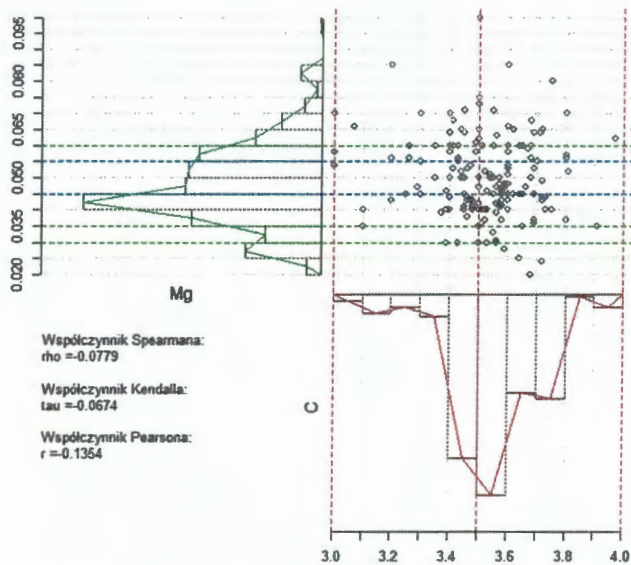
Rysunek 2.19. Wykresy rozrzutu dla wybranych zmiennych opisujących skład chemiczny żeliwa



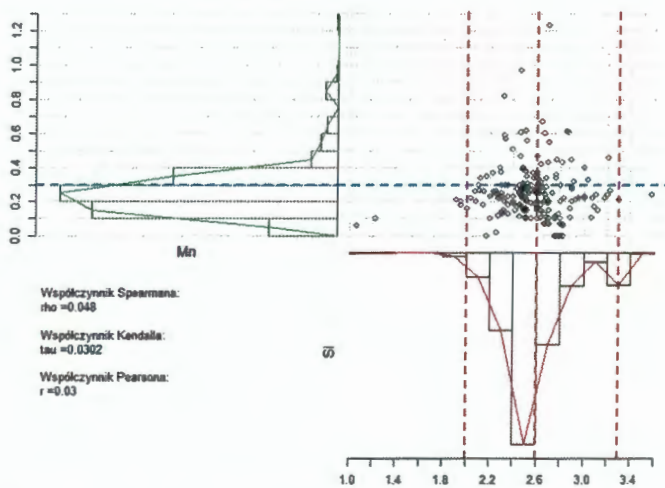
Rysunek 2.20. Wykres rozrzutu i rozkłady brzegowe zawartości węgla i krzemu



Rysunek 2.21. Wykres rozrzutu i rozkłady brzegowe zawartości węgla i manganu

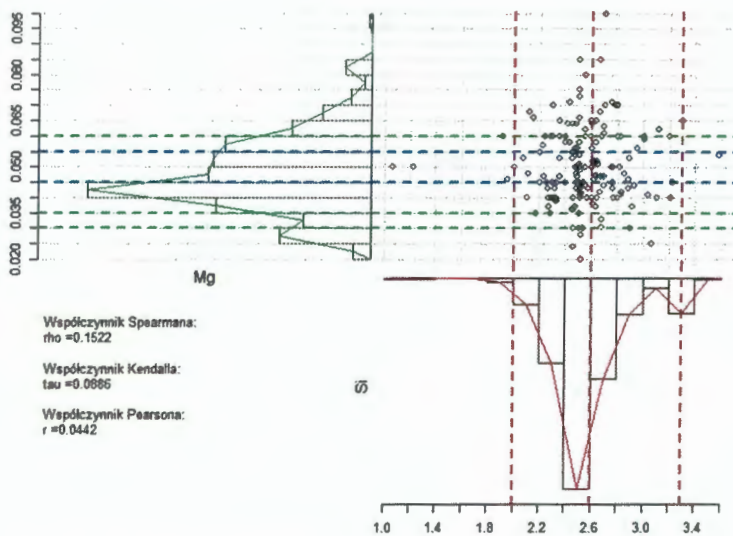


Rysunek 2.22. Wykres rozrzutu i rozkłady brzegowe zawartości węgla i magnezu

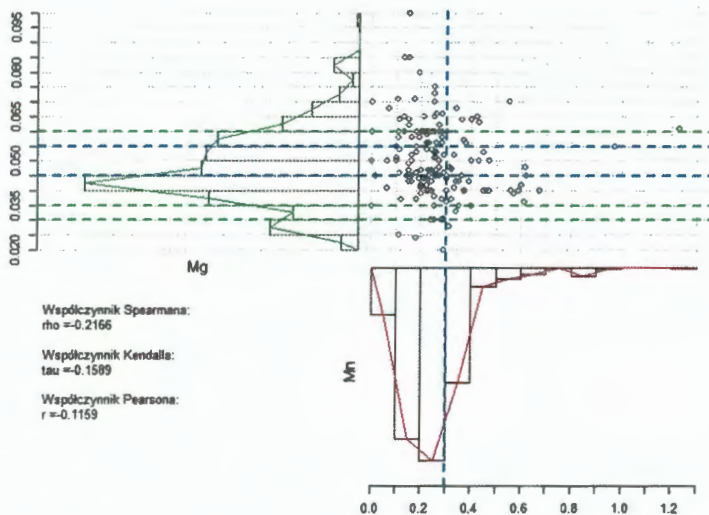


Rysunek 2.23. Wykres rozrzutu i rozkłady brzegowe zawartości krzemu i manganu.





Rysunek 2.24. Wykres rozrzutu i rozkłady brzegowe zawartości krzemu i magnezu



Rysunek 2.25. Wykres rozrzutu i rozkłady brzegowe zawartości manganu i magnezu

### 3. WYBÓR ZMIENNYCH WEJŚCIOWYCH

#### 3.1 Dopasowanie modeli liniowych

W pierwszym kroku analizy wykluczone zostały zmienne zawierające powyżej 50% brakujących informacji. Stąd zmienne zawarte w modelach dla poszczególnych zmiennych odpowiedzi to: C, Si, S, P, Mg, Mn, Ni, Cu, Mo, Cr, Al, Sn, B, V, temperatura austenizacji, czas austenizacji, temperatura przemiany izotermicznej oraz czas przemiany izotermicznej. Dodatkowo, w przypadku zmiennej  $R_{0,2}$ , należało wykluczyć z analizy zmienną B, ponieważ w rozważanym zbiorze przyjmowała ona tylko jedną wartość równą 0. Brakujące obserwacje w danych zostały uzupełnione za pomocą metody *Random Hot-deck*.

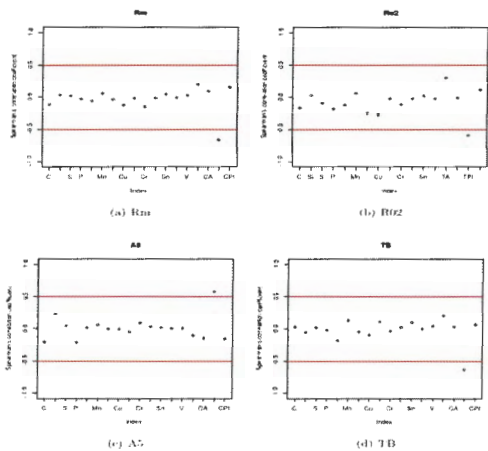
Wymiar zbiorów danych dla poszczególnych zmiennych objaśnianych został podany w tabeli 3.1.

Tabela 3.1. Wymiar zbioru danych użytych do budowy modeli liniowych

	Wiersze	Zmienne
Rm	980	19
R02	640	18
A5	980	19
TB	980	19

Korelacja zmiennych została zbadana za pomocą współczynnika korelacji rangowej Spearmana. W odróżnieniu od współczynnika Pearsona, który mierzy liniową zależność między zmiennymi, a wszelkie inne związki traktuje jak zaburzone zależności liniowe, współczynnik Spearmana pokazuje dowolną monotoniczną zależność (także nieliniową). Wyniki analizy zostały przedstawione na rysunku 3.1.

Możemy zaobserwować, że wartości współczynnika Spearmana nie przekraczają, dla większości zmiennych,  $|0.5|$ , co wskazuje na dość słabą zależność między zmiennymi. Zmienną wykazującą największe skorelowanie ze zmiennymi objaśnianymi jest temperatura przemiany izotermicznej.



Rysunek 3.1. Wykres korelacji pomiędzy zmiennymi objaśnianymi a analizowanymi cechami

### 3.2 Analiza dopasowania modelu

W tabeli 3.2 podano wartości współczynników dopasowania modelu  $R^2$  w przypadku poszczególnych zmiennych Rm, A5 oraz TB

Tabela 3.2. Wartości współczynników dopasowania modelu

Rm	R02	A5	TB
0.5432229	0.6739100	0.4217439	0.4841513

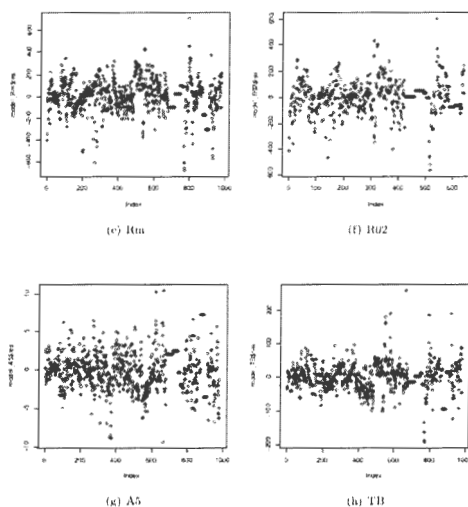
Możemy zaobserwować, że uzyskane wyniki wskazują na złe dopasowanie modelu. Jedynie w przypadku zmiennej R02 dopasowanie przekracza 0.6.

Musimy jednak wziąć pod uwagę, że zbiór danych ma mniejszy wymiar niż w przypadku pozostałych zmiennych.

Poniżej przedstawiamy zmienne istotne w poszczególnych modelach:

- a) Rm: Intercept, Si, Mg, Cu, B, temperatura przemiany izotermicznej, C, S, Ni, Cr, V oraz czas przemiany izotermicznej.
- b) R02: Intercept, P, Ni, Mo, V temperatura przemiany izotermicznej, C, Mn, Cu, Cr, czas austenizacji, czas przemiany izotermicznej.
- c) A5: C, S, Mg, temperatura przemiany izotermicznej, Si, P, Ni.
- d) TB: Intercept, Mg, Mo, czas austenizacji, S, Ni, temperatura austenizacji, temperatura przemiany izotermicznej.

Wyniki testu Shapiro-Wilka przeprowadzonego na resztach uzyskanych z modelu ( Rm: p-value = 1.622e-14, R02: p-value = 3.494e-13, A5: p-value = 1.075e-09, TB: p-value < 2.2e-16) oraz wykresy rozrzutu reszt (rys. 3.2) sugerują, że założenia modelu regresji liniowej nie są spełnione.



Rysunek 3.2. Wykres rozrzutu reszt z modeli liniowych dla poszczególnych zmiennych odpowiedzi

### 3.3 Selekcja zmiennych w modelu

Wybór zmiennych wejściowych do analizy istotności opisanej w rozdziale 5 jest podyktowany następującymi przesłankami:

- a) wyboru zmiennych metodą stepwise (za pomocą kryterium Schwarza BIC) dla wielu bootstrapowych próbek,
- b) wyboru zmiennych na podstawie procedury LASSO,
- c) analizy z wykorzystaniem PCA,
- d) rozkładu zmienności wielkości wejściowych,
- e) wiedzy inżynierskiej o procesie.

### 3.4 Wybór zmiennych do modelu na podstawie procedury stepwise oraz LASSO

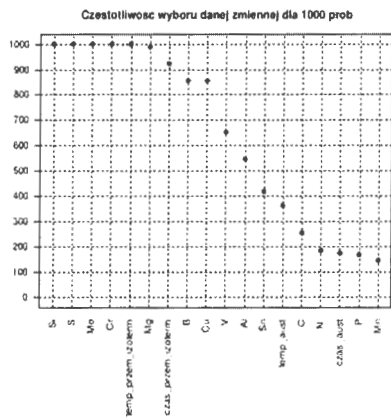
Zmienne były wybierane dwiema metodami: stepwise i LASSO. Dla 1000 bootstrapowych podpróbek stosowana była każda z nich, a następnie dla każdej zliczono, ile razy dana zmienna została dodana do modelu. Powyższy schemat powtórzono dla czterech zmiennych objaśnianych.

Rysunki 3.3 i 3.4 przedstawiają częstotliwość wyboru atrybutów dla każdej ze zmiennych objaśnianych dla metody stepwise.

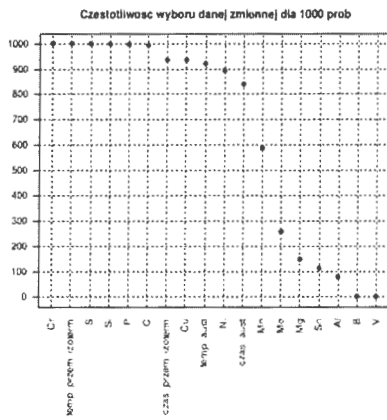
Na wykresie możemy zaobserwować, które zmienne były zawsze wybierane do modelu:

- a) dla Rm: Si, S, Mo, Cr, Mg ,temperatura przemiany izotermicznej,
- b) dla R02: Si, S, P, Cr, C, temperatura przemiany izotermicznej,
- c) dla A5: Si, S, Mo, Cr, Mg ,temperatura przemiany izotermicznej,
- d) dla TB: Si, S, Mo, Cr, Mg ,temperatura przemiany izotermicznej.

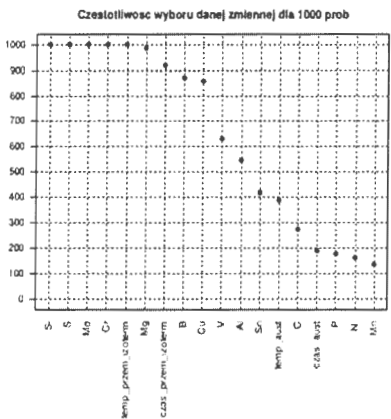
Warto zauważyć, że dobierane zmienne te nie różnią się w Rm, A5 oraz TB.



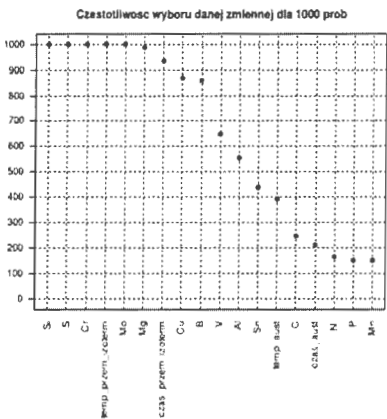
(a) R11



(b) R12

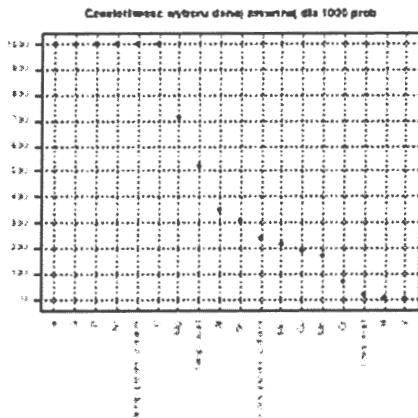


(c) A5

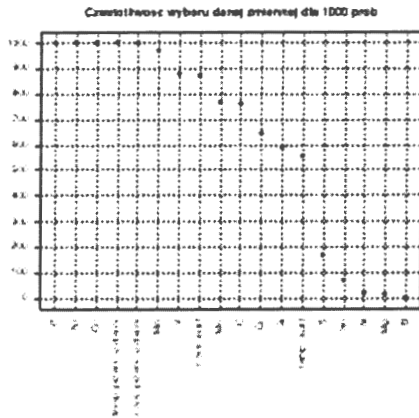


(d) TB

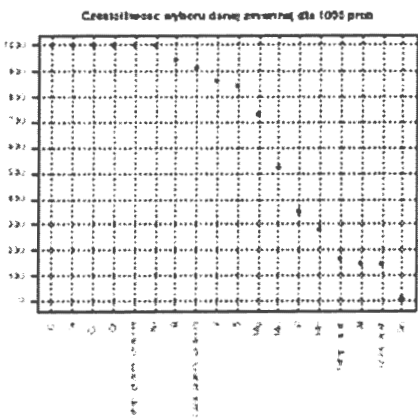
Rysunek 3.3. Częstość wyboru zmiennych do modeli liniowych za pomocą procedury stepwise



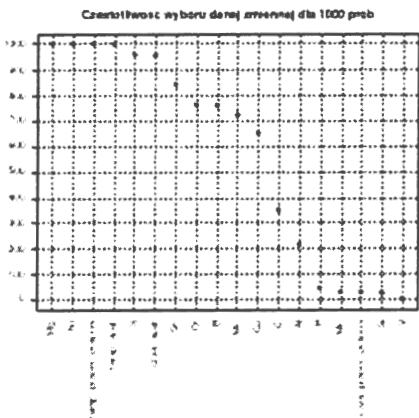
(a) A1



(b) B02



(c) B10



(d) B1000

Rysunek 3.4. Częstość wyboru zmiennych do modeli liniowych za pomocą procedury LASSO

### 3.5 Analiza składowych głównych

Analiza składowych głównych (PCA) ma na celu wyznaczenie kierunku największej zmienności w danych, co pozwala na redukcję wymiaru zmiennych objaśniających. Wyniki analizy PCA przeprowadzono dla pełnego zbioru danych objaśniających (z usuniętymi brakującymi rekordami), które uprzednio poddano standaryzacji.

Dane składały się z 987 obserwacji oraz 18 cech, z których niezbędnym okazało się wykluczenie zmiennej B, z powodu bardzo małego odchylenia standardowego. Stąd zmienne uwzględnione to: C, Si, S, P, Mg, Mn, Ni, Cu, Mo, Cr, Al, Sn, V, temperatura austenitizacji, czas austenitizacji, temperatura przemiany izotermicznej oraz czas przemiany izotermicznej.

W tabeli 3.3 podano odchylenie standardowe, proporcje wariancji oraz procent skumulowanej wariancji wyjaśnianej w modelu przez poszczególne składowe.

Tabela 3.3. Wyniki analizy składowych głównych (PCA)

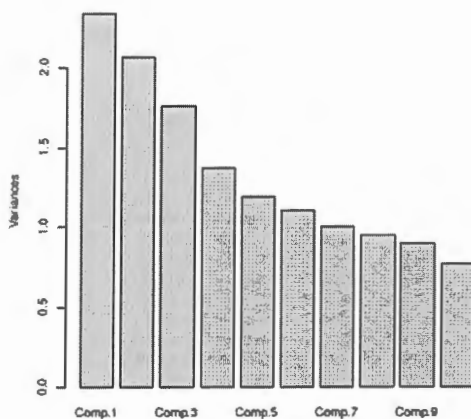
Importance of components:

	Comp.1	Comp.2	Comp.3	Comp.4	Comp.5
Standard deviation	1.5311589	1.4392143	1.3257999	1.16884820	1.09084692
Proportion of Variance	0.1380486	0.1219670	0.1035017	0.08044657	0.07006787
Cumulative Proportion	0.1380486	0.2600155	0.3635172	0.44396374	0.51403162
	Comp.6	Comp.7	Comp.8	Comp.9	Comp.10
Standard deviation	1.05092732	1.00060349	0.97541470	0.94865590	0.8795711
Proportion of Variance	0.06503343	0.05895428	0.05602346	0.05299181	0.0455547
Cumulative Proportion	0.57906505	0.63801933	0.69404279	0.74703460	0.7925893
	Comp.11	Comp.12	Comp.13	Comp.14	Comp.15
Standard deviation	0.83366253	0.81901690	0.73633968	0.70584250	0.69373418
Proportion of Variance	0.04092342	0.03949818	0.03192624	0.02933641	0.02833854
Cumulative Proportion	0.83351271	0.87301089	0.90493712	0.93427353	0.96261207
	Comp.16	Comp.17			
Standard deviation	0.58921970	0.53644286			
Proportion of Variance	0.02044306	0.01694487			
Cumulative Proportion	0.98305513	1.00000000			

Niestety, aby wyjaśnić przynajmniej 80% zmienności danych musimy użyć aż 11 składowych – redukcja wymiaru jest w tym przypadku nieznaczna.

Współczynniki analizowanych zmiennych w poszczególnych składowych przedstawione są w tabelach 3.4 i 3.5.





Rysunek 3.5. Wykres słupkowy wariancji składowych głównych

Tabela 3.4 Wartości składowych dla zmiennych objaśnianych

X	Comp.1	Comp.2	Comp.3	Comp.4	Comp.5	Comp.6	Comp.7
C	0.0675	0.1298	0.4633	0.3792	0.0275	0.1577	-0.0486
Si	-0.3451	-0.1745	0.0747	-0.4603	0.2522	0.0928	0.0254
S	-0.0066	0.4326	0.3101	-0.0952	0.0537	0.1304	0.1911
P	-0.0131	0.4243	0.3552	0.0653	0.2515	-0.1447	0.0992
Mg	-0.1397	0.3262	-0.2355	-0.3237	-0.0621	-0.1147	0.1606
Mn	0.0272	-0.3185	0.4036	-0.1346	0.1115	-0.1460	-0.0284
Ni	0.4717	0.0512	0.0763	-0.2227	-0.2292	-0.0415	0.1003
Cu	0.1744	0.4109	0.0178	-0.2254	-0.2986	0.1320	-0.0003
Mo	0.3278	-0.3478	0.2819	-0.0425	-0.1976	0.0259	0.0312
Cr	0.1728	-0.1046	0.1528	-0.5223	-0.1939	-0.1957	0.0388
Al	0.0021	-0.0289	-0.1653	0.3368	-0.4374	-0.1432	0.3703
Sn	-0.0186	0.0233	-0.0587	-0.0749	-0.2504	0.6423	-0.5198
V	0.0723	-0.0304	-0.2891	-0.0821	0.3215	0.2789	0.3608
TA	0.1235	-0.2258	0.0425	0.0285	0.0412	0.4549	0.5634
CA	0.4603	0.1194	-0.2962	0.0187	0.1264	-0.0594	-0.1037
TPI	-0.3424	-0.0653	-0.0162	0.0302	-0.3861	-0.2287	0.0385
CPI	0.3401	-0.0492	-0.1614	0.0731	0.3327	-0.2498	-0.2104

Tabela 3.5 Wartości składowych dla zmiennych objaśnianych

X	Comp.8	Comp.9	Comp.10	Comp.11	Comp.12	Comp.13	Comp.14	Comp.15	Comp.16	Comp.17
C	0.1366	0.4235	-0.0690	-0.2475	0.0509	0.2029	-0.0425	0.2965	0.0596	-0.4371
Si	-0.0556	-0.0667	0.1514	0.1104	-0.3188	0.1725	0.2591	0.3221	0.3854	-0.2580
S	0.0410	-0.2099	-0.0035	0.4527	-0.0730	0.3375	-0.3915	0.1942	-0.1636	0.2520
P	0.0873	-0.0221	0.0276	-0.0067	-0.0140	-0.0385	0.6101	-0.4144	0.1088	0.1700
Mg	0.2479	-0.0260	-0.1721	-0.0762	0.6898	-0.0105	0.0990	0.2450	0.0594	-0.1555
Mn	0.3749	-0.1545	-0.3199	0.1908	0.1063	-0.2947	-0.3264	-0.2773	0.2705	-0.1559
Ni	-0.3109	-0.0496	0.0327	0.3531	0.0033	-0.0626	0.1855	-0.1148	-0.2294	-0.5711
Cu	-0.1093	0.0115	-0.3000	-0.2868	-0.3788	-0.4212	-0.1034	0.1509	0.3064	0.1025
Mo	-0.1393	0.1719	-0.0100	0.1819	0.2865	-0.0256	0.2752	0.3572	0.2051	0.4892
Cr	0.3646	0.2444	0.1958	-0.3582	-0.1674	0.2809	-0.0480	-0.1381	-0.2883	0.1226
Al	0.5154	-0.1358	0.2070	0.2047	-0.2515	-0.0323	0.1538	0.1325	0.1709	-0.0769
Su	0.3335	-0.0849	-0.0825	0.1671	0.0427	0.1056	0.2239	-0.1622	-0.0448	0.0071
V	0.1669	0.6154	-0.2046	0.2890	-0.1242	-0.1590	0.0114	-0.0884	-0.0887	0.0609
TA	-0.0709	-0.3843	-0.2022	-0.3772	0.0653	0.2061	0.0623	-0.1345	-0.0087	-0.0184
CA	-0.0044	0.0509	0.1052	0.0143	0.0594	0.4399	-0.1813	-0.2239	0.6012	-0.0410
TPI	-0.2198	0.1921	-0.5829	0.1203	-0.0931	0.4177	0.0801	-0.2025	0.0652	0.0139
CPI	0.2189	-0.2523	-0.4763	-0.0277	-0.2295	0.1339	0.2212	0.3438	-0.2366	0.0142

Tabela 3.6. Zestawienie udziału wielkości wejściowych w poszczególnych składowych głównych

Wielkość Wejściowa	Składowa																	Częstotliwość występowania
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15	16	17	
Mn		X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	15
Cr	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	15
Cu	X	X		X	X	X		X		X	X	X	X	X	X	X	X	14
Si	X	X		X	X		X		X		X	X	X	X	X	X	X	13
Al			X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	X	13
czas hartow.	X		X		X	X	X	X	X		X		X	X	X	X		13
Mo	X	X	X		X			X	X		X	X		X	X	X	X	12
P		X	X		X	X	X	X		X				X	X	X	X	11
Mg	X	X	X	X		X	X	X		X		X				X	X	11
C		X	X	X		X		X	X		X		X		X		X	10
Ni	X			X	X		X	X			X			X	X	X	X	10
V			X		X	X	X	X	X	X	X	X	X					10
czas austenit.	X	X	X		X			X			X			X	X	X		10
temp. austenit.	X	X				X	X		X	X	X		X		X			9
temp. hartow.	X				X	X		X	X	X	X		X		X			9
S		X	X			X							X	X	X	X	X	8
Sn					X	X	X	X			X		X	X	X			8

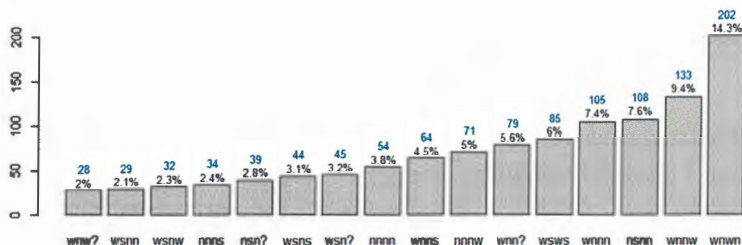
#### 4. GRUPY POZIOMÓW PIERWIASTKÓW (KLASY) WYKORZYSTYWANE W MODELOWANIU

Przyjęte klasy (poziomy) dla zmiennych opisujących zawartości węgla, krzemu, manganu i magnezu nazywamy zgodnie z ich wielkością jako: *niski* i *wysoki*, w przypadku, gdy czynnik ma dwa poziomy lub jako *niski*, *średni*, *wysoki* – gdy ma trzy poziomy, oznaczając je, odpowiednio, jako n, s, w. Rozpatrując te cechy łącznie w kolejności odpowiadającej pierwiastkom: C, Si, Mn, Mg otrzymujemy wszystkie możliwe konfiguracje ich poziomów. Na przykład, klasa wsnw oznacza, że zawartość węgla jest wysoka, krzemu – średnia, manganu – niska, a magnezu – wysoka. Ogólnie rozkład wszystkich występujących konfiguracji przedstawia rysunek 4.1, zaś te najczęściej powtarzające się klasy ilustruje wykres słupkowy na rysunku 4.2.



Konfiguracje z ustalonym składem chemicznym C, Si, Mg, Mn

Rysunek 4.1. Częstość występowania wszystkich konfiguracji C, Si, Mg i Mn w analizowanym zbiorze



Rysunek 4.2. Częstość przyjętych konfiguracji zawartości węgla, krzemu, manganu i magnezu (niebieskie liczby opisują liczebność obserwacji z danej klasy, wartości procentowe odnoszą się względem wszystkich 1414 obserwacji)

Wśród często powtarzających się konfiguracji zawartości C, Si, Mn i Mg pojawiają się takie, gdzie jeden z pierwiastków występuje na nieznanym poziomie. Takie niewiadome oznaczane są znakiem zapytania. Sposób postępowania z takimi klasami może być różny, np. klasy ze znakiem zapytania można próbować dołączać do klas, w których pozostałe trzy poziomy są takie same, przy czym można to czynić losowo lub w określony sposób. Najbardziej liczną klasą tego typu jest wnn?, czyli skład z wysoką zawartością węgla, niskimi zawartościami krzemu i manganu oraz nieznaną zawartością magnezu. Dla tego ostatniego pierwiastka przyjęliśmy trzy poziomy, a więc obserwacje z klasy wnn? w rzeczywistości należą do klas wnnn (7,4%), wnns (min. 4,5%) bądź wnnw (min. 9,4%). Największe szanse, że magnez dla takiej trójki C, Si i Mn wystąpi na wysokim bądź niskim poziomie.

Problem klasyfikacji konfiguracji z nieznanymi zawartościami pewnych pierwiastków pozostaje do rozpatrzenia. W dalszej części biorąc pod uwagę możliwe występujące konfiguracje poziomów zawartości C, Si, Mn i Mg w żeliwie oraz rozpatrując ustalone zakresy temperatur przemiany izotermicznej oraz austenitizacji badano wyjściowe parametry żeliwa<sup>1</sup>. Mianowicie, wybierając pewne trójki lub pary konfiguracji czterech omawianych pierwiastków, które różnią się zawartością jednego bądź dwóch

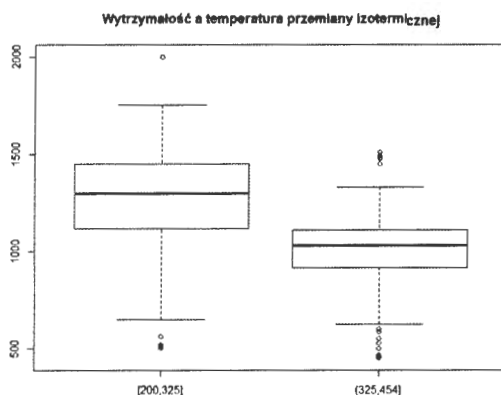
<sup>1</sup> Zmienne opisujące czasy przemiany izotermicznej i austenitizacji mogą być zaburzone z uwagi na odpowiedni brak kontroli, np. pozostawienie w piecu na dowolnie długi czas. W związku z tym nie są brane pod uwagę

pierwiastków, np. nnnn (niski C) i wnnn (wysoki C), możemy analizować rozkład parametrów wejściowych na skutek zmiany zawartości danego pierwiastka (danych pierwiastków). Tego typu analiza może posłużyć do umiejętnego sterowania wielkością zawartości rozważanych pierwiastków celem poprawy parametrów wyjściowych żeliwa lub optymalizacją kosztów wytopu.

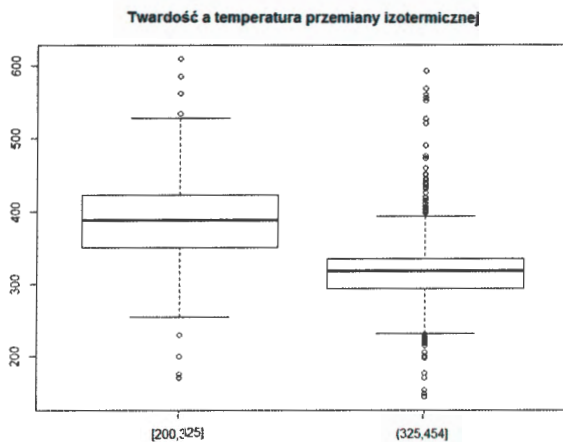
## 5. WYNIKI MODELOWANIA

### 5.1 Wytrzymałość, twardość Brinella i wydłużenie w zależności od temperatury przemiany izotermicznej

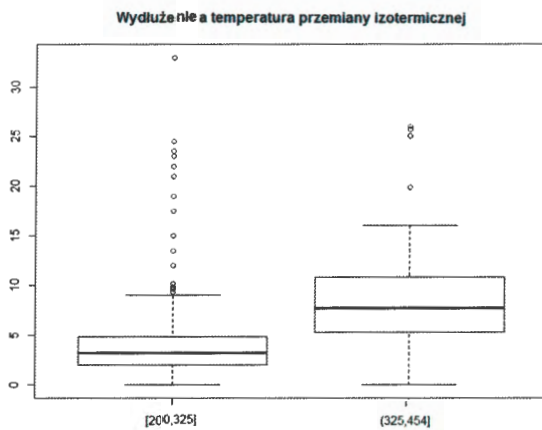
Na poniższych wykresach skrzynkowych widoczne są rozkłady wytrzymałości, twardości Brinella oraz wydłużenia w zależności od poziomu temperatury przemiany izotermicznej (rysunki 5.1 – 5.3 w przypadku dwóch poziomów oraz rysunki 5.4 – 5.6 w przypadku trzech). Wyniki potwierdzają znane już prawidłowości między tymi wielkościami.



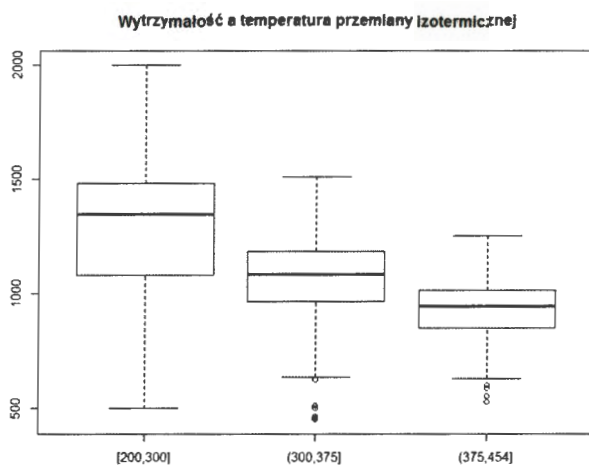
Rysunek 5.1. Wytrzymałość żeliwa w zależności od zakresu temperatury przemiany izotermicznej (proponowane dwa zakresy)



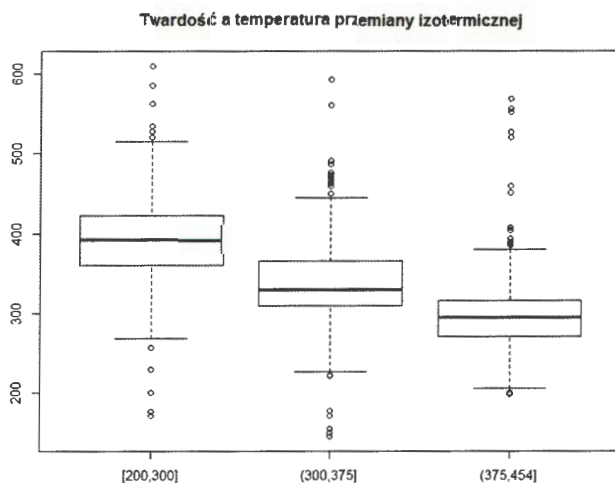
Rysunek 5.2. Twardość żeliwa w zależności od zakresu temperatury przemiany izotermicznej (proponowane dwa zakresy)



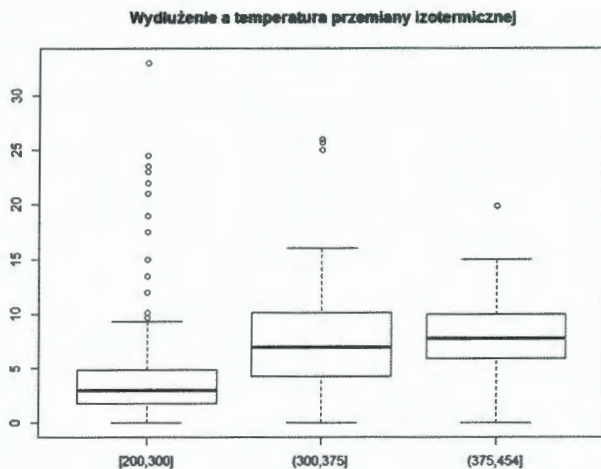
Rysunek 5.3. Wydlużenie żeliwa w zależności od zakresu temperatury przemiany izotermicznej (proponowane dwa zakresy)



Rysunek 5.4. Wytrzymałość żeliwa w zależności od zakresu temperatury przemiany izotermicznej (proponowane trzy zakresy)

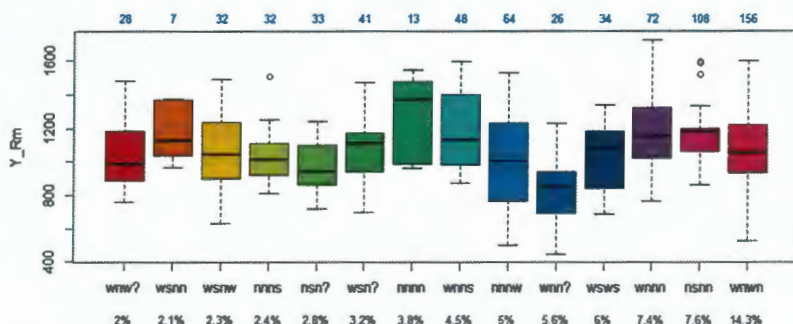


Rysunek 5.5. Twardość żeliwa w zależności od zakresu temperatury przemiany izotermicznej (proponowane trzy zakresy)



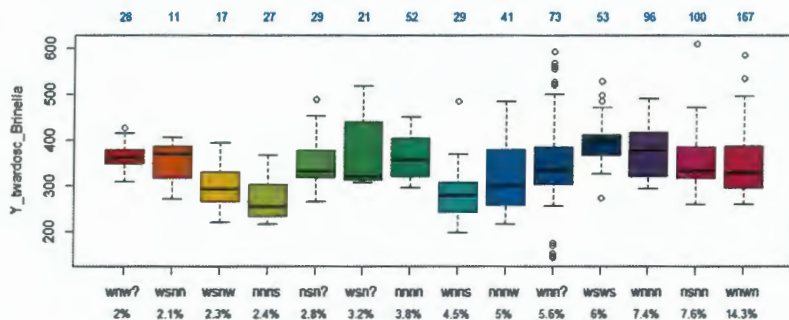
Rysunek 5.6. Wydlużenie żeliwa w zależności od zakresu temperatury przemiany izotermicznej (proponowane trzy zakresy)

Poniższe rysunki dla wytrzymałości, twardości i wydłużenia pokazują odpowiednie własności niezależnie od temperatur (na niebiesko liczba obserwacji w danej klasie, udziały procentowe danej klasy w całym zbiorze).

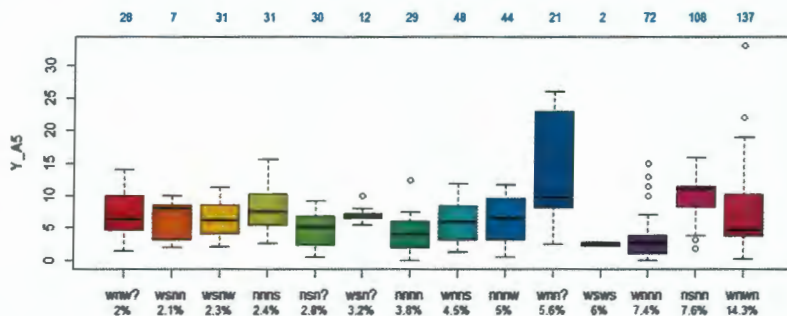


Rysunek 5.7. Wytrzymałość żeliwa w zależności od zawartości pierwiastków C, Si, Mn, Mg



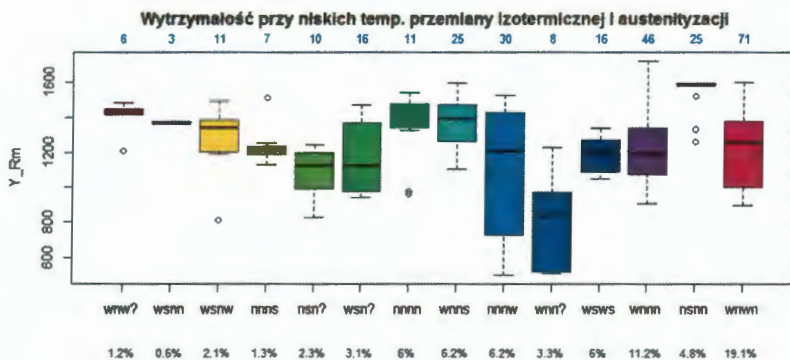


Rysunek 5.8. Twardość żeliwa w zależności od zawartości pierwiastków C, Si, Mn, Mg

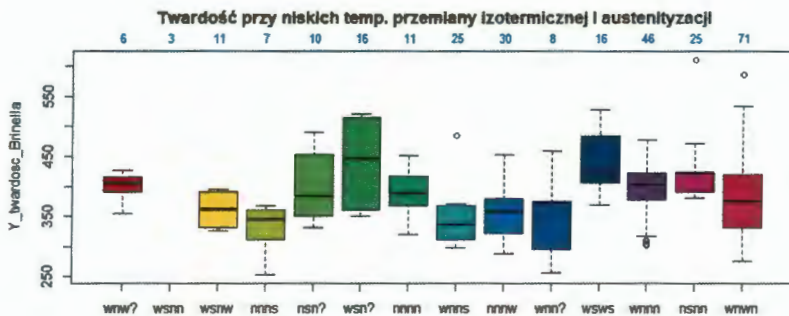


Rysunek 5.9. Wydłużenie żeliwa w zależności od zawartości pierwiastków C, Si, Mn, Mg

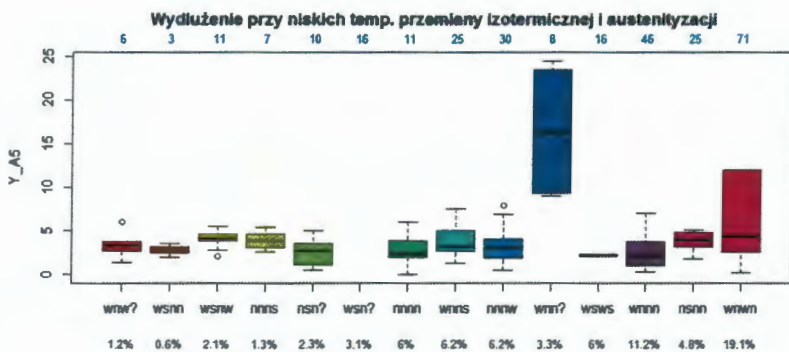
Rozkład wytrzymałości, twardości i wydłużenia dla niskiej temperatury austenizacji (wysokiej wcale nie będziemy rozważać < 2% przypadków, por. rysunek 2.8) i niskiej temperatury przemiany izotermicznej.



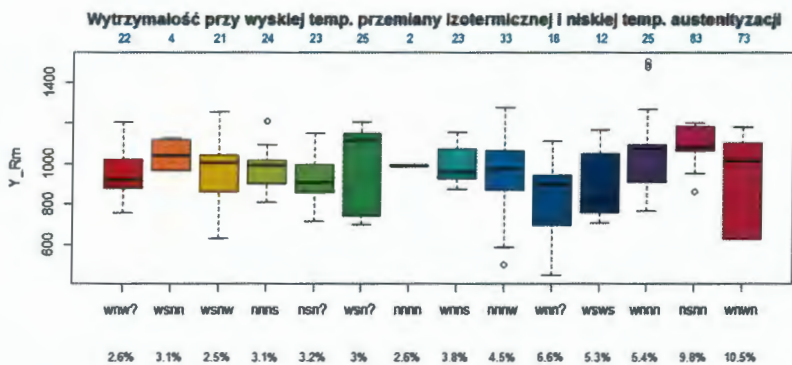
Rysunek 5.10. Wytrzymałość żeliwa w zależności od zawartości pierwiastków C, Si, Mn, Mg przy niskich temperaturach przemiany izotermicznej i austenitacji



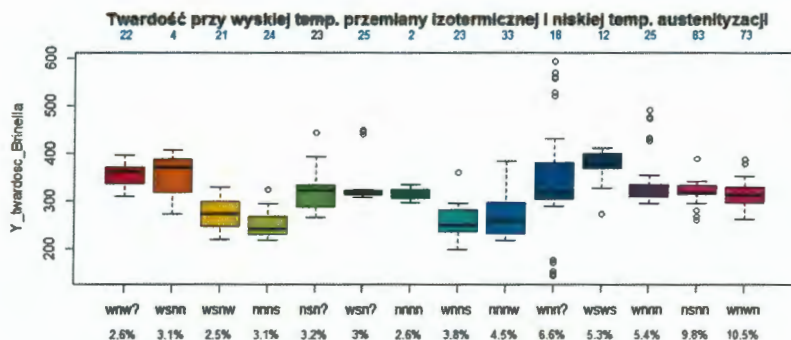
Rysunek 5.11. Twardość żeliwa w zależności od zawartości pierwiastków C, Si, Mn, Mg przy niskich temperaturach przemiany izotermicznej i austenitacji



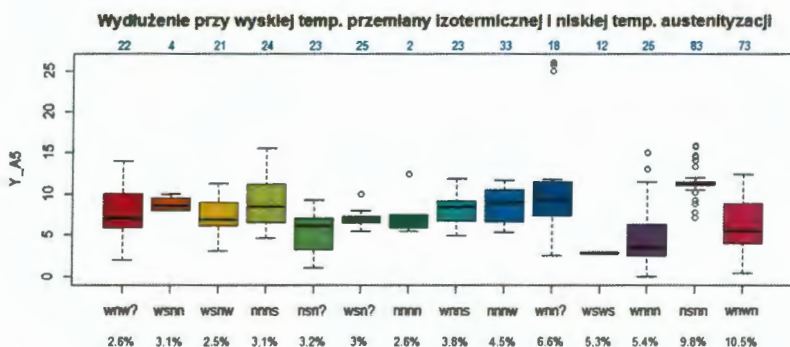
Rysunek 5.12. Wydluzenie zeliwa w zaleznosci od zawartosci pierwiastkow C, Si, Mn, Mg przy niskich temperaturach przemiany izotermicznej i austenizacji



Rysunek 5.13. Wytrzymałość zeliwa w zaleznosci od zawartosci pierwiastkow C, Si, Mn, Mg przy wysokiej temperaturze przemiany izotermicznej i niskiej temperaturze austenizacji



Rysunek 5.14. Twardość żeliwa w zależności od zawartości pierwiastków C, Si, Mn, Mg przy wysokiej temperaturze przemiany izotermicznej i niskiej temperaturze austenizacji



Rysunek 5.15. Wydłużenie żeliwa w zależności od zawartości pierwiastków C, Si, Mn, Mg przy wysokiej temperaturze przemiany izotermicznej i niskiej temperaturze austenizacji

Analiza powyższych wykresów dla takich parametrów wyjściowych, jak wytrzymałość, twardość i wydłużenie dla różnych klas opisujących zawartości węgla, krzemu, manganu i magnezu z uwzględnieniem temperatur przemiany izotermicznej i austenizacji może prowadzić do ciekawych wniosków.

Dla wybranych dwójek lub trójek klas możemy określić sterowanie zawartością danego pierwiastka i badać przy tym zachowanie się zmiennych wyjściowych. Okazuje się, że w wyniku takiego sterowania otrzymujemy istotne różnice w badanych parametrach. Poniżej opisane zostały wyniki sterowania węglem, krzemem, manganem i magnezem, gdy badanym parametrem była wytrzymałość.

## 5.2 Sterowanie węglem

Potencjalny wpływ sterowania węglem na wytrzymałość żeliwa badamy porównując następujące pary klas składu chemicznego (tabela 5.1), przy czym oddzielnie rozważamy zakresy temperatur przemiany izotermicznej i austenitacji.

Tabela 5.1. Liczebność próbek z wytrzymałością względem klas ze zmianą składu węgla przy różnych zakresach temperatur. Wyniki testu Wilcoxon dla wybranych par

Pary klas	Dowolne temperatury	Niskie temperatury	Wysoka temperatura przemiany izotermicznej i niska austenitacji.
	Liczebności prób (p-value, test Wilcoxon)		
n-nns	32	7	24
w-nns	48 (pv < 0,01)	25 (pv > 0,05)	23 (pv > 0,5)
n-nnn	13	11	2
w-nnn	72 (pv > 0,5)	46	25
n-snn	108	25	83
w-snn	7	3	4

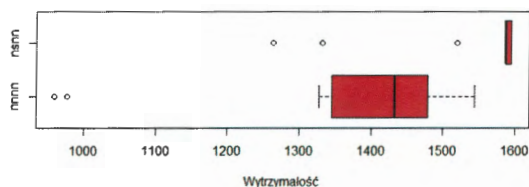
### 5.3 Sterowanie krzemem

Badamy wytrzymałość żeliwa przy niskiej bądź średniej zawartości krzemu, a ustalonych niskich zawartościach pozostałych pierwiastków (por. tabela 5.2).

Tabela 5.2. Liczebność próbek z wytrzymałością względem klas ze zmianą składu krzemu przy różnych zakresach temperatur. Wyniki testu Wilcoxon dla wybranych par

Pary klas	Dowolne temperatury	Niskie temperatury	Wysoka temperatura przemiany izotermicznej i niska austenitacji.
	Liczebności prób (p-value, test Wilcoxon)		
n-n-nn	13	11	2
n-s-nn	108	25 (< 0,01)	83

Biorąc pod uwagę liczności prób dla danych klas i zakresów temperatur, można zauważyć, że zdecydowanie częściej przy niskich zawartościach C, Mn i Mg utrzymuje się średnią, a nie niską zawartość krzemu. Jak się okazuje, jest to działanie korzystne. Wytrzymałość dla obu tych klas jest istotnie różna na poziomie istotności 0,01, zaś na rysunku 5.17 można zauważyć wyższą wytrzymałość dla konfiguracji nsnn, ale też i bardzo mały rozrzut tej wytrzymałości. Może warto byłoby się dokładniej przyjrzeć obserwacjom odstającym.



Rysunek 5.17. Wytrzymałość żeliwa dla różnych zawartości krzemu przy dowolnych temperaturach

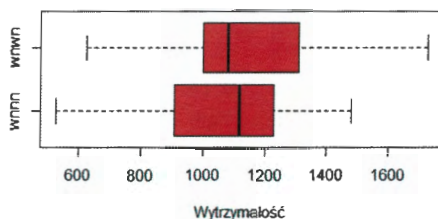
## 5.4 Sterowanie manganem

Dla obserwacji z klas  $w_n w_n$  oraz  $w_{nn} n$ , które różnią się poziomem manganu porównujemy wytrzymałość (tabela 5.3).

Tabela 5.3. Liczebność próbek z wytrzymałością względem klas ze zmianą składu manganu przy różnych zakresach temperatur. Wyniki testu Wilcoxon dla wybranych par

Pary klas	Dowolne temperatury	Niskie temperatury	Wysoka temperatura przemiany izotermicznej i niska austenitizacji.
	Liczebności prób (p-value, test Wilcoxon)		
$w_n - w_n$	156	71	73
$w_n - n_n$	72 (pv < 0,01)	46 (pv > 0,05)	25 (pv > 0,05)

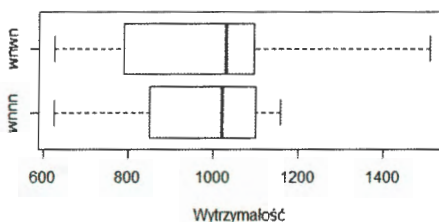
Na poziomie istotności 0,01 odrzucamy hipotezę statystyczną o braku istotnej różnicy wytrzymałości w obu tych grupach (p-value = 0,003551, test Wilcoxon). Możemy więc wnioskować o wpływie zawartości manganu na wytrzymałość żeliwa przy ustalonym składzie: wysoki węgiel, niski krzem, niski magnez. Wyższa zawartość manganu będzie częściej prowadziła do wyższej wytrzymałości (rysunek 5.18).



Rysunek 5.18. Wykresy skrzynkowe dla wytrzymałości przy różnym poziomie zawartości manganu i ustalonym składzie węgla, krzemu i magnezu oraz dowolnych temperaturach

Jeśli jednak dodatkowo przyjmiemy ustalone poziomy temperatur, to:

- a) w przypadku niskich temperatur przemiany izotermicznej i austenizacji nie mamy podstaw do odrzucenia hipotezy o braku różnicy w wytrzymałości ( $p\text{-value}=0,8536$ , test Wilcoxon),
  - b) w przypadku wysokiej temperatury przemiany izotermicznej i niskiej temperatury austenizacji nie mamy podstaw do odrzucenia hipotezy o braku różnicy w wytrzymałości ( $p\text{-value}=0,07998$ , test Wilcoxon),
- rysunek 5.19



Rysunek 5.19. Wykresy skrzynkowe dla wytrzymałości przy wysokiej temperaturze przemiany izotermicznej i niskiej temperaturze austenizacji oraz przy różnym poziomie zawartości manganu i ustalonym składzie węgla, krzemu i magnezu

## 5.5 Sterowanie magnezem

Porównując wytrzymałość dla dwóch par i trójki klas o różnej zawartości magnezu, a takich samych zawartościach węgla, krzemu i manganu badamy wpływ sterowania magnezem na wytrzymałość żeliwa (por. tabela 5.4).

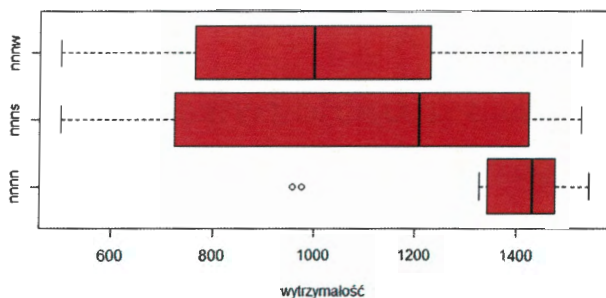
Na podstawie danych z tabeli można zauważyć, że tylko w przypadku wysokiego węgla i niskich zawartości krzemu i manganu dodawane są częściowo małe niż średnie ilości magnezu (zwłaszcza w niskich temperaturach). Inaczej rzecz się ma, przy pozostałych rozważanych tu składach C, Si i Mn. Tymczasem



okazuje się, że w niskich temperaturach to właśnie niskie zawartości magnezu są bardziej pożądane z uwagi na lepszą wytrzymałość (rysunek 5.20).

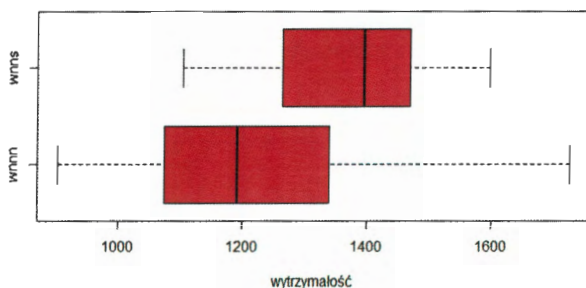
Tabela 5.4. Liczebność próbek z wytrzymałością względem klas ze zmianą składu magnezu przy różnych zakresach temperatur. Wyniki testów Wilcoxona i Kruskala-Wallis dla wybranych par i trójek

Pary klas	Dowolne temperatury	Niskie temperatury	Wysoka temperatura przemiany izotermicznej i niska austenitizacji.
	Liczebności prób (p-value, test Wilcoxona, test Kruskala-Wallis*)		
wnn-n	72	46	25
wnn-s	48 (pv > 0,05)	25 (pv < 0,01)	23 (pv > 0,05)
wsn-n	7	3	4
wsn-w	32	11	21
nnn-n	13	11	2
nnn-s	32	7	24
nnn-w	64 (pv < 0,01*)	30 (pv < 0,01*)	33 (pv > 0,05*)



Rysunek 5.20. Wytrzymałość żeliwa przy różnej ilości magnezu w niskich temperaturach

Jednakże to zachowanie wydaje się być zależne od wielkości pozostałego składu (węgla, krzemu i manganu. Przy wysokim węglu i niskich Si i Mn to właśnie wyższe zawartości magnezu (w niskich temperaturach) będą korzystniejsze dla wytrzymałości. Zatem to przypadki  $w_{nns}$ , a nie jak pokazują dane –  $w_{nnn}$  powinny być częstsze, gdy zależy nam na wyższej wytrzymałości (rysunek 5.21).



Rysunek 5.21. Wytrzymałość żeliwa przy różnych zawartościach magnezu w niskich temperaturach przemiany izotermicznej i austenitizacji

## 6. MODELOWANIE WŁASNOŚCI Z WYKORZYSTANIEM DANYCH DOTYCZĄCYCH STRUKTURY

Własności mechaniczne i użytkowe materiału są ściśle powiązane z jego strukturą. Struktura żeliwa sferoidalnego składa się z dwóch zasadniczo różniących się od siebie obszarów: metalicznej osnowy i węgla, występującego pod różnymi postaciami. Metaliczna osnowa składa się z ferrytu i/lub perlitu. Węgiel może występować w postaci wolnej (czyli grafitu) i w postaci związanej (czyli węglików). W żelwie sferoidalnym poddanym obróbce cieplnej, takiej jak

hartowanie izotermiczne, osnowa metaliczna składa się z ausferrytu (czyli igieł ferrytu bainitycznego) i austenitu przesyconego węglem. Dopuszczalne są niewielkie ilości martenzytu. Węgiel w żeliwie ADI występuje w postaci sferoidów lub w postaci wermikularnej (niepełna sferoidyzacja). Obróbka cieplna żeliwa sferoidalnego prowadzi do zmian w osnowie. Postać, wielkość i rozmieszczenie węgla w stanie wolnym, czyli grafitu pozostają bez zmian. Cechy wydzieleni grafitu są uzależnione od składu chemicznego pierwiastków stopowych, w szczególności modyfikatorów, warunków krzepnięcia oraz zawartości węgla.

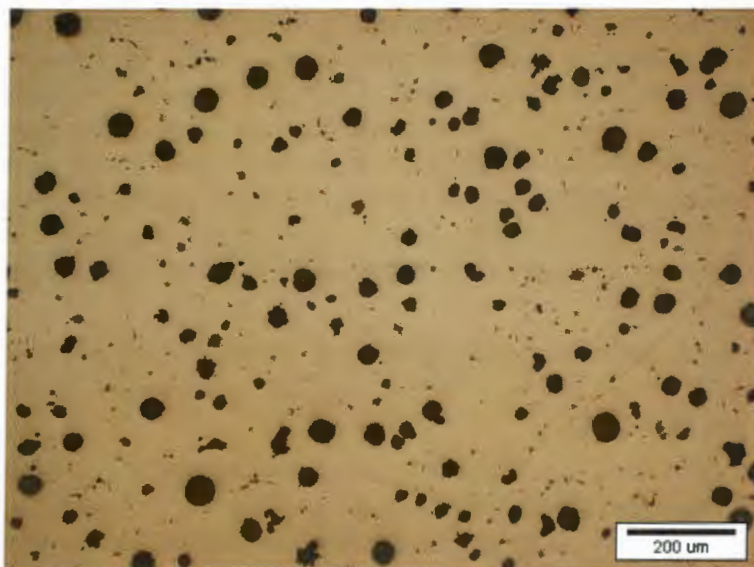
Fakt, że obróbka cieplna żeliwa sferoidalnego zasadniczo nie wpływa na grafit powoduje, że możliwe jest zbadanie wydzieleni grafitu przed przeprowadzeniem obróbki cieplnej.

Dane dotyczące takich cech grafitu, jak postać, wielkość i rozmieszczenie wydzieleni, można pozyskać analizując zdjęcia metalograficzne zgładów nietrawionych. Poprzez odpowiedni dobór cech mierzalnych, takich jak np.: powierzchniowy udział wydzieleni grafitu, średnia wielkość wydzielenia grafitu, czy równomierność rozłożenia (określana gęstością rozkładu), można dostarczyć istotnych informacji do budowy modelu prognozującego własności finalne żeliwa.

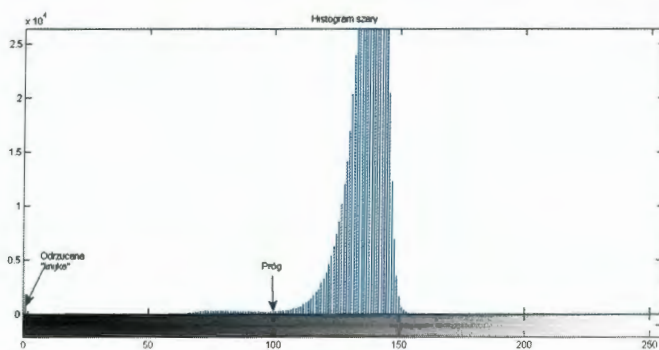
Przeprowadzono badania zdjęć metalograficznych pod kątem możliwości uzyskania informacji dotyczących ilości wydzieleni węgla. Przykładowe zdjęcie nietrawionego zgładu metalograficznej żeliwa sferoidalnego przedstawiono na rysunku 6.1. Widać na nim wyraźnie czarne obszary wydzielonego grafitu w jasnej osnowie.

Dla tak przygotowanych kolorowych zdjęć metalograficznych przeprowadzono analizę obrazów. Badania obejmowały przygotowanie histogramu „szarego”, czyli histogramu dla średniej wartości składowych RGB kolorów. Otrzymane histogramy były bimodalne, dzięki czemu udało się zastosować metodę progowania do rozdzielenia obszarów z węglem od osnowy.

Na rysunku 6.2 przedstawiono przykładowy histogram z oznaczonym progiem rozdziału na dwa mody. Ponieważ niektóre otrzymane do analizy zdjęcia zawierały już „linijkę” wymiarową, należało ją wyeliminować z pomiarów. Zrobiono to również na podstawie histogramu odejmując wartości szarości 0 i 255, tak aby białe i czarne piksele nie wchodziły do pomiaru ilości grafitu.



Rysunek 6.1. Zgład nietrawiony żeliwa sferoidalnego



Rysunek 6.2. Przykładowy histogram bimodalny dla obrazu zgładu nietrawionego z zaznaczonym progiem podziału modów i pikselami 0 pochodzącymi z „linijki” odejmowanymi przy obliczaniu udziału grafitu

Oprogramowanie do analizy obrazów zostało napisane w Matlabie wer. 2013a z użyciem toolboxu Image Processing. W ramach eksperymentu przeanalizowano dwie grupy zgładów nietrawionych (55 zdjęć i 57 zdjęć). Dla każdego zdjęcia:

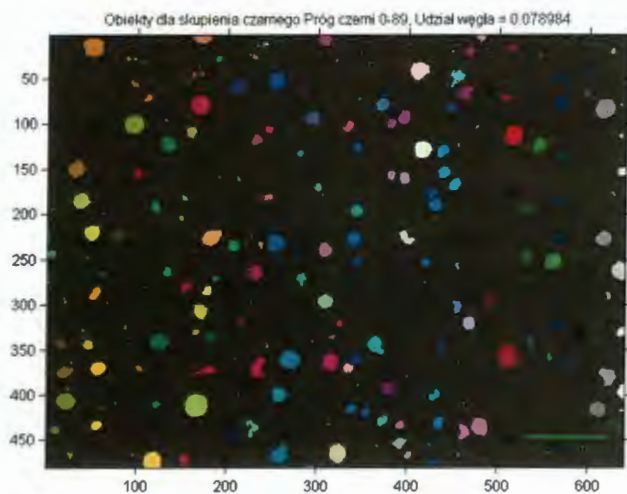
- wyznaczany jest jego histogram,
- automatycznie obliczany jest próg rozdzielający mody jako najmniejsza wartość pomiędzy modami (wartość progu podawana jest jako wartość szarości),
- na podstawie liczby pikseli należących do każdego z modów liczony jest udział grafitu jako stosunek liczby pikseli grafitu do liczby wszystkich pikseli w obrazie (bez „linijki”),
- wyświetlany jest obraz samych wydzieleni grafitu w pseudokolorach.

Wynik wyodrębnienia wydzieleni węgla w postaci sferoidów grafitu w pseudokolorach przedstawiono na rysunku 6.3.

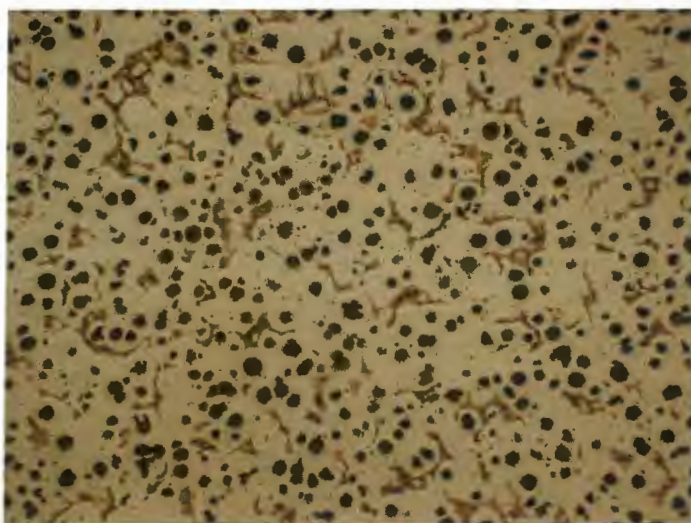
W zależności od skali obrazu wejściowego histogramy i tworzone na ich podstawie progowanie trochę się różniły, ale zastosowany algorytm pozwolił na analizę wszystkich dostarczonych obrazów. Poniżej przedstawiono przykładowe wyniki dla dwóch skrajnych skali obrazów nietrawionych.

Obiekty mniejsze niż 6 pikseli są traktowane jako zanieczyszczenie i nie są zaznaczane jako grafit.

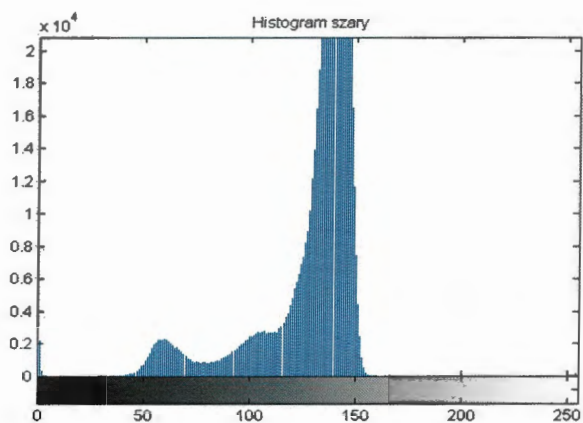
Wszystkie wyniki zostały zebrane w dwóch tabelach 6.1 i 6.2. Tabele zawierają informacje o przyjętym progu pomiędzy modami (środkowa kolumna) i o udziale węgla dla każdego z obrazów (trzecia kolumna). Pierwsza kolumna zawiera nazwę pliku z obrazem. Nazwa plików zawiera też zastosowane powiększenie (od 50 do 1000). Obie tabele różnią się miejscem pobierania próbek, natomiast wszystkie obrazy w obu tabelach wykonano w rozdzielczości 1024x768, co zapewnia porównywalność pomiarów. Dla lepszej ilustracji wyników zostały one też przedstawione za pomocą wykresów słupkowych (rysunki 6.10 i 6.11).



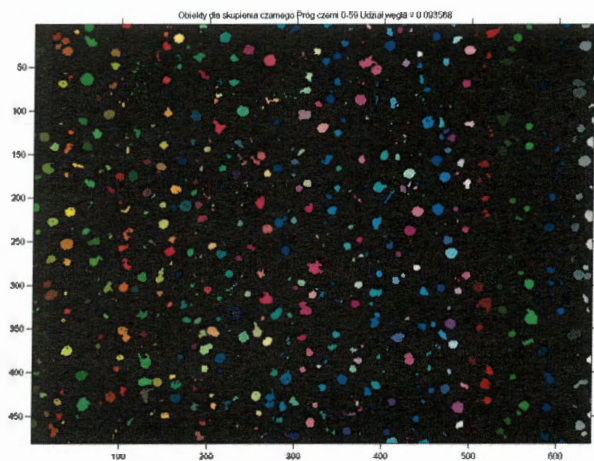
Rysunek 6.3. Każde wtrącenia węgla zaznaczono innym kolorem. Na osiach zaznaczono rozdzielczość obrazu



Rysunek 6.4. Obraz w skali 1:50. W wyniku progowania histogramu osnowa jasna i brązowa została usunięta tak, że na rysunku 6.6. widoczne są tylko wtrącenia czarnego grafitu



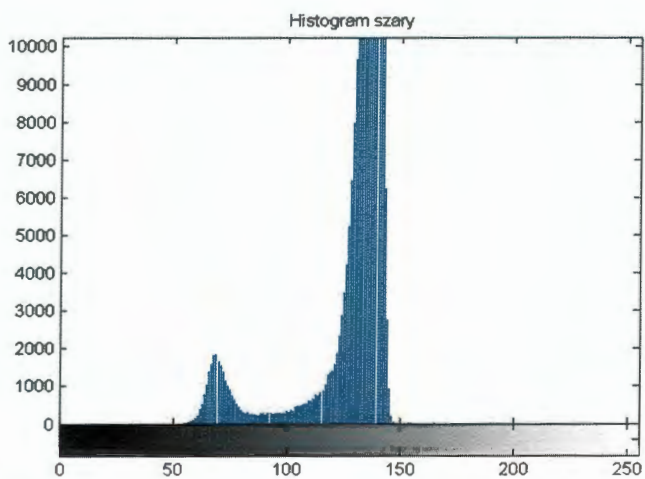
Rysunek 6.5. Histogram dla obrazu z rysunku 6.4. Wyraźnie widać dwa rodzaje osnowy w jaśniejszym modzie (powyżej 100)



Rysunek 6.6. Wydzielenia grafitu dla obrazu z rysunku 6.4. w pseudokolorze

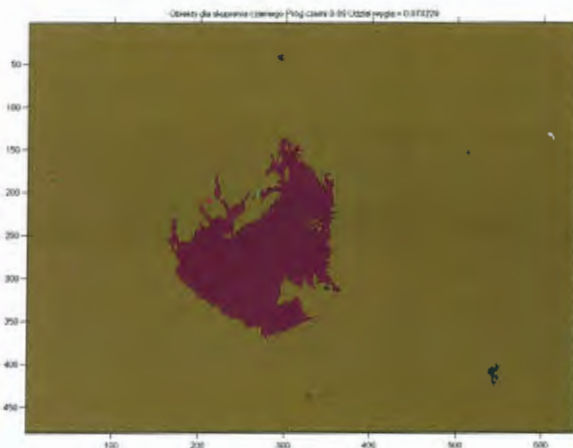


Rysunek 6.7. Obraz w skali 1:1000, na którym widać tylko jedno duże wtrącenie grafitu



Rysunek 6.8. Histogram dla obrazu z rysunku 6.7

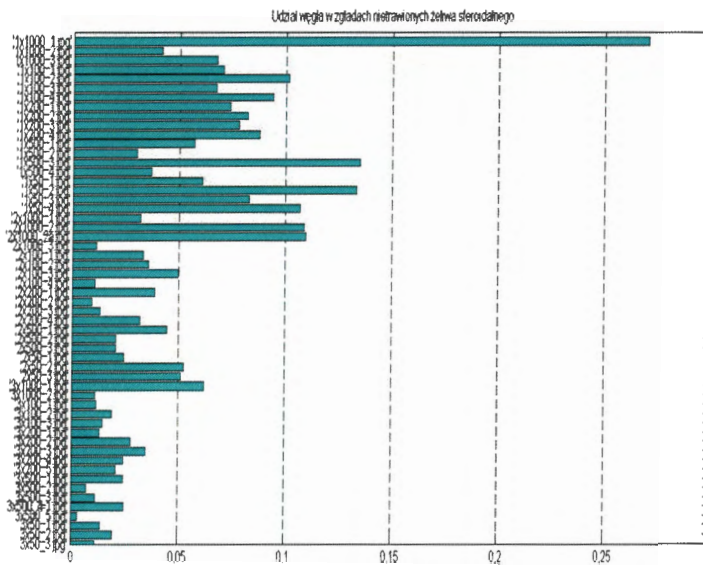




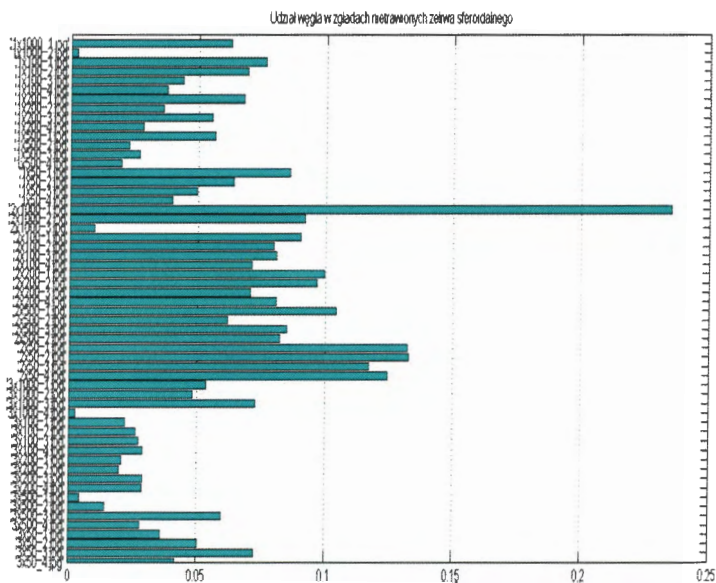
Rysunek 6.9. Wydzielenie grafitu z rysunku 6.7

Oba zestawienia pokazują, że przy dużym powiększeniu osnowa jest mniej widoczna, przez co automatycznie udział grafitu wydaje się większy, niż przy małych powiększeniach. Poza tym przy małych powiększeniach trudniej jest odróżnić rzeczywiście występujące małe formacje grafitu od zanieczyszczeń, które mogą pojawić się na próbce. Stąd też wydaje się celowym wykorzystywać do tego typu pomiarów zdjęcia wykonywane w dużych powiększeniach.

Jakość zdjęcia metalograficznego w ogromnej mierze zależy od umiejętności wykonującego zdjęcie. Wpływ na jakość zdjęcia ma wiele czynników, w tym zastosowane powiększenie, ilość światła, ostrość itp. Stąd też, ze względu na różną jakość zdjęć, w przeprowadzonych badaniach zastosowano tak szeroki zakres skal. Takie rozwiązanie pozwala na odczytanie istotnych cech charakteryzujących wydzielenia grafitu także przy pewnej niejednorodności oświetlenia.



Rysunek 6.10. Wizualizacja wyników zebranych w tabeli 6.1. Dla każdego obrazu (oś pionowa) podany jest udział węgla (oś pozioma)



Rysunek 6.11. Wizualizacja wyników zebranych w tabeli 6.2. Dla każdego obrazu (oś pionowa) podany jest udział węgla (oś pozioma)

Tabela 6.1. Zestawienie udziału węgla w poszczególnych obrazach

Nazwa pliku	Próg	Udział grafitu
'1x1000_1.jpg'	102	0,27033488
'1x1000_2.jpg'	102	0,04137166
'1x1000_3.jpg'	102	0,06736755
'1x100_1.jpg'	67	0,07051722
'1x100_2.jpg'	102	0,10134506
'1x100_3.jpg'	61	0,0670077
'1x100_4.jpg'	96	0,09396235
'1x200_1.jpg'	69	0,07375463
'1x200_2.jpg'	102	0,08198293
'1x200_3.jpg'	66	0,0779012
'1x200_4.jpg'	102	0,08741633
'1x500_1.jpg'	78	0,05683517
'1x500_2.jpg'	59	0,02989324
'1x500_3.jpg'	84	0,13507589
'1x500_4.jpg'	64	0,03682709
'1x50_1.jpg'	59	0,06081772
'1x50_2.jpg'	102	0,13320287
'1x50_3.jpg'	77	0,08287938
'1x50_4.jpg'	92	0,10687637
'2x1000_1.jpg'	102	0,03178024
'2x1000_2.jpg'	102	0,10864131
'2x1000_2a.jpg'	102	0,10970306
'2x1000_3.jpg'	103	0,01107279
'2x100_1.jpg'	74	0,0333608
'2x100_2.jpg'	59	0,03577296
'2x100_3.jpg'	68	0,04988225
'2x100_4.jpg'	67	0,01074855
'2x200_1.jpg'	102	0,03882345
'2x200_2.jpg'	71	0,00910823
'2x200_3.jpg'	82	0,0131251
'2x200_4.jpg'	60	0,03187943
'2x500_1.jpg'	102	0,04464213
'2x500_2.jpg'	82	0,02046331

'2x500_3.jpg'	69	0,0205396
'2x50_1.jpg'	74	0,0245018
'2x50_2.jpg'	72	0,05245972
'2x50_3.jpg'	102	0,05115509
'3x1000_1.jpg'	102	0,06214142
'3x1000_2.jpg'	102	0,01090368
'3x100_1.jpg'	80	0,01137288
'3x100_2.jpg'	80	0,01898575
'3x100_3.jpg'	63	0,01437505
'3x200_1.jpg'	68	0,01317342
'3x200_2.jpg'	96	0,02781677
'3x200_3.jpg'	98	0,0348498
'3x200_4.jpg'	102	0,02443949
'3x200_5.jpg'	70	0,0207545
'3x500_1.jpg'	78	0,02427928
'3x500_2.jpg'	64	0,00709661
'3x500_3.jpg'	64	0,01129278
'3x500_4-1.jpg'	102	0,02468491
'3x500_5.jpg'	59	0,00290934
'3x50_1.jpg'	87	0,01377869
'3x50_2.jpg'	73	0,01954651
'3x50_3.jpg'	91	0,01122793

Tabela 6.2 Zestawienie udziału węgla w poszczególnych obrazach

Nazwa pliku	Próg	Udział węgla
'1x1000_1.jpg'	102	0,062557
'1x1000_2.jpg'	58	0,00248
'1x100_1.jpg'	102	0,07618
'1x100_2.jpg'	102	0,069045
'1x100_3.jpg'	79	0,04379
'1x100_4.jpg'	97	0,037577
'1x200_1.jpg'	62	0,067744
'1x200_2.jpg'	61	0,036257
'1x200_3.jpg'	102	0,055354
'1x200_4.jpg'	60	0,028388

'1x500_1.jpg'	102	0,056513
'1x500_2.jpg'	82	0,022884
'1x500_3.jpg'	74	0,026985
'1x500_4.jpg'	70	0,019857
'1x50_1.jpg'	91	0,085927
'1x50_2.jpg'	59	0,063719
'1x50_3.jpg'	75	0,049437
'1x50_4.jpg'	60	0,039772
'2x1000_1.jpg'	102	0,235394
'2x1000_2.jpg'	102	0,091838
'2x1000_3.jpg'	66	0,009584
'2x100_1.jpg'	87	0,090298
'2x100_2.jpg'	70	0,079633
'2x100_3.jpg'	102	0,080655
'2x100_4.jpg'	78	0,071187
'2x200_1.jpg'	101	0,099515
'2x200_2.jpg'	102	0,09672
'2x200_3.jpg'	67	0,070651
'2x200_4.jpg'	102	0,080676
'2x500_1.jpg'	70	0,104234
'2x500_2.jpg'	72	0,061684
'2x500_3.jpg'	86	0,08488
'2x500_4.jpg'	102	0,082177
'2x50_1.jpg'	102	0,132189
'2x50_2.jpg'	102	0,13271
'2x50_3.jpg'	102	0,116987
'2x50_4.jpg'	102	0,124364
'3x1000_1.jpg'	102	0,053488
'3x1000_2.jpg'	103	0,048191
'3x1000_3.jpg'	102	0,072803
'3x1000_4.jpg'	60	0,000237
'3x100_1.jpg'	70	0,021877
'3x100_2.jpg'	75	0,026063
'3x100_3.jpg'	76	0,027321
'3x100_4.jpg'	73	0,028783
'3x200_1.jpg'	102	0,02056
'3x200_2.jpg'	66	0,019548

'3x200_3.jpg'	68	0,028739
'3x200_4.jpg'	60	0,028618
'3x500_1.jpg'	63	0,004336
'3x500_2.jpg'	67	0,01421
'3x500_3.jpg'	102	0,059622
'3x500_4.jpg'	86	0,027906
'3x50_1.jpg'	79	0,035989
'3x50_2.jpg'	102	0,050549
'3x50_3.jpg'	102	0,072497
'3x50_4.jpg'	91	0,041807

## 7. PODSUMOWANIE

Żeliwo sferoidalne jest materiałem o bardzo dobrych własnościach mechanicznych i technologicznych. Ze względu na unikalne połączenie wysokiej wytrzymałości i relatywnie dobrego wydłużenia lub wysokiego wydłużenia i dobrej wytrzymałości z łatwością wytwarzania oraz niską ceną, staje się materiałem coraz częściej zastępującym inne materiały konstrukcyjne. Złożony skład chemiczny wywołujący zachodzenie skomplikowanych procesów fizykochemicznych podczas topienia, wyraźna wrażliwość na warunki stygnięcia oraz przemiany fazowe w czasie obróbki cieplnej, czynią go bardzo trudnym do modelowania. Przeprowadzone badania wykazały jednak, że pomimo:

- znacznego stopnia niewypełnienia zgromadzonej bazy danych,
- występowania w zbiorze danych niedokładnych i nieprecyzyjnych, w tym np. danych odstających,
- nierównomiernego rozkładu zgromadzonych obserwacji w poszczególnych klasach,

można zbudować model pozwalający na sterowanie procesem wytwarzania żeliwa sferoidalnego hartowanego izotermicznie oraz optymalizację parametrów procesu zmierzającą do obniżenia kosztów wytwarzania.

Dotychczasowa praktyka, prezentowana również w licznych publikacjach pokazywała, że zamierzone własności finalne odlewu mogą być uzyskiwane dzięki prowadzeniu obróbki cieplnej wyrobów przy określonych parametrach. Przegląd literaturowy (obejmujący m. in. publikacje, z których zaczerpnięto dane do budowania modelu) zawiera w przeważającej liczbie obserwacje, w których własności mechaniczne zostały uzyskane dzięki szerokiemu zakresowi zmienności czasów i temperatur austenizacji i hartowania izotermicznego. Wyniki modelowania sugerują możliwość uzyskania porównywalnych własności dzięki zmianom składu chemicznego wytopu. Odpowiedni dobór zawartości podstawowych pierwiastków pozwala na prowadzenie obróbki cieplnej przy możliwie niskich temperaturach i krótkich czasach. Takie rozwiązanie, z ekonomicznego punktu widzenia, jest lepsze.

Dotychczasowe próby modelowania własności żeliwa sferoidalnego w stanie lanym, czy też sferoidalnego hartowanego izotermicznie, wykorzystywały przede wszystkim skład chemiczny wytopu. W budowaniu modeli nie korzystano z danych opisujących strukturę metalograficzną. Nie znane są także modele prognozujące strukturę finalną. Przeprowadzone badania wstępne przedstawione w rozdziale 6 sugerują możliwość wykorzystania narzędzi analizy obrazu do pozyskiwania danych pochodzących ze zdjęć metalograficznych. Model służący predykcji struktury żeliwa sferoidalnego hartowanego izotermicznie umożliwiłby zaawansowane badania nad możliwością uzyskiwania odlewów o założonej strukturze i unikalnych własnościach.

Oba te kierunki – badania nad możliwością sterowania procesem wytwarzania żeliwa sferoidalnego hartowanego izotermicznie oraz włączenia w proces modelowania cech strukturalnych odlewu – powinny być kontynuowane, a uzyskane wyniki wykorzystane do wystąpienia z wnioskiem o projekt badawczy.



## Literatura

1. Aranzabal J., Gutierrez I., Rodriguez-Ibabe J., Urcola J.J., *Influence of the Amount and Morphology of Retained Austenite on the Mechanical Properties of an Austempered Ductile Iron*, Metallurgical and Materials Transaction A, 1997, 28A, pp. 1143-1156
2. Aslantas K., Tasgetiren S., Yalcin Y., *Austempering retards pitting failure in ductile iron spur gears*, Engineering Failure Analysis 2004, 11, pp. 935-941
3. Batra U., Ray S., Prabhakar S.R. *Effect of Austenitization on Austempering of Copper Alloyed Ductile Iron*, Journal of Materials Engineering and Performance, 2003, 12, pp. 597-601
4. Binczyk F., Furmanek J., Smoliński A. *Calorimetric examinations of austempered ductile iron ADI*, Archive of Foundry Engineering, 2007, 7, pp. 5-8
5. Bonjak B., Radulovic B., Pop-Tonev K., Asanovic V., *Microstructural and Mechanical Characteristics of Low Alloyed Ni-Mo-Cu Austempered Ductile Iron*, ISIJ International, 2000, 40, pp. 1246-1252
6. Bošnjak B., Radulović B. *Effect of Austempering Temperature on Microstructure and Mechanical Properties of Unalloyed Ductile Iron*, KZLTET, 1999, 33(6), pp. 401-404
7. Cakir M.C., Bayram A., Isik Y., Salar B., *The effects of austempering temperature and time into the machinability of austempered ductile iron*, Materials Science and Engineering, 2005, 407, pp. 147-153
8. Campos-Cambranis R.E., *Effect initial microstructure on the activation energy of second stage during austempering of ductile iron*, Scripta Materialia, 1998, 38, pp. 1281-1287
9. Chang L.C., Hsui I.C., Chen L.H., *Effects of heat treatment on the erosion behavior of austempered ductile irons*, Wear, 2005, 260, pp. 783-793
10. Chen C.T., Lei T.S., *The use of resistivity to investigate the effect of austenitising temperature on austempering of ductile iron in the upper ausferrite region*, The International Journal of Cast Metals Research, 1997, 10, pp. 117-123

11. Cheng C., Vuorinen J.J., *Study on the Fatigue Properties of Austempered Ductile Iron*, Advanced Materials Research, 1997, 4-5, pp. 227-232
12. Cox G.J., *The effect of austempering time on the properties of high-strength S.G. Iron*, The British Foundryman, 1986, June, pp. 215-219
13. Daber S., Rao P.P., *Formation of strain-induced martensite in austempered ductile iron*, Journal of Materials Science, 2008, 43, pp. 357-367
14. Dhanasekaran S., Vadiraj A., Balachandran G., Kamaraj M. *Mechanical behaviour of an austempered ductile iron*, Trans. of The Indian Institute of Metals, 2010, 63(5), pp. 779-785
15. Dommarco R., Galarreta I., Ortiz H., David P., Maglieri G., *The use of ductile iron for wheel loader bucket tips*, Wear, 2001, 249, pp. 101-108
16. Dommarco R.C., Bastias P.C., Dall'O H.A., Hahn G.T., Rubin C.A. *Rolling Contact Fatigue (RCF) resistance of Austempered Ductile Iron (ADI)*, Wear, 1998, 21, pp. 69-74
17. Dorazail E., Holzmann M., Crhak J., Kohout J., *Influence of Low and Cryogenic Temperatures Deformability and Fracture Behaviour of Austempered Ductile Irons under Static and Impact Stresses*, Giesserei - Praxis 1985, Nr 8/9, 109-123
18. Dorazil E., *Zwischenstufenumwandeln von Gusseisen mit Kugelgraphit*, Gießerei - Praxis 1979, September, 355-365
19. Dubensky W.J., Rundman K.B., *An electron microscope study of carbide formation in austempered ductile iron*, AFS Transactions, 389-394,
20. Elsayed A.H., Megahed M.M., Sadek A.A., Aboelela K.M., *Fracture toughness characterization of austempered ductile iron produced using both conventional and two-step austempering processes*, Materials and Design, 2009, pp. 1866-1877
21. Erić O., Brdarić T., Stojsavljević N., Tonic M., Grahovac N., Duricic R. *Determination of processing window for ADI materials alloyed with Copper*, Association of Metallurgical Engineers of Serbia, AMES, 2010, pp. 91-102

22. Erić O., Rajnović D., Sidjanin L., Zec S., Jovanović M. J. *An austempering study of ductile iron alloyed with copper*, Journal Serbian Chemical Society, 2005, 70(7), pp. 1015-1022
23. Erić O., Rajnović D., Zec S., Sidjanin L., Jovanović M. T. *Microstructure and fracture of alloyed austempered ductile iron*, Materials Characterization, 2006, 57, pp. 211-217
24. Fabian P., *Decrease of Energy Consumption and Environment Loading during the Production of Bainitic Spheroidal Graphite Iron*, Livarski vestnik, letnik 45, 1998, 4-5, pp. 75-77
25. Fierro V.E., Sikora J.A., Ansaldi A.F., Ratto P.J.J., Aguera F.R., Alvarez Villar H.N. *Mechanical Behaviour of Spheroidal Graphite Cast Iron in The Temperature Range Between -100°C and +100°C*, Latin American Applied Research, 2003, 33
26. Fraś E., Górny M. *Tin wall ductile and austempered iron castings*, Archive of Foundry Engineering, 2010, 10, pp. 5-10
27. Garin J.L., Mannheim R.L., *Strain-induced martensite in ADI alloys*, Journal of Materials Processing Technology, 2003, 143-144, pp. 347-351
28. Giętka T., Dymski S. *Predicting ADI mechanical properties*, Archives of Foundry Engineering 2009, 9, pp. 267-274
29. Greno G.L., Otegui J.L., Boeri R.E. *Mechanisms of fatigue crack growth in Austempered Ductile Iron*, International Journal of Fatigue, 1999, 21, pp. 35-43
30. Hanc A., Bińczyk F., *Structural analysis of austempered ductile iron obtained by Mossbauer spectroscopy*, Archives of Materials Science and Engineering, 2008, 31, pp. 101-104
31. Hsu Ch.-H., Chen K.-L., Lu J.-H. *Effects of electroless nickel interlayer on surface properties of CrN arc-coated austempered ductile iron*, Surface and Coatings Technology, 2008, pp. 868-871
32. Huh Y.-J., Arroyo M.H., Rimmer A.L., Elliot R., *Austempering kinetics of a Mn-Mo-Cu ductile iron with a high nodule count*, Int. J. Cast Metals Res., 1999, 11, pp. 237-245

33. Hung F.Y., Chen L.H., Lui T.S., *A study on the particle erosion of upper bainitic austempered ductile iron*, WEAR, 2002, (252), pp. 985-991
34. Hwang L.-R., Hwang L.-W., Chang G.-C., Sih T.-S., *Electrical-discharge wire cutting of ADI and its effect on impact energies*, Int. J. Cast Metals Res., 1997, 10, pp. 105-116
35. Intxausti P., Izaga J., *ADI Industrial Quality Control - Evaluation of the Microstructure - Mechanical Properties Using the Induced Currents Technique*, 59th World Foundry Congress (CIATF), 1992, pp. 21.3-21.12
36. Jahangiri, M.R, Ahmadabadi, M., Farhangi, H., *Enhancement of Fatigue Properties of Ductile Iron by Successive Austempering Heat Treatment*, Journal of Materials Engineering and Performance, 2010, 19(9), pp. 24-30
37. Janowak J.F., Morton P.A., *Hinweise zu den durch Zwischenstufen vergüteten möglichen mechanischen Eigenschaften eines mit 1,5% Ni und 0,3% Mo legierten Gusseisens mit Kugelgrafit*, Gießerei-Praxis 1985, Oktober, 291-301
38. Juneja R.H., Chakrabarti A.K., Basak A., Bhattacharya A., *ADI alloyed with Copper and Manganese*, Foundry management and technology, 1989, February, p. 64
39. Kaczorowski M., Borowski A., Waszkiewicz S. *Badania struktury i własności żeliwa syntetycznego hartowanego izotermicznie w złożu fluidalnym*, Solidification of Metals and Alloys, 1999, 1, pp. 159-164
40. Kaczorowski M., Kozubowski J.A., *The structure and properties of austempered ductile iron*, IX Conference of austempered ductile iron (ADI), 6-9 Maj 1996
41. Kaczorowski M., Krzyńska A., Myszka D., *Własności mechaniczne żeliwa sferoidalnego po dwustopniowym hartowaniu izotermicznym*, Archiwum Odlewnictwa, 2004, 4/11/II, pp. 229-235, (in Polish)
42. Kapcińska D., Gościński M., Łabęcki M., *Możliwości zastosowania nowej generacji żeliwa sferoidalnego (ADI) w budowie maszyn rolniczych*, Journal of Research and Applications in Agricultural Engineering, 2006, 51(3), pp. 40-46, (in Polish)

43. Kiani-Rashid A.R., Edmonds D.V., *Microstructural characteristic of Al-alloyed austempered ductile iron*, Journal of Alloys and Compounds, 2009, 477/1-2, pp. 391-398
44. Kilicli V., Erdogan M., *Tensile properties of partially austenitised and austempered ductile irons with dual matrix structures*, Materials Science and Technology, 2006, 22, pp. 919-928
45. Kilicli, V., Erdogan, M. *The Nature of the Tensile Fracture in Austempered Ductile*, Journal of Materials Engineering and Performance, 2010, 19(1), pp. 142-149
46. Kim Y.-J., Shin H., Park H., Lim J.D., *Investigation into mechanical properties of austempered ductile iron (ADI) in accordance with austempering temperature*, Materials Letters, 2008, 62, pp. 357-360
47. Kocatepe K., Cerah M., Erdogan M., *The tensile fracture behaviour of intercritically annealed and quenched+tempered ferritic ductile iron with dual matrix structure*, Materials and Design, 2005, 28, pp. 172-181
48. Kowalski A., Biel-Gołaska M., *Optymalizacja parametrów obróbki cieplnej żeliwa sferoidalnego ADI nie zawierającego molibdenu*, Prace IOd, 1995, 4, pp. 283-300, (in Polish)
49. Kowalski A., Pytel A., Radzikowska J., *Dobór optymalnych warunków austenizacji i przemiany izotermicznej dla podwyższenia udarności niklowo-miedziowego żeliwa ADI*, Int. Conf. "Żeliwo ADI ...", Kraków, 2000, II, pp. 45-55, (in Polish)
50. Kowalski A., *Rola niklu i miedzi w procesie krzepnięcia i kształtowania struktury bainityczno-austenitycznej oraz właściwości żeliwa sferoidalnego*, Praca doktorska 1996, Kraków, (in Polish)
51. Lee S.-C., Hsu C.-H., Chang C.-C., Feng H.-P., *Influence of casting size and graphite nodule refinement on fracture toughness of austempered ductile iron*, Metallurgical and Materials Transactions, 1998, 29A October, pp. 2511-2521
52. Leonavicius M., Bobyliov K., Krenevičius A., Stupak S. *Spheroid graphite cast iron specimens with defects cracking investigation*, Mechanika, 2008, 1(69), pp. 13-18

53. Lin B.Y., Chen E.T., Lei T.S., *The effect of alloy elements on the microstructure and properties of austempered ductile irons*, Scripta Metallurgica et Materialia, 1995, 32/9, pp. 1363-1367
54. Lin C.-K., Hung T.-P. *Influence of microstructure on the fatigue properties of austempered ductile irons -- II Low-cycle fatigue*, International Journal of Fatigue 1996, 18, pp. 309-320
55. Lin C.-K., Lai P.-K., Shih T.-S., *Influence of microstructure on the fatigue properties of austempered ductile irons -- I High-cycle fatigue*, International Journal of Fatigue 1996, vol.18, No.5, pp. 297-307
56. Lin C.-K., Pai Y.-L. *Low-cycle fatigue of austempered ductile irons at various strain ratios*, International Journal of Fatigue, 1998, 21, pp. 45-54
57. Lin Ch.-K., Lee W.J., *Effects of highly stressed volume on fatigue strength of austempered ductile irons*, International Journal of Fatigue, 1998, 20, pp. 301-307
58. Liu J., Elliott R., *The influence of cast structure on the austempering of ductile iron*, Int. J. Of Cast Metals Res., 1999, 11, pp. 407-412
59. Liu J., Elliott R., *The influence of cast structure on the austempering of ductile iron. Part 3. The role of nodule count on the kinetics, microstructure and mechanical properties of austempered Mn alloyed ductile iron*, Int. J. Cast Metals, Res., 1999, 12, pp. 189-195
60. Martinez R.A., Boeri R.E., Sikora J.A., *Impact and fracture properties of ADI, compared with SAE 4140 steel*, AFS Transactions, 98-08, pp. 27-30
61. Martinez, R.A. *Fracture surfaces and the associated failure mechanisms in ductile iron with different matrices and load bearing Engineering*, Fracture Mechanics, 2010, 77, pp. 2749-2762
62. Martins R., Seabra J., Magalhaes L. *Micropitting of Austempered Ductile Iron Gears: Biodegradable ester vs. Mineral Oil*, Mecanica Experimental, 2006, 13, pp. 55-65
63. Massone J., Boeri R., Sikora J., *Production of ADI by hot shake out - microstructure and mechanical properties*, Int. J. of Cast Metals Research, 1999, 11, pp. 419-424

64. Mittal R., Nanda S., *Property enhancement of spheroidal graphite cast iron by heat treatment*, Department of Metallurgical and Materials Engineering National Institute of Technology Rourkela, 2010
65. Moeinipour K., Sahn P.R., *ADI-Kokillengießverfahren mit gekoppelter In-situ-Wärmebehandlung*, Gießerei Forschung 2002, 54, pp.1
66. Moore D.J., Rouns T.N., Rundman K.B., *Structure and mechanical properties of austempered ductile iron*, AFS Transactions, 85-103, pp. 705-718
67. Mourad M.M., Ibrahim K.M., Ibrahim M.M., Nofal A.A., *Optimizing the Properties of Thin Wall Austempered Ductile*, Iron 68th WFC - World Foundry Congress, 2008, pp. 161-166
68. Myszka D., Kaczorowski M. *Nowe metody obróbki cieplnej dla żeliwa ADI*, Międzynarodowa Konferencja Naukowa Żeliwo ADI - oferta odlewnictwa dla konstruktorów i użytkowników odlewów, 2000, (in Polish)
69. Myszka D., Kaczorowski M., *Hartowanie izotermiczne żeliwa sferoidalnego w złożach fluidalnych*, Acta Metalurgica Slovaca, 2002, 8, pp. 89-94, (in Polish)
70. Myszka D., *Struktura i właściwości żeliwa ADI otrzymanego przez bezpośrednie hartowanie izotermiczne w złożu fluidalnym*, Rozprawa Doktorska, PW, 2003, (in Polish)
71. Pachowski M., Dymski S., *Struktura i twardość żeliwa sferoidalnego hartowanego z przemianą izotermiczną i odpuszczonego*, MOCIP, 1990, 106-108, pp. 44-53, (in Polish)
72. Park Y.J., Morton P.A., Gagne M., Goller R., *Continuous cooling transformation and austempering behaviour of Cu-Mo ductile irons*, AFS Transaction 1984, vol. 153, pp. 395-400
73. Park Y.-W., Kang I.-C., *Effect of silicon on the fracture characteristics of ADI*, 58th world Foundry Congress, Kraków, 1991, September, pp. 22.1-12
74. Perez M.J., Cisneros M.M., Lopez H.F. *Wear resistance of Cu-Ni-Mo austempered ductile iron*, Wear, 2006, pp. 879-885

75. Petre nec M., Beran P., Dluhos J., Zouhar M., Sevcik M. *Analysis of fatigue crack initiation in cycled austempered ductile cast iron*, Procedia Engineering, 2010, pp. 2337-2346
76. Petre nec M., Tesarova H., Beran P., Smid M., Roupцова P. *Comparison of low cycle fatigue of ductile cast irons with different matrix alloyed with nickel*, Procedia Engineering, 2010, pp. 2307-2316
77. Pirowski Z., Olszyński J., Turzyński J., Gościański M., *Elementy maszyn rolniczych pracujących w glebie wykonane z nowoczesnych tworzyw odlewniczych*, MOTROL 2006, 8, pp. 169-180, (in Polish)
78. Pirowski Z., Wodnicki J., Olszyński J. *Microadditions of Boron and Vanadium in ADI Part 2. Own investigations*, Archive of Foundry Engineering, 2007, 7, pp. 171-174
79. Putatunda S.K., *Development of austempered ductile cast iron (ADI) with simultaneous high yield strength and fracture toughness by a novel two-step austempering process*, Materials Science and Engineering A, 2001, 315, pp. 70-80
80. Putatunda S.K., Kesani S., Trackett R., Lawes G., *Development of austenite free ADI (austempered ductile cast iron)*, Materials Science and Engineering, 2006, pp. 112-122
81. Rao P.P., Putatunda S.K., *Investigations on the fracture toughness of austempered ductile irons austenitized at different temperatures*, Materials Science & Engineering A, 2003, 349, pp. 136-149
82. Rivera G., Boeri R., Sikora J., *Influence of the solidification microstructure on the mechanical properties of ductile iron*, The International Journal of Cast Metals Research, 1999, 11, pp. 533-538
83. Rouns T.N., Rundman K.B., Moore D.M., *On the structure and properties of austempered ductile iron*, AFS Transaction, 84-121, pp. 815-840
84. Seah K.H., Sharma S.C., *Machinability of Alloyed Austempered Ductile Iron*, International Journal of Machine Tools and Manufacture, 1995, 35, pp. 1475-1479



85. Seker U., Hasirci H., *Evaluation of machinability of austempered ductile irons in terms of cutting forces and surface quality*, Journal of Materials Processing Technology, 2003
86. Sen S., Mishra S.C., Sarkar S. *Characterization of ADI through fractographic analysis*, Journal The Technology Word, 2010, V,
87. Shanmugam P., Rao P.P., Udupa K.R., Venkataraman N. *Effect of microstructure on the fatigue strength of an austempered ductile iron*, Journal of Materials Science, 1994, 29, pp. 4933-4940
88. Sheikh M.A., *Effect of heat treatment and alloying elements on characteristics of austempered ductile iron*, Department of Metallurgical and Materials Engineering, PhD, 2008, pp. 3-119
89. Shelton P.W., Bonner A.A. *The effect of copper additions to the mechanical properties of austempered ductile iron (ADI)*, Journal of Materials Processing Technology, 2006, pp. 269-274
90. Shih T.-S., Yang Z.-C., *Effect of nickel and processing variables on the mechanical properties of austempered ductile iron*, Int. J. Cast Metals Res., 1998, 10, pp. 335-344
91. 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, 2004, 153-154, pp. 203-208
92. Stenfors S.E., Storesun J., Sandstrom R., *Influence of Heat Treatment and Composition on the Mechanical Properties and Machinability of Austempered Ductile Iron*, Proc. of International Conference of Austempered Ductile Iron, march 1986, no 2, pp. 227-236
93. Szykowny T., Ciechacki K., Skibicki A., Sadowski J. *The effect of microstructure of low-alloy spheroidal cast iron on impact strength*, Archive of Foundry Engineering, 2010, 10, pp. 75-80
94. Tartera J., Prado J.M., Pujol A., *Wear and fatigue properties of ADI*, Advanced Materials Research, 1997, 4-5, pp. 251-258
95. Tetra J., Prado J.M., Pujol A., *Wear and Fatigue Properties of Austempered Ductile Iron*, Advanced Materials Research, 1997, Vols. 4-5, pp. 251-258

96. Toktas G., Tayanc M., Toktas A. *Effect of matrix structure on the impact properties of an alloyed ductile iron*, Materials Characterization, 2006, 57, pp. 290-299
97. Tun T., Lwin K.T., *Optimizing the Microstructure and Mechanical Properties of Austempered Ductile Iron for Automobile Differential Gear*, Journal of Metals, Materials and Minerals, 2008, 18, pp. 199-205
98. Turzyński J., Wodnicki J., *Wytwarzanie żeliwa ADI w Instytucie Odlewnictwa; Część II - Wybrane przykłady wykonania obróbki cieplnej odlewów*, Międzynarodowa Konferencja Naukowa Żeliwo ADI - Oferta odlewnictwa dla konstruktorów i użytkowników odlewów, Kraków, 2000, (in Polish)
99. Valdes C., Perez Lopez M.J., Figueroa M., Ramirez L.E. *Austempered ductile iron with dual matrix structures*, Revista Mexicana de Fisica, 2009, 55, pp. 48-51
100. Voigt R.C., *Gefugentersuchung mit dem Rasterelektronenmikroskop von Zwischenstufen vergütetem Gusseisen mit Kugelgraphit*, Gießerei - Praxis 1985, 7, pp. 95-104
101. Wang W., Guo X.-Ch., Wang Ch.-H., *Research on the influence of heat treatment parameter on the mechanical property of austempered ductile iron*, International Conference on Mechanic Automation and Control Engineering (MACE), 26-28 June 2010, pp. 5918-5921
102. Wu C.Z., Chen Y.J., Shih T.S., *Phase transformation in Austempered ductile iron by microjet impact*, Materials Characterization, 2002, 48, pp. 43-54
103. Yang J., Putatunda S.K., *Effect of microstructure on abrasion wear behavior of austempered ductile cast iron (ADI) processed by a novel two-step austempering process*, Materials Science and Engineering, 2005, A 406, pp. 217-228
104. Yang J., Putatunda S.K., *Influence of a novel two-step austempering process on the strain-hardening behaviour of austempered ductile cast iron (ADI)*, Materials Science and Engineering A, 2004, 382, pp. 265-279
105. Yoo S.M., Moeinipour K., Ludwig A., Sahm P.R., *Numerical simulation and experimental results of in situ heat treated ADI*, Int. J. Cast Metals Res., 1999, 11, pp. 483-488

106. Yoshino S., *Mechanical properties and fatigue of austempered ductile cast iron*, International Conference on Austempered Ductile Iron, 1986, pp. 337-348
107. Zapletal J., Vechet S., Kohout J., Obrtlík K. *Fatigue Lifetime of ADI Ultimate Tensile Strength to Permanent Fatigue Limit*, Strength of Materials, 2008, 40, pp. 32-35
108. Zimba J., Simbi D.J., Navara E., *Austempered ductile iron: an alternative materials for earth moving components*, Cement & Concrete Composites, 2003, (25), pp. 643-649









the 1990s, the number of people in the world who are illiterate has increased from 700 million to 800 million.

It is not surprising that the United Nations has set a goal of halving the number of illiterate people in the world by the year 2015. This goal is part of the Millennium Development Goals (MDGs) adopted by the United Nations in 2000.

The MDGs are a set of eight goals that the United Nations has set for the world to achieve by the year 2015. The goals are:

1. Eradicate extreme poverty and hunger  
2. Achieve universal primary education  
3. Promote gender equality and empower women

4. Reduce child mortality  
5. Improve maternal health  
6. Combat HIV/AIDS, malaria and other diseases

7. Ensure environmental sustainability  
8. Develop a global partnership for development

The goal of universal primary education is the second of the MDGs. It is defined as:

Ensuring that all children, boys and girls alike, will be able to acquire basic skills in order to improve their lives and to contribute to the development of their countries.

The goal of universal primary education is a key component of the MDGs. It is a goal that is shared by all countries in the world.

The goal of universal primary education is a goal that is shared by all countries in the world. It is a goal that is shared by all countries in the world.

The goal of universal primary education is a goal that is shared by all countries in the world. It is a goal that is shared by all countries in the world.

The goal of universal primary education is a goal that is shared by all countries in the world. It is a goal that is shared by all countries in the world.

The goal of universal primary education is a goal that is shared by all countries in the world. It is a goal that is shared by all countries in the world.

The goal of universal primary education is a goal that is shared by all countries in the world. It is a goal that is shared by all countries in the world.

The goal of universal primary education is a goal that is shared by all countries in the world. It is a goal that is shared by all countries in the world.

The goal of universal primary education is a goal that is shared by all countries in the world. It is a goal that is shared by all countries in the world.

The goal of universal primary education is a goal that is shared by all countries in the world. It is a goal that is shared by all countries in the world.

The goal of universal primary education is a goal that is shared by all countries in the world. It is a goal that is shared by all countries in the world.

The goal of universal primary education is a goal that is shared by all countries in the world. It is a goal that is shared by all countries in the world.

The goal of universal primary education is a goal that is shared by all countries in the world. It is a goal that is shared by all countries in the world.

The goal of universal primary education is a goal that is shared by all countries in the world. It is a goal that is shared by all countries in the world.

The goal of universal primary education is a goal that is shared by all countries in the world. It is a goal that is shared by all countries in the world.

The goal of universal primary education is a goal that is shared by all countries in the world. It is a goal that is shared by all countries in the world.

The goal of universal primary education is a goal that is shared by all countries in the world. It is a goal that is shared by all countries in the world.

The goal of universal primary education is a goal that is shared by all countries in the world. It is a goal that is shared by all countries in the world.