

**POLITECHNIKA ŚLĄSKA W GLIWICACH  
WYDZIAŁ MECHANICZNY TECHNOLOGICZNY  
KATEDRA ODLEWNICTWA**

**ROZPRAWA DOKTORSKA**

**WPLYW MATERIAŁÓW WSADOWYCH  
NA JAKOŚĆ METALURGICZNĄ ŻELIWA SFEROIDALNEGO  
W ODLEWACH WIELKOGABARYTOWYCH**

**MAŁGORZATA LENERT**

**PROMOTOR**

**DR HAB. INŻ. MARCIN STAWARZ PROF. PŚ**

**OPIEKUN PRZEMYSŁOWY**

**DR INŻ. RAFAŁ DOJKA**

**GLIWICE 2024**

Niniejsza Praca powstała w ramach projektu Doktorat Wdrożeniowy finansowanego przez  
Ministerstwo Nauki i Edukacji  
Nr RJO15/SDW/003\_38  
oraz  
dzięki środkom finansowym i infrastrukturze ODLEWNI RAFAMET Sp. z o. o.

## **SPIS TREŚCI**

SPIS OZNACZEŃ I SYMBOLI.....	5
WSTĘP.....	6
1. STUDIUM LITERATURY.....	6
1.1. Wprowadzenie – aktualna sytuacja i perspektywy dla żeliw sferoidalnych.....	6
1.2. Żeliwa sferoidalne – gatunki podstawowe, a ferrytyczne umocnione roztworowo – porównanie właściwości .....	11
1.3. Rola krzemu w żeliwach sferoidalnych – wpływ na kształtowanie struktury i mechanizm umocnienia roztworowego .....	18
1.4. Wpływ składu chemicznego żeliwa.....	24
1.5. Wytwarzanie żeliw sferoidalnych – materiały wsadowe, obróbka pozapiecowa.....	29
1.6. Krystalizacja żeliwnych odlewów grubościennych.....	35
1.7. Żeliwa SSFDI – wyzwania w produkcji przemysłowej.....	37
1.8. Zastosowanie, możliwości aplikacyjne.....	41
2. BADANIA WŁASNE.....	43
2.1. Teza i cele pracy.....	43
2.2. Materiały wsadowe .....	46
2.3. Plan eksperymentu .....	47
2.4. Etap I – wytopy wstępne.....	48
2.4.1. Forma odlewnicza .....	48
2.4.2. Stanowisko badawcze .....	49
2.4.3. Procedura wytopów.....	50
2.4.4. Metodologia badawcza.....	52
2.4.5. Wyniki badań .....	53
2.4.6. Opracowanie wyników W1÷W14.....	71
2.4.7. Wpływ udziału surówki na strukturę i własności żeliw sferoidalnych .....	74

2.4.8.	Wpływ zawartości Mn na udział perlitu i własności mechaniczne.....	76
2.4.9.	Wpływ udziału Si na własności żeliw .....	78
2.4.10.	Podsumowanie wyników i analiza kosztów materiałowych .....	80
2.5.	Etap II – próba 4Y .....	82
2.5.1.	Forma odlewnicza .....	82
2.5.2.	Stanowisko badawcze .....	83
2.5.3.	Procedura wytopów .....	85
2.5.4.	Metodologia badawcza.....	85
2.5.5.	Wyniki badań .....	86
2.5.6.	Wpływ grubości ścianki na strukturę i własności żeliw SSFDI.....	98
2.5.7.	Opracowanie wyników próby 4Y .....	103
3.	WDROŻENIE PRODUKCYJNE .....	105
3.1.	Geometrie odlewów .....	105
3.2.	Technologia wytopu.....	106
3.3.	Wyniki badań.....	108
3.1.	Podsumowanie wdrożenia.....	111
4.	WNIOSKI.....	112
5.	BIBLIOGRAFIA.....	115
	SPIS RYSUNKÓW .....	123
	SPIS TABEL.....	128
	STRESZCZENIE .....	129
	SUMMARY .....	131

## **SPIS OZNACZEŃ I SYMBOLI**

- FISI – Foundry Industry Sentiment Indicator – wskaźnik nastrojów dla branży odlewniczej,  
BCI – Business Climate Indicator – wskaźnik klimatu dla biznesu,  
CAEF – The European Foundry Association – Europejskie Stowarzyszenie Odlewnicze,  
OIG – Odlewnicza Izba Gospodarcza,  
MTZ – Wskaźnik materiałowy Odlewniczej Izby Gospodarczej,  
ETZ – Wskaźnik energetyczny Odlewniczej Izby Gospodarczej,  
SSFDI – Solution Strengthened Ferritic Ductile Iron – żeliwo sferoidalne o wzmocnionym roztworze stałym,  
 $t$  – reprezentatywna grubość ścianki, mm,  
 $K_{z,L}$  – równoważnik odpowiadający procesom grafityzacji podczas przemiany eutektycznej,  
 $K'_{z,L}$  – równoważnik odpowiadający procesom grafityzacji podczas przemiany eutektoidalnej,  
 $T_{e,st}$  – temperatura eutektyczna układu stabilnego, °C  
 $T_{e,mst}$  – temperatura eutektyczna układu metastabilnego, °C  
 $\Delta T_{e, eut}$  – zakres temperatur równowagowych przemiany eutektycznej,  
 $S_c$  – stopień nasycenia eutektycznego,  
CE – równoważnik węgla,  
 $v_f$  – szybkość chłodzenia określona zmianą temperatury w punkcie odlewu,  
 $M$  – moduł odlewu, cm  
 $T_{liquidus}$  – temperatura rozpoczęcia procesu krystalizacji, °C  
 $T_{solidus}$  – temperatura zakończenia procesu krystalizacji, °C  
 $T_{e, start}$  – temperatura rozpoczęcia krystalizacji eutektyki, °C  
 $T_{e, max}$  – maksymalna temperatura krystalizacji eutektyki, °C  
 $T_{e, min}$  – minimalna temperatura krystalizacji eutektyki, °C  
Rec – rekalescencja, różnica między  $T_{e, max}$  a  $T_{e, min}$ ,  
VPS – wskaźnik szybkości przejścia ze stanu półstałego w stały, opisuje wartość kąta przez szybkość stygnięcia, °

## WSTĘP

### 1. STUDIUM LITERATURY

#### 1.1. Wprowadzenie – aktualna sytuacja i perspektywy dla żeliw sferoidalnych

Literatura naukowa wielokrotnie podkreśla znaczenie żeliw sferoidalnych jako materiałów inżynierskich, wykorzystywanych w szerokim spektrum zastosowań – od elementów silników spalinowych po korpusy maszynowe czy łoża obrabiarek. Dowodem na to jest utrzymujący się wysoki wolumen produkcji odlewów z tego materiału, stanowiący w roku 2018 około 25%, w 2019 – ponad 21% i wreszcie w 2020 – około 22% udziału w światowym rynku wyrobów odlewanych [1,2,3]. Analizując spadkowy trend produkcji odlewów w wymienionym okresie, warto zaznaczyć, iż ciężar wytwarzanych na świecie odlewów z żeliwa sferoidalnego osiąga rokrocznie niemalże stałą wartość. Podkreśla to jego niesłabnącą pozycję i zachęca do ciągłego doskonalenia technologii wytwarzania oraz ulepszania jego własności użytkowych, poszerzając tym samym obszar jego aplikacji. Sytuacja, zarówno na światowym, jak i europejskim rynku odlewniczym w drugiej i trzeciej dekadzie XXIw. kształtuje się niezwykle dynamicznie. W czytelny sposób obrazuje to wykres (Rys. 1) przedstawiający wskaźnik nastrojów dla branży odlewniczej - *Foundry Industry Sentiment Indicator (FISI)*, a także wskaźnik klimatu dla biznesu - *Business Climate Indicator (BCI)*, comiesięcznie publikowany przez Europejskie Stowarzyszenie Odlewnicze (*CAEF – The European Foundry Association*). Pierwszy z nich (FISI) szacowany jest w oparciu o subiektywną ocenę członków CAEF dot. bieżącej sytuacji biznesowej w sektorze odlewniczym w korelacji z ich przewidywaniami na najbliższe sześć miesięcy, natomiast wskaźnik BCI – publikowany jest przez Komisję Europejską, która co miesiąc ocenia warunki rozwoju sektora produkcyjnego w strefie Euro, w odniesieniu do pięciu kluczowych kryteriów świadczących o kondycji przemysłu tj. trendy produkcyjne, portfele zamówień, zamówienia eksportowe, zapasy i oczekiwania produkcyjne. Analizując krzywe można stwierdzić, iż rozkwit branży odlewniczej przypadał na lata 2017÷2018, kiedy nastąpiło wyraźne ożywienie gospodarcze, zarówno aktualne jak i dot. perspektyw branży. Trend wzrostowy dla wskaźnika FISI utrzymywał się aż do roku 2019, którego ostatni kwartał zapowiadał nadchodzący kryzys spowodowany pandemią COVID-19 [5]. Przerwanie łańcuchów dostaw, utrudniony eksport

towarów, a także znacząca absencja pracowników wpłynęły na obniżenie potencjału sektora odlewniczego. Całą uwagę została skierowana na ochronę zdrowia oraz walkę z koronawirusem, co wyraźnie spowolniło rozwój gospodarczy, doprowadzając także do zmniejszenia popytu na wyroby odlewane. Dopiero początek 2021r. zapowiadał ożywienie gospodarcze, jednak wskaźnik FISİ nie był już tak korzystny jak na przełomie 2018 i 2019r.

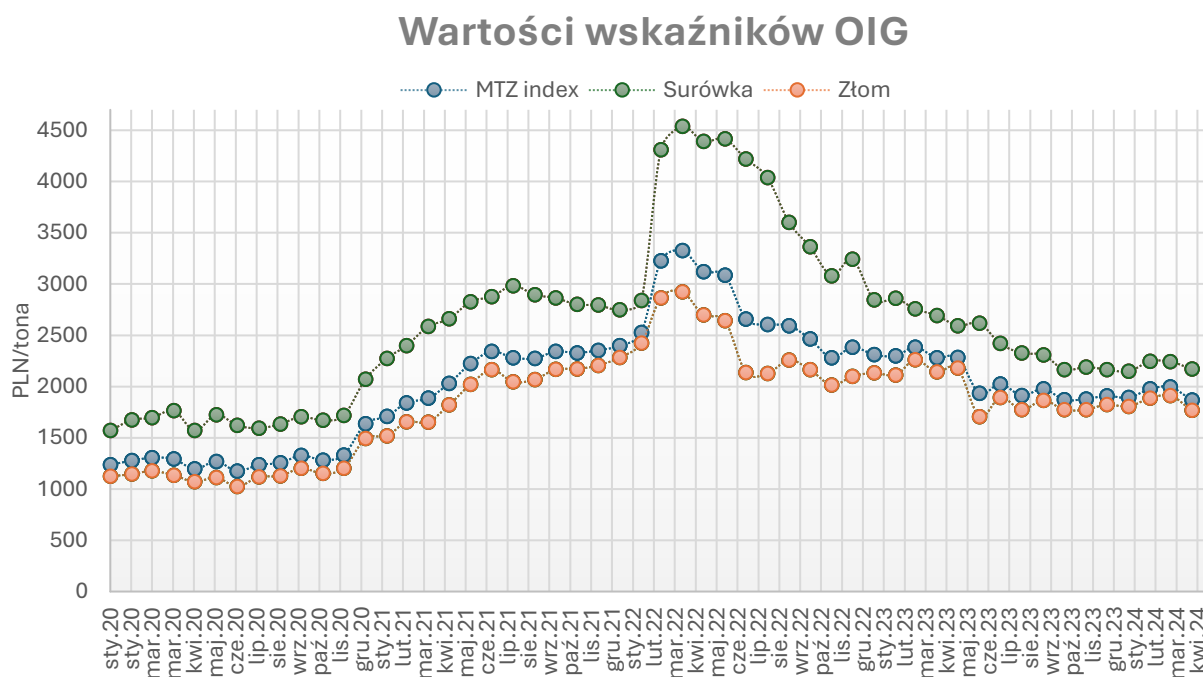
## European Foundry Industry Sentiment Indicator (FISI) and Business Climate Indicator Euro Area (BCI) March 2024



Rys. 1. Wskaźniki FISİ oraz BCI wg. CAEF od 2016r. [4]

Kolejnym negatywnym bodźcem, który przesądził o sytuacji gospodarczej, szczególnie dla krajów Europy wschodniej, była eskalacja konfliktu zbrojnego w bezpośrednim otoczeniu Polski – pomiędzy Rosją a Ukrainą, przypadająca na początek 2022r. Działania wojenne, skutkujące drastycznym spadkiem produkcji przemysłowej sąsiadującego państwa, m.in. poprzez przerwy w dostawie energii elektrycznej, znacząco ograniczyły dostęp do materiałów wsadowych - w tym do surówki odlewniczej, której Ukraina była światowym potentatem [10]. Niestabilna sytuacja na rynku materiałów wsadowych przyczyniła się do raptownego wzrostu ich cen, szczególnie w pierwszych miesiącach trwania wojny [6]. Momentalnie znalazło to swoje odzwierciedlenie m.in. w wartości wskaźnika materiałowego MTZ, publikowanego przez Odlewniczą Izbę Gospodarczą, wyrażonego średnią ceną netto PLN/tonę, w którym 75% stanowi średnia cena złomu, a pozostałą część – średnia cena surówki odlewniczej (Rys. 2). Osiągnął on wartość maksymalną już kilka tygodni po wybuchu wojny, a główną składową

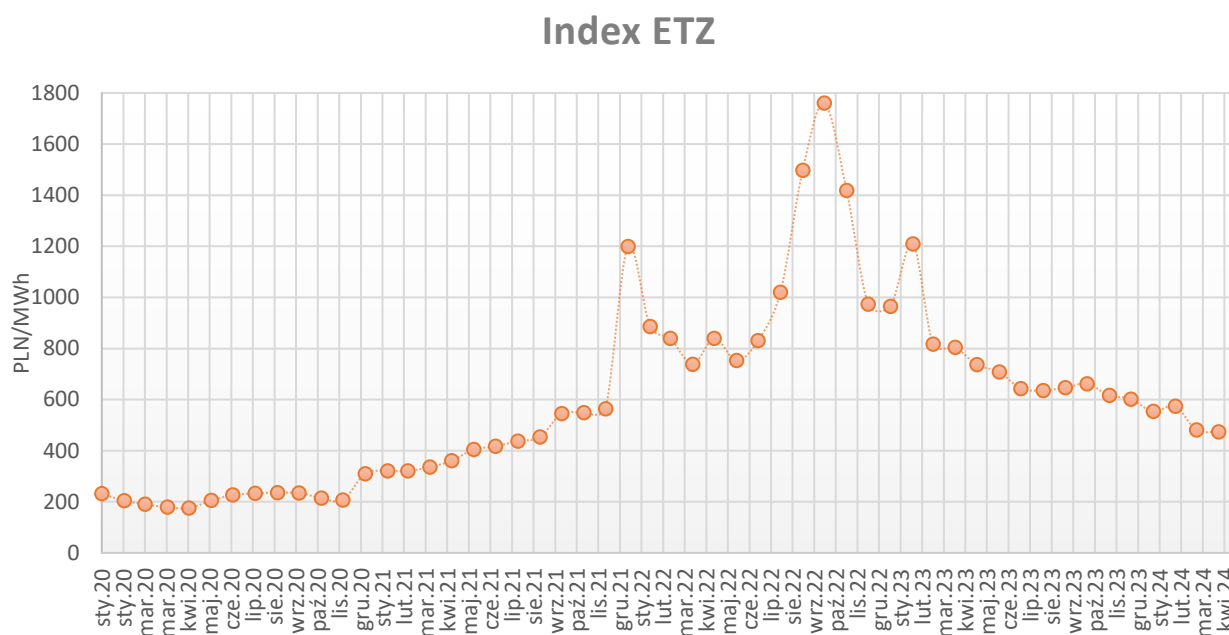
tego zjawiska była niespotykana od lat, wysoka cena surowki. Pomimo odczuwalnej obniżki cen tego materiału po pierwszym kwartale 2024 r., wartość indeksu MTZ nie osiągnęła jeszcze optymistycznego poziomu sprzed 2020r.



Rys. 2. Wartości materiałowych wskaźników OIG [7]

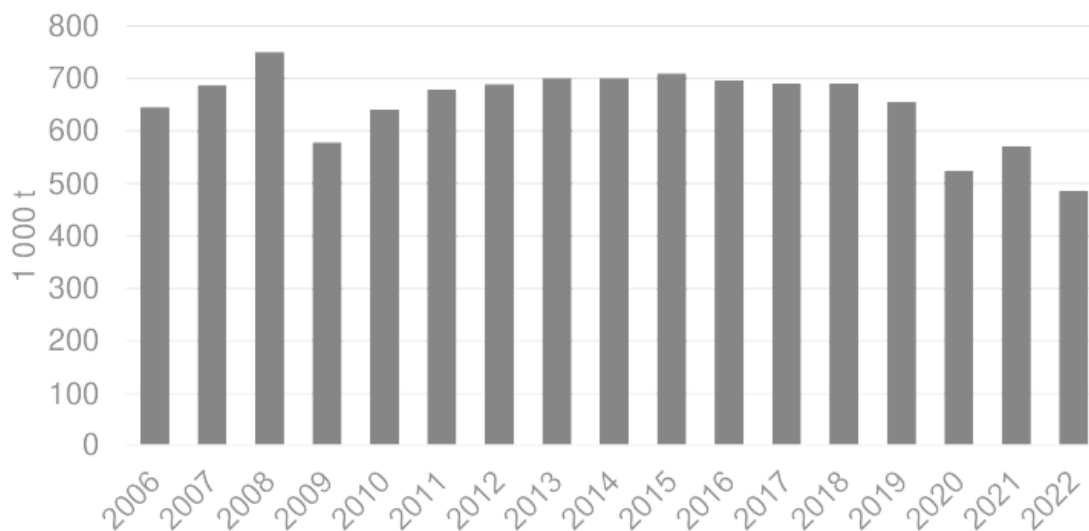
Do najbardziej odczuwalnych skutków tego konfliktu dla pozostałych krajów europejskich zaliczyć można także nagłe ograniczenie dostaw surowców energetycznych jak ropy naftowej czy gazu ziemnego z Rosji, jako wyraz sprzeciwu dot. działań wojennych na Ukrainie oraz dostosowanie się do wspólnie realizowanej polityki krajów członkowskich Unii Europejskiej. Podobnie jak w przypadku innych dóbr importowanych, odbiło się to na ich cenie, aż do czasu stabilizacji warunków rynkowych (Rys. 3) [8,9]. Konieczność zapewnienia bezpieczeństwa energetycznego krajów europejskich, wymusiło na nich dywersyfikację źródeł, a także kierunków dostaw ropy naftowej, gazu ziemnego czy węgla, co wydłużyło logistykę tego przedsięwzięcia i przełożyło się na kształtowanie cen energii elektrycznej w Europie Środkowej. Bezpośrednio znalazło to odzwierciedlenie w kosztach produkcji wyrobów odlewanych, które stanowią jeden z najbardziej energochłonnych procesów przemysłowych.





Rys. 3. Index ETZ – wskaźnik cen energii w latach 2020÷2024 [8]

W czasie kiedy niemalże cała Europa zmagala się z pośrednimi skutkami działań zbrojnych, a sytuacja pandemiczna została określona mianem opanowanej, prym w produkcji odlewniczej wiodły kraje azjatyckie – w tym Chiny, które rokrocznie odnotowywały wzrost ilości wytwarzanych odlewów [3]. Konkurencyjne ceny oraz stale podnoszona jakość, a także zwiększenie płynności w aspekcie logistyki dostaw towarów zza kontynentu, coraz to bardziej zachęcały do podjęcia współpracy jako dostawcy odlewów na rynek europejski, szczególnie iż to coraz częściej właśnie cena stawała się najistotniejszym kryterium wyboru. Dodatkowo zawieszenie projektów realizowanych na rynku rosyjskim i białoruskim, a także ograniczenie szeroko pojętego handlu z tymi krajami na mocy nakładanych sankcji, wpłynęło na odczuwalny spadek poziomu zamówień krajowych przedsiębiorstw, a co za tym idzie – produkcji odlewów, w tym wykonywanych z żeliwa (Rys. 4) [11]. Przewidywania rynkowe co do niedalekiej przyszłości wydają się być jednak optymistyczne, szacując wartość PKB, kształtowanie się cen materiałów, usług i surowców jak i pojawiające się na rynku nowe projekty [11].



*Rys. 4. Polska produkcja odlewów żeliwnych między 2006 a 2022r. [11]*

Jednym z nich mogą okazać się inwestycje wynikające ze strategii stopniowego energetycznego uniezależnienia się kraju. Polska jako członek UE realizować będzie optymalizację struktury rynku energii elektrycznej, w sposób wspierający transformację ekologiczną. Zgodnie z przyjętą Polityką energetyczną Polski do 2040r., ponad połowa produkcji energii elektrycznej pochodzić będzie z odnawialnych źródeł energii, w tym z energii wiatrowej [12, 13]. Istniejący potencjał morskiej energetyki wiatrowej sektora offshore na Bałtyku stwarza szanse na realne wykorzystanie go już po 2025r., zakładając instalację nawet do 8GW mocy w dalszej perspektywie czasowej. [14]. Wsparcie inwestycji morskich elektrowni wiatrowych stanowi istotny filar Krajowego Planu Odbudowy i Zwiększania Odporności, którego celem strategicznym jest odbudowa potencjału rozwojowego gospodarki, utraconego na skutek pandemii jak również wsparcie trwałej konkurencyjności gospodarki. Jednym z realizowanych działań jest poprawa warunków otoczenia dla OZE i rządowe wsparcie inwestycji, w wyniku którego skorzystać mogą producenci elementów do budowy morskich farm wiatrowych, w tym krajowe odlewnie [15]. Pojawiające się perspektywiczne kierunki rozwoju na rynku lokalnym w zakresie wykorzystania żeliw sferoidalnych, zachęcają do doskonalenia technologii wytwarzania i wzbogacania portfolio zakładów produkcyjnych jako odpowiedź na zapotrzebowanie rynku.

## 1.2. Żeliwa sferoidalne – gatunki podstawowe, a ferrytyczne umocnione roztworowo – porównanie właściwości

Żeliwa sferoidalne, popularne w praktyce przemysłowej, doczekały się opracowania w postaci znormalizowanej jako PN-EN 1563 Odlewnictwo - żeliwo sferoidalne [17]. Norma ta rozróżnia podstawowe gatunki żeliw z grafitem kulkowym, przedstawione w Tabeli 1.

Tabela 1. Własności mechaniczne gatunków żeliwa wg. PN-EN 1563:2018 mierzone na próbkach obrabianych mechanicznie z wlewków próbnych [18]

Oznaczenie materiału		Reprezentatywna grubość ścianki	Umowna granica plastyczności 0,2%	Wytrzymałość na rozciąganie	Wydłużenie po zerwaniu
		t mm	R <sub>p0,2</sub> MPa min.	R <sub>m</sub> MPa min.	A % min.
Symbol	Numer				
EN-GJS-350-22-LT	5.3100	t≤30	220	350	22
		30<t≤60	210	330	18
		60<t≤200	200	320	15
EN-GJS-350-22-RT	5.3101	t≤30	220	350	22
		30<t≤60	220	330	18
		60<t≤200	210	320	15
EN-GJS-350-22	5.3102	t≤30	220	350	22
		30<t≤60	220	330	18
		60<t≤200	210	320	15
EN-GJS-400-18-LT	5.3103	t≤30	240	400	18
		30<t≤60	230	380	15
		60<t≤200	220	360	12
EN-GJS-400-18-RT	5.3104	t≤30	250	400	18
		30<t≤60	250	390	15
		60<t≤200	240	370	12
EN-GJS-400-18	5.3105	t≤30	250	400	15
		30<t≤60	250	390	14
		60<t≤200	240	370	12
EN-GJS-400-15	5.3106	t≤30	250	400	15
		30<t≤60	250	350	14
		60<t≤200	240	370	11
EN-GJS-450-10	5.3107	t≤30	310	450	10
		30<t≤60	do uzgodnienia między wytwórcą a zamawiającym		
		60<t≤200			
EN-GJS-500-7	5.3200	t≤30	320	500	7
		30<t≤60	300	450	7
		60<t≤200	290	420	5
EN-GJS-600-3	5.3201	t≤30	370	600	3
		30<t≤60	360	600	2
		60<t≤200	340	550	1
EN-GJS-700-2	5.3300	t≤30	420	700	2
		30<t≤60	400	700	2
		60<t≤200	380	650	1

EN-GJS-800-2	5.3301	t≤30	480	800	2
		30<t≤60	do uzgodnienia między wytwórcą a zamawiającym		
		60<t≤200			
EN-GJS-900-2	5.3302	t≤30	600	900	2
		30<t≤60	do uzgodnienia między wytwórcą a zamawiającym		
		60<t≤200			
<ul style="list-style-type: none"> <li>• LT dla niskiej temperatury</li> <li>• RT dla temperatury pokojowej</li> </ul>					

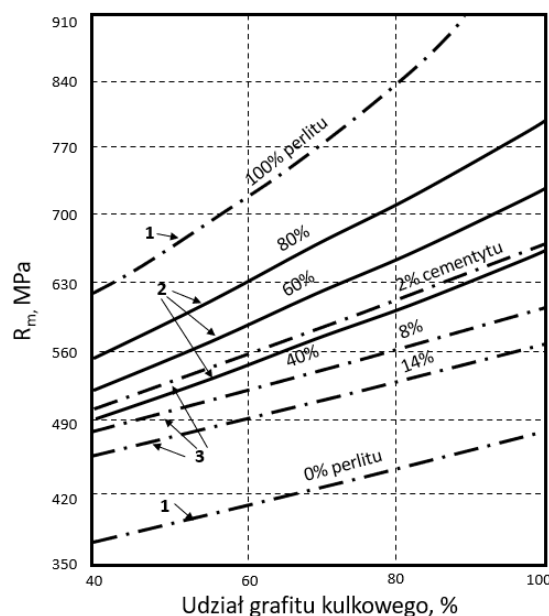
Informacje zawarte w tabeli wyróżniają 13 podstawowych gatunków żeliw sferoidalnych charakteryzujących się osnową od ferrytycznej po perlityczną, określając minimalne własności mechaniczne, uzyskane z wlewków próbnych o grubości lub średnicy 25mm. Własności te są zmienne w zależności od reprezentatywnej grubości ścianki odlewu, przy czym norma definiuje trzy zakresy  $t \leq 30$  mm,  $30 < t \leq 60$  mm oraz  $60 < t \leq 200$  mm [18]. Istnieje 6 przypadków dla których własności nie są zdefiniowane normatywnie, ich wartość należy uzgodnić między wytwórcą a zamawiającym, a bezpośrednio są związane z większą niż 30mm grubością ścian odlewu. Samo nazewnictwo gatunku, zgodnie z określonym symbolem, sygnalizuje minimalne własności wytrzymałości na rozciąganie i wydłużenia po zerwaniu, w odniesieniu do pierwszego zakresu, natomiast stosowane jest powszechnie bez względu na wymiary przekroju ścian odlewów.

Tabela 2. Minimalne wartości energii uderzenia wg. PN-EN 1563:2018 mierzone na próbkach do badań z karbem V obrabianych mechanicznie [18]

Oznaczenie materiału		Reprezentatywna grubość ścianki	Minimalna wartość energii uderzenia [J]					
			Temperatura pokojowa		Niska temperatura		Niska temperatura	
			(23±5)°C		(-20±2)°C		(-40±2)°C	
Symbol	Numer	t mm	Wartość średnia (3 próby)	Wartość pojedyncza	Wartość średnia (3 próby)	Wartość pojedyncza	Wartość średnia (3 próby)	Wartość pojedyncza
EN-GJS-350-22-LT	5.3100	t≤30	-	-	-	-	12	9
		30<t≤60	-	-	-	-	12	9
		60<t≤200	-	-	-	-	10	7
EN-GJS-350-22-RT	5.3101	t≤30	17	14	-	-	-	-
		30<t≤60	17	14	-	-	-	-
		60<t≤200	15	12	-	-	-	-
EN-GJS-400-18-LT	5.3103	t≤30	-	-	12	9	-	-
		30<t≤60	-	-	12	9	-	-
		60<t≤200	-	-	10	7	-	-
EN-GJS-400-18-RT	5.3104	t≤30	14	11	-	-	-	-
		30<t≤60	14	11	-	-	-	-
		60<t≤200	12	5	-	-	-	-

UWAGA Własności mechaniczne próbek do badań obrabianych mechanicznie z wlewków próbnych mogą się różnić od własności samego odlewu.

Dodatkowe oznaczenia LT lub RT występujące przy symbolu, podkreślają konieczność wykonania badań udarności w temperaturze pokojowej (23°C) – RT lub obniżonej LT do -20°C, a w przypadku gatunku EN-GJS 350-22-LT do nawet -40°C, co stanowi ocenę odporności na kruche pękanie w warunkach obciążenia statycznego (Tabela 2). Kolejność przedstawienia gatunków zgodnie z rosnącą wartością wytrzymałości na rozciąganie  $R_m$  [MPa] wynika m.in. z charakteru osnowy. Zakładając optymalny kształt i wielkość grafitu zgodnie z charakterystyką żeliwa sferoidalnego w stanie lanym (kształt V oraz VI wg. PN-EN 945-1 [84]), jego zwiększające się własności wytrzymałościowe reguluje udział perlitu w osnowie (Rys. 5), co wynika z właściwości mechanicznych perlitu ( $R_m$  ok. 550÷850 MPa) i ferrytu ( $R_m$  ok. 350÷500 MPa)[16]. W miarę zwiększania ferrytyzacji osnowy, polepszeniu ulegają własności plastyczne, a obniżeniu – wytrzymałościowe [24].

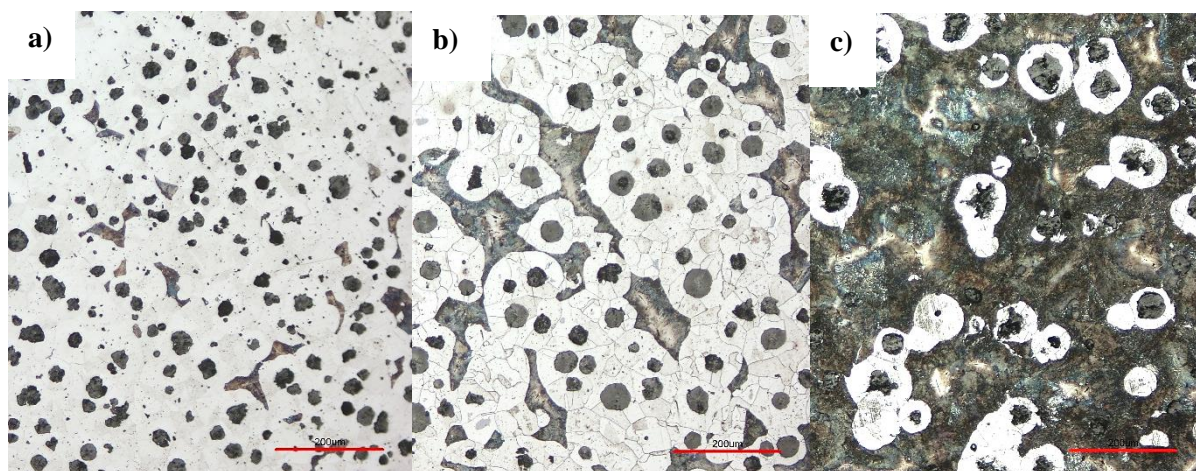


Rys. 5. Wpływ udziału grafitu kulkowego oraz perlitu i cementytu w osnowie żeliwa sferoidalnego na jego wytrzymałość na rozciąganie, 1- żeliwo w stanie surowym, 2 – obrabione cieplnie, 3 - perlityczne z wydzieleniami cementytu [16]

Nie jest to jedyny efekt zmiany charakteru osnowy. Wraz z udziałem perlitu rośnie wytrzymałość na ścinanie, skręcanie oraz ściskanie, a także wytrzymałość zmęczeniowa. Obniża się natomiast przewodność cieplna i odporność na kruche pękanie [18].

Jednorodny rozkład składników strukturalnych w obrębie gatunków z udziałem perlitu może stanowić wyzwanie w praktyce odlewniczej, ze względu na możliwe zróżnicowanie postaci konstrukcyjnej odlewu pod względem grubości ścian [20]. Duża twardość cementytu (rzędu 800÷1200 HB) w odniesieniu do ferrytu (120÷220 HB) czy grafitu (13÷18 HB) przejawia się w zwiększonej twardości żeliwa wraz z rosnącą ilością osnowy perlitycznej.

Szczególnie jest to dostrzegalne w gatunkach EN-GJS 500-7 (Rys. 6b) oraz EN-GJS 600-3 (Rys. 6c), stanowiących kombinacje tych składników, uwzględniając ilość perlitu w szerokim zakresie między 30÷70%. Prowadzi to do trudności w uzyskaniu stałego rozkładu twardości, ale także wytrzymałości, w obrębie całego odlewu i przyczynia się to do wzrostu zużycia narzędzi podczas obróbki skrawaniem. Korzystne zatem jest stosowanie gatunków o możliwie jednoskładnikowej osnowie, a przedstawione niedoskonałości osnowy ferrytyczno-perlitycznej i perlityczno-ferrytycznej, niwelują gatunki nowej generacji, w których ferryt stanowi min. 95% [18, 19, 20].



Rys. 6. Mikrostruktura żeliwa sferoidalnego, a-EN-GJS 400-15, b-EN-GJS 500-7, c-EN-GJS 600-3 (badania własne)

Zostało określone, że gatunki od EN-GJS 350-22-LT do EN-GJS 450-10, charakteryzują się w dominującym stopniu osnową ferrytyczną, jednak nie są to jedyne znormalizowane żeliwa sferoidalne o tej strukturze. Odrębnie przedstawiono żeliwa sferoidalne ferrytycznie umocnione roztworowo – ang. *SSFDI* – *Solution Strengthened Ferritic Ductile Iron* (Tabela 3), które pierwszy raz pojawiły się w normie w roku 2012, a badania nad nimi prowadzono już w latach 90. XXw. [17, 19, 21].

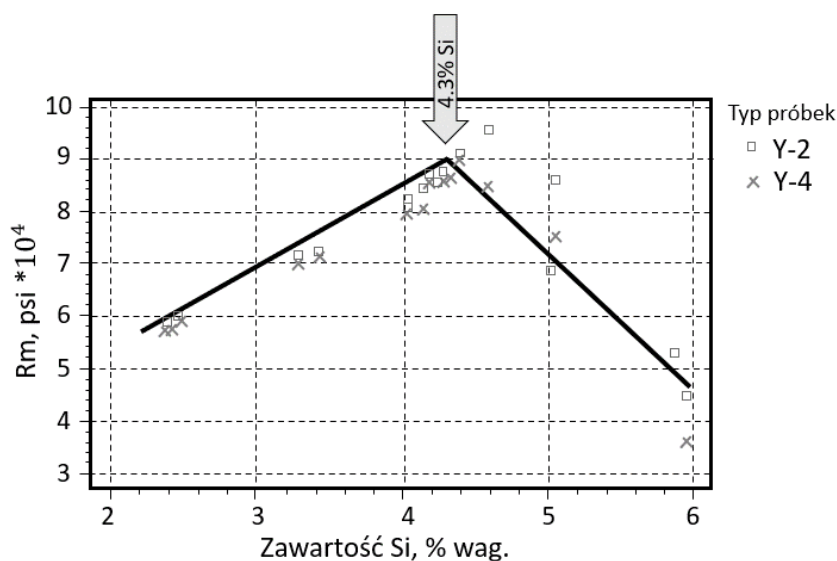
Tabela 3. Własności mechaniczne mierzone na próbkach do badań obrabianych mechanicznie z wlewków próbnych dla żeliwa ferrytycznego umocnionego roztworowo [18]

Oznaczenie materiału		Reprezentatywna grubość ścianki	Umowna granica plastyczności 0,2%	Wytrzymałość na rozciąganie	Wydłużenie po zerwaniu
		t mm	R <sub>p0,2</sub> MPa min.	R <sub>m</sub> MPa min.	A % min.
EN-GJS-450-18	5.3108	t≤30	350	450	18
		30<t≤60	340	430	14
		60<t≤200	do uzgodnienia między wytwórcą a zamawiającym		

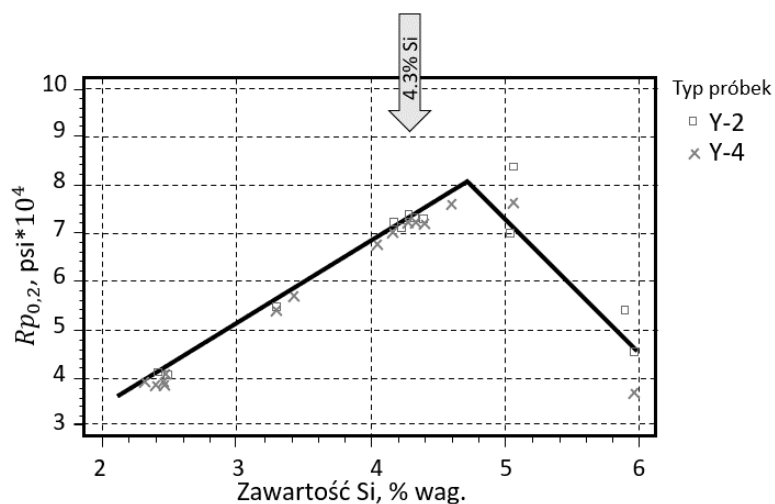
EN-GJS-500-14	5.3109	$t \leq 30$	400	500	14
		$30 < t \leq 60$	390	480	12
		$60 < t \leq 200$	do uzgodnienia między wytwórcą a zamawiającym		
EN-GJS-600-10	5.3110	$t \leq 30$	470	600	10
		$30 < t \leq 60$	450	580	8
		$60 < t \leq 200$	do uzgodnienia między wytwórcą a zamawiającym		

UWAGA. Własności mechaniczne próbek do badań obrabianych mechanicznie z wlewków próbnych mogą się różnić od własności samego odlewu.

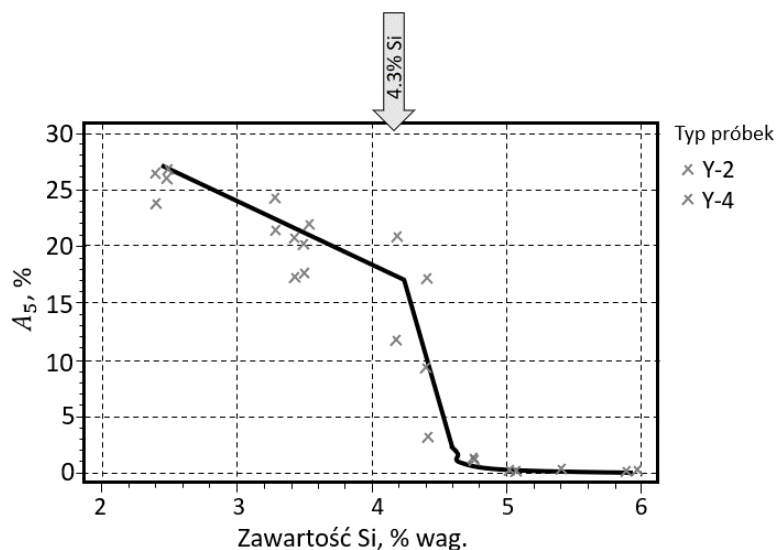
Z ich wprowadzeniem, zaprezentowana została całkowicie nowa koncepcja wytwarzania żeliw sferoidalnych, uzyskując nawet ponad trzykrotnie wyższe własności plastyczne, bez utraty wytrzymałości na rozciąganie i zadowalającej twardości, co istotne jednakowej w całym przekroju. Znormalizowane własności odnoszą się jedynie do dwóch zakresów reprezentowanej grubości ścianki tj.  $t \leq 30$  mm oraz  $30 < t \leq 60$  mm, wykazując niższą minimalną wartość dla większego zakresu, w przypadku  $R_m$  o ok. 4%,  $R_{p0,2}$  o 3÷4%, natomiast  $A$  o 15÷22% w porównaniu do ścian mniejszych lub równych 30mm. Wymagania odnoszące się do tych żeliw zakładają także maksymalną dopuszczalną zawartość perlitu sięgającą 5% oraz wolnego cementytu do 1%. Żeliwo SSFDI swoje ponadprzeciętne własności zyskuje za sprawą zwiększenia udziału krzemu, w korelacji z gatunkami przedstawionymi w Tabeli 1, przyjmując wartość aż do 4,3% Si, powyżej której zaobserwowano spadek podstawowych własności (Rys. 7÷10)[20]. Jedynie twardość wykazuje ciągły wzrost w zakresie 2÷6%Si.



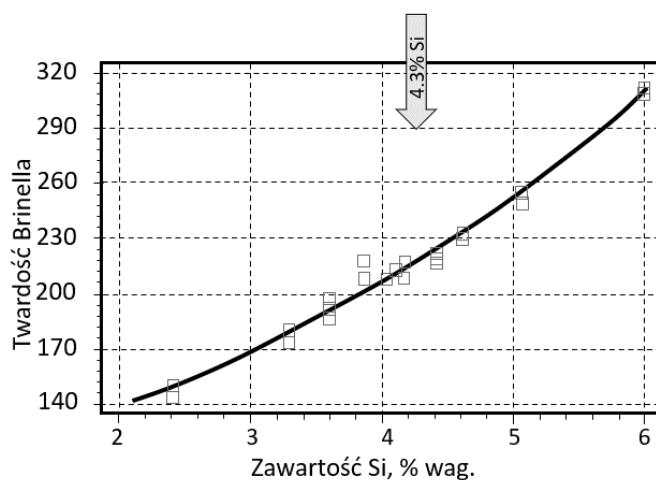
Rys. 7. Wpływ zawartości krzemu na wytrzymałość na rozciąganie żeliwa sferoidalnego[20]



Rys. 8. Wpływ udziału krzemu na umowną granicę plastyczności żeliwa sferoidalnego[20]



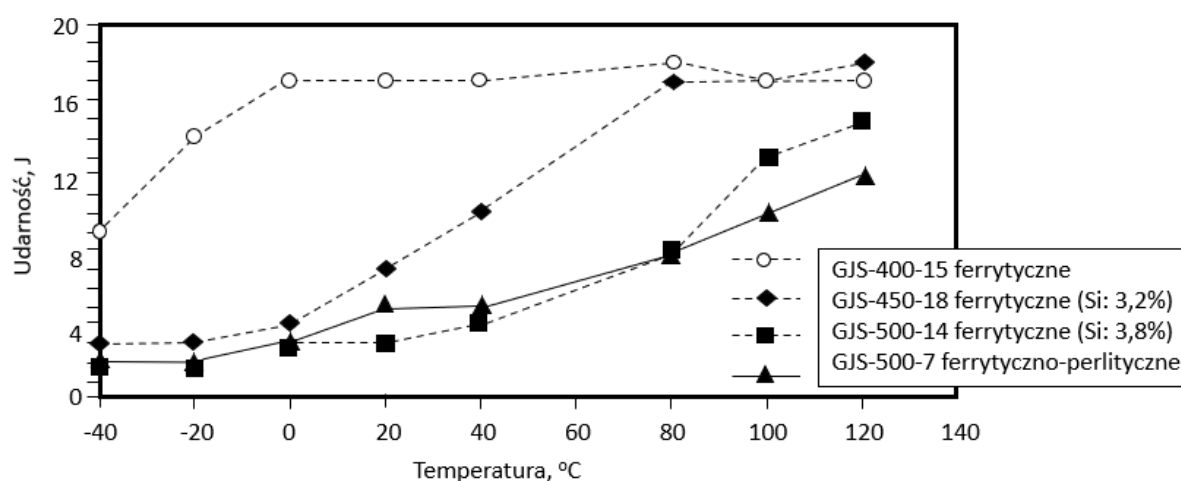
Rys. 9. Wpływ udziału krzemu na wydłużenie żeliwa sferoidalnego[23]



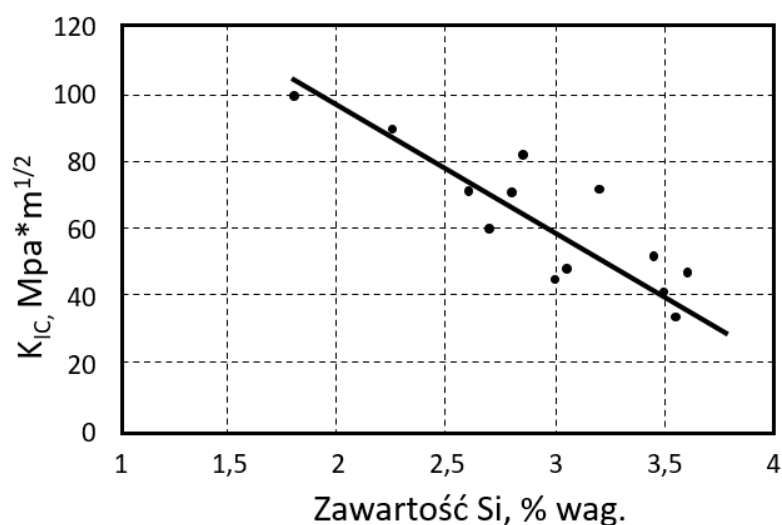
Rys. 10. Wpływ udziału krzemu na twardość żeliwa sferoidalnego[23]



Ograniczenia nowej generacji żeliw nie kończą się na maksymalnym udziale krzemu. Problematyczny jest już sam wzrost ilości tego pierwiastka w kontekście udarności (Rys. 11) i odporności na pękanie (Rys. 12) [21, 22]. Próba udarności przeprowadzona dla gatunków EN-GJS 400-15-LT, o zawartości Si 1,85%, EN-GJS 450-18 o zawartości Si na poziomie 3,2%, EN-GJS 500-14 z 3,8% udziałem Si oraz EN-GJS 500-7 wykazała, że dla gatunków o osnowie ferrytycznej w której nastąpiło umocnienie roztworu stałego węgla w żelazie  $\alpha$ , udarność w temperaturze poniżej zera jest minimalna, odpowiadająca bardziej perlitycznemu gatunkowi EN-GJS 500-7, natomiast dla osnowy ferrytycznej gatunku EN-GJS 400-15-LT przyjmuje ponad trzykrotnie wyższe wartości w temperaturze  $-40^{\circ}\text{C}$ , niemal czterokrotnie wyższe w temperaturze  $-20^{\circ}\text{C}$  i także osiąga ponad trzykrotność w temperaturze zera w odniesieniu do pozostałych analizowanych gatunków (Rys. 11). W temperaturach powyżej zera udarność badanych gatunków z zawartością krzemu powyżej 3% oraz z zawartością perlitu wzrasta w sposób ciągły, natomiast w przypadku EN-GJS 400-15-LT jest ustabilizowana na wysokim poziomie, który jest trudno osiągalny w pozostałych przypadkach. Zjawisko to skutecznie obniża możliwości aplikacyjne żeliw SSFDI w miejscach narażonych na obciążenia dynamiczne, tym bardziej, im wyższy jest udział krzemu w żelazie, szczególnie w niskich temperaturach, co jest nieco mniej zróżnicowane w temperaturach podwyższonych.



Rys. 11. Wpływ udziału krzemu na udarność żeliwa sferoidalnego[23]

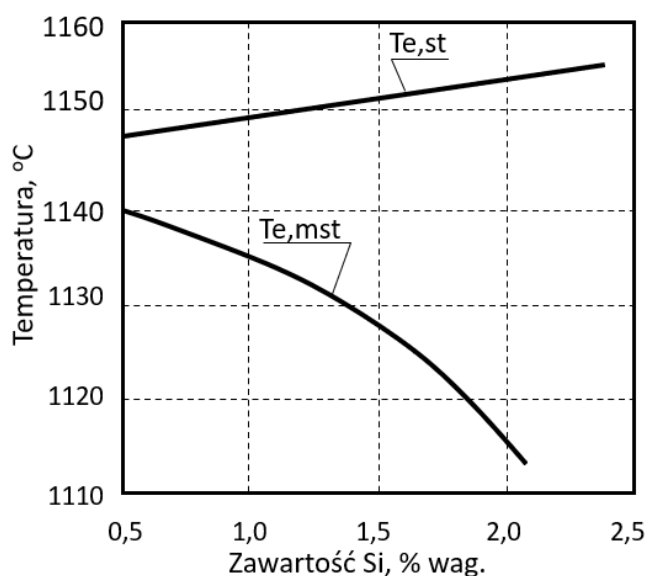


Rys. 12. Wpływ udziału krzemu na odporność na pękanie żeliwa sferoidalnego[23]

Porównując zatem gatunki klasyczne z gatunkami SSFDI należy mieć na uwadze, że ferryt jako roztwór stały węgla w żelazie  $\alpha$  posiada odrębne własności niż ferryt wzmocniony roztworowo, przede wszystkim poprzez wyraźnie większą kruchość osnowy wzmocnionej, zbliżoną do tej, jakimi charakteryzują się gatunki perlityczne. Efektywność wzmocnienia kończy się na ok. 4,3%Si, a przez zwiększoną zawartość tego pierwiastka, większy udział pierwiastków węglotwórczych nie stanowi zagrożenia w osiągnięciu pożądaných własności. Ich izotropia bez względu na grubość ścianki odlewu, oraz znacząco wyższe wartości parametrów  $R_m$ ,  $R_{p0,2}$ , a także  $A$  w odniesieniu do popularnie stosowanych żeliw może być korzystna w optymalizacji topologicznej konstrukcji odlewanych, a także sprzyja zwiększeniu żywotności narzędzi skrawających. Gatunki SSFDI stanowią zatem potrzebne uzupełnienie klasycznych żeliw sferoidalnych.

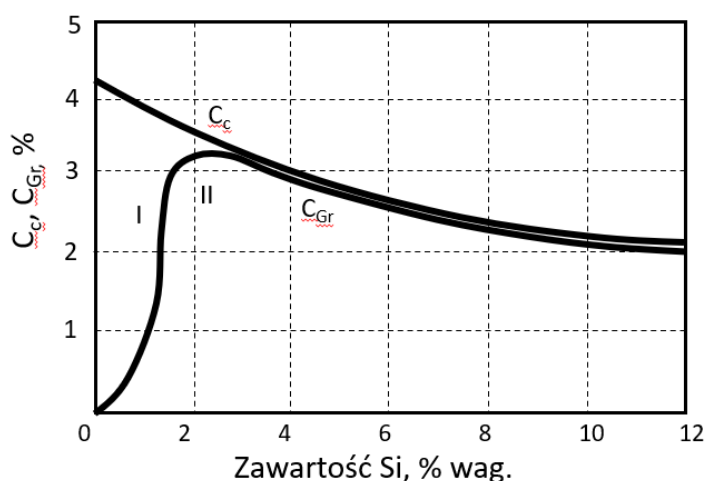
### 1.3. Rola krzemu w żeliwach sferoidalnych – wpływ na kształtowanie struktury i mechanizm umocnienia roztworowego

Krzem, tuż za węglem i aluminium, stanowi pierwiastek dodatnio oddziałujący na zdolność żeliwa do grafityzacji podczas krzepnięcia, ze względu na działanie rozszerzające zakres temperatur równowagowych przemiany eutektycznej ( $\Delta T_{e, \text{eut}}$ ), stanowiącą różnicę między temperaturą eutektyczną układu stabilnego ( $T_{e, \text{st}}$ ) i metastabilnego ( $T_{e, \text{mst}}$ ) (Rys. 13) [16].



Rys. 13. Wpływ krzemu na zakres równowagowych temperatur eutektycznych [16]

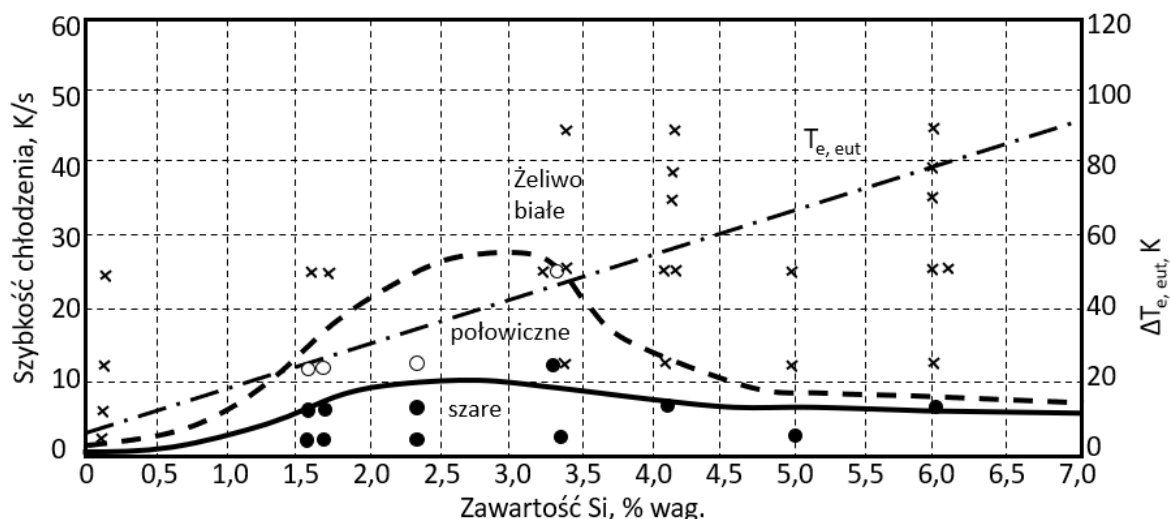
Grafityzujący wpływ krzemu objawia się w zakresie 0,7-2,0% zawartości tego pierwiastka (Rys. 14), wykazując wówczas przejście od struktury żeliwa białego do szarego. Od ok. 3% Si, w zależności od stężenia pozostałych pierwiastków stopu oraz szybkości chłodzenia, można oczekiwać uzyskania osnowy ferrytycznej [16]. Wynika to ze zmniejszania w żelwie rozpuszczalności węgla wraz ze zwiększaniem udziału krzemu – co obrazuje charakter krzywej  $C_C$ ,  $C_{Gr}$ .



Rys. 14. Wpływ zawartości Si na grafityzację żeliwa [16]

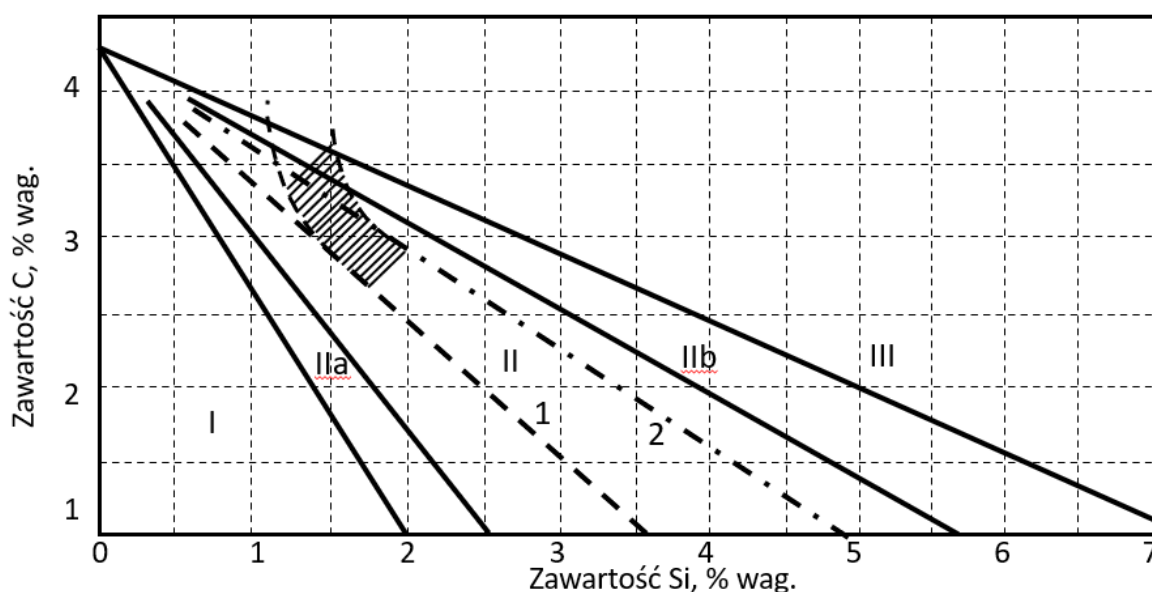
Analizując jednak stop techniczny Fe-C-Si o składzie eutektycznym, na podstawie badań Löhberga i Schöndorfa można stwierdzić, że rosnąca zależność między rozpiętością  $\Delta T_e$ , a skłonnością do krystalizacji eutektyki metastabilnej nie zawsze jest zachowana. Przy

zawartości 2,5÷3% Si skłonność do zabielen wykazuje swoje minimum, uzyskując maksymalną wartość w zakresie od 4÷7% Si, pomimo ciągłego wzrostu  $\Delta T_e$ . Dzieje się tak, ze względu na obserwowany ujemny wpływ krzemu na dyfuzję atomów węgla. Prezentowany wykres (Rys. 15) zwraca także uwagę na szybkość chłodzenia, stanowiącą krytyczny parametr determinujący uzyskanie określonej struktury żeliwa.



Rys. 15. Wpływ zawartości Si na skłonność do zabielen stopu Fe-C-Si [16]

Wreszcie grafityzujące działanie krzemu spełnia hipotezę F. Neumanna, H. Schencka oraz W. Pattersona, w której pierwiastek ten odpowiada za zwiększenie aktywności węgla w roztworze ciekłym z żelazem, a także w roztworach stałych – austenicie i ferrycie, zmniejszając jego zawartość w eutektyce, co sprzyja krystalizacji wg układu stabilnego. W przypadku żeliw niestopowych, zasadna jest analiza sumarycznego wpływu zarówno węgla jak i krzemu na kształtowanie się struktury. E. Maurer jako jeden z pierwszych przedstawił wykres strukturalny wpływu tych pierwiastków (Rys. 16). Odnosi się on do prętów żeliwnych o średnicy 30 mm, nie uwzględniając tym samym efektu szybkości chłodzenia w odniesieniu do grafityzacji. Zakreskowany obszar między przerywanymi liniami, stanowi rozszerzenie rozważań o grubość ścianek w zakresie 10÷90 mm, wykazując wysokie prawdopodobieństwo uzyskania żeliwa szarego perlitycznego.



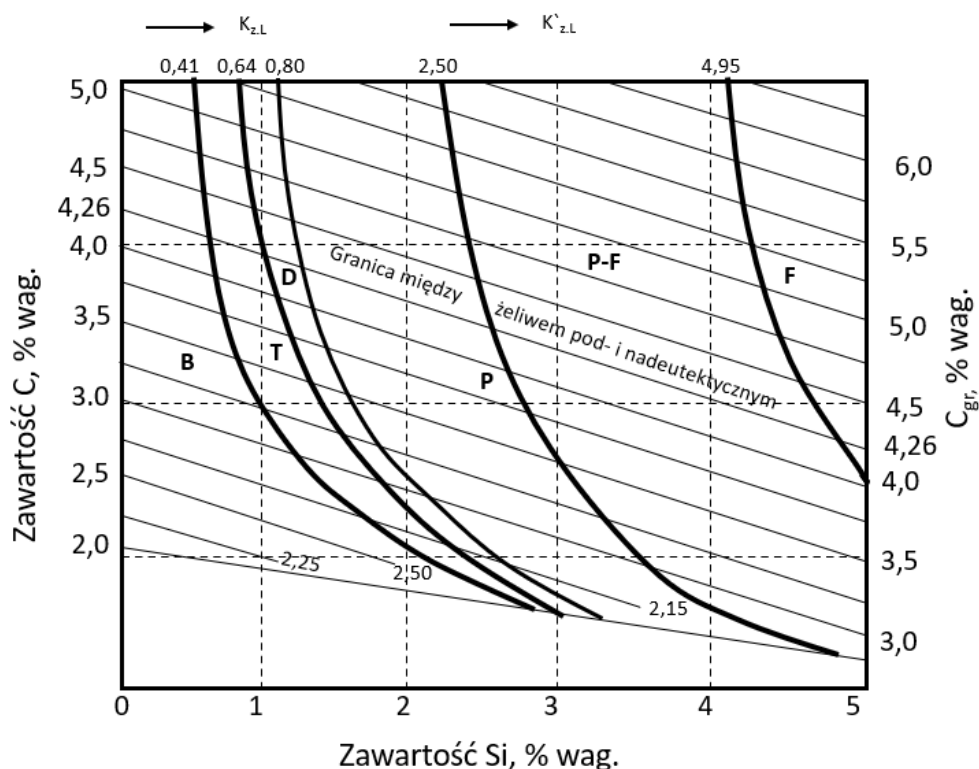
Rys. 16. Wykres wg. E. Maurera (I – obszar żeliwa białego; IIa – żeliwo połowiczne; II – żeliwo szare perlityczne; IIb – żeliwo szare perlityczno-ferrytyczne; III – żeliwo szare ferrytyczne; 1, 2 – granica lewa i prawa obszaru perlitycznego dla odlewów o ściankach 10 mm (1) i 90 mm (2)[16]

Jeden z najbardziej popularnych wykresów strukturalnych dla żeliwa jest opracowany na podstawie rozważań H. Laplanche’a, który zaproponował wyrażenia, wprowadzając równoważniki  $K_{z,L}$  oraz  $K'_{z,L}$  odpowiadające procesom grafityzacji odpowiednio podczas przemian eutektycznej (1) i eutekoidalnej (2) na podstawie zawartości [% wag.] krzemu oraz węgla – jako dwóch pierwiastków mających wpływ na przeciwdziałanie zabieleniom oraz krystalizacji perlitu. Przyjmują one postać:

$$K_{z,L} = \frac{2}{3} Si \left( 1 - \frac{11}{5C + Si} \right) \quad (1)$$

$$K'_{z,L} = 2Si \left( 1 - \frac{11}{5C + Si} \right) \quad (2)$$

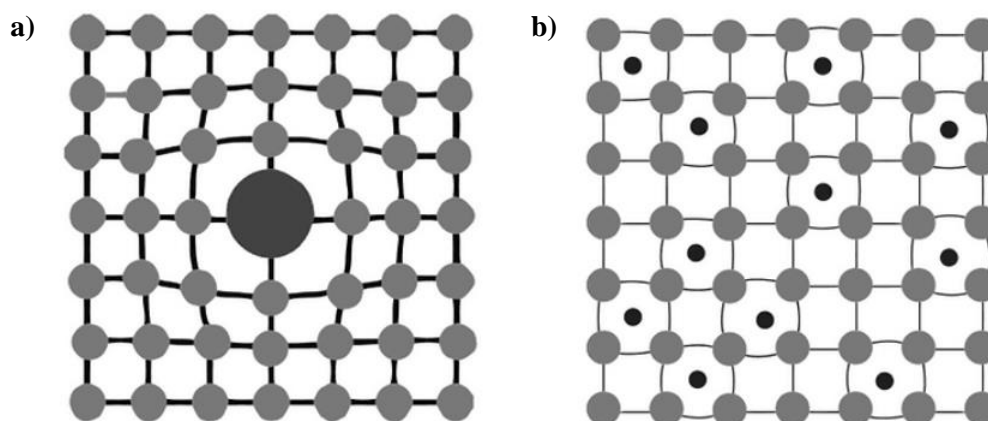
gdzie C oraz Si określają zawartość odpowiednio węgla oraz krzemu w żeliwie. Dla odlewu pręta o średnicy 30 mm i długości 300 mm został sporządzony wykres (Rys. 16), w którym wartości równoważników oddzielają strefy strukturalne. Dla analizowanych większych średnic pręta (do 90 mm), co jest równoznaczne ze zmniejszaniem szybkości chłodzenia próbki, zmniejszają się także wartości graniczne dla poszczególnych pól na wykresie, co oznacza niższą wymaganą zawartość Si dla uzyskania pożądanego efektu.



Rys. 17. Wykres strukturalny G. Laplanche'a (B – żeliwo białe, T – żeliwo połowiczne, D – żeliwo połowiczne z grafitem międzydendrytycznym, P - żeliwo szare perlityczne, P-F – żeliwo szare o osnowie perlityczno-ferrytycznej, F – żeliwo szare o mikrostrukturze ferrytycznej)[16,26]

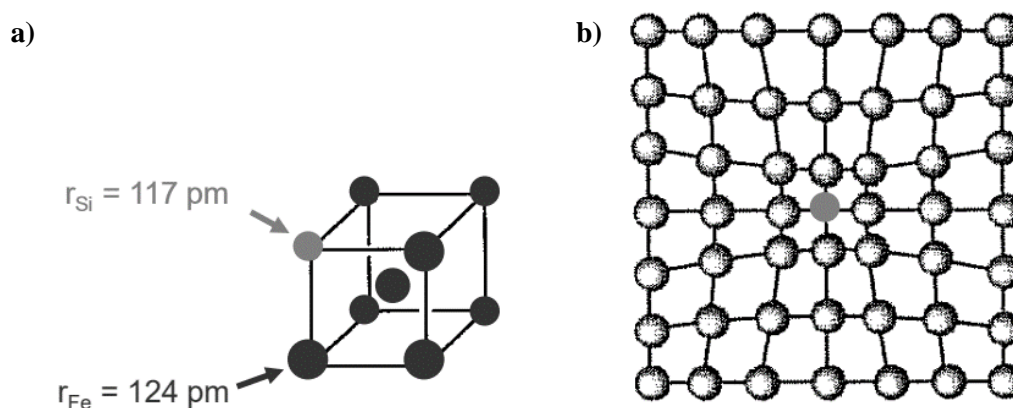
Analizując żeliwa SSFDI, charakteryzujące się udziałem Si na poziomie gwarantującym uzyskanie struktury niemal w pełni ferrytycznej, pierwiastek ten rozpuszczony w osnowie, odpowiada za jej umocnienie, powodując wzrost własności wytrzymałościowych [25,28,29]. Mechanizm umocnienia wywołany obcymi pierwiastkami może objawić się zarówno jako przeszkoda dla dyslokacji w ich ułożeniach wyjściowych, jako ograniczenie szybkości ich ruchu poprzez wzrost naprężenia sieci i wreszcie za sprawą ograniczenia poślizgu poprzecznego, co przyczynia się do skutecznego utrudniania pokonywania przez nie przeszkód. Istnieją dwa poziomy umocnienia, determinowane przez wielkość atomów pierwiastka rozpuszczonego i rozpuszczającego. Jeżeli ich wartość jest porównywalna (różnica między promieniem substancji rozpuszczonej i rozpuszczalnika różni się o maksymalnie 15%), mamy do czynienia z roztworem substytucyjnym (zgodnie z regułami Hume'a-Rothery'ego), w którym dochodzi do zamiany atomów w miejscach węzłów sieci krystalograficznej, natomiast jeżeli promienie pierwiastka rozpuszczonego charakteryzują się mniejszymi wymiarami w porównaniu do atomów osnowy, dochodzi do utworzenia roztworu

międzywęzłowego. W pierwszym przypadku obserwowane jest sferyczne odkształcenie sieci, a wartość umocnienia względnego osiąga w przybliżeniu 10% modułu ścinania jaki wykazuje osnowa. Dużo większy poziom umocnienia – sięgający trzykrotności modułu ścinania osnowy, możliwy jest do uzyskania w roztworach, w których atomy lokują się w pozycjach międzywęzłowych, wówczas następuje niesferyczne odkształcenie sieci (Rys. 18).



Rys. 18. Schemat umocnienia sieci przez obce atomy a) duży atom domieszki w węzle sieci, b) atomy w pozycjach międzywęzłowych [31]

Rozpatrując przypadek umocnienia żeliw ferrytycznych poprzez atomy krzemu, ze względu na zbliżoną wielkość promienia atomów Si oraz Fe ( $r_{Si} = 117$  pm;  $r_{Fe} = 124$  pm), można założyć, iż tworzą one roztwór substytucyjny, prowadząc do umocnienia przez kontrakcję sieci krystalicznej (Rys. 19) [23, 28÷34, 79].



Rys. 19. Umocnienie sieci żelaza atomem krzemu a) schemat sieci regularnej przestrzennie centrowanej  $Fe_{\alpha}$ , b) atom Si w węzle sieci krystalicznej  $Fe_{\alpha}$  [23]

Obecność obcego atomu może być odpowiedzialna za wywołanie pola naprężeń w sieci krystalicznej, a powstałe w ten sposób oddziaływanie na dyslokację, opisywać będzie zmiana modułu sprężystości. Istnieje jednak przypadek, w którym umocnienie roztworu za sprawą obecności rozpuszczonego pierwiastka, nie występuje w niskich temperaturach odkształcenia (tj. poniżej temperatury otoczenia). Dotyczy on ferrytu i zjawiska zróżnicowania prędkości przemieszczania się składowych krawędziowych i śrubowych dyslokacji, przy czym przez wzgląd na niższy potencjał Peierlsa, te pierwsze posiadają sposobność łatwiejszego przemieszczania się oraz możliwość pociągania za sobą całych segmentów składających się z dyslokacji śrubowych. Ich mobilność jest odzwierciedlona przez wartość granicy plastyczności ferrytu, a także naprężenia uplastyczniającego. Mamy wówczas do czynienia z efektem mięknięcia za sprawą interakcji jaka zachodzi między pierwiastkiem rozpuszczonym, a dyslokacją śrubową. Prowadzi to do powstania progów i przegięć, które spowodować mogą obniżenie potencjału Peierlsa, co jest związane ze zmniejszeniem naprężenia plastycznego płynięcia [25,28÷30,34]. Istnienie tego zjawiska znajduje swoje potwierdzenie w produkcji żeliw SSFDI, gdzie podwyższona zawartość Si w zakresie powyżej 3%, wyraźnie zwiększa udział ferrytu w strukturze, wzmacniając osnowę metalową, wykazując jednak podwyższoną kruchość w obniżonych temperaturach.

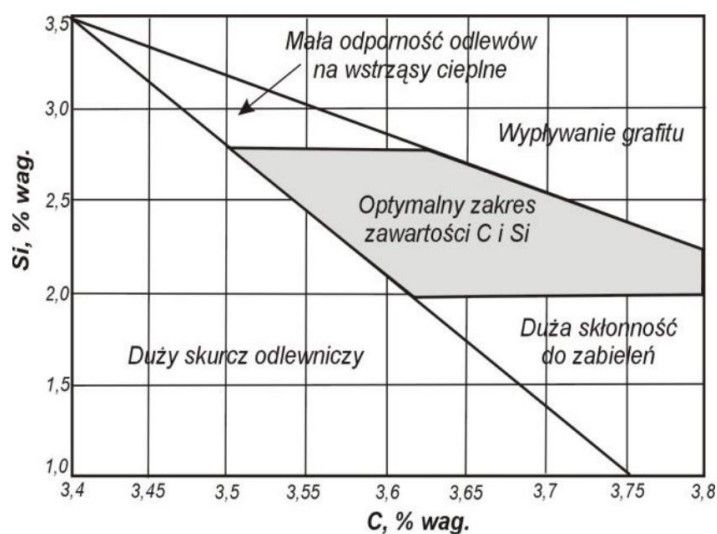
#### **1.4. Wpływ składu chemicznego żeliwa**

Żeliwo sferoidalne w ujęciu niestopowym składa się z kilku podstawowych pierwiastków chemicznych, determinujących kształtowanie się jego struktury, a co za tym idzie – także właściwości. Oprócz – szeroko opisanego w rozdziale 1.3 krzemu, należą do nich węgiel, mangan, siarka oraz fosfor. Celem zwiększenia właściwości użytkowych, stosuje się dodatek takich pierwiastków jak np. miedź, nikiel, cyna, chrom, molibden, wanad. Do ostatniej grupy można zaliczyć pierwiastki śladowe celowo wprowadzane do stopu, bądź stanowiące zanieczyszczenie, a przybyłe wraz z materiałami wsadowymi.

Węgiel, jako pierwiastek zasadniczy, odpowiada za zwiększenie zdolności do grafityzacji przy krystalizacji eutektyki, a także podczas przemiany eutektoidalnej. Wzrost udziału tego pierwiastka przyczynia się także do zwiększenia liczby ziarn eutaktycznych, wpływając na wzmocnienie intensywności zarodkowania homogenicznego, a także zwiększenie wymiarów wydzieleni grafitu. Natomiast obniżenie udziału C stwarza tendencję do pojawienia się drobnego grafitu o rozmieszczeniu międzydendrytycznym [16]. Jako składnik kluczowy stopu, jego działanie opisywane jest w korelacji z krzemem. Rys. 20 przedstawia szacowany optymalny zakres tych pierwiastków, który zapewni uzyskanie wysokiej jakości odlewów



z żeliwa szarego, minimalizując takie zjawiska jak flotacja grafitu, skłonność do zabielen czy skurcz odlewniczy [27, 33].



Rys. 20. Wpływ zawartości węgla i krzemu na właściwości odlewów  
– wg. Hendersona [33]

Mangan jest składnikiem stosowanym w żeliwie celem zwiększenia własności wytrzymałościowych stopu. Ze względu na silne powinowactwo do siarki, skutkujące tworzeniem siarczku manganu MnS lub siarczków złożonych typu (Fe, Mn)S, często rozpatrywane są te pierwiastki sumarycznie, przy czym określany jest wpływ jedynie ich niezwiązanego nadmiaru. Mangan odpowiada jedynie w nieznacznym stopniu za zmniejszenie  $\Delta T_{e, \text{eut}}$ , w przeciwieństwie do siarki, gdzie to działanie jest wzmożone w analogicznym kierunku. Obydwa pierwiastki zostały sklasyfikowane jako działające ujemnie na proces grafityzacji, przy czym także siarka wykazuje szczególnie silny wpływ. Różnicę między nimi stanowi oddziaływanie na aktywność węgla w roztworze – Mn nieznacznie ją zmniejsza, za to S stanowczo zwiększa. Znaczna skłonność do segregacji zwykłej jest domeną obecności manganu, przy czym w przypadku żeliw sferoidalnych, szczególnie w odlewach grubościennych może to być szczególnie niekorzystne. W żeliwach tych, ze względu na proces sferoidyzacji w obecności zapraw magnezowych, pożądana ilość siarki ustalana na poziomie minimalnym, stąd już ilość manganu sięgająca ok. 0,4% może prowadzić do pojawienia się trwałej siatki wydzieleni węglkowych w obszarach przygranicznych ziarn. Oddziałuje to na wzrost naprężeń wewnętrznych i przyczynia się do obniżenia własności plastycznych żeliw. Cechą charakterystyczną tego pierwiastka jest zmniejszanie skłonności żeliwa do ferrytyzacji, zwiększając jednocześnie udział perlitu o drobnej odległości między płytkami ferrytu a cementytu. Jest zatem pożądanym składnikiem żeliw szarych perlitycznych. Natomiast

obecność siarki przyczynia się do ograniczenia prędkości wzrostu ziarn eutektycznych, co skutkuje pojawieniem się pogrubionych płatków grafitu, a w konsekwencji przeciwdziała niekorzystnemu zjawisku powstawania grafitu w postaci rozgałęzionej. Stąd udział tego pierwiastka powinien być kontrolowany w zależności od wytwarzanego gatunku.

Fosfor odpowiada za zwiększenie aktywności węgla w roztworze, obniża temperatury  $T_{e,st}$  oraz  $T_{e,mst}$ , nieznacznie rozszerzając  $\Delta T_{e, out}$ , co przekłada się na zmniejszenie skłonności żeliwa do zabielen. Wykazuje skłonności w kierunku mikrosegregacji, tworząc podwójną lub potrójną eutektykę fosforową, stanowiącą składnik strukturalny o wysokiej twardości, a krystalizacja eutektyki w szerokim zakresie temperatur wpływa na polepszenie lejności żeliwa z jego udziałem. Jednakowo może dochodzić do ujawnienia się zwiększonej porowatości odlewów i pęknięć na gorąco. W praktyce żeliw sferoidalnych ogranicza się udział fosforu do wartości rzędu 0,07% wag. [16].

Sumaryczny wpływ powyższych pierwiastków wyraża zależność stopnia nasycenia eutektycznego  $S_c$ , który równoległe z eutektycznym równoważnikiem węgla  $C_e$ , decyduje o odchyleniu żeliwa od jego składu eutektycznego – określając sposób krystalizacji żeliwa.

$$S_c = \frac{C}{4,26 - 0,3Si - 0,33P + 0,027Mn - 0,4S} \quad (3)$$

$$C_e = C + 0,3Si + 0,36P \quad (4)$$

gdzie C, Si, P, Mn, S – określone są jako całkowitą zawartość poszczególnych pierwiastków w żeliwie. Wartość  $S_c$  na poziomie 1 oznacza żeliwo eutektyczne, a poniżej lub powyżej tej wielkości – żeliwo pod- lub nadeutektyczne. W rzeczywistości wartość wskaźnika stopnia nasycenia eutektycznego zbliżona do jedności, sugeruje żeliwo okołoeutektyczne [27, 35, 37].

Miedź stanowi jeden z podstawowych dodatków stopowych żeliw sferoidalnych. Wykazuje działanie stabilizujące perlit, zmniejszając odległość międzyplątkową wraz ze wzrostem jej udziału. Rozpuszczalność miedzi w obecności węgla jest jednak ograniczona do 3,5÷4% (w Fe $\gamma$  do 3,5%, w Fe $\alpha$  do 0,6%). Powyżej tych wartości, obserwowana jest obecność Cu jako fazy wolnej, która wpływa na powstawanie zdeformowanych wydzieleń grafitu w niedalekim obszarze jej występowania. Pierwiastek ten posiada zdolności grafityzujące (do granicy rozpuszczalności), które ulegają obniżeniu przy wyższych udziałach Cu. Miedź zwiększa temperaturę eutektyczną układu stabilnego oraz rozszerza  $\Delta T_{e, out}$ . Powiększa zakres występowania austenitu oraz wpływa na wzrost udziału ziarn eutektycznych, co może oddziaływać na rozdrobnienie fazy grafitowej. Podczas krystalizacji żeliwa, pierwiastek ten

cechuje skłonność do mikrosegregacji odwrotnej, natomiast w przypadku odlewów o wydłużonym czasie krzepnięcia, charakterystyczny wpływ miedzi maleje. Otoczka miedziowa, powstała na skutek słabej rozpuszczalności Cu w ferrycie w odniesieniu do austenitu, skutecznie blokuje dyfundujący węgiel, jednocześnie dając wystarczająco dużo czasu gromadzącym się atomom miedzi na dyfuzję w głąb kryształów fazy Fe<sub>γ</sub>. Udział miedzi w kształtowaniu się perlitycznej osnowy żeliwa uzależniony jest od rodzaju żeliwa, przy czym dla żeliwa szarego z grafitem płatkowym konieczne jest jej zwiększenie ze względu na bardziej rozwiniętą powierzchnię między austenitem a ferrytem niż dla żeliwa sferoidalnego.

Brak ograniczeń rozpuszczalności w żeliwie oraz roztworach stałych charakteryzuje nikiel. Podobnie jak w przypadku miedzi, działa grafityzująco – zwiększając aktywność C, a także rozszerzając zakres temperatur eutektycznych – jednak w miarę zwiększania jego udziału, rośnie także skłonność do zabielen. Nie wykazano ujemnego oddziaływania niklu na kształt kulek grafitu. Wyjątek mogą stanowić odlewy grubościennne, gdzie podczas procesu topienia wykorzystano bardzo czyste surowce, a sferoidyzacja nastąpiła w obecności zapraw magnezowych z cerem lub miszmetalem - wówczas grafit może przybierać także formę zdegenerowaną. Rozszerzanie zakresu austenitu obserwowane jest silniej niż w przypadku miedzi, za to przeciwdziałanie ferrytyzacji bezpośredniej – nieco słabiej, efektem czego jest mniejsza odległość między płytkami perlitu. W obecności molibdenu, pojawia się tendencja tworzenia osnowy od bainitycznej po martenzytyczną, co jest uzależnione także od grubości ścianki odlewu. Twardość odlewu może być zróżnicowana w zależności od udziału Ni. Początkowo, wpływa na nią obecność osnowy perlitycznej, jednak wraz ze zwiększaniem tego składnika, następuje przyrost twardości do nawet 400HV za sprawą martenzytu. Nie jest to jednak zależność liniowa, gdyż przy zawartości ok 24% Ni, osnowa austenitu stopowego wykazuje spadek tego parametru do wartości ok 135 HV [46,47].

Cyna uchodzi za stabilizator perlitu. W ilościach już 0,06% Sn w żeliwie sferoidalnym powoduje uzyskanie w pełni perlitycznej osnowy. Powyżej 0,1% tworzy błonkę wkoła grafitu, utrudniając dyfuzję węgla, stąd przy bardziej rozwiniętej powierzchni wydzieleń C w postaci wolnej – konieczny jest zwiększony jego udział celem uzyskania struktury perlitycznej. Stąd w przypadku sferoidalnych żeliw ferrytycznych, jej udział jest niepożądany, szczególnie iż skutecznie utrudnia krystalizację grafitu kulkowego. Zaprawy magnezowe zawierające cer neutralizują w pewnym stopniu tą tendencję. Stosowanie cyny może odpowiadać za zmniejszenie wrażliwości struktury na prędkość odprowadzania ciepła z odlewu, jednak jej ilość powinna być ściśle kontrolowana.

Dodatek chromu odpowiada za działanie w kierunku krzepnięcia żeliwa zgodnie z układem metastabilnym, zmniejszając różnicę temperatur równowagowych krystalizacji eutektyki. Zawęża on znacznie pole występowania fazy  $Fe_3C$ , a w zależności od stosunku Cr/C, następuje tworzenie węglików typu  $M_3C$  (Cr/C < 3,5),  $M_{23}C_6$  (Cr/C od 3,5 ÷ 15) lub  $M_7C_3$  (Cr/C od 3,5 ÷ 15 przy niewielkiej szybkości chłodzenia), a udział fazy węglkowej jest większy ze wzrostem ilości węgla. Chrom zwiększa także trwałość perlitu poprzez podwyższenie temperatury prowadzącej do rozkładu cementytu eutektoidalnego, a także eutektycznego, co komplikuje proces wyżarzania grafityzującego żeliwa. Żeliwo z dodatkiem chromu wykazuje podwyższoną twardość oraz odporność na ścieranie, jednak w żeliwach sferoidalnych zawartość tego pierwiastka powinna być ograniczona do 0,04% w żeliwach ferrytycznych oraz 0,1% w perlitycznych [16].

Molibden także wykazuje działanie niesprzyjające grafityzacji, jednak mniejsze niż w przypadku chromu. Obecność trudnego w rozkładzie węgla eutektycznego typu  $M_{23}C_6$  odnotowywana jest dopiero powyżej 1% Mo w żeliwie z grafitem kulkowym, a krystalizacja sferoidów w jego obecności przebiega bez zakłóceń. Rozszerzając zakres występowania ferrytu, jednocześnie hamuje przemianę eutektoidalną fazy  $Fe_3C$ . Wpływa na pomniejszenie odległości płytek ferrytu i cementytu, a także ograniczenie zmian strukturalnych żeliwa w zależności od szybkości chłodzenia. Jego cechą charakterystyczną jest zwiększenie trwałości austenitu wobec przemiany bainitycznej, co uzyskuje się przy współdziałaniu takich pierwiastków jak nikiel lub miedź. Łącznie z chromem stosowany jest na odlewy wymagające podwyższonej odporności na ścieranie, uzyskując podstawę perlityczną lub austenityczną, zależnie od składu chemicznego żeliwa. Ze względu na tendencję do segregacji zwykłej oraz do tworzenia eutektyki fosforowej, która prowadzi do intensyfikacji mikroporowatości jak również pęknięć na gorąco w odlewach, powinno się dążyć do ograniczenia udziału P. W żeliwie sferoidalnym określa się ilość maksymalną na poziomie 0,1% dla osnowy perlitycznej oraz 0,02% dla osnowy składającej się z ferrytu.

Do grupy pierwiastków węglkotwórczych należy także wanad, który przy udziale rzędu dziesiątych procenta odpowiada za tworzenie faz  $(Fe,V)C_3$ , a dalej VC oraz  $V_4C_3$ , o wysokiej stabilności wobec obróbki cieplnej. Wykazuje także działanie perlitotwórcze, stąd w żeliwie ferrytycznym preferowana jego ilość jest określana jako maksymalnie 0,04%.

Oprócz powyższych, szerzej opisanych pierwiastków, w żeliwie występować mogą także inne, zazwyczaj w ilościach śladowych, wprowadzane celowo lub obecne w postaci zanieczyszczeń – dostających się do kąpieli metalowej w procesie technologicznym

wytapiania. Dodatkowo, część z nich może wywoływać działanie pożądane jedynie w określonych stężeniach, powyżej których prowadzić mogą do m.in. degeneracji wydzielen grafitu, krystalizacji eutektyki wg układu metastabilnego, pojawienie się węglików lub zmianę charakteru osnowy w odniesieniu do wymaganej. Nierzadko ingerencja poszczególnych pierwiastków w stopie, w odniesieniu do struktury i własności odlewu może być różnorodna w zależności od udziału pozostałych składników, a obecność części pierwiastków może neutralizować niekorzystne działanie innych. Pomimo złożoności interakcji między pierwiastkami, znajomość oddziaływania odrębnych składników pomaga w predykcji struktury, a co za tym idzie, także możliwych do uzyskania cech materiałowych projektowanego wyrobu. Żeliwa SSFDI, ze względu na charakter niestopowy (za wyjątkiem podwyższonej ilości krzemu), zdają się być relatywnie nieskomplikowane w praktyce produkcyjnej, jednak należy zadbać o minimalizację udziału tych pierwiastków, które odpowiadają za powstawanie osnowy perlitycznej, tworzenie się fazy węglikowej czy zniekształcenie kulek grafitowych, jednocześnie zachowując wymagane własności wytrzymałościowe oraz plastyczne żeliwa. Wykluczenie odpowiednich dodatków stopowych jest zatem zabiegiem celowym, jednak mogą one się przedostać wraz z materiałami wsadowymi, które to mogą wykazywać niewystarczającą jednorodność.

### **1.5. Wytwarzanie żeliw sferoidalnych – materiały wsadowe, obróbka pozapiecowa**

Podstawowym źródłem uzyskania żądanego składu chemicznego stopu są materiały wsadowe. Do najczęściej stosowanych materiałów wsadowych podstawowych przy produkcji żeliw sferoidalnych, w powszechnie stosowanym piecu indukcyjnym, należą: surówka odlewnicza specjalna (do sferoidyzacji), złom stalowy oraz złom żeliwny o orientacyjnym składzie chemicznym przedstawionym w Tabeli 4 .

*Tabela 4. Orientacyjne składy chemiczne surówki odlewniczej specjalnej, złomu stalowego, złomu żeliwnego do wytopu niestopowego żeliwa sferoidalnego [27]*

Skład chemiczny, % wag.					
	<b>C</b>	<b>Si</b>	<b>Mn</b>	<b>S</b>	<b>P</b>
<b>Surówka specjalna</b>	3,5÷4,5	0,2÷1	0,02÷0,1	0,01÷0,02	0,04÷0,07
<b>Złom żeliwny</b>	3÷3,6	2,3÷3,2	0,1÷0,5	0,05÷0,15	0,05÷0,1
<b>Złom stalowy</b>	0,1÷0,5	0,3÷1,5	0,5÷1,5	0,05÷0,1	0,01÷0,02

Surówka specjalna, tuż obok przeróbczej i hematytowej, zyskała na znaczeniu podczas otrzymywania żeliw sferoidalnych ze względu na znacząco niższy udział siarki niż w dwóch pozostałych, co eliminuje konieczność wstępnego odsiarczania żeliwa przy pomocy m.in. sody ( $\text{NaCO}_3$ ), sody z karbidem ( $\text{CaC}_2$ ), z wapniem czy też fluorytu. Producentów żeliw zachęca także ograniczona zawartość fosforu oraz manganu, co może mieć szczególne znaczenie przy wytwarzaniu żeliw ferrytycznych. Sama surówka jako przeważnie produkt wielkopiecowy, dostarczany w postaci gąsek, stanowi jeden z najważniejszych składników kąpieli metalowej, a jej udział sięga nawet 60% masy wsadu. Wpływa na zwiększenie jakości metalurgicznej żeliwa, podwyższając temperaturę  $T_{\text{emin}}$  wyznaczającą minimalną temperaturę krystalizacji eutektyki, stanowiąc jednocześnie popularny wskaźnik potencjału zarodkowania oraz skłonności do tworzenia węglików pierwotnych w strukturze [27, 38, 41, 82, 87].

Niemniej istotnym składnikiem jest złom żeliwny, przy czym rozróżniamy złom żeliwny handlowy oraz obiegowy. Pierwszy z nich stanowią m.in. braki poprodukcyjne, odlewy sklasyfikowane jako niespełniające roli pełnowartościowego wyrobu lub zużyte, niezdatne do naprawy - pozyskane z rynku wtórnego. Złom obiegowy natomiast składa się z elementów układów wlewowych, nadlewów i tych części form, które nie stanowią integralnej składowej odlewu wynikającej z postaci konstrukcyjnej, a będące częścią technologii wytwarzania – pozyskiwane z procesów realizowanych wewnątrz przedsiębiorstwa. Bardzo często podlega on segregacji w zależności od gatunku żeliwa, a co za tym idzie – składu chemicznego, co wpływa na jego wysoką jednorodność oraz ułatwia predykcję uzyskanej po wytopieniu kompozycji chemicznej stopu, zgodnie z dyspozycją wsadową, a co stanowi jednocześnie jego przewagę nad złomem handlowym. Udział złomu żeliwnego jako materiału wsadowego zazwyczaj waha się w granicach 20÷50% wsadu .

Wreszcie podwyższone stężenie takich pierwiastków jak C, poprzez wykorzystanie surówki odlewniczej do produkcji żeliwa, równoważą obecność złomu stalowego, w ilości od około 20÷50%. W jego skład wchodzić mogą hutnicze odpady poprodukcyjne, wyeksploatowane konstrukcje, pręty, blachy, szyny kolejowe itp. Różnorodność dostępnych detali stwarza konieczność realizacji kontroli jakości pod kątem obecności składników niepożądanych, których źródłem w wielu przypadkach może być właśnie złom stalowy. Oprócz cech wewnętrznych – chemicznych, mogą charakteryzować się zanieczyszczoną powierzchnią np. za sprawą powłok cynkowych, farb, smarów, obecnością wilgoci, co jest szczególnie niebezpieczne w zamkniętych komorach, a co oddziaływać może negatywnie zarówno na

proces topienia, krystalizacji jak i powodować niezgodności wyrobów powstałych na jego bazie [40, 42, 56, 57].

Niedomiar pierwiastków korygowany jest przy pomocy materiałów dodatkowych jak nawęglacz oraz żelazostopy. Źródłem węgla mogą być zarówno zmielone elektrody grafitowe, grafit naturalny, syntetyczny, antracyt, koks czy węgiel drzewny – stosowane w zależności od technologii wytopu. Ich uzysk sięga od 30÷95%, przy czym mogą być wprowadzane do wsadu stałego i już ciekłej fazy stopu. Żelazostopy natomiast zawierają dwa lub więcej składniki, z czego do najbardziej popularnych należą żelazokrzem FeSi, żelazomangan FeMn, żelazochrom FeCr, żelazowapniokrzem FeSiCa, żelazomolibden FeMo, żelazokrzemomangan FeSiMn itp. Mogą one być jednocześnie modyfikatorami lub odtleniaczami. Usuwanie zanieczyszczeń odbywa się z zastosowaniem materiałów żużlotwórczych, który w postaci związanej błonki, wypływa na powierzchnię, wykazując zdolność do usunięcia go z nadlusta ciekłego metalu. W piecach indukcyjnych o kwaśnym wyłożeniu stosuje się mieszaniny piasku kwarcowego z wapnem [39].

W przypadku nadmiaru stężenia pierwiastków, w odniesieniu do założonego składu stopu, sytuacja staje się nieco bardziej skomplikowana – wówczas o ile to możliwe, koryguje się skład poprzez dodatek materiałów podstawowych, o obniżonej zawartości niepożądanych składników, jednak takie działanie nie zawsze może być realizowane, a jego efekty okazać się wystarczające. Zatem znajomość składu chemicznego poszczególnych materiałów oraz reakcje zachodzące podczas procesu topienia stanowią podstawę zarówno w wyznaczaniu dyspozycji wsadowej, jak i kolejno korekcji składu kąpieli metalowej, przed spustem z pieca.

Jednakowy skład chemiczny, uzyskany poprzez różne namiary wsadu, może wykazywać odmienne tendencje do tworzenia stanu fizykochemicznego ciekłego metalu. Wsad charakteryzujący się obecnością wydzieleń płatków grafitu o znacznych wymiarach może powodować dążność docelowego stopu do krystalizacji zbliżonej morfologii grafitu, a obecność materiałów pozbawionych eutektyki grafitowej będzie sprzyjała tworzeniu się struktur o dużym stopniu podobieństwa do wykorzystanych w jego produkcji. Teoria taka jest popularna pod pojęciem dziedziczności struktury, jednak sam mechanizm dziedziczenia nie jest wystarczająco poznany, a i wyszczególnienie oraz sterowanie własnościami dziedzicznymi w warunkach przemysłowych może być wysoce problematyczne. Bez wątpliwości jednak jakość materiałów wsadowych – czystość, obecność pierwiastków śladowych (m.in. utrudniających krystalizację grafitu sferoidalnego jak Pb, As, Sb, Ti, Sn, Bi), zanieczyszczeń niemetalicznych czy gazów, a także parametry procesu topienia jak temperatura przegrzania, czas

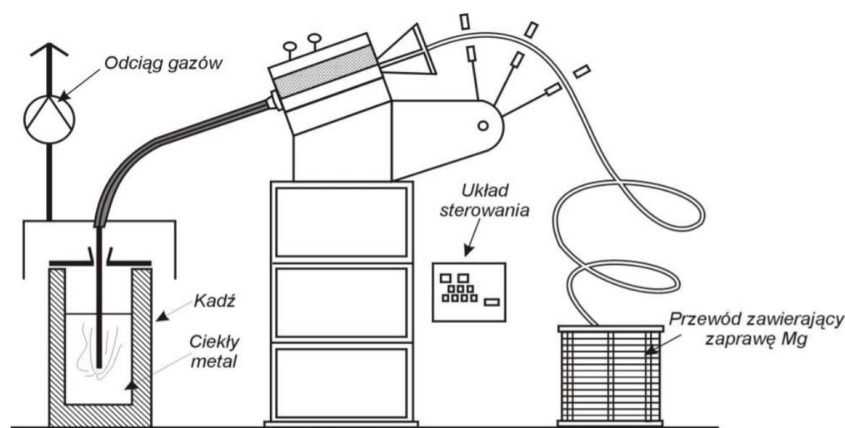
przetrzymania, kolejność podawania materiałów do pieca – mogą wywierać realny, istotny wpływ na stan fizykochemiczny żeliwa (Rys. 21) [44, 45]. Wszystko to wpływa na jakość metalurgiczną kąpieli metalowej, przy czym mówiąc o wysokiej jakości metalurgicznej należy wziąć pod uwagę takie aspekty jak: niską skłonność do tworzenia nieciągłości typu skurczowego, jednorodność mikrostruktury w obrębie osnowy i wydzielen, a także zgodność w zakresie właściwości użytkowych.



*Rys. 21. Schemat procesu technologicznego wytwarzania żeliwa sferoidalnego [27]*

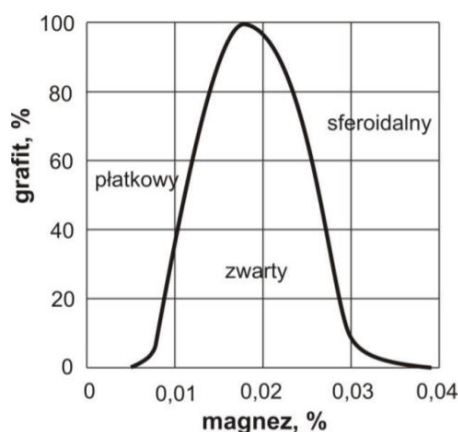
W celu uzyskania grafitu w postaci sferoidalnej, stosuje się materiały oddziałujące na wzrost napięcia powierzchniowego ciekłego stopu. Działanie takie wykazuje magnez, cer czy pierwiastki ziem rzadkich. Ich postać uzależniona jest od formy podania, przy czym ze względu na dużą automatyzację procesu oraz możliwość precyzyjnego dozowania składników – niesłabnącą popularnością cieszy się metoda przewodu elastycznego. Przewód stalowy, wypełniony zaprawą magnezową stanowiącą sferoidyzator, wprowadzany jest na dno kadzi odlewniczej, gdzie zachodzi intensywne reakcje między ciekłym stopem, a materiałem wypełniającym (Rys. 22).





Rys. 22. Schemat stanowiska do sferoidyzacji metodą PE [33]

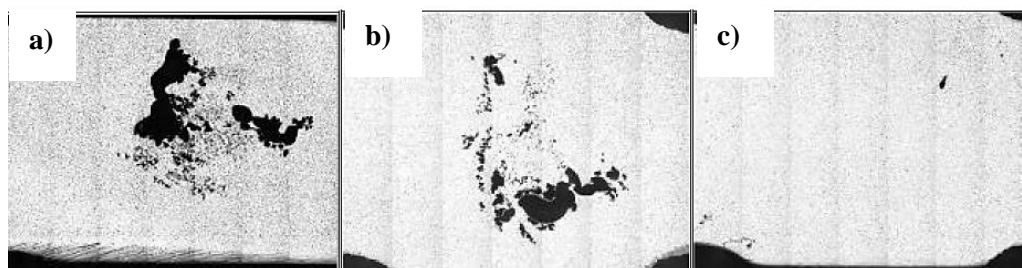
Do charakterystycznych parametrów procesu zaliczyć można: prędkość podawania drutu, temperatura sferoidyzacji, zawartość S w żeliwie przed sferoidyzacją, ilość ciekłego metalu w kadzi, udział Mg w wypełnieniu przewodu elastycznego, czy wreszcie uzysk i żądana zawartość Mg resztkowego w żeliwie. Ostatni parametr wpływa bezpośrednio na postać wolnych wydzieliń węgla tj. od płatków, przez grafit wermikularny, dochodząc do postaci pożądanej – sferoidalnej (Rys. 23). Zatem metoda ta sprawdzi się także podczas wytwarzania żeliw wermikularnych [36, 43, 49, 83, 86, 88] .



Rys. 23. Wpływ zawartości resztkowej magnezu na postać wydzieliń grafitu w żeliwie [27]

Modyfikacja stanowi oddzielny element procesu wytwarzania. Polega ona na dodatku składników do kąpieli metalowej w znikomej ilości, przy czym wystarczającej do zainicjowania zmiany stanu fizykochemicznego żeliwa za sprawą ograniczenia szybkości wzrostu kryształów (modyfikatory rozpuszczalne, aktywne powierzchniowo), a także wprowadzenia podkładek pod zarodkowanie heterogeniczne grafitu, zwiększając tym samym potencjał zarodkotwórczy stopu (modyfikatory nierozpuszczalne) [56]. Poprawnie prowadzony proces pozwala na poprawę takich cech jak wzrost gęstości wydzieliń grafitu, zwiększenie stopnia

przechłodzenia podczas krystalizacji eutektyki, eliminację węglików, czy zmniejszenie tendencji do porowatości (Rys. 24) , co przekłada się na uzyskanie wysokiej jakości żeliw [50, 51].



*Rys. 24. Wpływ zastosowanego modyfikatora na obecność porowatości w odlewach z żeliwa sferoidalnego a) modyfikator z udziałem Ba, b) modyfikator z udziałem Sr, c) modyfikator zawierający (Ca, Ce, S, O)[51]*

Ze względu na efekt zaniku modyfikacji w czasie, częstą praktyką jest podwójny zabieg modyfikacji, pierwszy – w kadzi odlewniczej – wprowadzając składniki grawitacyjnie, poprzez wdmuchiwanie lub przewodem elastycznym. Ilość wprowadzanej wówczas substancji sięga 0,7% udziału materiałów wsadowych. Drugi zabieg realizowany jest bezpośrednio przed zalaniem formy – aplikując proszek na strugę ciekłego metalu, bądź w komorze reakcyjnej zlokalizowanej w formie przed wlewem doprowadzającym, alternatywnie w zbiorniku wlewowym, a ilość modyfikatora sięga w tym przypadku 0,2%. Istotny jest także właściwy dobór granulacji wykorzystywanych w procesie cząstek. W powtórny procesie, ze względu na ograniczenie czasu oddziaływania modyfikatora z ciekłym metalem, postać substancji modyfikującej jest zazwyczaj bardziej rozdrobniona, co ułatwia jej sprawne rozpuszczenie się, bez obawy o powstanie wtrąceń zlokalizowanych zazwyczaj w górnych partiach odlewu [48, 52÷55, 58].

Proces technologiczny wytwarzania żeliw sferoidalnych jest złożony i wieloaspektowy. Wykorzystywane materiały zależą od technologii wytopu, posiadanej infrastruktury, wybranych metod modyfikacji, a także sferoidyzacji. Jednak każdorazowo należy dążyć do uzyskaniażądanego składu chemicznego stopu, wysokiej powtarzalności, oraz poprzez adekwatne dostosowanie parametrów procesu – zapewnienia zadowalającej jakości metalurgicznej, co w konsekwencji prowadzi do wytwarzania zgodnych z wymaganiami odlewów.

## 1.6. Krystalizacja żeliwnych odlewów grubościennych

Czas krzepnięcia odlewów żeliwnych w formie, determinowany grubością ścian, nie pozostaje bez znaczenia w kontekście uzyskanych składników strukturalnych i możliwej niejednorodności własności w poszczególnych sekcjach odlewu, zakładając jednakowy skład chemiczny oraz warunki fizykochemiczne metalu. Wzrost szybkości chłodzenia jest równoznaczny ze zwiększeniem stopnia przechłodzenia, co przekłada się na możliwość powstawania zdegenerowanych form grafitu lub krystalizacji stopu wg. układu metastabilnego. Rozróżnia się następujące aspekty oddziałujące na szybkość chłodzenia odlewów: postać konstrukcyjna odlewu (grubość ścian), temperatura ciekłego stopu podczas zalewania formy oraz właściwości termofizyczne materiału formy określone poprzez współczynnik akumulacji ciepła i temperaturę formy. W przypadku procesu technologicznego opartego o jeden materiał formy odlewniczej – np. formy piaskowe o osnowie kwarcowej – można przyjąć każdorazowo zbliżone właściwości formy, jednak pewną rolę mogą odgrywać w tym przypadku same parametry wykorzystanej masy formierskiej jak np. wilgotność, frakcję, przepuszczalność oraz stopień zagęszczenia masy w formie, przy czym stopień przechłodzenia ulega zwiększeniu w miarę ich wzrostu. Nie małe znaczenie w odniesieniu do wpływu na krystalizację ma sama technologia formy, w tym stosowanie ochładzalników metalowych lub grafitowych w celu nadania właściwej struktury w odpowiednim obszarze. Nie zawsze znajdują one zastosowanie, a stanowią możliwe rozwiązanie problemu, którego pierwotną przyczyną jest zróżnicowana postać konstrukcyjna odlewu pod kątem grubości ścian. Szybkość chłodzenia określona zmianą temperatury w punkcie odlewu w odniesieniu do pola temperatury wokół tego punktu jest opisana wyrażeniem:

$$v_f = \frac{T_{e,kr} - T_{f,0}}{\sqrt{\pi} c_m q_m} \cdot \frac{b_f}{M\sqrt{\tau}} \quad (5)$$

$$b_f = \sqrt{\lambda_f c_f q_f} \quad (6)$$

gdzie:

$T_{e,kr}$  – równowagowa temperatura krystalizacji, °C

$T_{f,0}$  – początkowa temperatura formy, °C

$c_m$  – ciepło właściwe żeliwa, J/(g·K)

$q_m$  – gęstość żeliwa, g/m<sup>3</sup>

$\tau$  – czas, s

$b_f$  – współczynnik akumulacji ciepła formy,  $(Ws^{\frac{1}{2}})/(m^2 \cdot K)$

$\lambda_f$  – przewodność materiału formy,  $W/(m \cdot K)$

$c_f$  – ciepło właściwe materiału formy,  $J/(g \cdot K)$

$q_f$  – gęstość materiału formy,  $g/m^3$

$$M = \frac{V}{F} \quad (7)$$

gdzie:

M – moduł odlewu (sprowadzona grubość ścianki), m

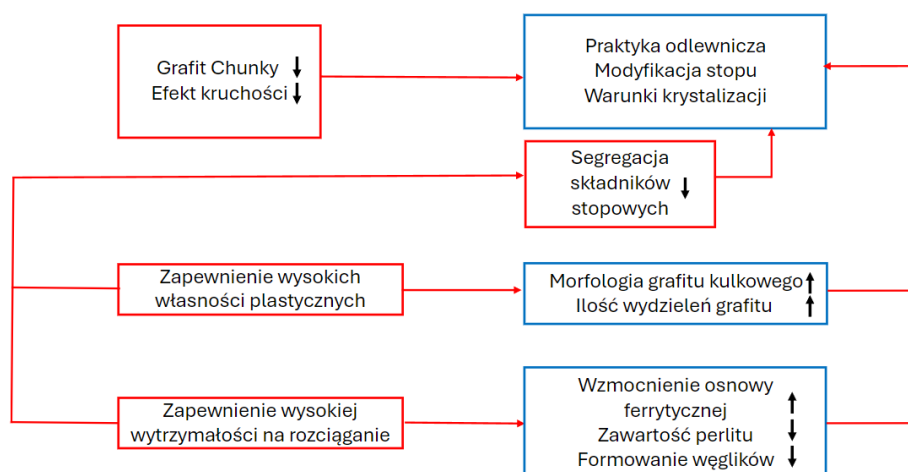
V – objętość części odlewu, z którego następuje odprowadzanie ciepła do formy odlewniczej,  $m^3$

F – powierzchnia części odlewu, przez którą następuje odprowadzanie ciepła do formy odlewniczej,  $m^2$

Z zależności (5,6) [16] wynika, iż ze zwiększeniem modułu odlewu M (7) [16], przechłodzenie metalu maleje. Ze względu na nierzadko złożoność konstrukcji odlewów, szczególnie wielkogabarytowych, wartość modułu odlewu może być korygowana w związku z geometrycznymi parametrami poszczególnych sekcji. Występować może także wzajemne oddziaływanie cieplne poszczególnych ścian, w szczególności przylegających do węzłów cieplnych. Co więcej, w formach wykonanych z piaskowej masy formierskiej, szybkość procesu chłodzenia jest zmienna w czasie i zmniejsza się wraz z jego postępem. Zmniejszenie stopnia przechłodzenia powoduje szereg zmian strukturalnych, w tym nasilenie skłonności grafitu sferoidalnego do tworzenia form zdegenerowanych, obniżając lokalnie własności plastyczne żeliwa. Podobnie niekorzystnym zjawiskiem może być wzrost szybkości chłodzenia, który sprzyja m.in. perlityzacji osnowy, niekorzystnej w przypadku analizowanych żeliw ferrytycznych. Wydłużony czas krzepnięcia, wynikający ze wzmożonego oddziaływania cieplnego odlewów wielkogabarytowych, grubościennych, wiąże się z wydłużeniem samego procesu krystalizacji i zachodzących wówczas przemian. Zmniejsza się stopień przechłodzenia, czego konsekwencją jest obniżona gęstość ziaren eutektycznych, a także mniejsza prędkość ich wzrostu. W przypadku żeliw sferoidalnych objawiać się to może zredukowanym udziałem wydzieleń grafitowych, jednak o bardziej rozbudowanych wymiarach [56, 58]. Znajomość zróżnicowania zjawisk krystalizacji wynikającego ze zwiększenia przekrojów, pozwala na świadome kształtowanie struktur poprzez dobór właściwej technologii, składu chemicznego oraz składników modyfikujących, które mogą ograniczyć występowanie niekorzystnych zjawisk, a w rezultacie obniżeniem właściwości użytkowych odlewu [59÷61, 64, 68, 71].

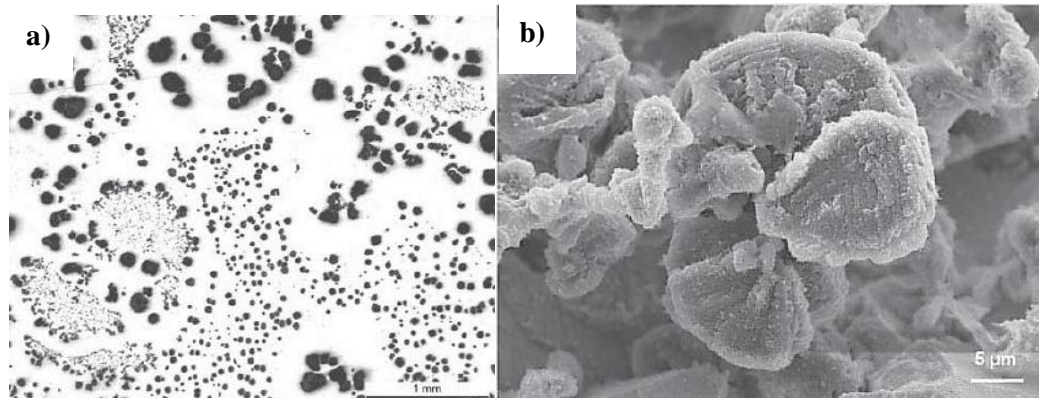
### 1.7. Żeliwa SSFDI – wyzwania w produkcji przemysłowej

Żeliwa SSFDI przyporządkować można do grupy żeliw sferoidalnych niskostopowych, z nieco podwyższoną zawartością krzemu w zakresie do 4,3%. Jednak już nieznaczne zmiany udziału tego pierwiastka w istotny sposób wpływają na zmianę struktury stopu oraz jego własności, stwarzając wyzwania produkcyjne w zapewnieniu zgodności z wymaganiami jakie stawia norma PN-EN 1563 oraz użytkownicy odlewów. Do najbardziej istotnych należą zapewnienie wysokiej wytrzymałości oraz jednocześnie podwyższonej plastyczności zgodnie z gatunkiem, a także uzyskanie wysokiego udziału osnowy ferrytycznej sięgającej ponad 95% oraz minimalizacja udziału wydzieleni węglkowych do maksymalnie 5%. Utrudnienie w dążeniu do otrzymania właściwych parametrów stanowią tendencja do powstawania zdegenerowanych form grafitu typu chunky, efekt kruchości, a także segregacja składników stopowych (Rys. 25) [62, 65÷67, 75].

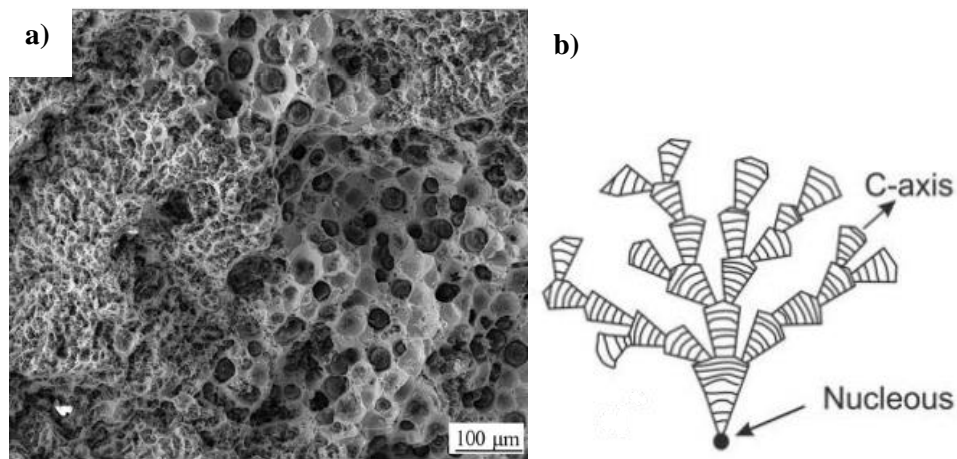


Rys. 25. Parametry materiałowe mające wpływ na uzyskanie własności odpowiadających żeliwu SSFDI [19]

Morfologia grafitu, tuż obok struktury osnowy, odpowiada za uzyskanie żądanych właściwości mechanicznych odlewu. Najbardziej pożądana jest kulista forma grafitu typu VI, zgodnie z normą PN-EN 945-1 [84], charakteryzująca się współczynnikiem kształtu zbliżonym do 1, a zdefiniowanym jako stosunek obwodu koła do obwodu wydzielenia grafitu [85, 86]. W wielu przypadkach dopuszczalna jest obecność grafitu typu V, co wynika z warunków krystalizacji odlewów o większych przekrojach, jednak wzmożone odchylenia w tym zakresie skutkować będą działaniem dalekich od ideału form, jako punkty koncentracji naprężeń, co znajdzie odzwierciedlenie w uzyskanych własnościach. Większe zagrożenie stwarza jednak spotykana w żeliwach SSFDI forma grafitu określona jako chunky (Rys. 26÷27) [69, 70, 80].



Rys. 26. Morfologia grafitu chunky a) wydzielenia grafitu chunky w otoczeniu form kulistych – obserwacja na mikroskopie świetlnym, b) obserwacja SEM [72]



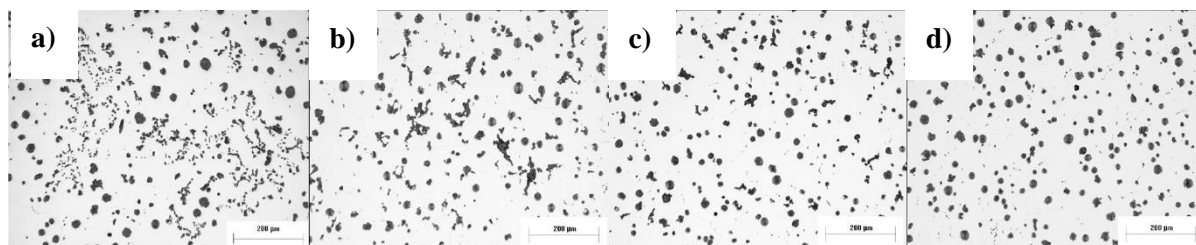
Rys. 27. Grafit typu chunky a) obraz skaningowy [74], b) mechanizm wzrostu [83, 92]

Charakteryzuje ją rozproszona, mocno rozgałęziona postać, składająca się z połączonych zdegenerowanych wydzielen grafitowych, krystalizujących wzdłuż kierunku c o warstwowej podstrukturze. Należy do najczęstszych degeneracji grafitu występujących w odlewach grubościennych z żeliwa sferoidalnego (>60mm) – o niskim stopniu przechłodzenia, lokalizowany w centrach cieplnych. Makroskopowo dostrzegalna po obróbce mechanicznej (Rys. 28) oraz możliwa do ujawnienia w badaniach mikroskopowych, a także ultradźwiękowych. Drobną postać grafitu chunky pojawia się na dużych obszarach, podczas gdy postać gruboziarnista ulokowana jest w przestrzeniach międzydendrytycznych i powstaje na końcowym etapie krzepnięcia [77, 80÷81, 85].



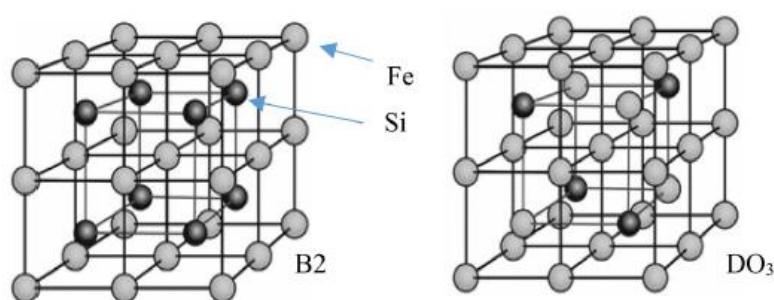
Rys. 28. Grafit chunky na powierzchni żeliwa – wady ujawnione po obróbce mechanicznej [77]

Do czynników ułatwiających powstawaniu grafitu chunky należą także aspekty metalurgiczne tj. podwyższona zawartość krzemu (od ok. 3,5÷4%) lub niklu (rzędu 18÷38%) oraz stosowanie pierwiastków ziem rzadkich, takich jak Ce, Nd, Pr, Sm i Gd, które pomimo, iż powodują sferoidyzację grafitu, mogą nasilić występowanie formy chunky, ze względu na zjawisko segregacji na granicach ziarn austenitu, występujące wobec nadmiernego ich udziału [76]. Stwierdzono także, że zwiększona ilość modyfikatora może pogłębić tą tendencję, najpewniej ze względu na możliwy udział Re. Najistotniejszym skutkiem występowania grafitu chunky jest negatywny wpływ tej degeneracji grafitu na właściwości mechaniczne (Rys. 29). W największym stopniu zauważalny jest spadek wydłużenia, sięgający nawet 1/7 wydłużenia żeliwa z grafitem typu VI o porównywalnych pozostałych cechach struktury. Nieco mniejszy spadek odnotowywany jest w przypadku wytrzymałości na wydłużenie – do 25%. W kwestii spadku właściwości dynamicznych, dotychczasowe badania są sprzeczne, natomiast istnieją przypadki, w których obecność grafitu chunky nie jest dyskwalifikująca pod względem uzyskanych własności, tym niemniej stwarza to prawdopodobieństwo odrzucenia takiego wyrobu ze względu na ujawnione defekty powierzchni [77, 91, 95, 102].



Rys. 29. Wpływ morfologii grafitu na wydłużenie żeliwa ferrytycznego a) wydłużenie 9,1%, b) wydłużenie 10,4%, c) wydłużenie 13,9%, d) wydłużenie 16% [73]

Obserwowany efekt gwałtownego spadku własności mechanicznych wraz z udziałem krzemu powyżej 4,3% jest spowodowany segregacją krzemu oraz manganu wokół obszarów komórek eutektycznych stopu. Krystalizacja eutektyczna żeliwa sferoidalnego ze względu na tworzenie się zamkniętego pierścienia austenitu wokół grafitu, w szczególności powoduje powstawanie wyraźnych profili mikrosegregacji. Podczas gdy pierwiastki takie jak krzem i aluminium gromadzą się w sieci krystalicznej austenitu, mangan i chrom są zlokalizowane na granicy faz ciało stałe-ciecz, a tym samym wzbogacają ciecz jako ostatnie, wykazując tendencję do stabilizacji węglików. Prowadzi to do osłabienia sił wiązania między wydzieleniami grafitowymi, a matrycą ferrytyczną, co może skutkować propagacją pęknięć w obszarach mikrostruktury, w których efekt segregacji jest najbardziej nasilony. Zjawisko to jest powszechnie znane, jednak ze względu na wzrost zawartości krzemu w żeliwach SSFDI, stanowi zagrożenie w kontekście powstawania pęknięć oraz znacznego obniżenia własności użytkowych. W 1996r. S. Hasse przypisał współczynniki segregacji kilku pierwiastkom stopowym w żeliwie sferoidalnym, które pozwalają na jakościowe oszacowanie intensywności mikrosegregacji. W celu ograniczenia tworzenia się nadstruktur żelazo-krzem (Rys. 30), a tym samym celem dalszego rozwoju właściwości mechanicznych żeliw o wysokiej zawartości krzemu, zostały podjęte próby homogenizacji mikrosegregacji poprzez odpowiednią obróbkę cieplną. Jednak ze względu na wysokie temperatury i koszty procesu, zaniechano dalszych działań w tym kierunku. Zatem naukowcy skłaniają się ku modyfikacjom mikrostruktury poprzez dostosowanie składu chemicznego oraz wprowadzeniu modyfikatorów [19,63, 100].



*Rys. 30. Efekt segregacji krzemu w komórkach elementarnych [63]*

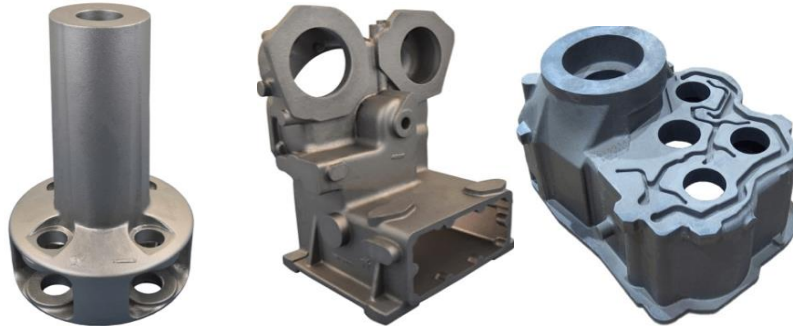
Przytoczone ograniczenia, jakie stwarzają producentom odlewów żeliwa ferrytyczne o wzmocnionym roztworze stałym, nie zniechęcają ich do wprowadzenia w przestrzeń produkcyjną, a stanowią wyzwanie do doskonalenia i minimalizacji negatywnych aspektów, jakie mogą zaistnieć. Główne kierunki badań i rozwoju obejmują: poprawę odporności na zmęczenie żeliw, ograniczenie skłonności do porowatości, a także udoskonalenie struktury w odniesieniu do wydzielenia grafitu [90, 93, 94, 97÷98, 101, 104].



### **1.8. Zastosowanie, możliwości aplikacyjne**

Pierwsze badania dot. możliwości aplikacyjnych żeliw sferoidalnych SSFDI były zainicjowane już w latach 80. XXw. przez Volvo. Zainteresowanie nimi miało związek z doskonałymi własnościami mechanicznymi przy relatywnie niskich kosztach produkcji. Istotna też okazała się sposobność znacznej redukcji ciężaru odlewów, przy zachowaniu właściwych parametrów użytkowych. Tendencja wytwarzania lżejszych konstrukcji ma kluczowe znaczenie dla poprawy wydajności procesów i zmniejszenia zużycia energii elektrycznej, wpływając nie tylko na obniżenie kosztów wytwarzania i samych produktów, ale także na aspekty szeroko pojętej ochrony środowiska. Przewiduje się, iż orientacja przedsiębiorstw na poprawę warunków środowiskowych z roku na rok będzie silniejsza, a działania w tym kierunku – obligatoryjne. Początkowo wzmianka dot. żeliwa sferoidalnego SSFDI, miała miejsce w szwedzkich standardach wytwarzania, nieco później w normach europejskich - EN 1563 z roku 2011. Od tego czasu prowadzone są intensywne badania nad tymi żeliwami pod kątem technologii wytwarzania w celu uzyskania odlewów o zadowalających parametrach. Rosnące zainteresowanie pod kątem aplikacji żeliw sferoidalnych, jakie obserwowane jest na przełomie ostatnich dekad, wykazały zmianę wykorzystania gatunków perlitycznych w kierunku ferrytycznym, przy czym natenczas wiodący wydaje się być gatunek EN-GJS 400-18, a także odlewy dla branży energetyki wiatrowej. Dane literaturowe zakładają, iż rynek energetyki wiatrowej odpowiada za 3 mln ton żeliwa sferoidalnego rocznie, z czego szacuje się, że w niedalekim czasie do 30% dotyczyć będzie gatunków SSFDI, przy obecnym udziale 10%. Szacuje się, iż ok. 20% perlitycznego żeliwa sferoidalnego produkowanego na całym świecie może zostać przekształcone w żeliwa ferrytyczne, łączące wysokie właściwości mechaniczne oraz plastyczne, a także spójność strukturalną, co przekłada się na jednorodność twardości, a także polepszoną skrawalność. Możliwość optymalizacji konstrukcji i zmniejszanie ciężaru wydaje się być obecnie tym bardziej zasadnicza, im bardziej rynek będzie skłaniał się ku zastosowaniom żeliw SSFDI w odlewach wielkogabarytowych, co zaczęło być dostrzegalne odkąd turbiny wiatrowe zaczęły przekraczać moc 2 MW. Wraz ze wzrostem zapotrzebowania na produkcję większej ilości energii z jednego wiatraka, wzrosła również wielkość turbin wiatrowych, a tym samym odlewów w nich stosowanych [89]. Możliwości aplikacyjne nie kończą się jednak na energetyce wiatrowej. Odlewy z żeliw SSFDI wydają się być idealne do komponentów układu napędowego - wsporników, obudów łożysk, obudów osi, a także części przekładni,

w których preferowany jest poziom wydłużenia możliwy do uzyskania poprzez wzmocnienie osnowy ferrytycznej żeliw (Rys. 31) [99, 103].



*Rys. 31. Przykładowe detale wykonane z żeliw SSFDI*

Gatunki te stanowią także alternatywę dla odlewów stalowych ze względu na izotropię własności i często niewiele niższe własności mechaniczne, co skutecznie rekompensuje obniżone koszty wytwarzania.

Szerokie perspektywy aplikacyjne powodują pojawienie się wielu pytań co do praktycznych aspektów wytwarzania gatunków o podwyższonej granicy plastyczności i wydłużeniu, a wypracowane know-how w tym zakresie stanowi bezpośrednią przewagę konkurencyjną.

## **2. BADANIA WŁASNE**

### **2.1. Teza i cele pracy**

Biorąc pod uwagę wymagania, jakie norma *PN-EN 1563:2018 - Odlewnictwo – żeliwo sferoidalne* stawia gatunkom SSFDI oraz aktualny stan wiedzy z analizowanego obszaru, jak również lukę badawczą związaną z oddziaływaniem materiałów wsadowych wykorzystanych do wytwarzania tych żeliw w aspekcie odlewów grubościennych, w których krystalizacja zachodzi z uwzględnieniem zjawisk powodowanych zwielokrotnieniem czasu krzepnięcia odlewów, temat ten wymaga dodatkowych prac badawczo – rozwojowych w celu wdrożenia gatunków ferrytycznych w przestrzeń produkcyjną przedsiębiorstwa.

Procesy krzepnięcia i krystalizacji odlewów wielkogabarytowych, w szczególności w odniesieniu do podejmowanego tematu żeliw ferrytycznych sferoidalnych, ze względu na swoją specyfikę, wymagają odrębnego podejścia dotyczącego technologii wykonania odlewów. Tematyka ta wciąż rodzi wiele pytań, stąd istnieje potrzeba jej zgłębienia popartej precyzyjnymi badaniami, szczególnie wobec stosowanych aktualnie w produkcji, dostępnych na rynku materiałów wsadowych, projektując proces wobec konieczności uzyskania wysokiej jakości metalurgicznej odlewów, z zastosowaniem materiałów wtórnych – jako odpowiedź na wymagania jakie stawia ochrona środowiska, oraz spełniając oczekiwania klientów w zakresie optymalnych kosztów wytwarzania.

Teza pracy:

*Odpowiedni dobór składu chemicznego oraz materiałów wsadowych w produkcji żeliw ferrytycznych sferoidalnych o wzmocnionym roztworze stałym, prowadzi do uzyskania niemal w pełni ferrytycznej osnowy oraz minimalizacji udziału zdegenerowanych form grafitu typu chunky, co przyczynia się do otrzymania żądanych właściwości użytkowych odlewów o grubości ścian powyżej 60mm.*

Cel nr 1

*Uzyskanie własności mechanicznych żeliwa odpowiadających gatunkom EN-GJS 450-18, EN-GJS 500-14 oraz EN-GJS 600-10, zgodnie z PN-EN 1563:2018 Odlewnictwo – żeliwo sferoidalne.*

Cel nr 2

*Wyznaczenie maksymalnej ilości pierwiastków perlitotwórczych, których udział nie wpływa na pogorszenie uzyskanych własności żeliw SSFDI w zależności od gatunku.*

Cel nr 3

*Określenie zasadności minimalizacji udziału surówki odlewniczej we wsadzie metalowym.*

Cel nr 4

*Zdefiniowanie wpływu grubości ścianki odlewu na uzyskane wyniki własności mechanicznych z zastosowaniem znormalizowanych próbek o zmiennym przekroju dla żeliw SSFDI.*

Cel nr 5

*Implementacja wyników w przestrzeni produkcyjnej przedsiębiorstwa – wytworzenie odlewów handlowych na podstawie analizy uzyskanych wyników, określenie warunków realizacji wytopów dla żeliw SSFDI w przestrzeni produkcyjnej odlewni.*

Realizowane działania obejmowały swoim zakresem:

- studium literaturowe dostępnej wiedzy na temat: oceny rynku w celu określenia perspektyw podjęcia tematu, wymagań stawianych żeliwom SSFDI w odniesieniu do klasycznych żeliw sferoidalnych, wytwarzania żeliw SSFDI, ograniczeń jakie za sobą niosą oraz sposobów na ich minimalizację, możliwych wyzwań w praktyce przemysłowej produkcji odlewów, stosownych materiałów wsadowych oraz wpływu najczęściej obecnych w żeliwach pierwiastków na strukturę i własności odlewów, wreszcie – potencjału aplikacyjnego odlewów z żeliw SSFDI,
- opracowanie planu eksperymentu wstępnego w celu uzyskania żądanych własności: zaproponowanie składów chemicznych żeliw (ze względu na dowolność jaką pozostawia norma wytwórcom, tak by zachować zgodność z gatunkiem w kwestii wymaganych własności mechanicznych) na podstawie przeglądu literatury oraz doświadczenia zawodowego w produkcji żeliw klasycznych, wyznaczenie dyspozycji wsadowych umożliwiających uzyskanie żądanych składów, ustalenie procedury wytopów i charakterystycznych temperatur procesu, określenie postaci konstrukcyjnej odlewów, wykonanie form odlewniczych z wykorzystaniem materiałów produkcyjnych, realizację wytopów w warunkach laboratoryjnych, akwizycję danych, opracowanie wyników,
- opracowanie planu eksperymentu właściwego w celu określenia możliwości minimalizacji udziału surówki odlewniczej na korzyść złomu żeliwnego i stalowego – podejmując działania analogiczne do wcześniej prowadzonych wytopów,
- realizację badań: statycznej próby rozciągania w celu określenia parametrów  $R_m$ ,  $R_{p0,2}$ ,  $A$ , twardości metodą Brinella, struktury żeliwa z wykorzystaniem mikroskopu świetlnego – zgłady trawione i nietrawione, kształtu wydzieleni grafitowych, udziału perlitu oraz innych składników strukturalnych, przełomów próbek z wykorzystaniem mikroskopu skaningowego, analizy termiczno-dyrywacyjnej wytworzonego żeliwa,
- opracowanie wyników badań oraz na jego podstawie - wybór najkorzystniejszych rozwiązań do zastosowań przemysłowych,
- realizację wdrożenia w warunkach przemysłowych z przystosowaniem procedury realizacji wytopu, ocenę wizualną odlewów, badanie struktury oraz własności mechanicznych,
- wnioski końcowe, podsumowanie.

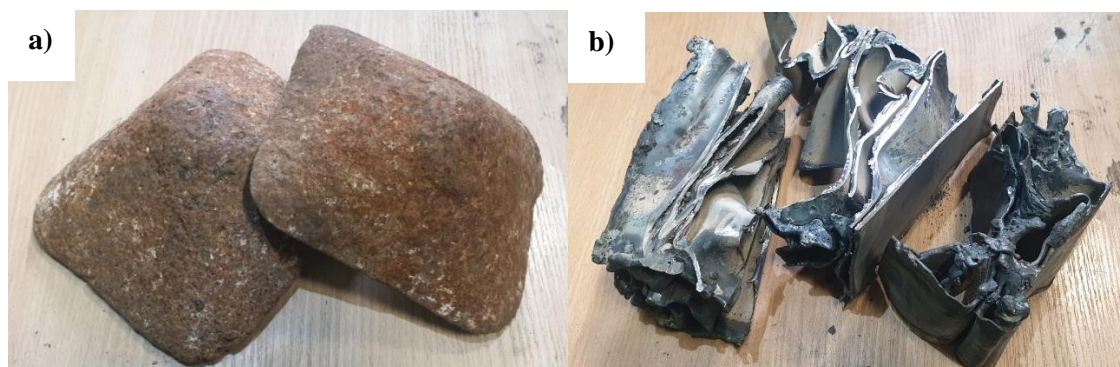
## 2.2. Materiały wsadowe

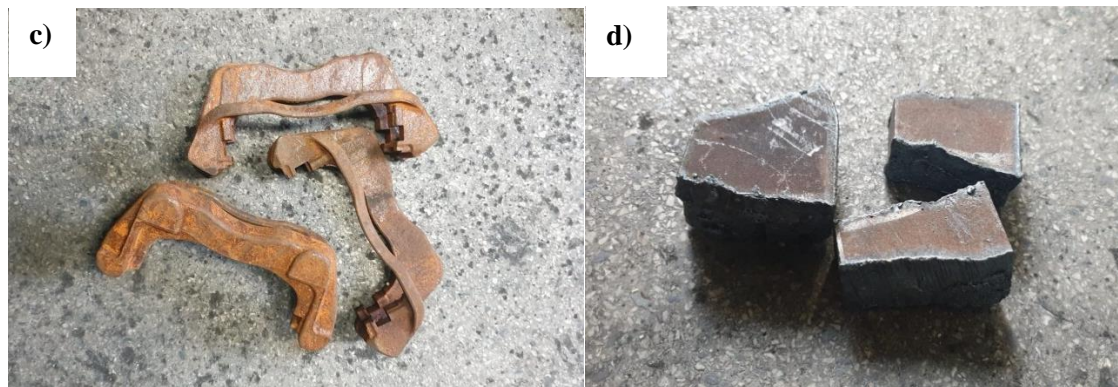
W celu wprowadzenia w przestrzeń produkcyjną ODLEWNI RAFAMET Sp. z o.o. omawianych żeliw i zagwarantowania uzyskania odpowiednich własności produkowanych odlewów wykonano wytypy próbné w oparciu o przegląd literaturowy żeliw SSFDI, doświadczenie w produkcji klasycznych żeliw sferoidalnych oraz dostępne na rynku materiały wsadowe. W trakcie eksperymentu zostały wykorzystane następujące materiały podstawowe (Tabela 5, Rys.32):

Tabela 5. Średnie składy chemiczne wykorzystywanych materiałów podstawowych

Materiał wsadowy	Średni skład chemiczny [%]				
	C	Si	S	P	Mn
Surówka odlewnicza do sferoidyzacji	3,710	0,290	0,025	0,048	0,036
Złom stalowy - klasyczny	0,150	0,230	0,008	0,016	1,340
Złom stalowy niskomanganowy	0,065	0,181	0,011	0,019	0,220
Złom żeliwa sferoidalnego	2,449	2,147	0,087	0,038	0,463

Złom stalowy niskomanganowy stanowił sprasowane beczki (Rys. 32b), dostarczające niewielkiej porcji metalu w stosunkowo dużej objętości, a za względu na uciążliwość w trakcie topienia wynikająca z obecności wielu pustych komór wewnątrz części, do badań porównawczych wykorzystano także drugi rodzaj złomu stalowego – o zwartej formie (Rys. 32d), jednak ze znacząco wyższym udziałem manganu. Złom żeliwny stanowiły poprodukcyjne zaciski hamulcowe (Rys. 32c).





Rys. 32. Podstawowe materiały wsadowe, a) surówka, b) złom stalowy niskomanganowy, c) złom żeliwny, d) złom stalowy klasyczny

W celu uzupełniania zawartości węgla, wykorzystano nawęglacz syntetyczny RANCO 9905, o granulacji 1÷5mm, o następujących parametrach: zawartość węgla - 99,69%; siarki – 0,04%; azotu – 0,01%, części lotnych – 0,14%; popiołu – 0,17%, wodoru – 0,01%, o wilgotności 0,15%.

Pozostałe dodatki stanowiły:

- żelazokrzem FeSi75, o granulacji 10÷60mm, oraz średnim składzie chemicznym: Si – 72,36%; Al – 1,41%; C – 0,113%; P – 0,014%; S – 0,01%;
- żelazomangan FeMn HC 75, o granulacji 10÷50mm, oraz średnim składzie chemicznym: Mn – 76,12%; C – 6,76%; P – 0,19%; Si – 1,11%; S – 0,033%;
- modyfikator pierwotny na bazie żelazo-krzemobary FeSiBa MB-10, o granulacji 2÷6mm oraz średnim składzie chemicznym: Si – 67,5%; Ca – 1,7%; Al – 1,3%; Ba – 10,9%;
- sferoidyzator UCP00125 w postaci przewodu elastycznego wypełnionego proszkiem o składzie [g/m]: Mg – 57,1; SE – 0,4, Si – 84,9; C – 14; Al – 1,1; Ca – 12
- modyfikator na strugę ciekłego metalu Inoculin 400 o granulacji 0,2÷0,7mm oraz składzie chemicznym: Si - 70÷75%; Ca - 1÷2%; Al – 0,7÷1,4%; Bi – 0,8÷1,3%; RE – 0,4÷0,7%

### **2.3. Plan eksperymentu**

Eksperyment został podzielony na dwa etapy. Pierwszy z nich obejmował uzyskanie żądanych właściwości mechanicznych odlewów dla każdego z gatunków żeliw SSFDI tj. EN-GJS 450-18, EN-GJS 500-14, EN-GJS 600-10. W tym celu wykonano wypyty wstępne zgodnie z opracowanymi dyspozycjami wsadowymi dla każdego gatunku. Zwrócono także uwagę w kierunku ograniczenia udziału surówki odlewniczej na korzyść złomów żeliwnego

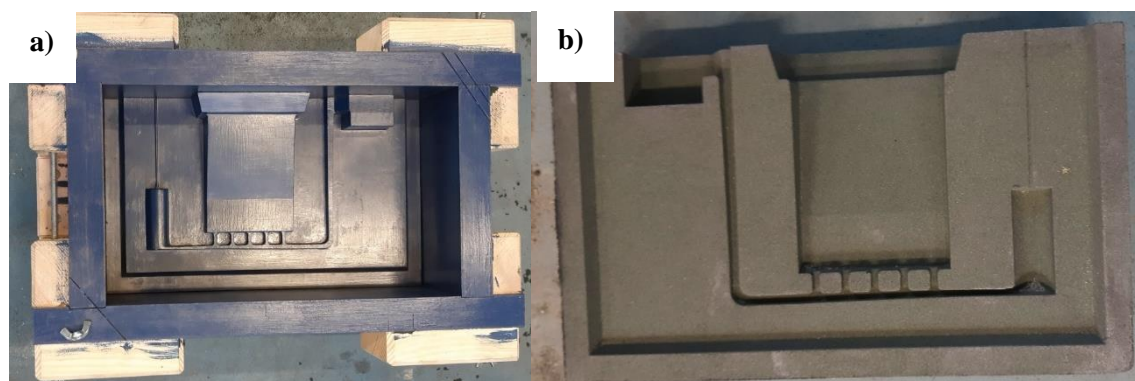
oraz stalowego. Praktyka ta jest często stosowana ze względu na obserwowane zwiększone ceny surowki w odniesieniu do pozostałych składowych wsadu metalowego, jednocześnie mając na uwadze korzyści metalurgiczne z jej obecności, w postaci wprowadzania zarodków krystalizacji. Istnieje zatem dążenie do uzyskania kompromisu w tym aspekcie. Drugi etap miał na celu określenie wpływu zróżnicowanej grubości ścian na uzyskane wyniki własności mechanicznych. Wykorzystano do tego znormalizowane próbki o zmiennej grubości ścian, łącząc je w jeden odlew w celu zachowania jednakowych warunków metalurgicznych. Poniżej opisano wykorzystanie założenia dla każdego z etapów.

## **2.4. Etap I – wytopy wstępne**

### **2.4.1. Forma odlewnicza**

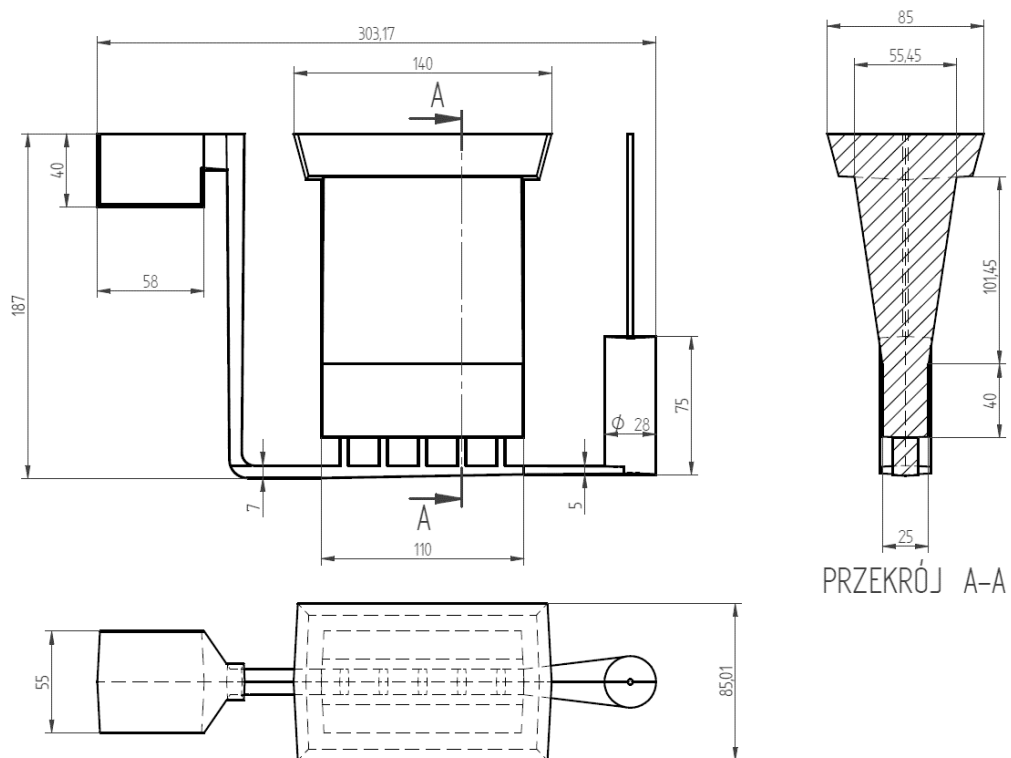
Materiał formy odlewniczej był tożsamy z materiałem wykorzystywanym przez ODLEWNIĘ RAFAMET w procesie produkcyjnym, tj. osnowa stanowiła materiał zregenerowany 90% oraz piasek kwarcowy suszony 10%, natomiast rolę spoiwa pełniła żywica furanowa, a także utwardzacz na bazie kwasów sulfonowych, określane wspólnie jako masy furanowe. Miało to na celu uzyskanie zbliżonych warunków odprowadzania ciepła przez formę, do panujących podczas realizacji produkcji w odlewni.

Kształt przyszłego odlewu został odwzorowany przez formę sporządzoną z wykorzystaniem drewnianej rdzennicy (Rys. 33), a jego postać konstrukcyjna (Rys. 34) nawiązuje do określonej w normie PN-EN 1563:2018 *Odlewnictwo – żeliwo sferoidalne*. Zostały wprowadzone pewne modyfikacje w związku z wprowadzeniem układu wlewowego, co stanowi efekt prac badawczo-rozwojowych odlewni i zapewnia niezakłócony przepływ ciekłego metalu, minimalizując obecność zanieczyszczeń, negatywnie oddziałujących na jakość materiału do badań.



Rys. 33. Forma odlewnicza dla etapu I i II, a) drewniana rdzennica do prób b) powstała na jej podstawie połówka formy odlewniczej





Rys. 34. Postać konstrukcyjna odlewu dla etapu I i II

#### 2.4.2. Stanowisko badawcze

Badania realizowano z wykorzystaniem infrastruktury Katedry Odlewnictwa Politechniki Śląskiej w Gliwicach. Topienie wsadu miało miejsce w piecu indukcyjnym średniej częstotliwości o pojemności 20kg (Rys. 35).



Rys. 35. Piec indukcyjny średniej częstotliwości, poj.20kg,

a) przed załadowaniem wsadu,

Pozostałe elementy stanowiska badawczego to: dwa próbniki ATD firmy Electro-Nite z termoelementem typu K, dwie formy próbek do badań (Rys. 36), rejestrator MultiCon firmy Simex (Rys. 37), lanca zanurzeniowa firmy Electro-Nite (z termoelementem typu S) do pomiaru temperatury ciekłego metalu w piecu odlewniczym oraz jednorazowe kubki (firmy Electro-Nite) do pobierania próbek zabielenych w celu wykonania analiz składu chemicznego.



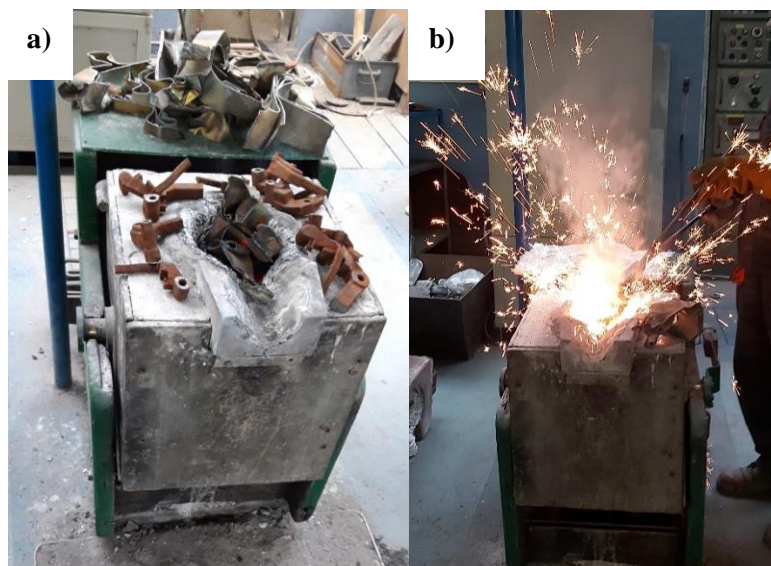
*Rys. 36. Stanowisko badawcze (od lewej – 2 próbniki ATD, 2 formy prób do badań)*



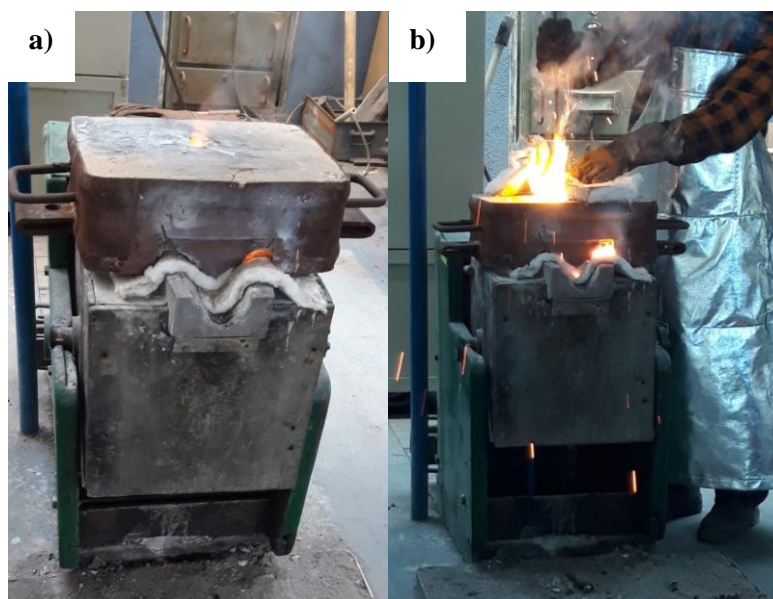
*Rys. 37. Rejestrator ATD*

### **2.4.3. Procedura wytopów**

Realizacja wytopów przebiegała każdorazowo zgodnie z procedurą obejmującą kolejno: załadunek pieca (Rys. 38a), roztopienie wsadu (Rys. 38b) i przegrzanie do temperatury  $1540^{\circ}\text{C} \div 1550^{\circ}\text{C}$ , modyfikacja pierwotna na lustro ciekłego metalu, pobranie próbki do analizy składu chemicznego, zalanie próbnika ATD, sferoidyzacja przewodem elastycznym w temperaturze  $1430^{\circ}\text{C} \div 1440^{\circ}\text{C}$  (Rys. 39), podgrzanie wsadu do temperatury  $1390^{\circ}\text{C} \div 1400^{\circ}\text{C}$ , pobranie próbki do analizy chemicznej, modyfikacja na strugę ciekłego metalu, zalanie próbnika ATD, zalanie form odlewniczych (Rys. 40).



Rys. 38. Przetop materiałów w piecu indukcyjnym – a) przygotowanie materiałów do topienia, b) dodatek złomu niskomanganowego



Rys. 39. Sferoidyzacja a) przygotowanie do procesu, b) realizacja procesu



Rys. 40. Zalewanie form odlewniczych

#### 2.4.4. Metodologia badawcza

Podczas eksperymentu wykonano:

- badania składu chemicznego – z wykorzystaniem spektrometru emisyjnego z wyładowaniem w iskrze ARL 3460 - Thermo Fisher Scientific,
- statyczną próbę rozciągania - z wykorzystaniem maszyny wytrzymałościowej do prób statycznych Louis Schopper Staatl,
- ocenę twardości żeliwa - przy użyciu twardościomierza Brinella,
- badania mikrostruktury - z wykorzystaniem mikroskopu świetlnego metalograficznego serii MM - Opta Tech – wydzielenie grafitu zgodnie z normą PN-EN ISO 945-1:2009 *Mikrostruktura żeliwa Część 1: Klasyfikacja wydzielenia grafitu na podstawie analizy wizualnej*, badania mikrostruktury osnowy metalowej wg PN-H-04661:1975, pow. 100x, trawienie z zastosowaniem odczynnika Nital 3%,
- ocenę ilościową uzyskanych mikrostruktur - w oparciu o wyniki analiz prowadzonych w oprogramowaniu ImageJ,
- badania przełomów próbek po statycznej próbie rozciągania – z wykorzystaniem mikroskopu skaningowego Phenom Pro-X wraz z systemem EDS.

Wytopy wstępne - laboratoryjne, stanowiące początkowy etap realizacji eksperymentu, obejmowały ustalenie składów chemicznych oraz proporcji wsadów, przygotowanie form odlewniczych oraz materiałów wsadowych, przeprowadzenie wytopów próbnych – mających na celu weryfikację ustalonych składów w odniesieniu do uzyskanych własności, przeprowadzenie analizy termiczno-derywacyjnej, akwizycję danych oraz pozyskanie materiału badawczego. W tym celu opracowano następujące dyspozycje wsadowe (Tabela 6), dla 14 wytopów.

Tabela 6. Dyspozycje wsadowe dla wytopów wstępnych W1÷W14

Oznaczenie	MATERIAŁY PODSTAWOWE				MATERIAŁY POMOCNICZE		
	Surówka	Złom stalowy niskomn.	Złom stalowy klasyczny	Złom żeliwny sferoidalny	Nawęglacz	FeSi75	FeMn
<b>W1</b>	40%	30%	-	30%	0,80%	2,45%	0,25%
<b>W2</b>	40%	30%	-	30%	0,60%	3,08%	0,25%
<b>W3</b>	40%	30%	-	30%	0,30%	3,85%	0,25%
<b>W4</b>	40%	-	30%	30%	1,55%	2,80%	-
<b>W5</b>	40%	-	30%	30%	1,35%	3,35%	-
<b>W6</b>	40%	-	30%	30%	1,05%	4,10%	-
<b>W7</b>	10%	-	20%	70%	1,50%	1,40%	-
<b>W8</b>	10%	-	20%	70%	1,30%	1,80%	-
<b>W9</b>	10%	-	20%	70%	1,00%	2,70%	-

<b>W10</b>	40%	30%	-	30%	1,25%	1,85%	0,25%
<b>W11</b>	40%	30%	-	30%	1,25%	1,85%	-
<b>W12</b>	50%	30%	-	20%	1,10%	2,50%	-
<b>W13</b>	60%	30%	-	10%	0,65%	2,30%	-
<b>W14</b>	60%	20%	-	20%	0,65%	2,10%	-

Zarówno udział modyfikatora pierwotnego, sferoidyzatora jak i modyfikatora wtórnego był każdorazowo jednakowy i wynosił odpowiednio: 0,5%, ok.1,8% oraz 0,2% w odniesieniu do materiałów podstawowych.

#### 2.4.5. Wyniki badań

Tabela 7. Wyniki składu chemicznego wytopów próbných W1÷W14

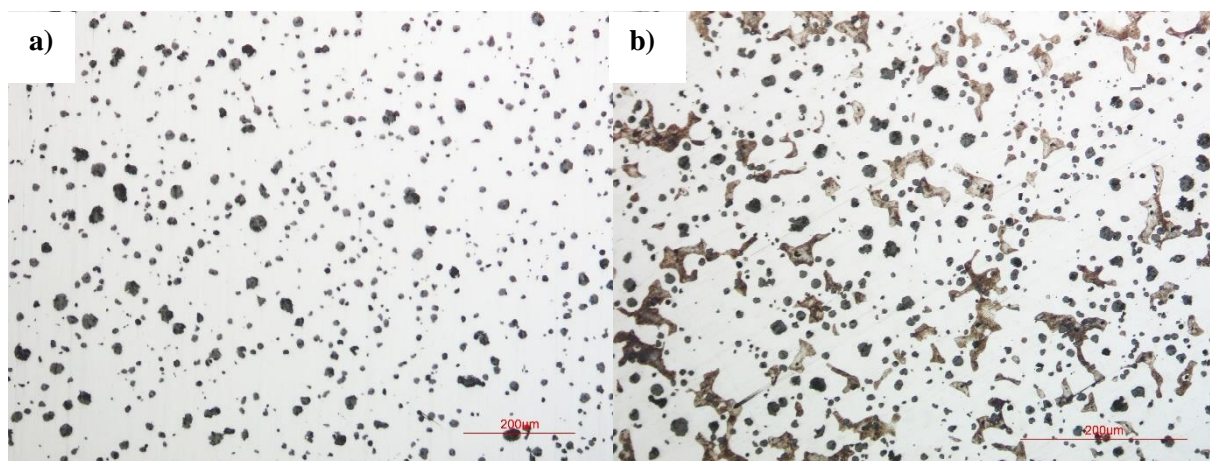
Skład chemiczny, % wag.												
	C	Si	S	P	Mn	Ni	Cr	Cu	Sn	Mg	Sc	CE
<b>W1</b>	2,97	3,63	0,011	0,049	0,37	0,041	0,062	0,204	0,009	0,057	0,95	4,10
<b>W2</b>	2,84	3,97	0,006	0,066	0,41	0,013	0,076	0,065	0,015	0,049	0,94	4,09
<b>W3</b>	2,79	4,35	0,011	0,027	0,34	0,007	0,035	0,089	0,008	0,070	0,95	4,12
<b>W4</b>	3,42	3,77	0,009	0,035	0,58	0,015	0,033	0,031	0,011	0,065	1,11	4,59
<b>W5</b>	3,36	4,12	0,007	0,039	0,58	0,019	0,040	0,074	0,011	0,063	1,13	4,64
<b>W6</b>	3,08	4,37	0,083	0,033	0,57	0,014	0,030	0,029	0,011	0,067	1,08	4,49
<b>W7</b>	3,34	3,49	0,006	0,031	0,68	0,017	0,039	0,046	0,019	0,071	1,05	4,42
<b>W8</b>	3,16	3,71	0,009	0,031	0,65	0,014	0,034	0,043	0,018	0,068	1,02	4,31
<b>W9</b>	2,92	4,36	0,007	0,035	0,68	0,015	0,034	0,041	0,019	0,071	1,00	4,26
<b>W10</b>	3,42	3,31	0,011	0,034	0,48	0,009	0,029	0,043	0,009	0,048	1,06	4,45
<b>W11</b>	3,34	3,24	0,006	0,031	0,27	0,008	0,029	0,028	0,007	0,043	1,03	4,35
<b>W12</b>	3,48	3,31	0,006	0,030	0,15	0,005	0,019	0,081	0,007	0,044	1,08	4,52
<b>W13</b>	3,27	2,95	0,007	0,030	0,14	0,004	0,017	0,048	0,005	0,041	0,98	4,20
<b>W14</b>	3,53	3,31	0,007	0,038	0,17	0,010	0,027	0,063	0,009	0,046	1,10	4,57

Tabela 8. Wyniki własności mechanicznych W1÷W14

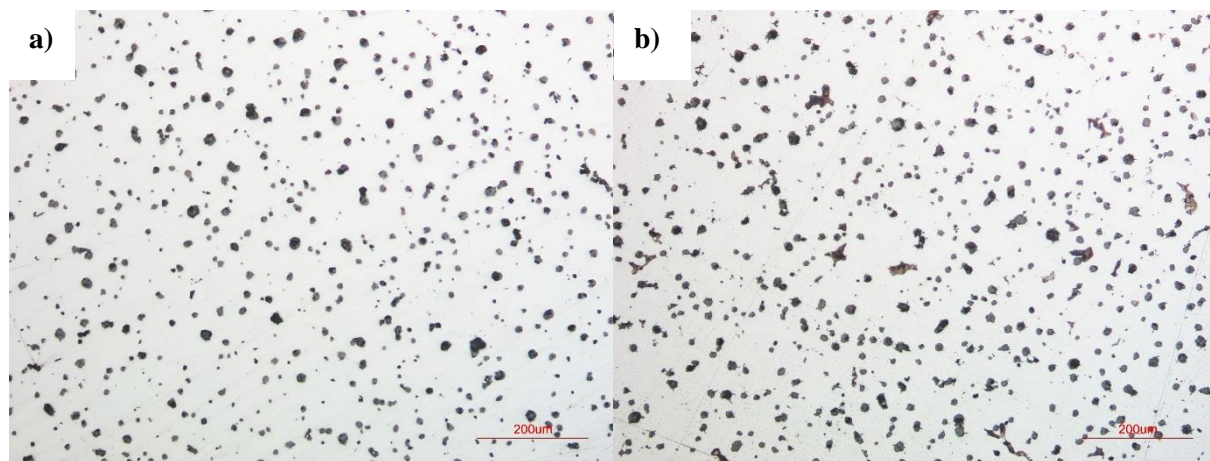
Własności mechaniczne				
	Rm, MPa	Rp0,2, Mpa	A, %	HB
<b>W1</b>	612	477	10	201
<b>W2</b>	614	492	10,8	207
<b>W3</b>	685	531	10,6	217
<b>W4</b>	583	439	16,4	197
<b>W5</b>	627	473	8,2	207
<b>W6</b>	666	395	4	223
<b>W7</b>	557	395	8	212
<b>W8</b>	655	457	7,4	212
<b>W9</b>	666	433	7	217
<b>W10</b>	535	437	14,4	179
<b>W11</b>	519	427	15,2	174
<b>W12</b>	500	411	16,3	166
<b>W13</b>	461	373	20,8	156
<b>W14</b>	511	438	16	179

Tabela 9. Analiza mikrostruktury W1÷W14

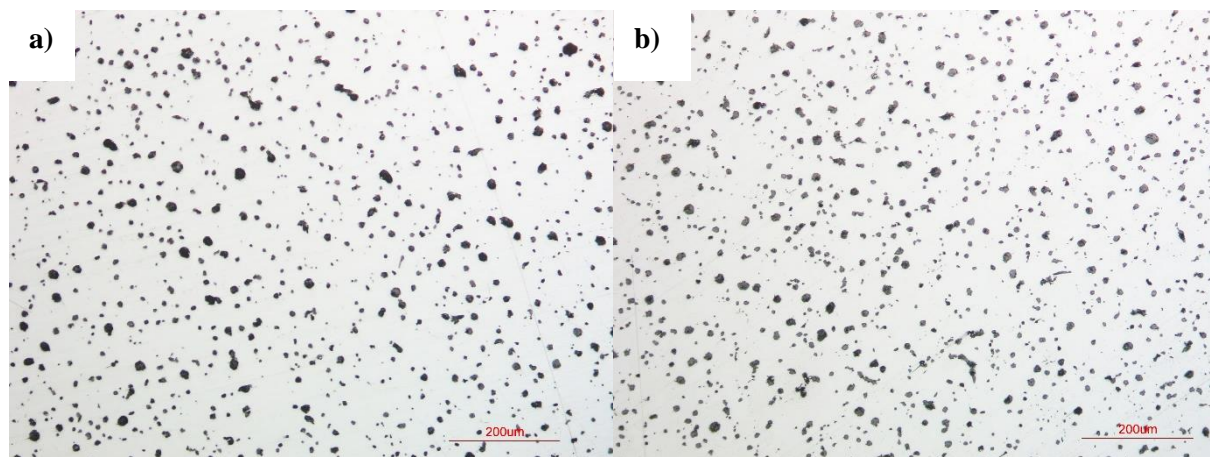
	Mikrostruktura grafitu wg PN-EN ISO 945-1:2008	Mikrostruktura osnowy metalowej wg PN-H-04661:1975	Zawartość perlitu	Współczynnik kształtu
W1	70% V 7/8 + 30% VI 7	P20Fe80	12,76%	0,77
W2	60% V 7/8 + 40% VI 8	P0Fe	0,60%	0,71
W3	90% V 7/8 + 10% VI 7	P0Fe	0,00%	0,75
W4	90% V 7/8 + 10% VI 7	P6Fe94	9,82%	0,72
W5	70% V 8 + 30% VI 7/8	P6Fe94	3,30%	0,71
W6	90% V 7/8 + 10% VI 7	P0Fe	0,80%	0,73
W7	60% V 7/8 + 40% VI 7	P6Fe94	7,29%	0,81
W8	80% V 7/8 + 20% VI 6/7	P6Fe94	7,10%	0,78
W9	80% V 7/8 + 20% VI 7	P6Fe94	6,58%	0,79
W10	70% V 7/8 + 30% VI 7	P6Fe94	8,22%	0,72
W11	60% VI 7 + 40% V 7/8	P6Fe94	6,63%	0,80
W12	80% V 7/8 + 20% VI 7	P0Fe	0,00%	0,77
W13	90% V 7/8 + 10% VI 7	P0Fe	3,29%	0,73
W14	90% V 7/8 + 10% VI 7	P0Fe	0,00%	0,75



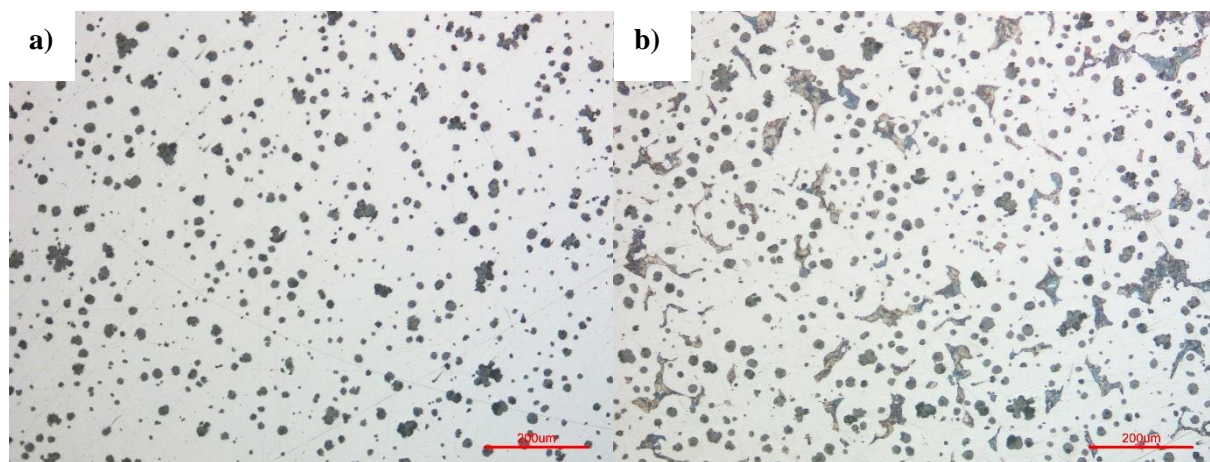
Rys. 41. Mikrostruktura próbki W1, a) nietrawiona, b) trawiona



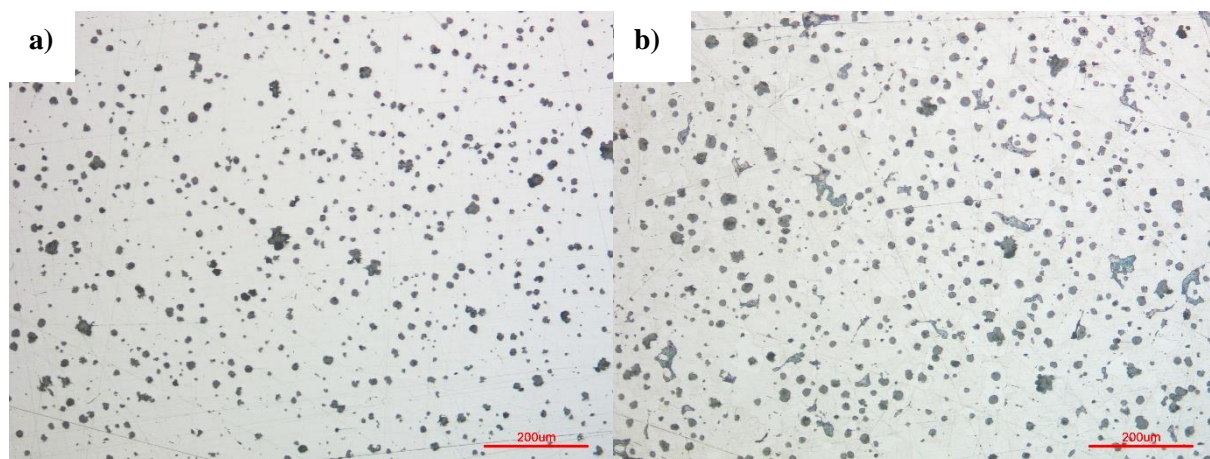
Rys. 42. Mikrostruktura próbki W2, a) nietrawiona, b) trawiona



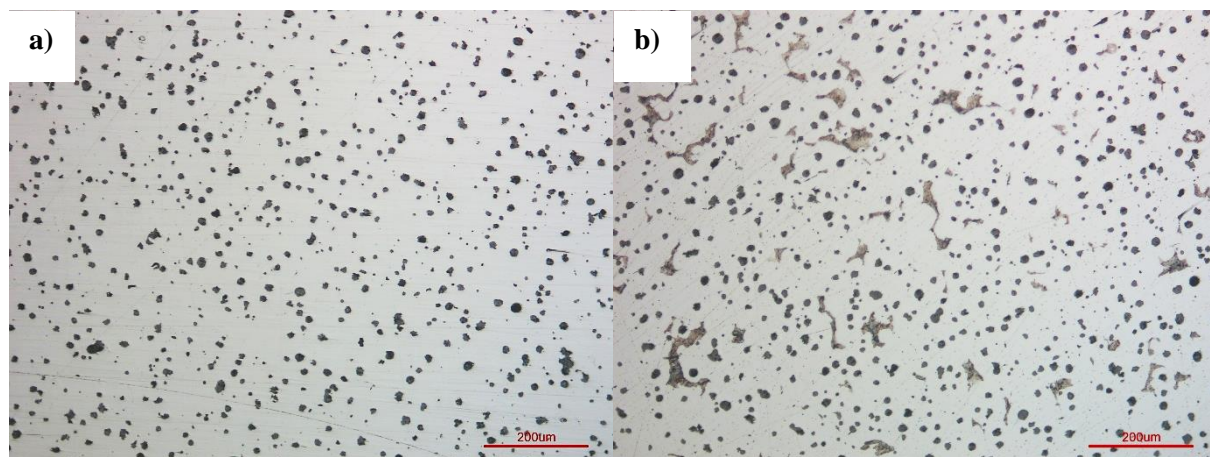
*Rys. 43. Mikrostruktura próbki W3, a) nietrawiona, b) trawiona*



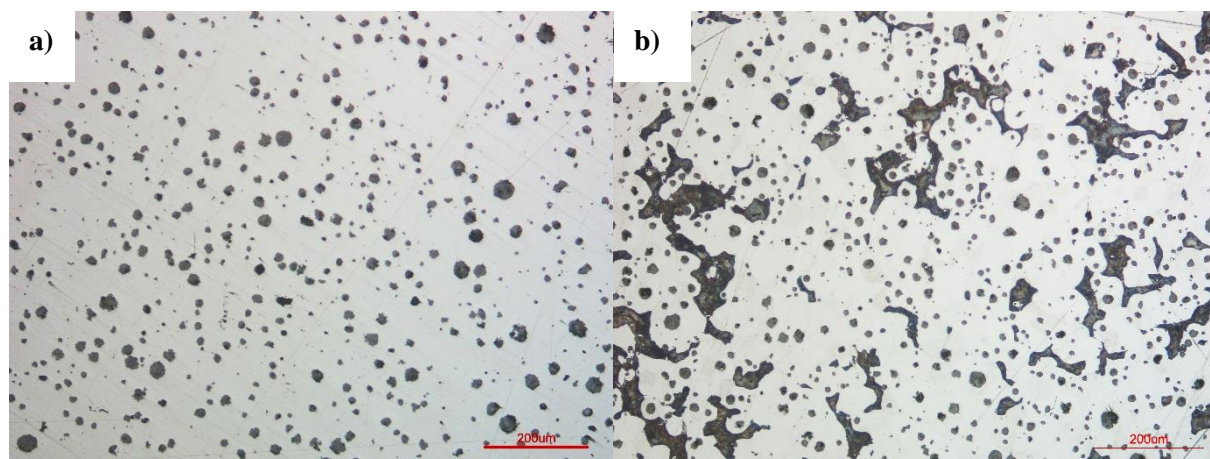
*Rys. 44. Mikrostruktura próbki W4, a) nietrawiona, b) trawiona*



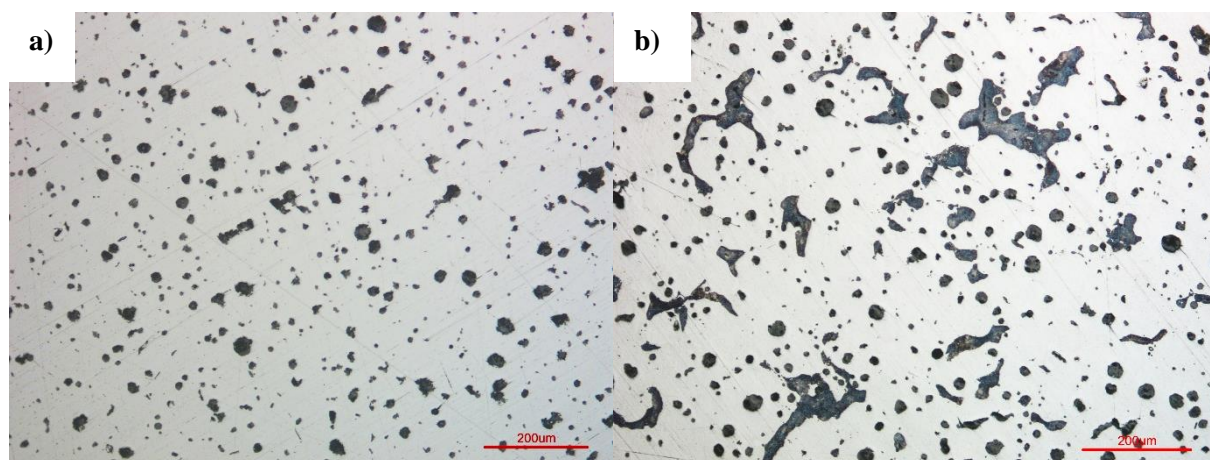
*Rys. 45. Mikrostruktura próbki W5, a) nietrawiona, b) trawiona*



*Rys. 46. Mikrostruktura próbki W6, a) nietrawiona, b) trawiona*

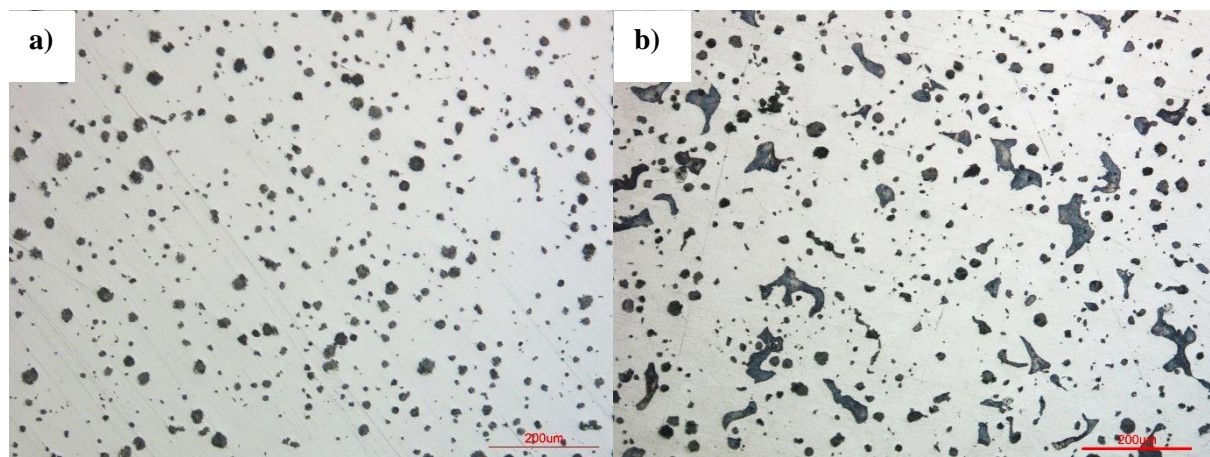


*Rys. 47. Mikrostruktura próbki W7, a) nietrawiona, b) trawiona*

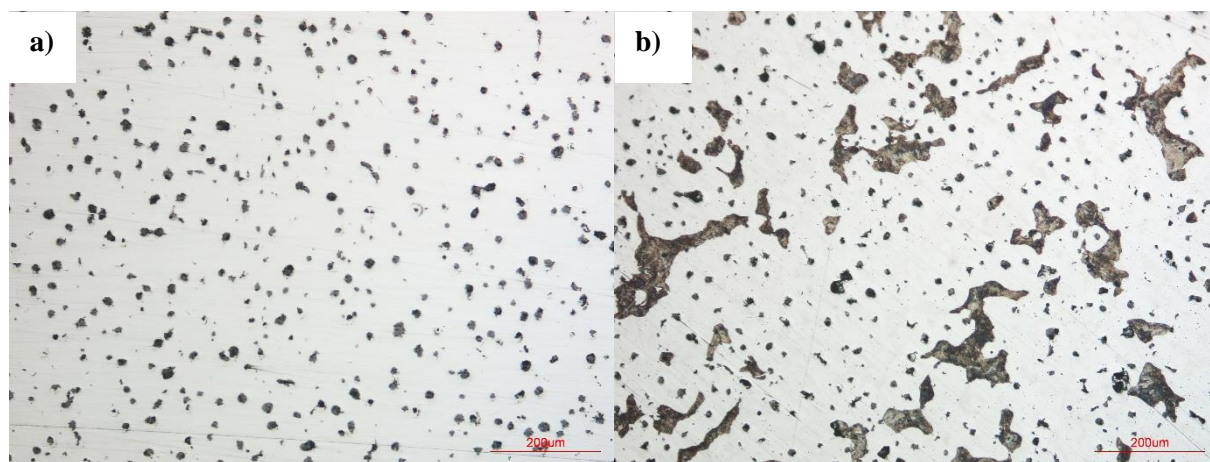


*Rys. 48. Mikrostruktura próbki W8, a) nietrawiona, b) trawiona*

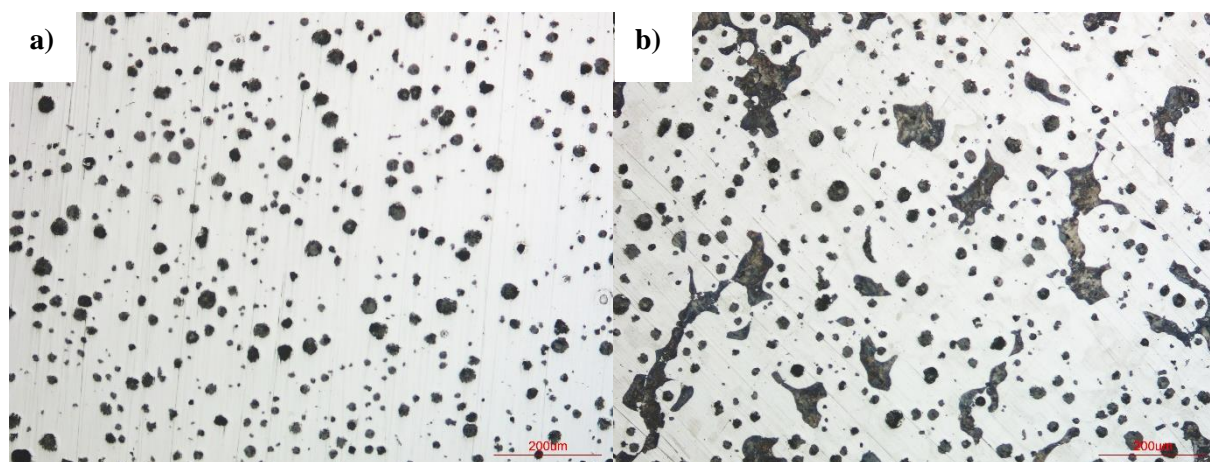




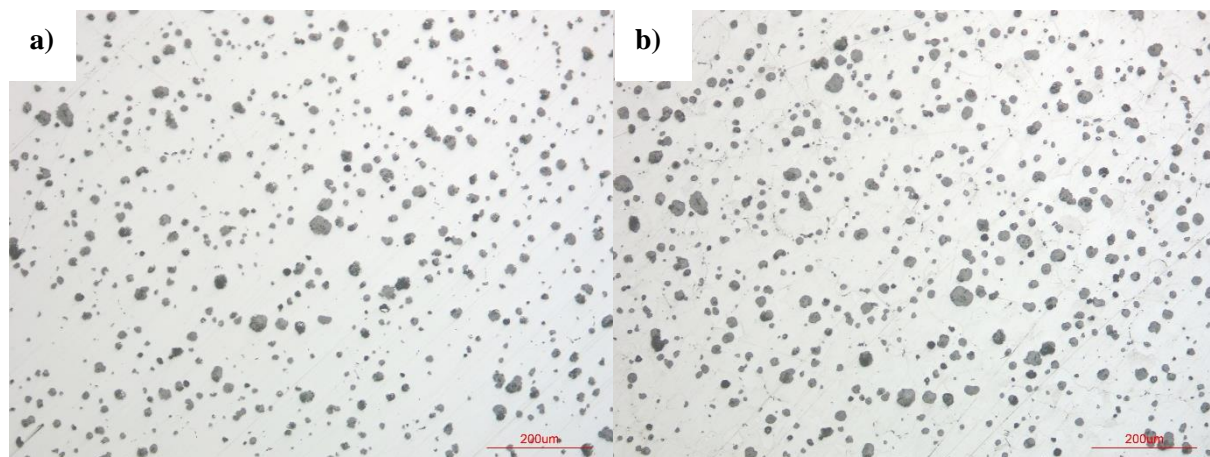
*Rys. 49. Mikrostruktura próbki W9, a) nietrawiona, b) trawiona*



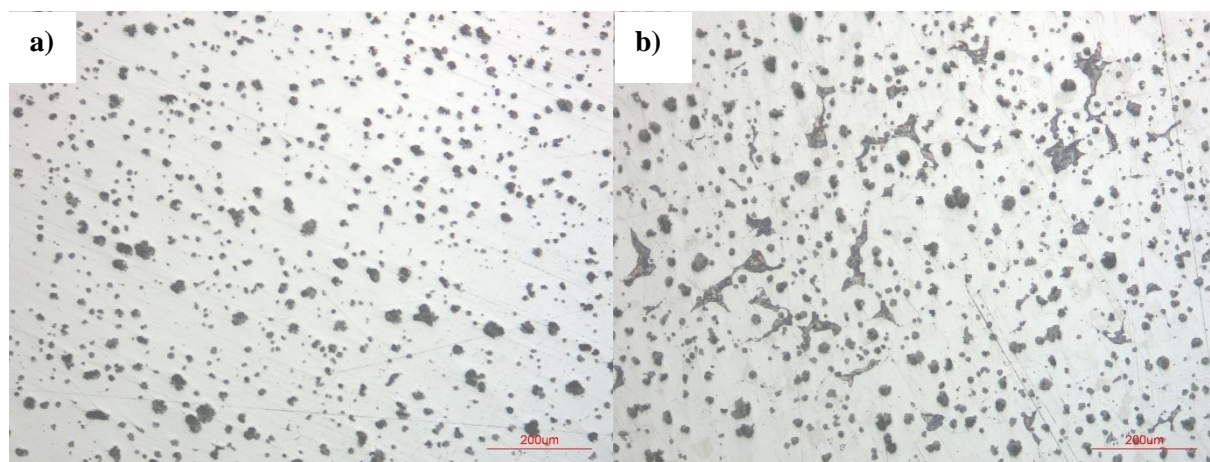
*Rys. 50. Mikrostruktura próbki W10, a) nietrawiona, b) trawiona*



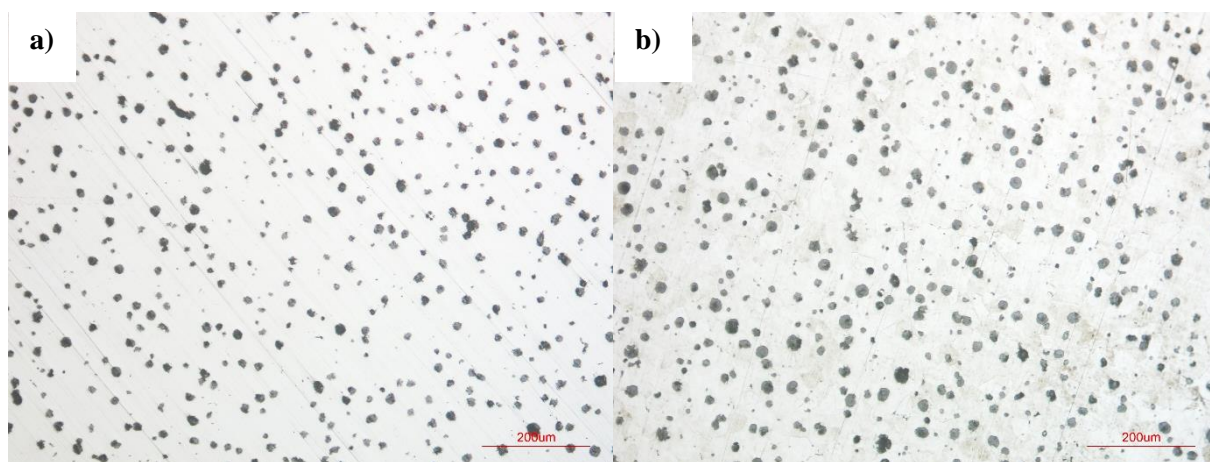
*Rys. 51. Mikrostruktura próbki W11, a) nietrawiona, b) trawiona*



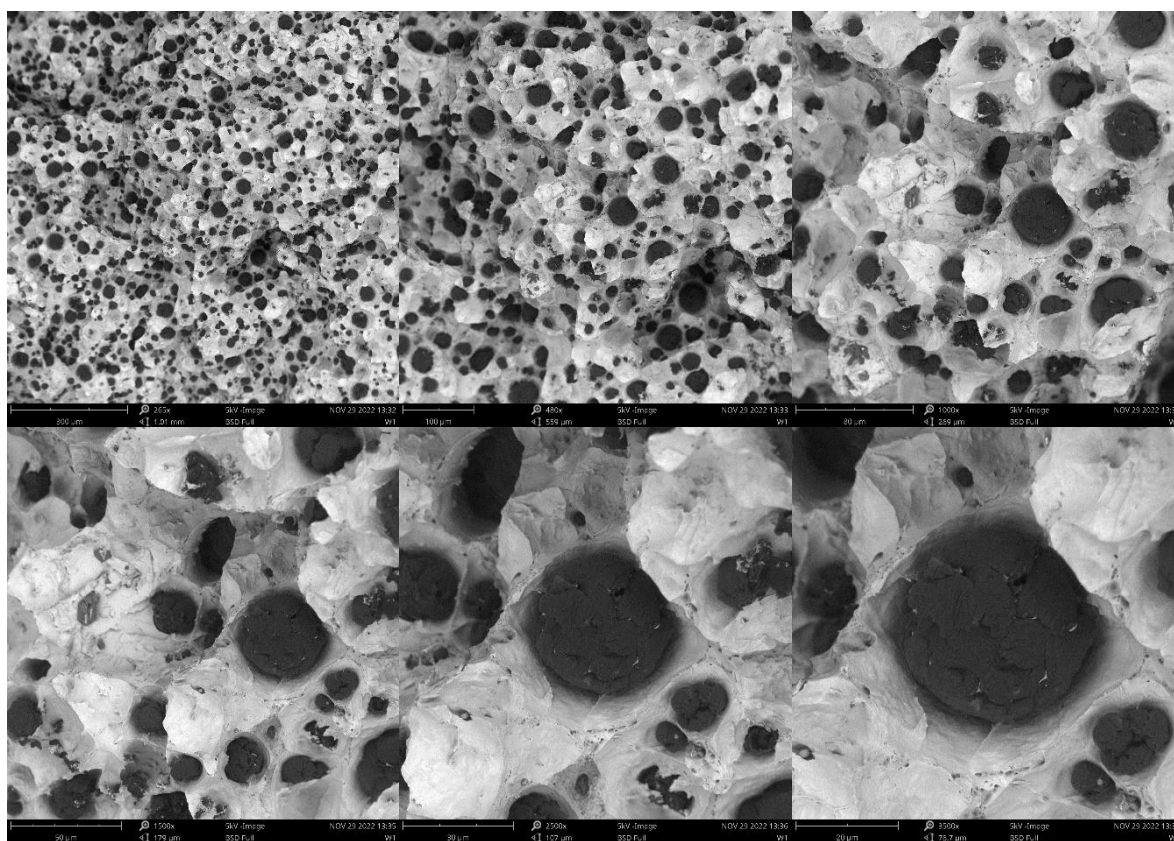
Rys. 52. Mikrostruktura próbki W12, a) nietrawiona, b) trawiona



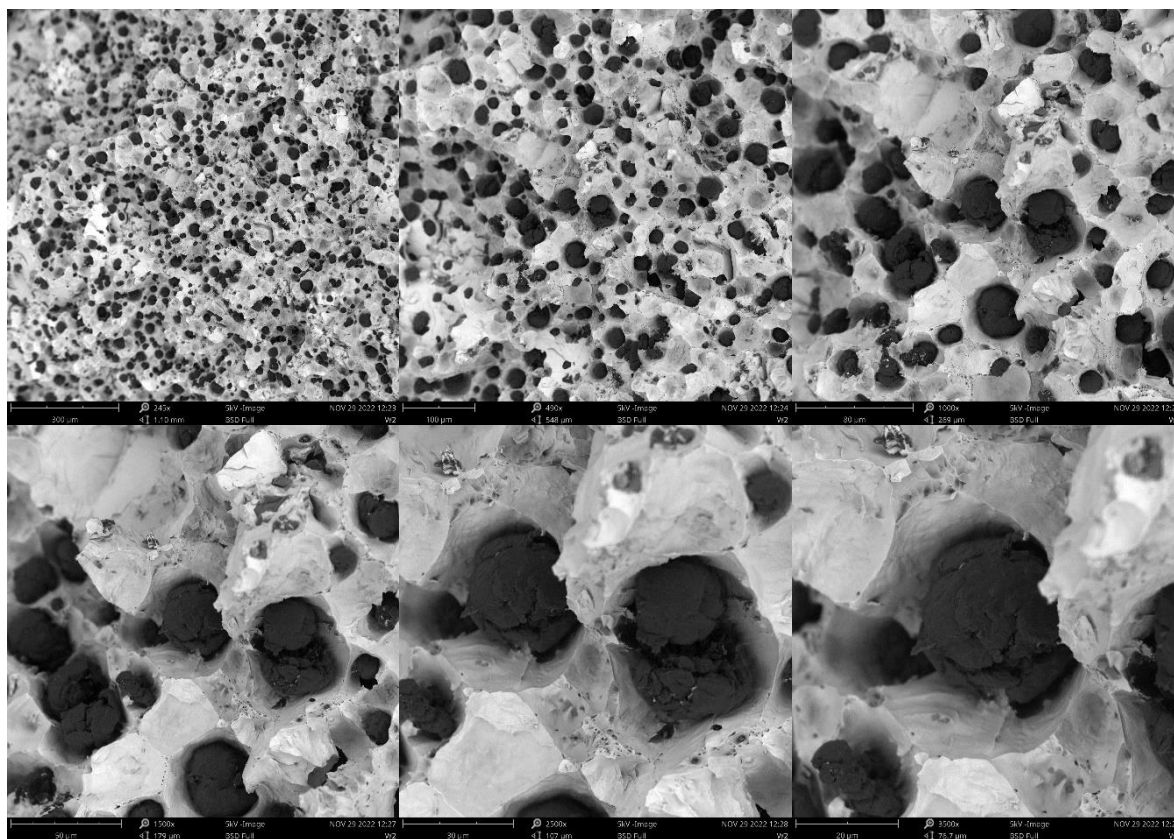
Rys. 53. Mikrostruktura próbki W13, a) nietrawiona, b) trawiona



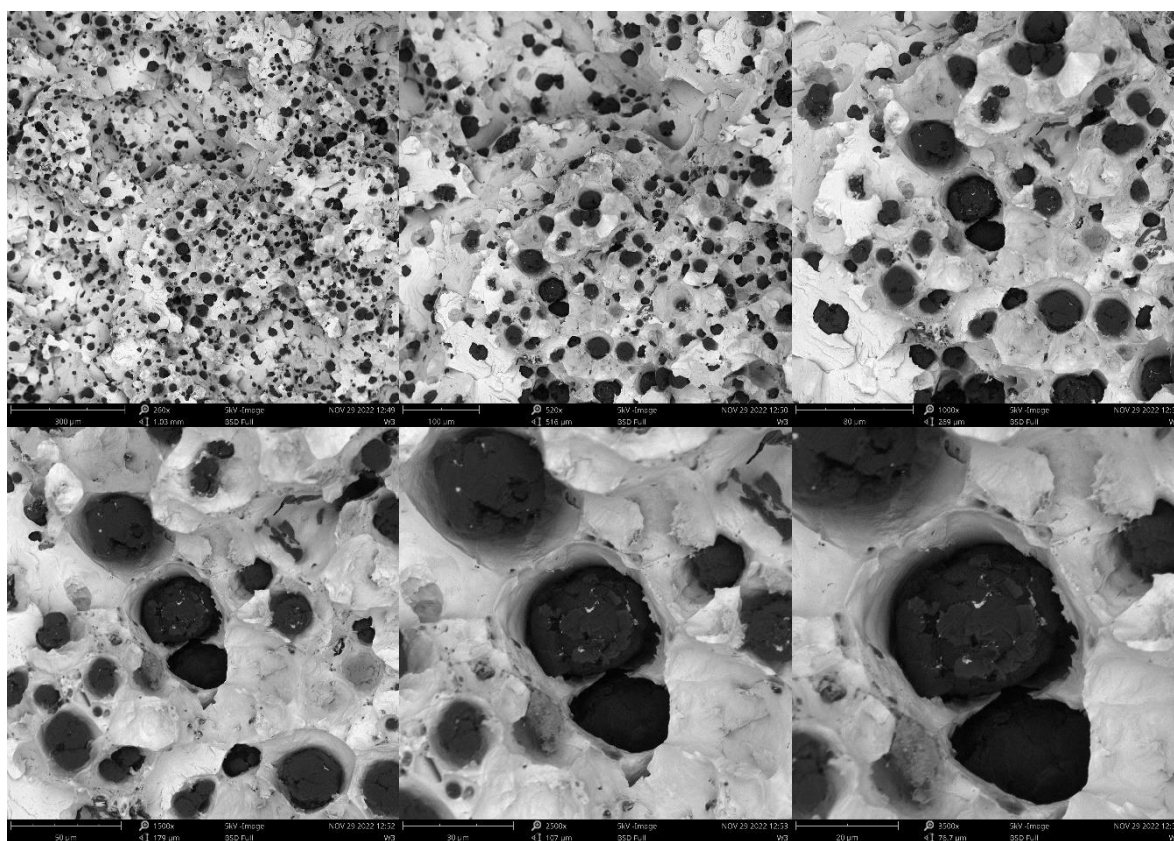
Rys. 54. Mikrostruktura próbki W14, a) nietrawiona, b) trawiona



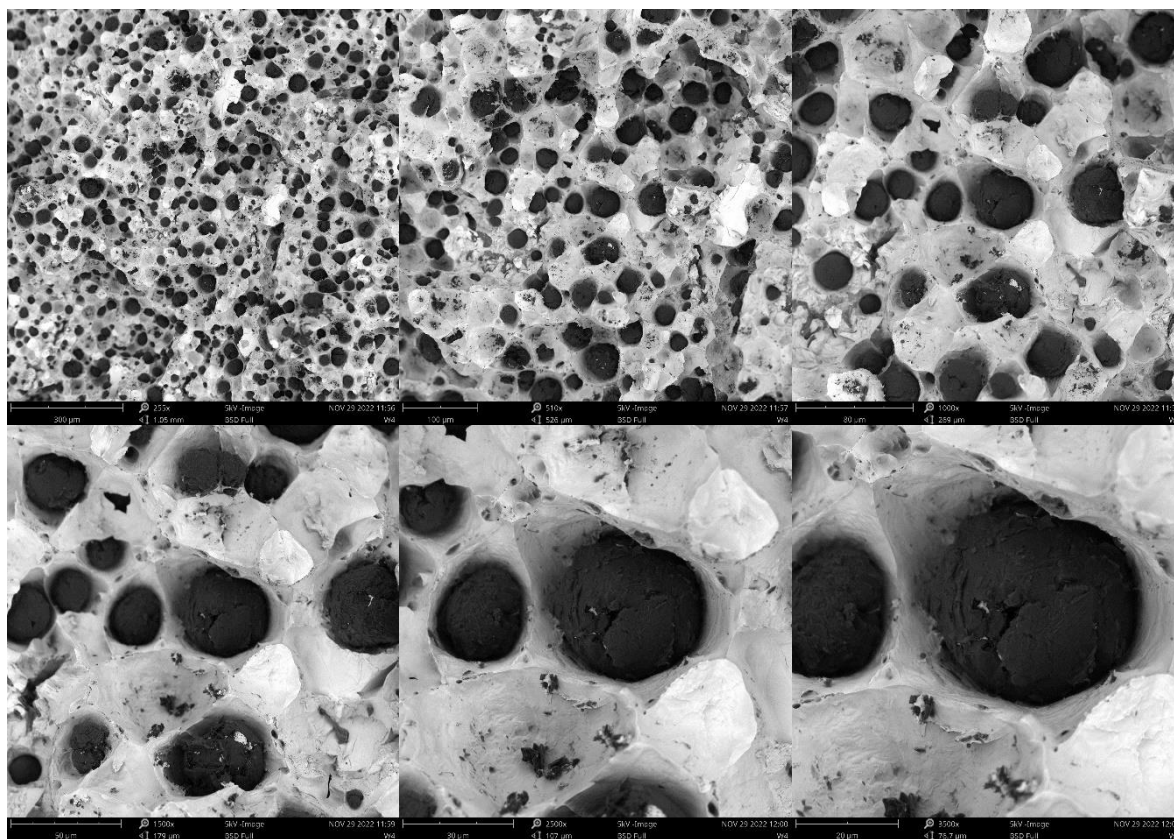
Rys. 55. Przelom próbki W1 przy zmiennym powiększeniu w zakresie 265x÷3500x



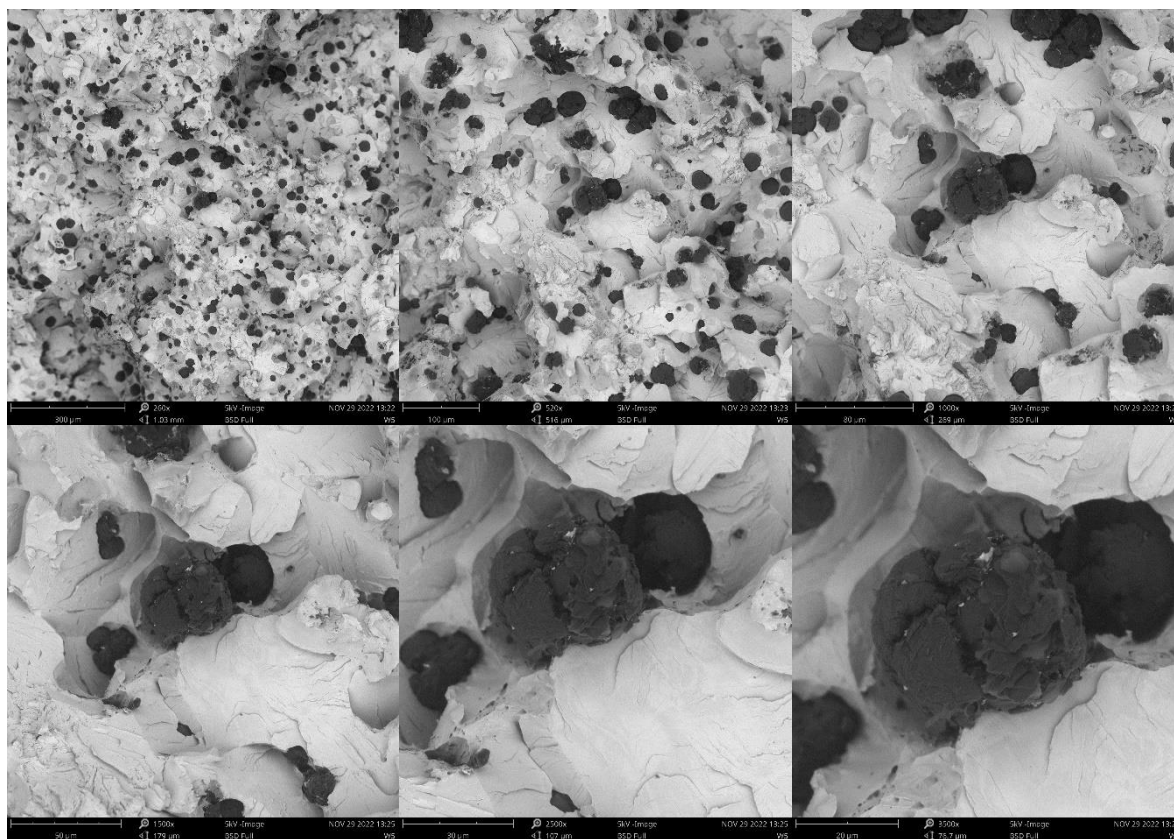
Rys. 56. Przelom próbki W2 przy zmiennym powiększeniu w zakresie 245x÷3500x



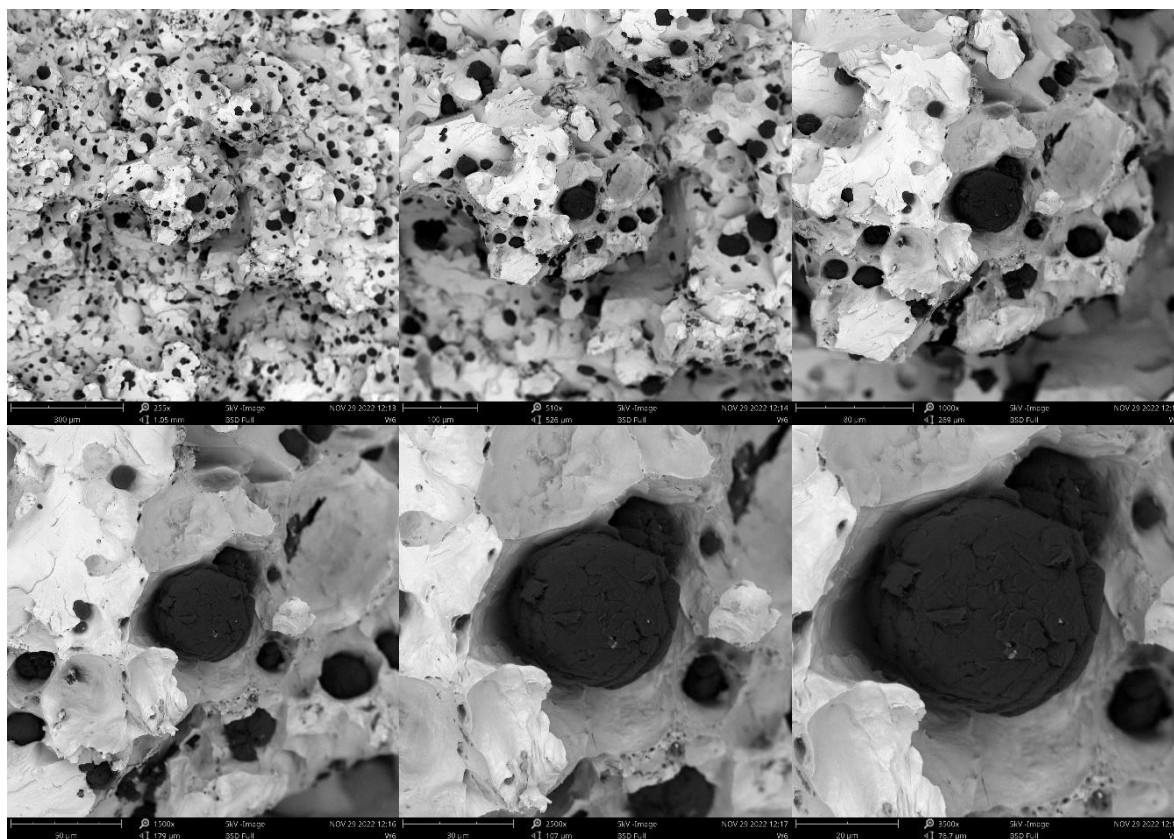
Rys. 57. Przelom próbki W3 przy zmiennym powiększeniu w zakresie 260x÷3500x



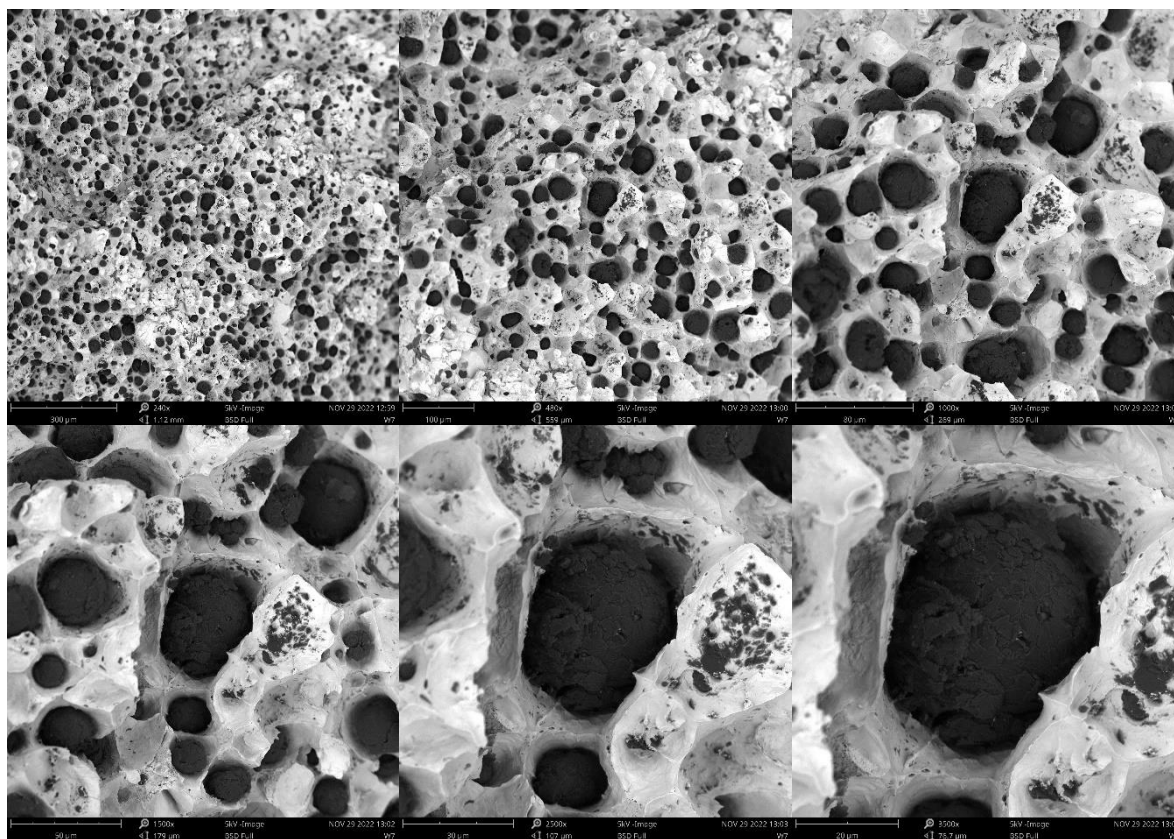
Rys. 58. Przelom próbki W4 przy zmiennym powiększeniu w zakresie 255x÷3500x



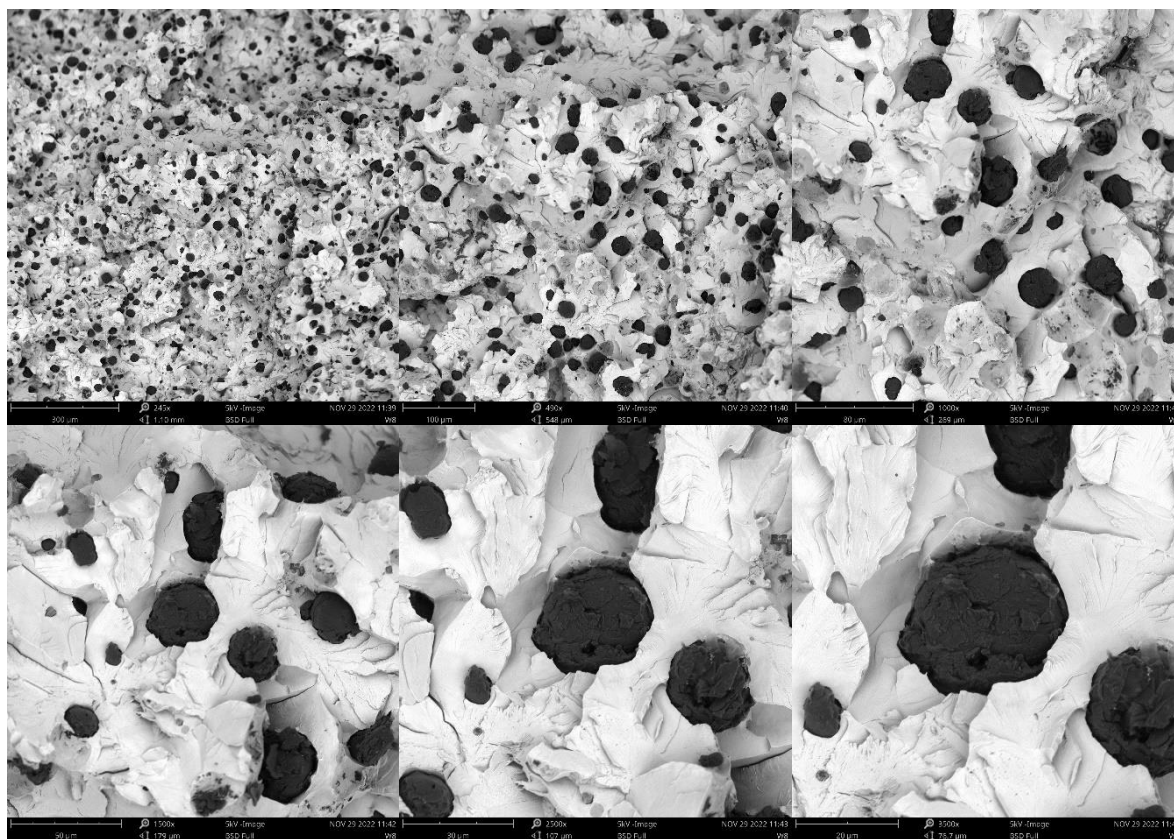
Rys. 59. Przelom próbki W5 przy zmiennym powiększeniu w zakresie 260x÷3500x



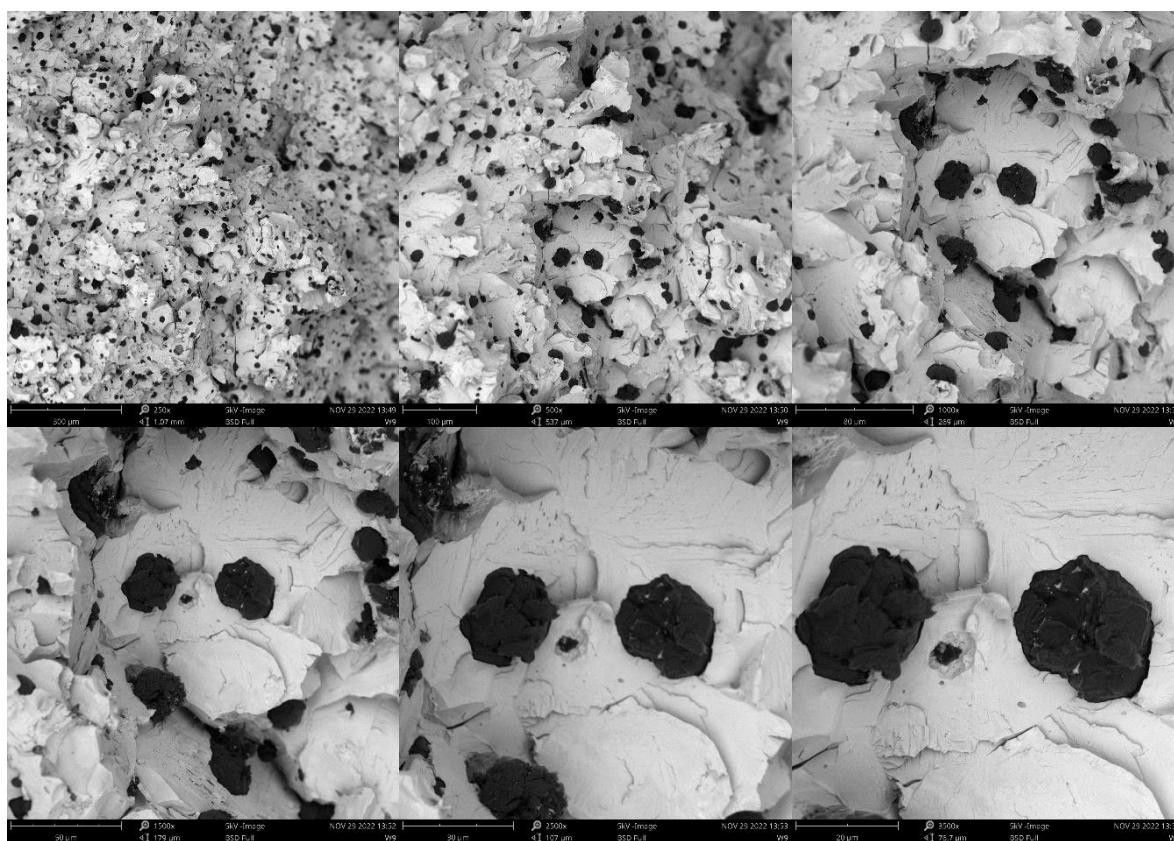
Rys. 60. Przelom próbki W6 przy zmiennym powiększeniu w zakresie 255x÷3500x



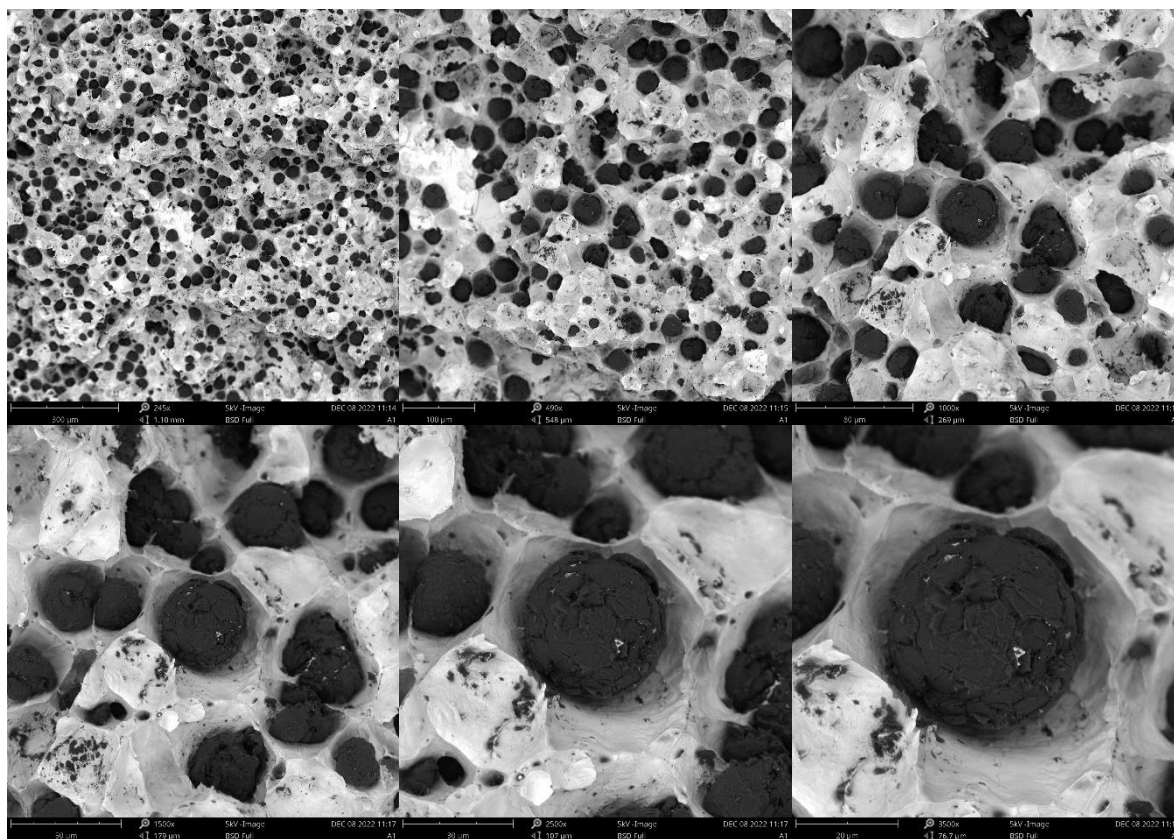
Rys. 61. Przelom próbki W7 przy zmiennym powiększeniu w zakresie 240x÷3500x



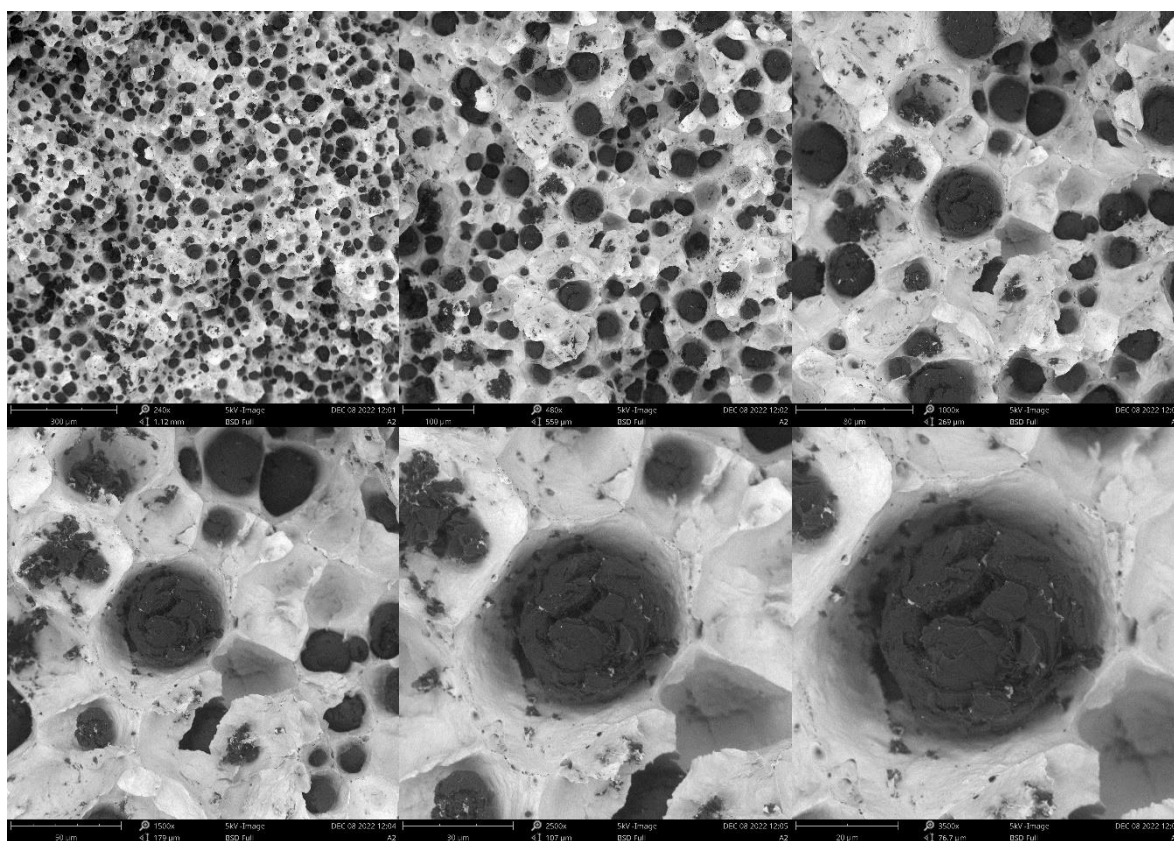
Rys. 62. Przelom próbki W8 przy zmiennym powiększeniu w zakresie 245x÷3500x



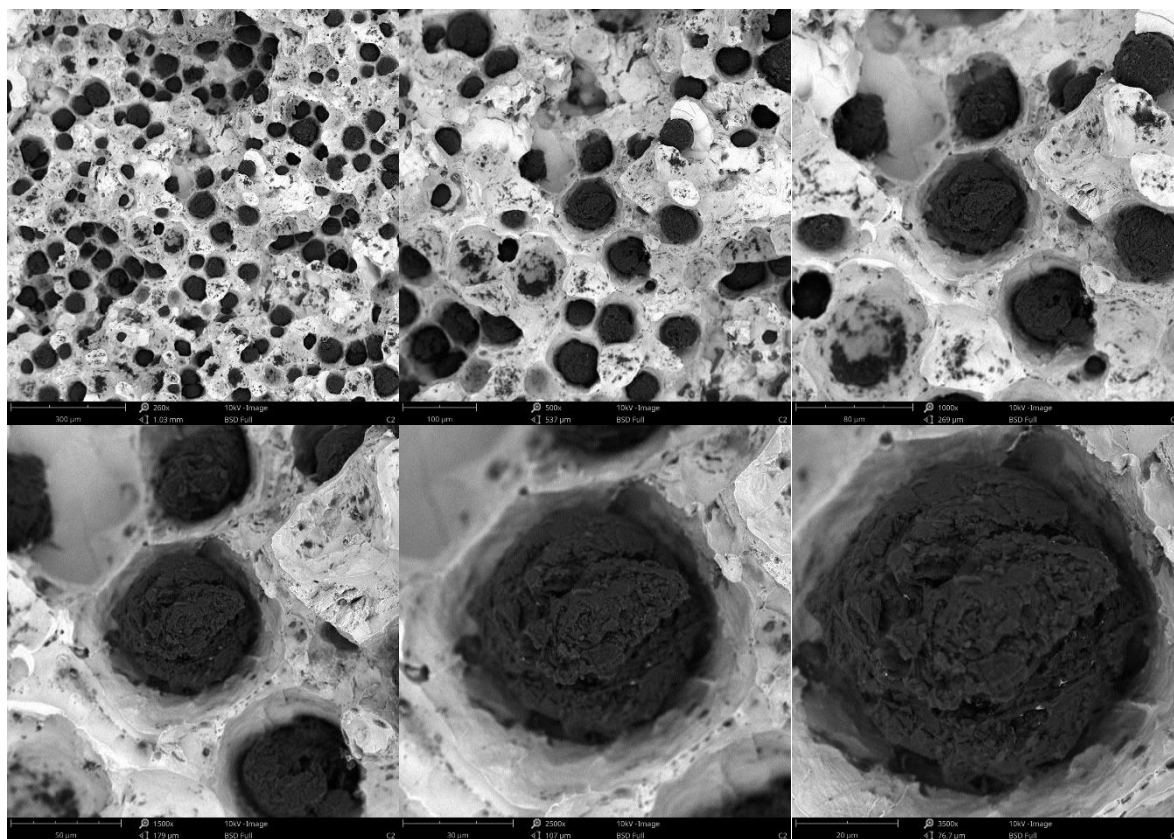
Rys. 63. Przelom próbki W9 przy zmiennym powiększeniu w zakresie 250x÷3500x



Rys. 64. Przelom próbki W10 przy zmiennym powiększeniu w zakresie 245x÷3500x

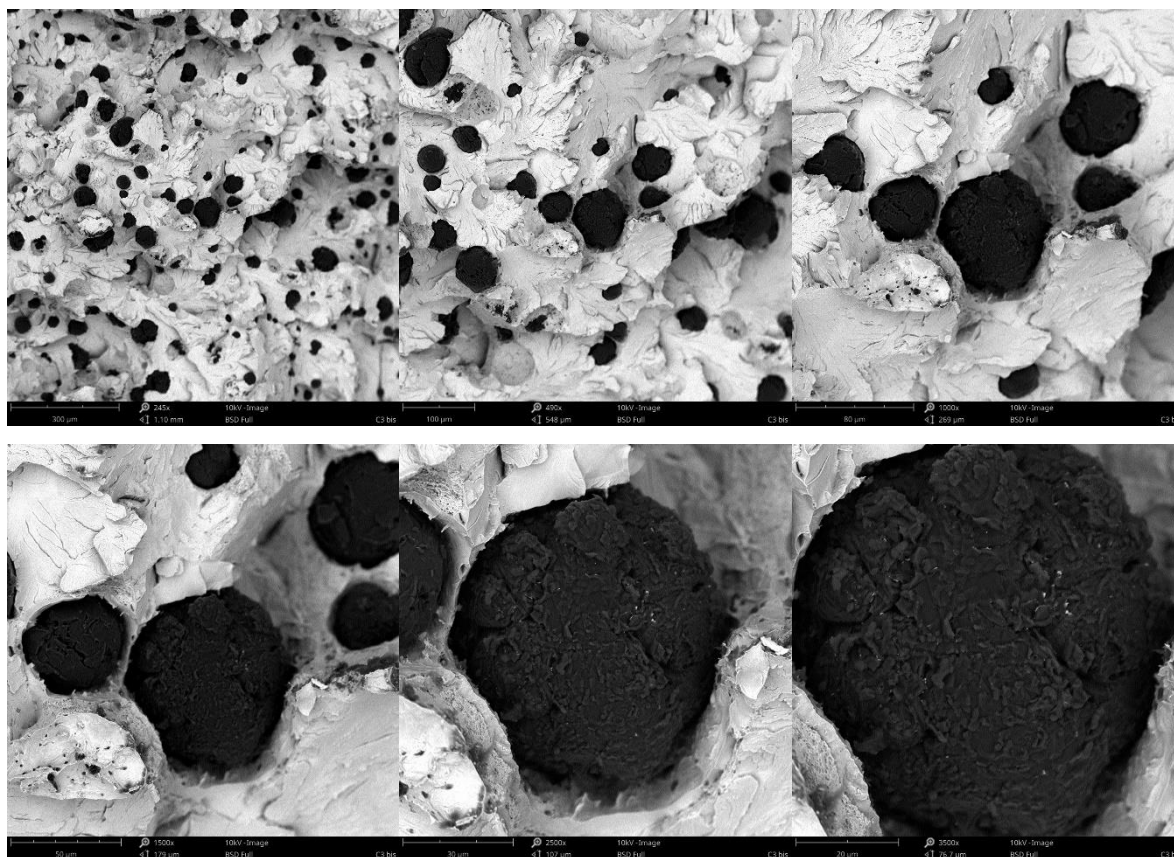


Rys. 65. Przelom próbki W11 przy zmiennym powiększeniu w zakresie 250x÷3500x

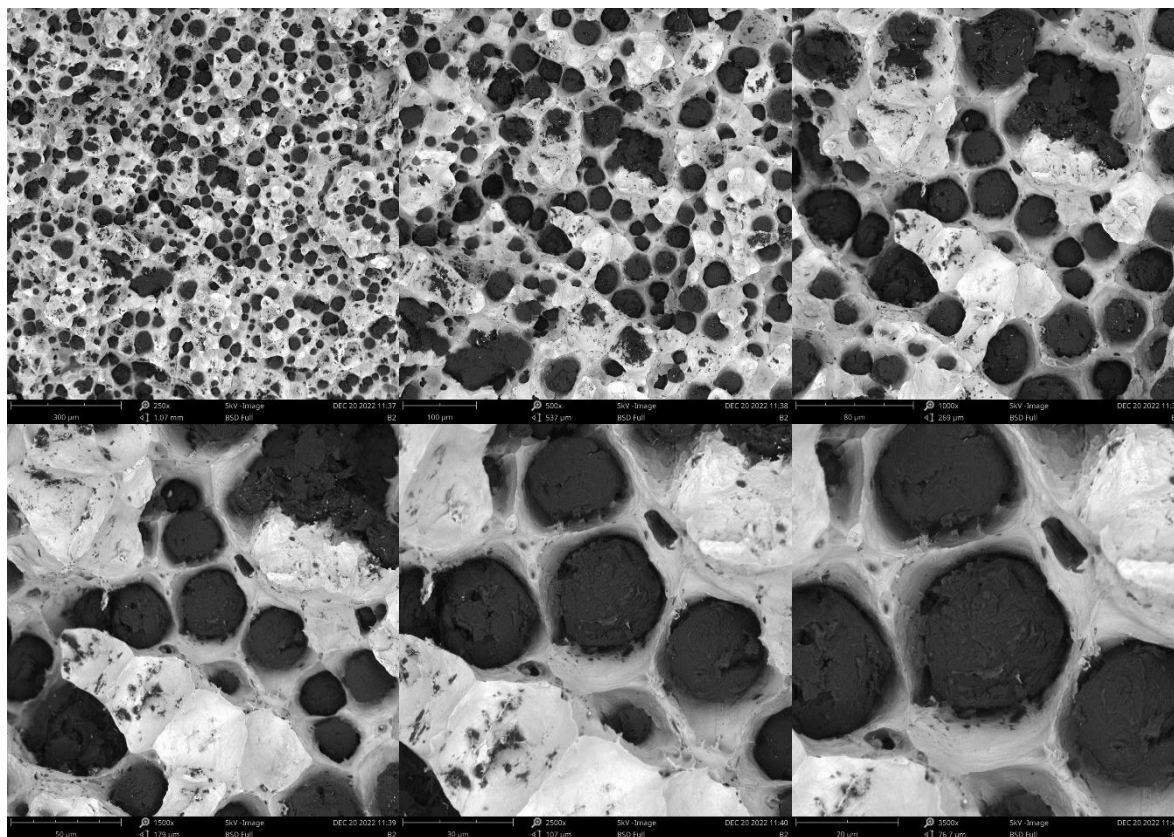


Rys. 66. Przelom próbki W12 przy zmiennym powiększeniu w zakresie 250x÷3500x

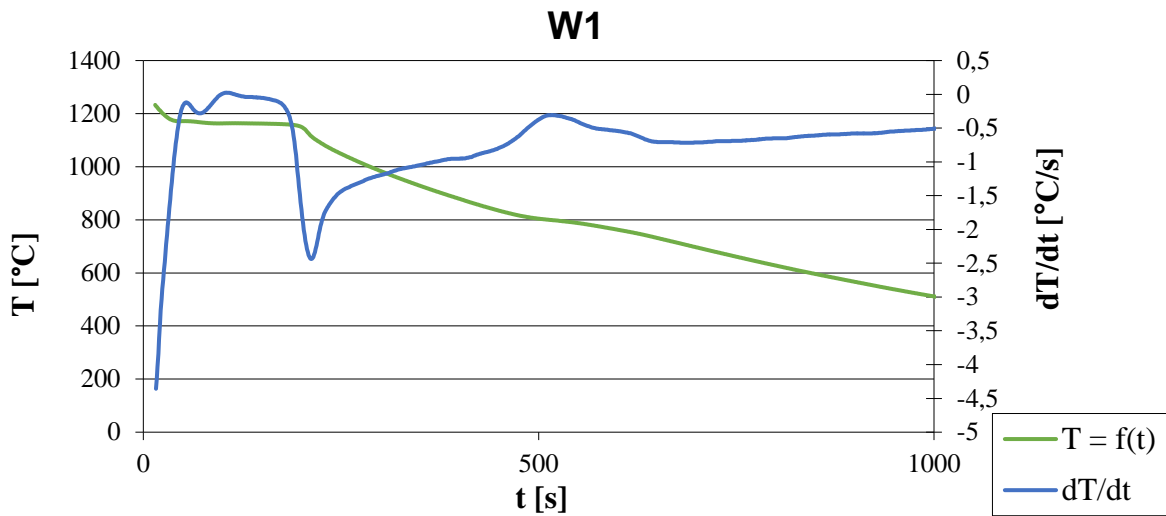




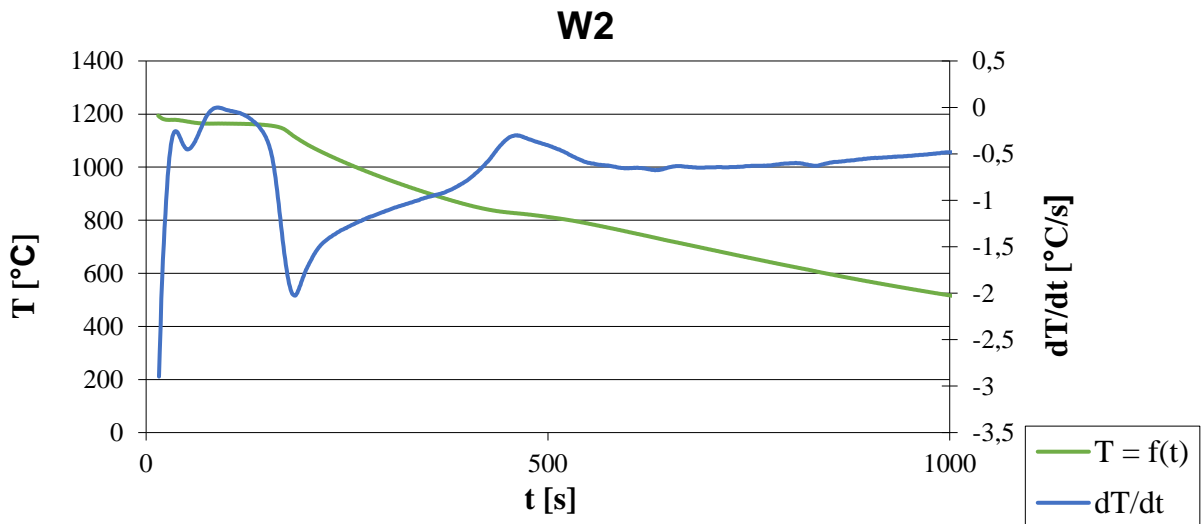
Rys. 67. Przelom próbki W13 przy zmiennym powiększeniu w zakresie 250x÷3500x



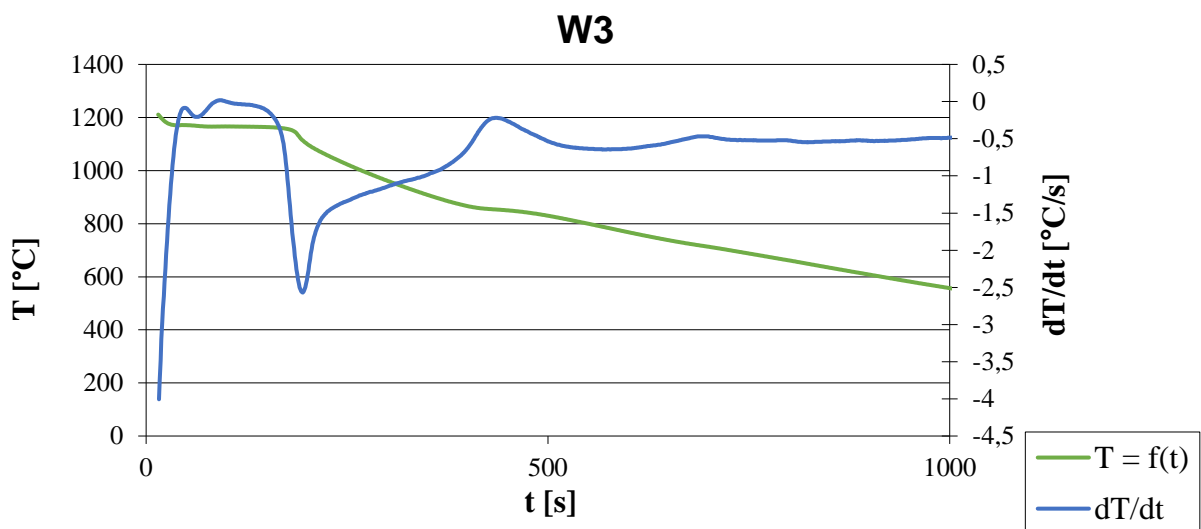
Rys. 68. Przelom próbki W14 przy zmiennym powiększeniu w zakresie 250x÷3500x



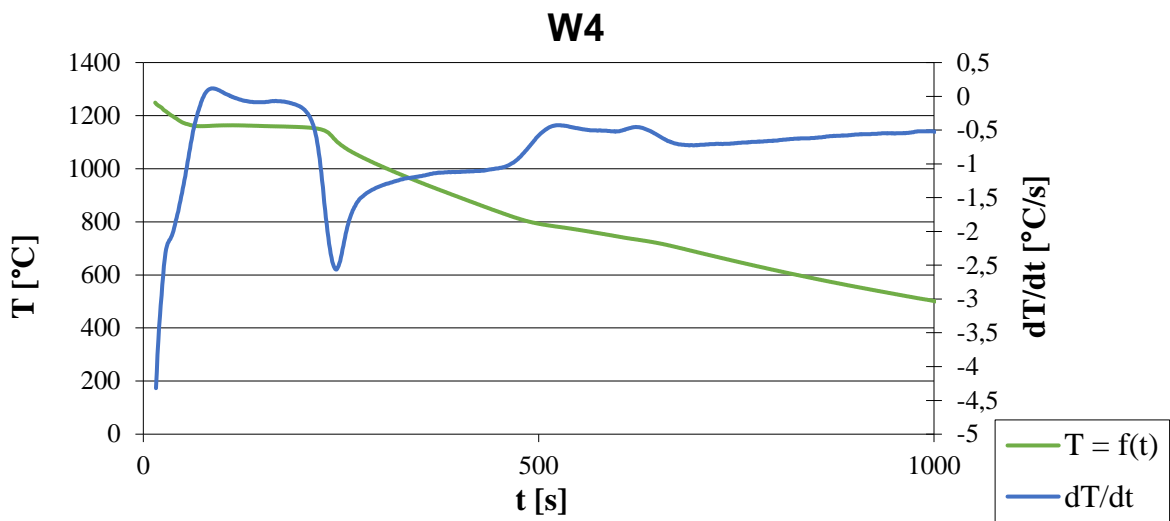
Rys. 69. Wykres ATD dla wytopu W1



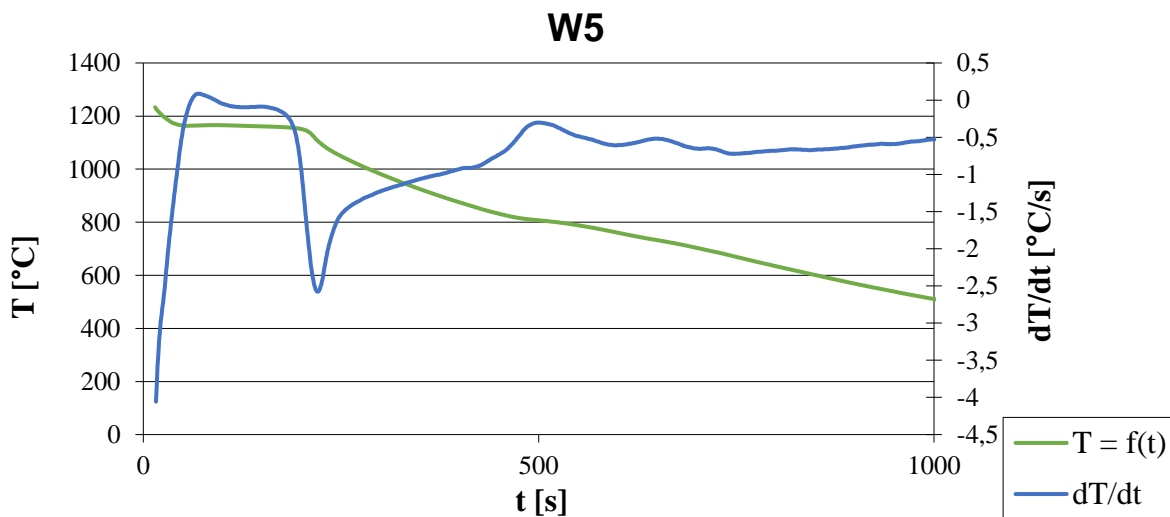
Rys. 70. Wykres ATD dla wytopu W2



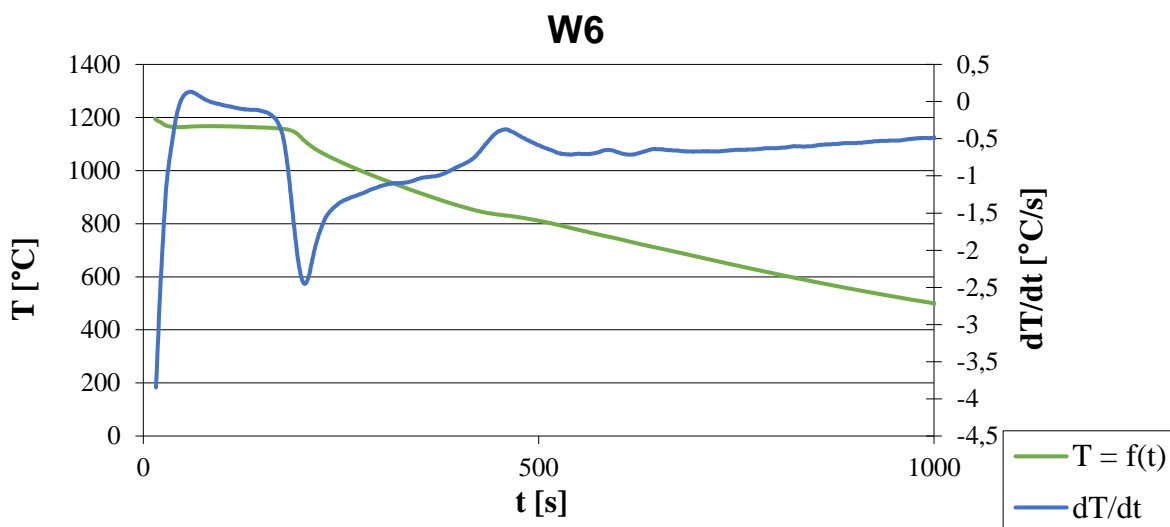
Rys. 71. Wykres ATD dla wytopu W3



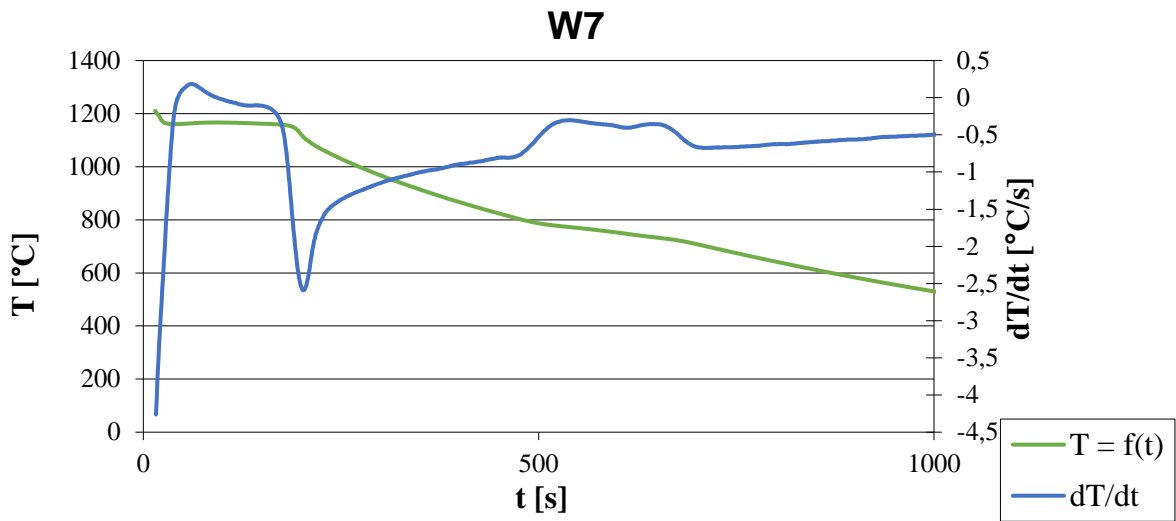
Rys. 72. Wykres ATD dla wytopu W4



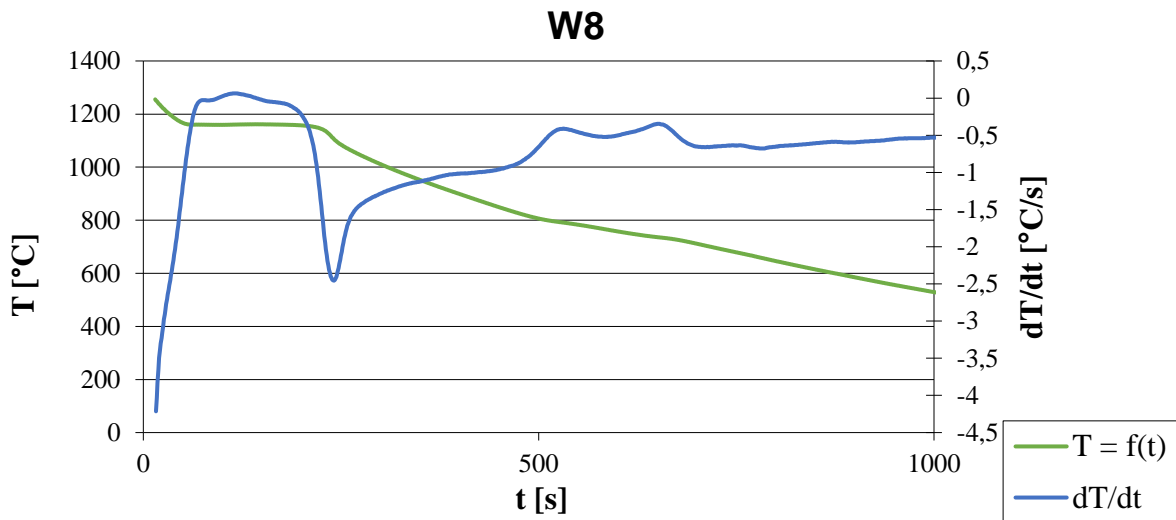
Rys. 73. Wykres ATD dla wytopu W5



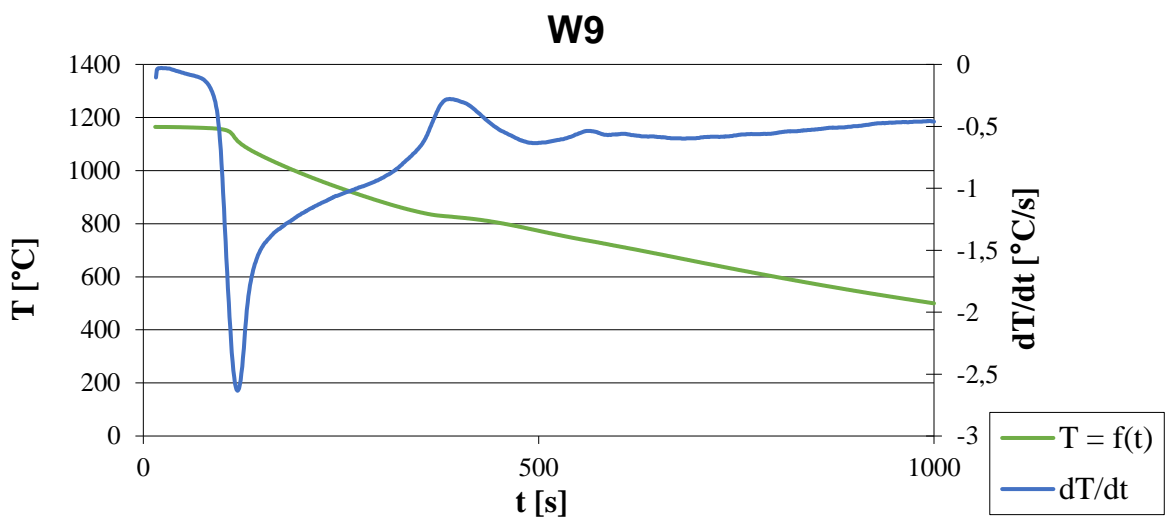
Rys. 74. Wykres ATD dla wytopu W6



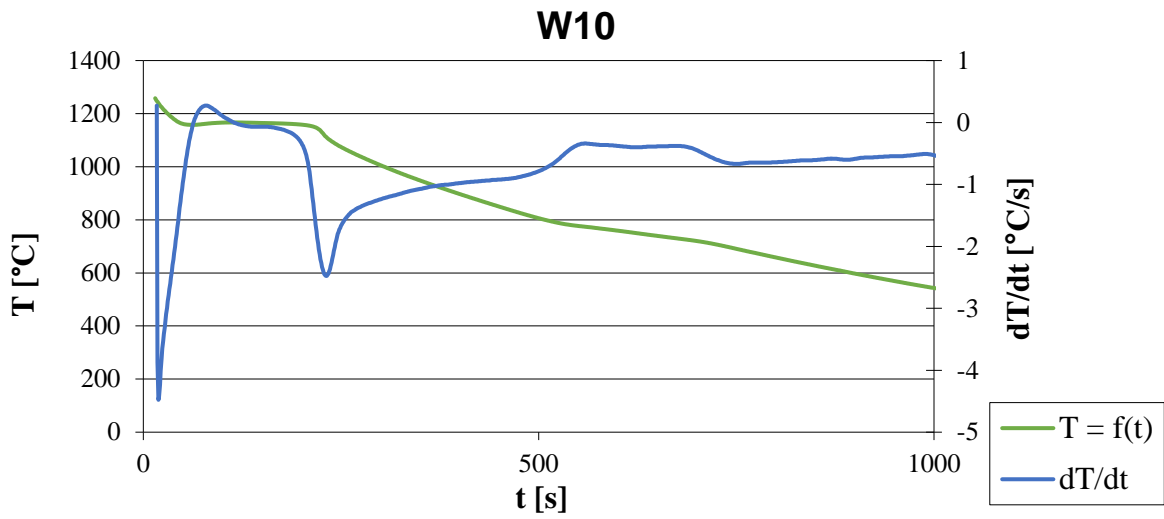
Rys. 75. Wykres ATD dla wytopu W7



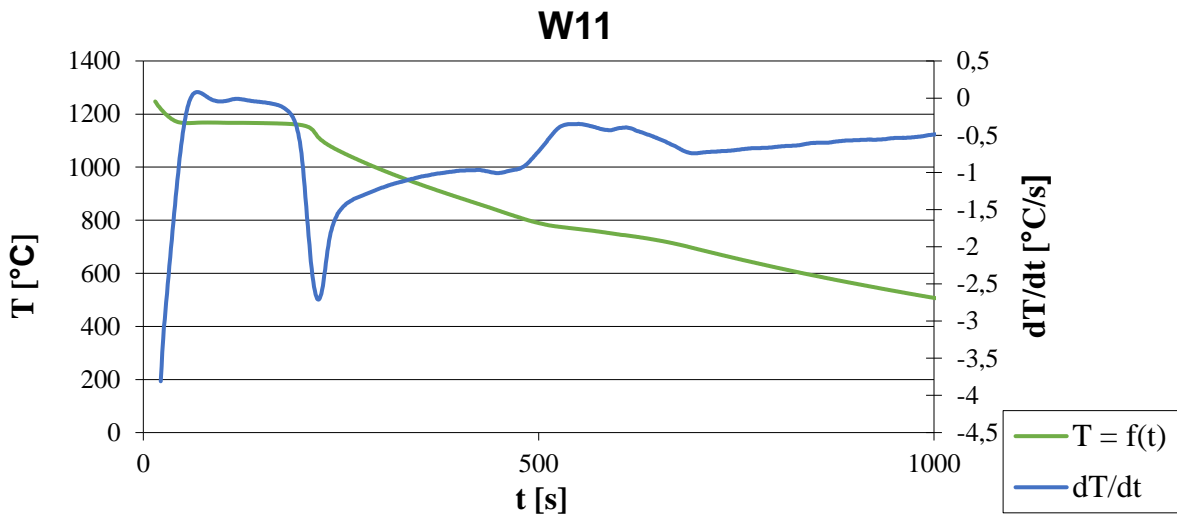
Rys. 76. Wykres ATD dla wytopu W8



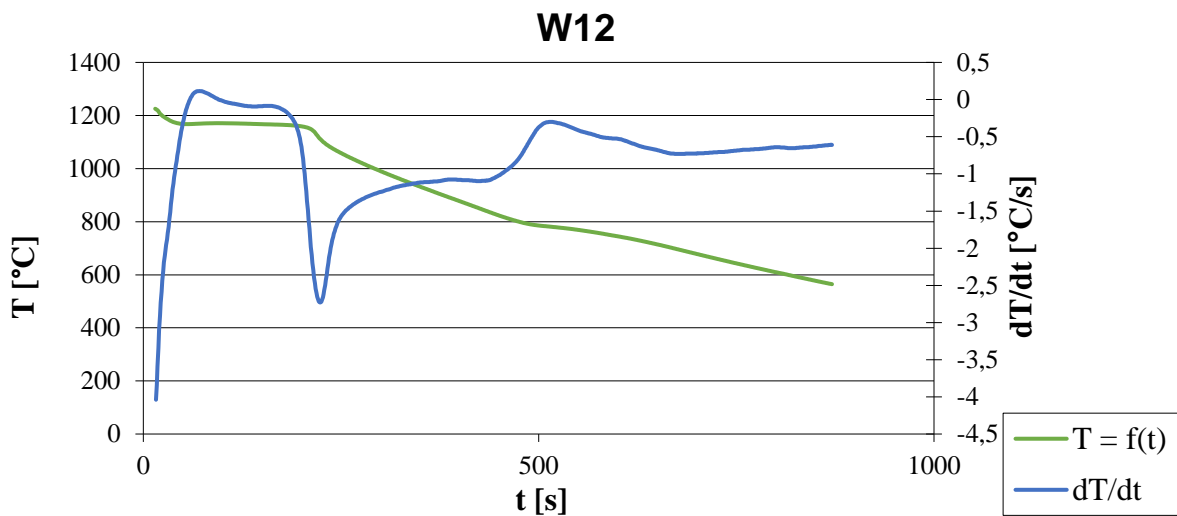
Rys. 77. Wykres ATD dla wytopu W9



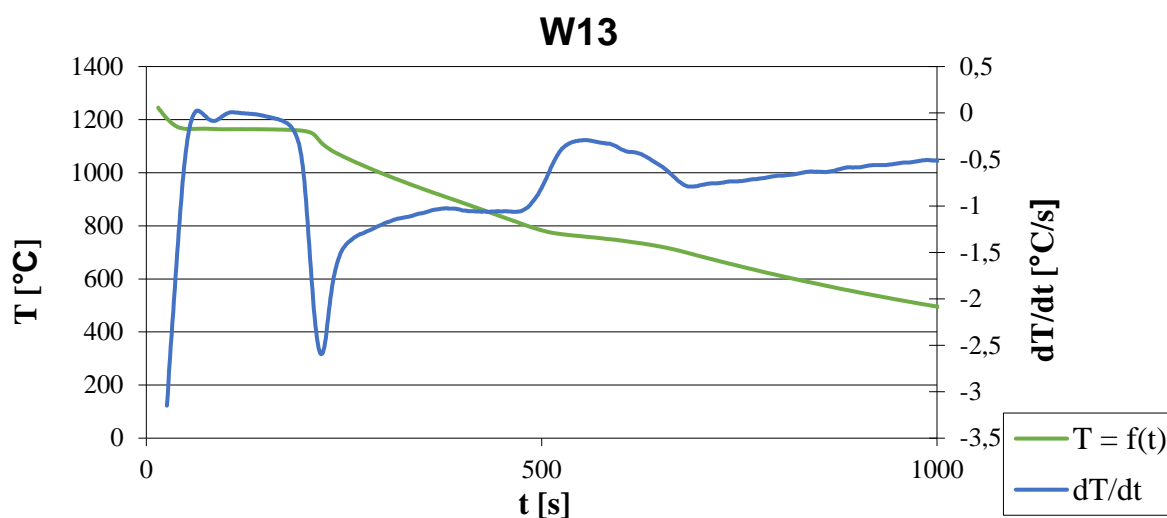
Rys. 78. Wykres ATD dla wytopu W10



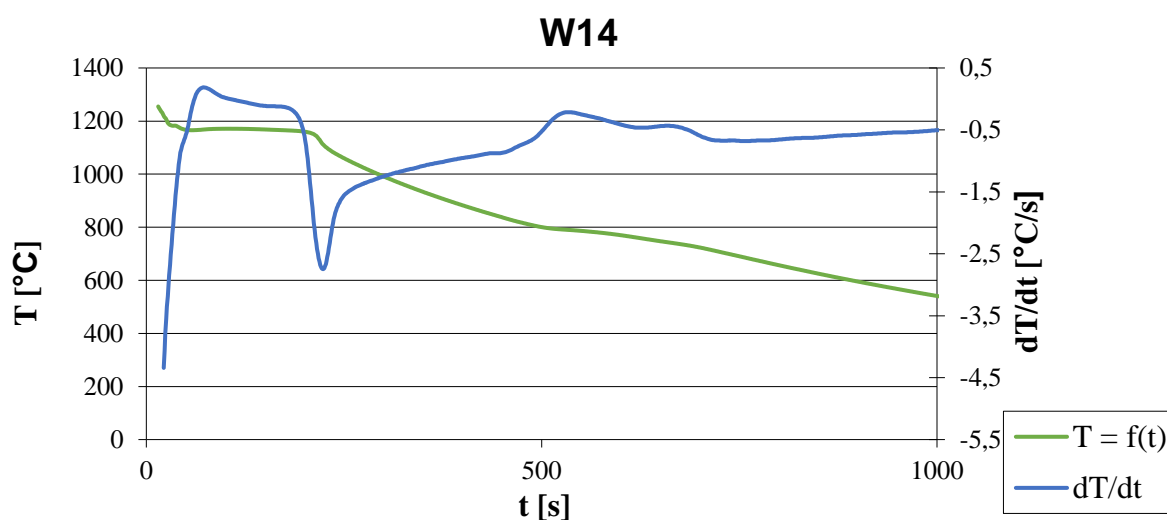
Rys. 79. Wykres ATD dla wytopu W11



Rys. 80. Wykres ATD dla wytopu W12



Rys. 81. Wykres ATD dla wytopu W13



Rys. 82. Wykres ATD dla wytopu W14

Tabela 10. Charakterystyczne temperatury analizy ATD

	$T_{\text{Liquidus}}, ^\circ\text{C}$	$T_{\text{e start}}, ^\circ\text{C}$	$T_{\text{e min}}, ^\circ\text{C}$	$T_{\text{e max}}, ^\circ\text{C}$	$T_{\text{solidus}}, ^\circ\text{C}$
W1	1172	1167	1163	1164	1114
W2	1178	1171	1164	1164	1115
W3	1171	1169	1166	1166	1114
W4	1164	1163	1161	1163	1105
W5	1165	1165	1164	1165	1106
W6	1166	1168	1168	1168	1109
W7	1164	1163	1163	1163	1110
W8	1160	1159	1159	1162	1106
W9	1164	1164	1164	1164	1112
W10	1162	1165	1166	1166	1110
W11	1168	1168	1167	1167	1113
W12	1189	1179	1166	1167	1116
W13	1168	1167	1166	1166	1113
W14	1168	1166	1166	1166	1113

#### **2.4.6. Opracowanie wyników W1÷W14**

Wytopy **W1÷W3** charakteryzowały się stałym udziałem materiałów podstawowych, natomiast zmiennym – materiałów pomocniczych tj. nawęglacza i żelazokrzemu (Tabela 6). Miało to na celu określenie wpływu C oraz Si w różnych proporcjach, zachowując zbliżone warunki metalurgiczne krystalizacji stopu, charakteryzowane przez współczynnik nasycenia eutektycznego Sc oraz równoważnik węgla CE. W rezultacie, dla zawartości C - 2,97% oraz Si - 3,63%, kolejno: C - 2,84% oraz Si - 3,97%, wreszcie: C - 2,79% oraz Si - 4,35%, uzyskano każdorazowo własności mechaniczne odpowiadające żeliwu EN-GJS 600-10 (Tabela 7). Dla pierwszych dwóch wytopów, wytrzymałość na rozciąganie oraz umowna granica plastyczności, osiągnęła zbliżone wartości (Tabela 8). W przypadku W3, własności wytrzymałościowe były większe o ok. 11% w odniesieniu do pozostałych. Mogło być to spowodowane zróżnicowaną zawartością Si w zakresie 3,63÷4,35%. Uzyskana twardość także wykazywała funkcję rosnącą, natomiast wydłużenie za każdym razem oscylowało wokół 10%. Struktury metalograficzne (Rys. 41÷43) wskazywały na prawidłową morfologię grafitu kulkowego, co potwierdza także uzyskany współczynnik kształtu na poziomie 0,77÷0,71 (Tabela 9) oraz obrazy przełomów (Rys. 55÷57). Warunki krystalizacji także wykazywały podobny przebieg w każdym z trzech analizowanych przypadkach, co znalazło odzwierciedlenie w uzyskanych parametrach krystalizacji Sc (0,94÷0,95) oraz CE (4,09÷4,12), a także na wykresach ATD (Rys. 69÷71, Tabela 10). Jednak zgląd trawiony dla wytopu W1 ujawnił wysoką zawartość perlitu – rzędu 12,76%, co dyskwalifikuje stop w przynależności do grupy żeliw SSFDI. Za przyczynę tego upatruje się nieznacznie podwyższony poziom Cu - 0,204% wobec 0,37% udziału Mn, co mogło doprowadzić do pojawienia się miejscowo tej fazy oraz nieznaczne obniżenie własności plastycznych, w stopie który wykazywał jednocześnie najniższy udział Si.

Kolejno zrealizowano wytopy **W4÷W6**. Zastosowano zmienną w postaci złomu stalowego klasycznego w miejsce złomu stalowego niskomanganowego, który dostarczał większą porcję cieczy w tej samej objętości, stanowiąc ułatwienie w prowadzeniu procesu. Motywacją podjęcia tego kierunku były także dane literaturowe [19, 20, 21] w których postawiono tezę dla żeliwa SSFDI o mniejszej wrażliwości na obecność składników perlitotwórczych jak Mn wobec obecności podwyższonego udziału Si w odróżnieniu od żeliw klasycznych. Dokonano zatem sprawdzenia tej hipotezy. Zawartość surówki oraz złomu żeliwnego nie zmieniła się wobec wytopów W1÷W3 (Tabela 6), natomiast ilość pierwiastków stopowych została dobrana tak, by uzyskać zróżnicowanie w zawartości C oraz Si, zachowując

zbliżone parametry krystalizacji, dążąc do uzyskania stopu okołoeutektycznego. Uzyskane wartości C mieściły się w przedziale 3,08÷3,42%, a Si 3,77÷4,37% (Tabela 7). Ilość Mn wyniosła każdorazowo ok. 0,58%, a pozostałych pierwiastków perlitotwórczych była minimalna. Uzyskano stop okołoeutektyczny, zgodnie z zamierzeniami (Tabela 7). Wyniki własności mechanicznych jedynie w pierwszym przypadku – W4 - wskazywałyby na żeliwo gatunku SSFDI EN-GJS 500-14 (Tabela 8), jednak zaobserwowany udział perlitu na zglądzie trawionym (Rys. 44), w dalszej analizie wykazał jego obecność na poziomie 9,82% (Tabela 9). Kształt wydzieleni grafitowych cechuje akceptowalny poziom kulistości – uzyskując wartość 0,71÷0,73. Uzyskany spadkowy trend własności plastycznych, zbliżonych do charakteryzujących gatunki klasyczne mógł być spowodowany efektem kruchości, przy wyższych wartościach Si. Nie wydaje się, iż przyczyną miałyby być zmiana charakteru osnowy na perlityczną, gdyż w wytopach W5 oraz W6 (Rys. 45÷46) jego udział w strukturze badanej próbki wyniósł odpowiednio 3,30% i 0,80%. Zatem pomimo pewnej neutralizacji oddziaływania Mn na strukturę osnowy, udział Si wywołał kruchość żeliw. Obserwacja przełomu W4 (Rys. 58) wykazała odpowiedni kształt grafitu dla żeliwa sferoidalnego, jednak w przypadku przełomu dla W5 (Rys. 59) można dostrzec trend niby koagulacji cząstek w większe skupiska, jednak nie wydaje się być to dominującym zjawiskiem. Tym niemniej może mieć pewne odzwierciedlenie w uzyskanych, obniżonych własnościach plastycznych. Twardość, podobnie jak w wytopach W1÷W3, wykazuje tendencję wzrostową wraz ze wzrostem udziału Si, co wskazywałoby na skuteczność mechanizmu umocnienia, szczególnie mając na uwadze podwyższoną jej wartość jaką charakteryzują się gatunki ferrytyczne.

W celu zainicjowania działań dot. określenia wpływu surówki na uzyskane parametry, podążając za tendencją do jej minimalizacji, postanowiono zmniejszyć jej udział radykalnie – z 40% - co zostało przyjęte, ze względu na jedną z niższych wartości wynikających z dobrej praktyki odlewniczej, do 10%. Jej udział skompensowano złomem żeliwa sferoidalnego w udziale 70%, a celem uzyskania właściwych parametrów – dokonano doboru dodatków stopowych w ilości umożliwiającej wytworzenie stopu o żądanym składzie (Tabela 6). W związku z tym, w wytopach **W7÷W9** uzyskano wartość C na poziomie od 2,92÷3,34, przy udziale Si od 3,49% do 4,36%, a także ilość Mn sięgającą 0,68% (Tabela 7). Jak wynika z danych w Tabeli 5, surówka odlewnicza wykazywała najniższy udział tego pierwiastka z wszystkich wykorzystywanych w ramach eksperymentu materiałów podstawowych, stąd jej ograniczenie, bezpośrednio wpłynęło na wzrost zawartości tego pierwiastka. W rezultacie



w żadnym wypadku nie uzyskano właściwych parametrów charakterystycznych dla żeliw SSFDI. Analizując własności wytrzymałościowe (Tabela 8), można stwierdzić, iż uzyskano górne wartości wytrzymałości na rozciąganie dla żeliw SSFDI, jednak pozostałe parametry są zaburzone. Niezgodna w odniesieniu do kryteriów jest także zawartość perlitu większa niż 5%, dla W7 oraz W8 i pomimo wysokiego współczynnika kształtu dla tych przypadków – najwyższego w prowadzonej serii wytopów – własności plastyczne wykazywały pogorszenie. Warunki krystalizacji stopów dla serii W7÷W9 były zbliżone i wskazywały na okołoeutektyczny charakter, co potwierdziły wykresy ATD (Rys. 75÷77, Tabela 10).

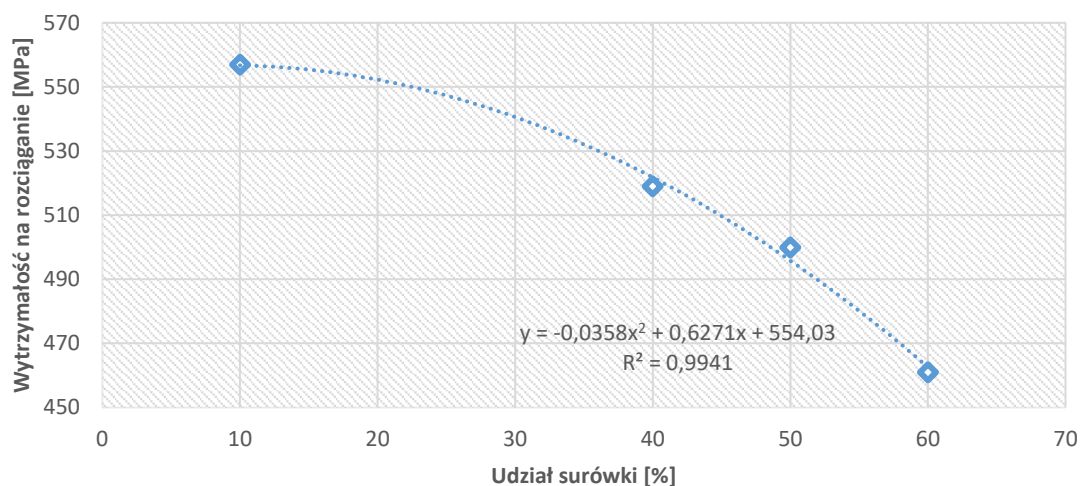
Wytopy **W10÷W11** zostały zrealizowane w oparciu o jednakowy udział materiałów podstawowych (Tabela 6), jednak z zastosowaniem FeMn w przypadku W10, ze względu na chęć pozyskania informacji nt. wpływu ilości manganu na własności żeliw. W efekcie otrzymano zawartość Mn na poziomie 0,48% oraz 0,27%. Pozostałe dane dot. wpływu Mn wynikały z wcześniejszych wytopów oraz tych, które zostały zrealizowane jako kolejne. W obydwu przypadkach uzyskano stop okołoeutektyczny (Tabela 7, Tabela 10, Rys. 78÷79). Analizy struktury wykazały wysoki poziom perlitu – dla W10 - 8,22%, dla W11 – o 25% mniejszy, jednak wciąż niemieszczący się w dopuszczalnym zakresie dla żeliw SSFDI (Tabela 9, Rys. 50÷51). Morfologia wydzielen grafitu jest prawidłowa dla tego typu żeliw (Rys. 64÷65). Natomiast własności mechaniczne są zgodne zarówno dla W10 jak i W11 w obrębie gatunku EN-GJS 500-14. Zauważono wzrost wytrzymałości na rozciąganie, a także twardości o 3% w kierunku większego udziału Mn.

Kolejne 3 wytopy tj. **W12÷W14** w korelacji z wytopem W11 bezpośrednio traktowały o wpływie udziału surówki odlewniczej na uzyskane własności, stosując ilość 40%, 50% oraz 60% tego materiału. Udział pozostałych stanowił uzupełnienie, z czego w przypadkach W11÷W13 zastosowano stałą ilość złomu stalowego niskomanganowego (30%), a w ostatnim wytopie – udział złomu stalowego i żeliwnego określono jako jednakowy. Uzyskany skład chemiczny był za każdym razem porównywalny, niewielkie odstępstwa wykazywał skład dla wytopu W13 (Tabela 7). Uzyskano także podobne warunki metalurgiczne (Tabela 10, Rys. 80÷82). Struktury wydzielen grafitu wykazały wysoki współczynnik kształtu (Tabela 9, Rys. 52÷54), co wykazuje analogię do przełomów (Rys. 66÷68). Zawartość perlitu jest zadowalająca w każdym z trzech przypadków, a uzyskane własności mechaniczne są kompatybilne względem gatunku EN-GJS 500-14 dla W12 oraz W14. Uzyskano także zgodność własności dla gatunku EN-GJS 450-18 z wytopem W13. Warunki krystalizacji można określić jako pożądane (Tabela 10, Rys. 80÷82).

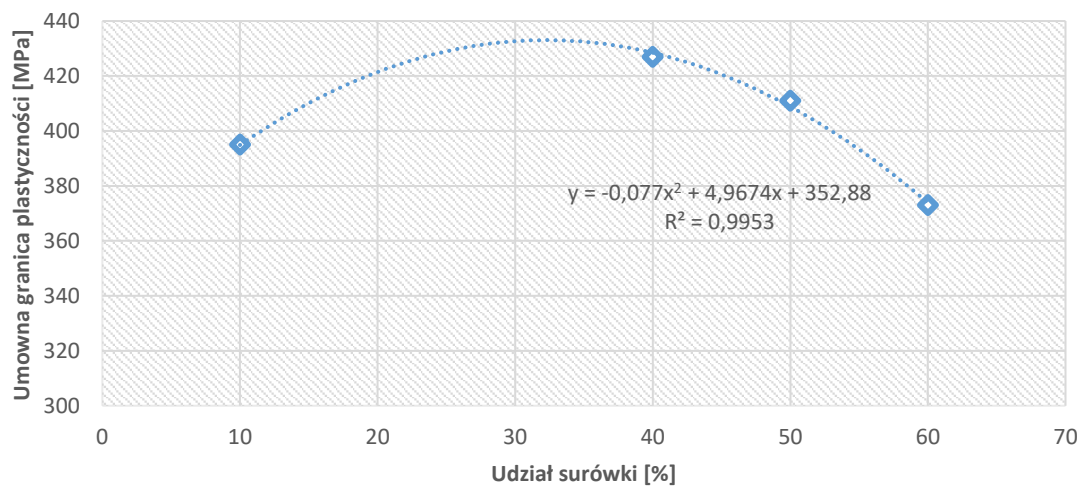
Reasumując, uzyskano wymagane własności i cechy strukturalne dla każdego z 3 gatunków żeliw ferrytycznych o umocnionym roztworze na podstawie przyjętych dyspozycji wsadowych. Otrzymano także szereg informacji nt. wpływu poszczególnych parametrów na własności użytkowe oraz strukturę, a analiza przedstawionych danych pozwoliła na opracowanie najważniejszych wniosków wynikających z przeprowadzonego eksperymentu.

#### 2.4.7. Wpływ udziału surówki na strukturę i własności żeliw sferoidalnych

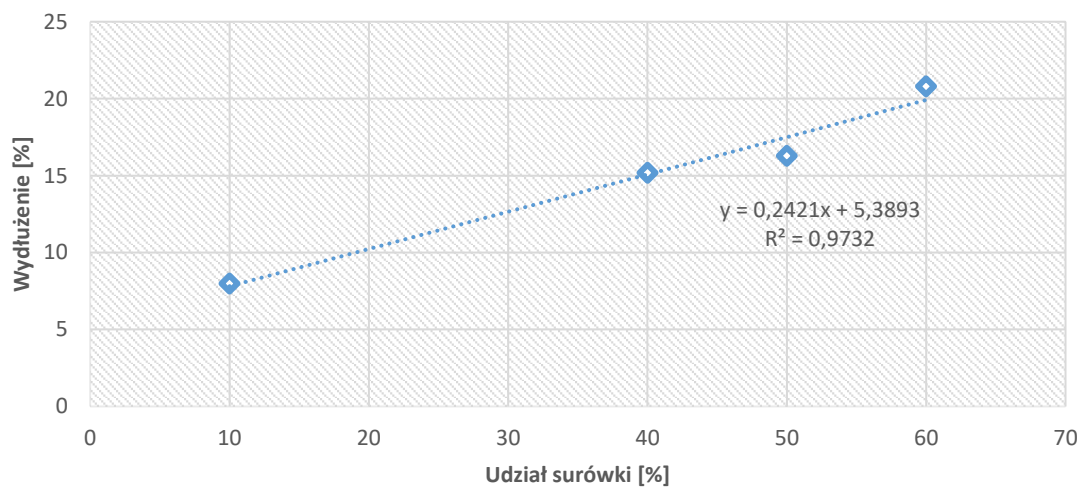
Realizacja wytopów W7, W11, W12, W13, pozwoliła na określenie własności żeliw w odniesieniu do zróżnicowania udziału surówki odlewniczej w zakresie 10%, 40%, 50% oraz 60%. Poniżej zestawiono dane opisujące jej udział w korelacji z wytrzymałością na rozciąganie (Rys. 83), umowną granicą plastyczności (Rys. 84), wydłużeniem (Rys. 85) oraz twardością (Rys. 86).



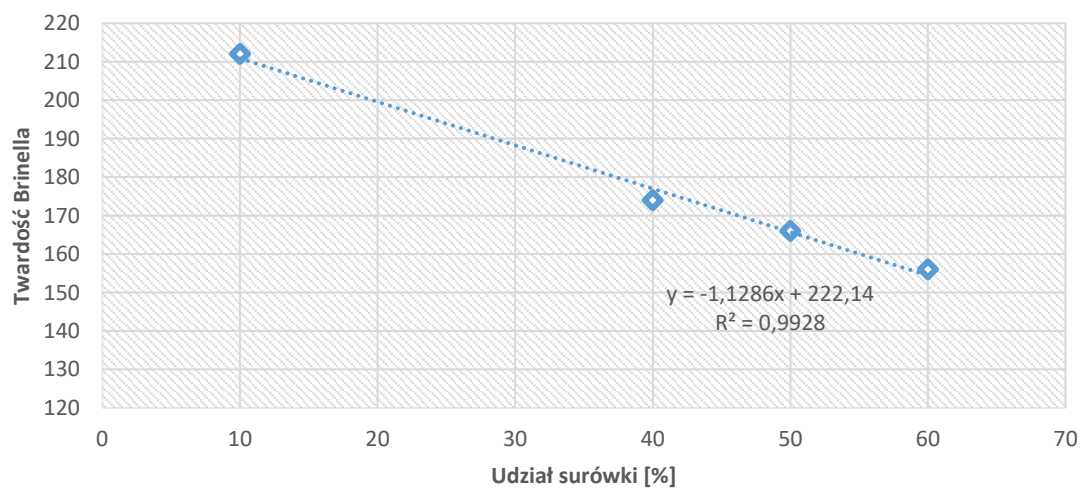
Rys. 83. Wpływ udziału surówki odlewniczej na wytrzymałość na rozciąganie żeliwa sferoidalnego



Rys. 84. Wpływ udziału surówki odlewniczej na umowną granicę plastyczności żeliwa sferoidalnego



Rys. 85. Wpływ udziału surówki odlewniczej na wydłużenie żeliwa sferoidalnego

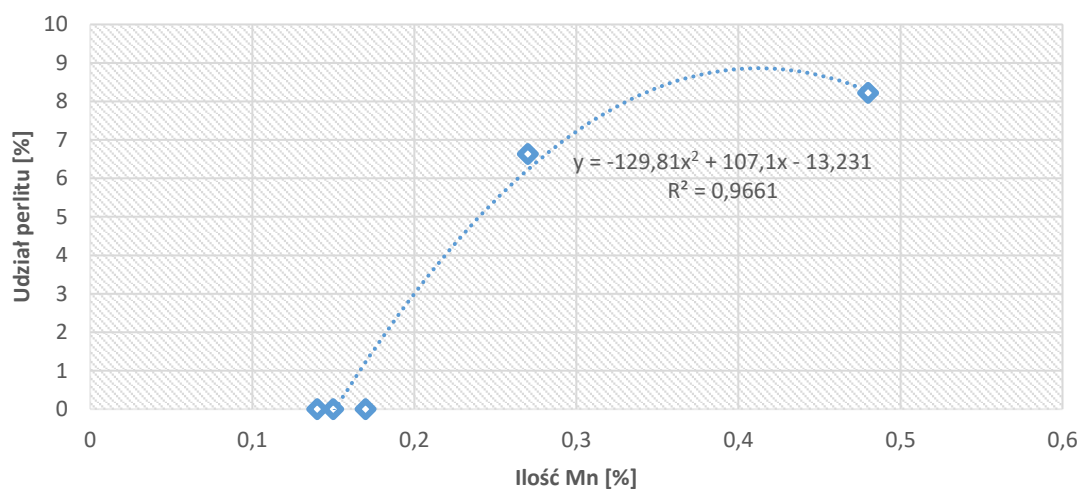


Rys. 86. Wpływ udziału surówki odlewniczej na twardość żeliwa sferoidalnego

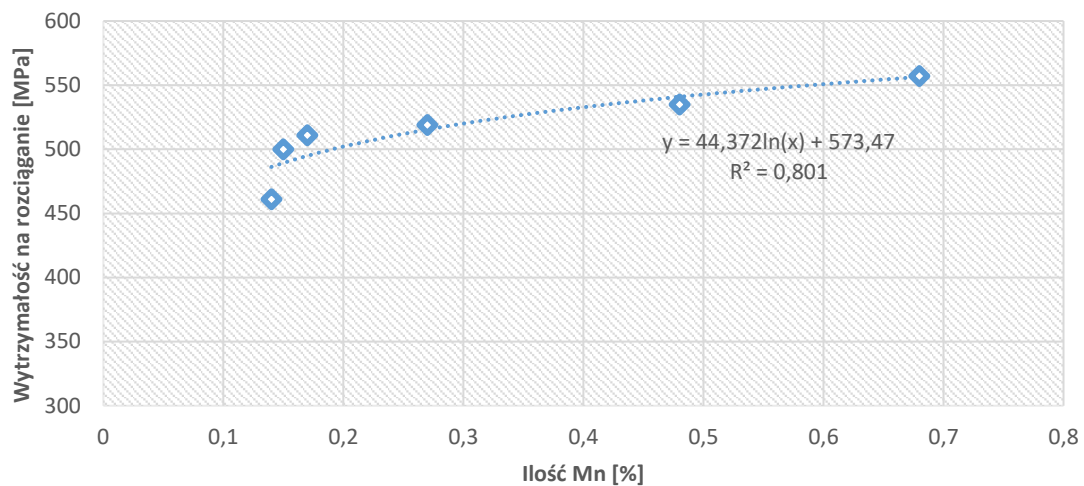
Analizując udział surówki w kontekście wytrzymałości na rozciąganie można zaobserwować tendencję spadkową w kierunku zwiększenia zawartości tego składnika dyspozycji wsadowej, przy czym największe zawahania zauważono między 50 a 60 %. Umowna granica plastyczności także wykazuje trend spadkowy w zakresie 40 a 60% udziału surówki, a początkowy wzrost parametru tłumaczyć można zwiększoną obecnością perlitu oraz Mn wobec Si. W przypadku twardości żeliwa, zaobserwować można wyraźny kierunek spadkowy w miarę zwiększania surówki we wsadzie metalowym. Własności plastyczne jednak ulegają poprawie, co warto rozważyć podczas wytwarzania żeliw SSFDI, charakteryzujących się podwyższonymi parametrami w tym zakresie, odnosząc je do klasycznych żeliw sferoidalnych.

#### 2.4.8. Wpływ zawartości Mn na udział perlitu i własności mechaniczne

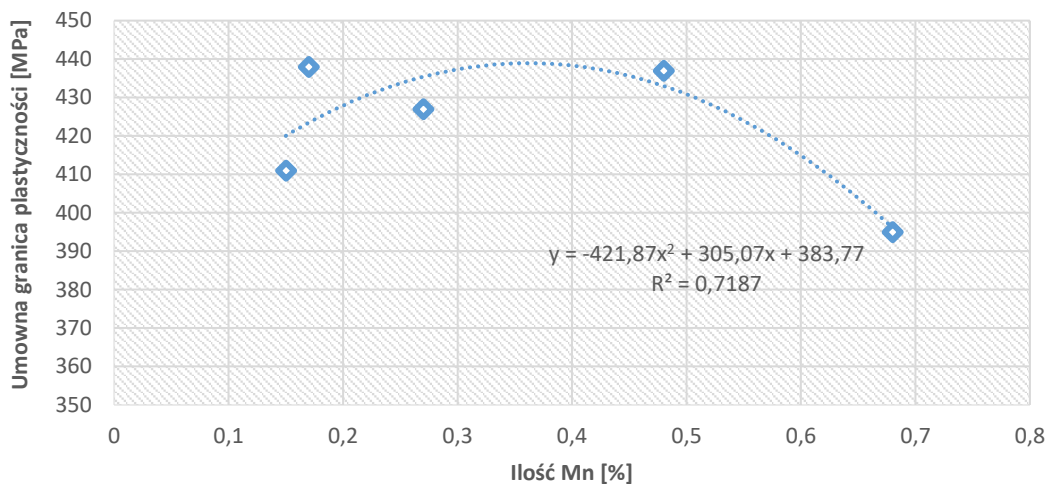
Seria wytopów W7, W10, W11, W12, W13 oraz W14 pozwoliła na oszacowanie wpływu zawartości manganu w składzie chemicznym stopu na udział perlitu w strukturze oraz uzyskane własności mechaniczne próbek, co zostało przedstawione poniżej w postaci wykresów (Rys. 87÷91).



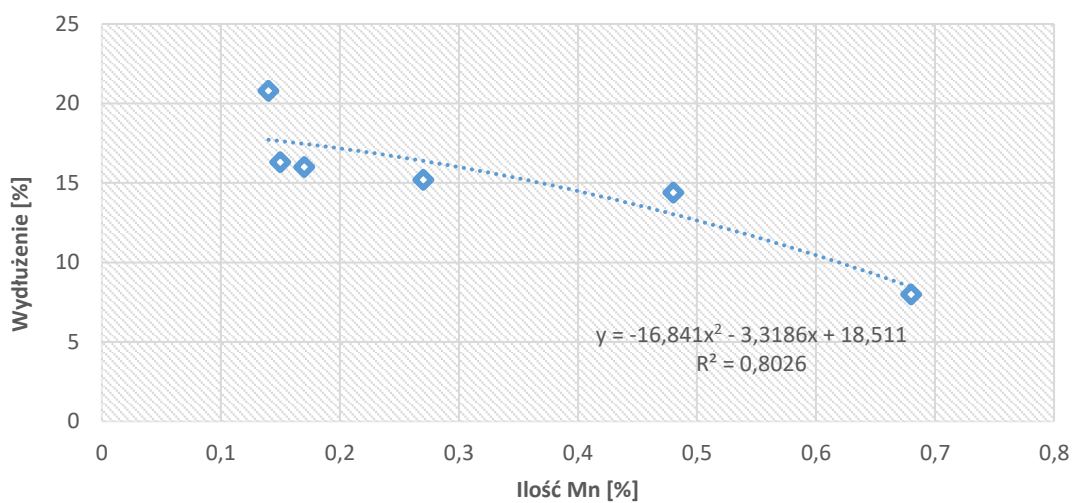
Rys. 87. Wpływ zawartości Mn na udział perlitu w żeliwie sferoidalnym



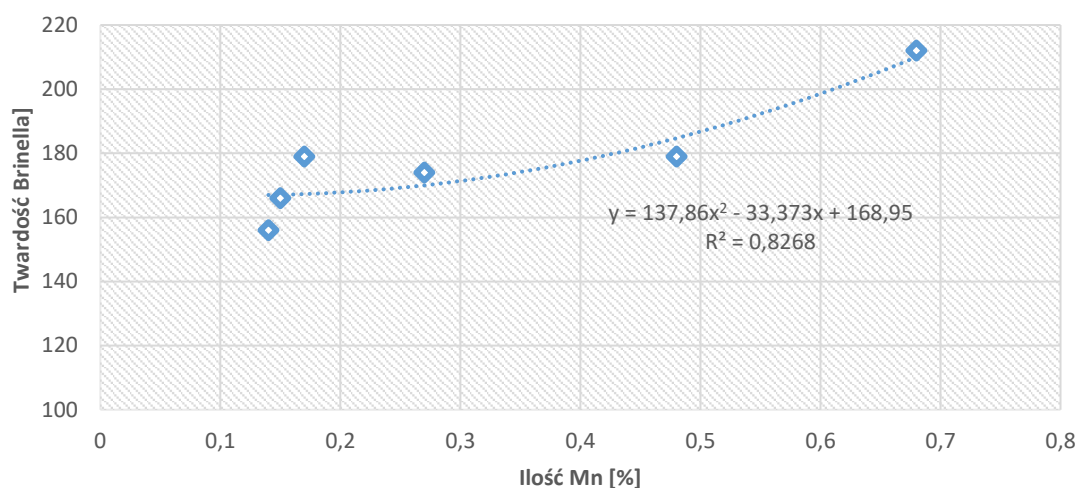
Rys. 88. Wpływ zawartości Mn na wytrzymałość na rozciąganie żeliw sferoidalnych



Rys. 89. Wpływ zawartości Mn na umowną granicę plastyczności żeliw sferoidalnych



Rys. 90. Wpływ zawartości Mn na wydłużenie żeliw sferoidalnych

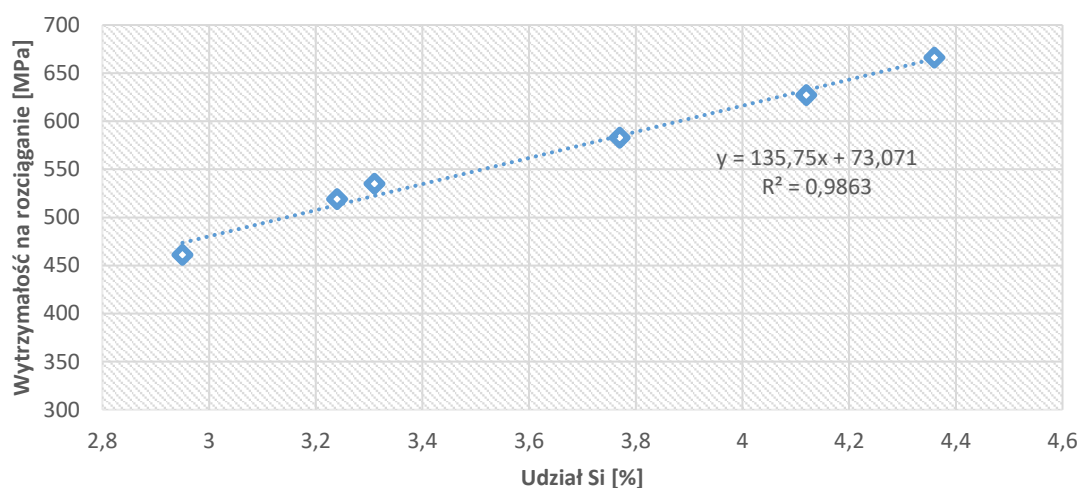


Rys. 91. Wpływ zawartości Mn na twardość żeliw sferoidalnych

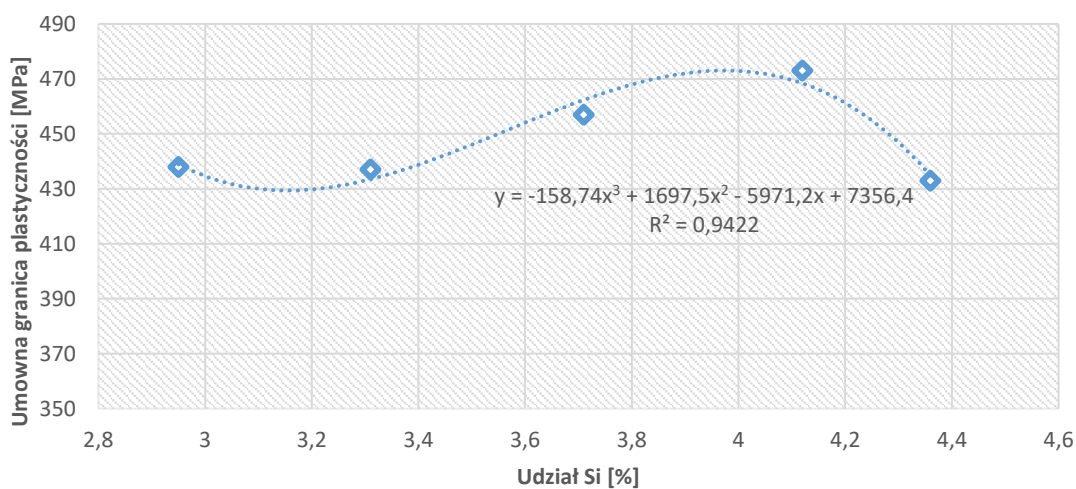
Wraz ze wzrostem udziału Mn, rośnie perlityzacja osnowy, nawet wobec obecności podwyższonej ilości Si. Znajduje to także odzwierciedlenie we własnościach mechanicznych, jak twardość i wytrzymałość na rozciąganie, przy czym największy wzrost  $R_m$  obserwowany jest w zakresie ok. 0,15÷0,20% Mn. Wówczas następuje także wzrost umownej granicy plastyczności, przy czym ulega on zmniejszeniu, a jako przyczynę niskich wartości dla pierwszego punktu wykresu, wskazać można obniżoną nieco zawartość Si w odniesieniu do pozostałych pomiarów. Analizując parametr wydłużenia można stwierdzić, iż mangan znacząco je obniża wraz ze zwiększeniem jego ilości. Prowadzone badania udowodniły, iż najbardziej korzystnym rozwiązaniem w przypadku żeliw SSFDI jest maksymalne ograniczenie tego pierwiastka, jednak wraz ze wzrostem udziału Si (szczególnie dla gatunku EN-GJS 600-10) powyżej 3,6%, ilość Mn na poziomie ok. 0,4%, pozwoliła uzyskać minimalne parametry zgodności. Jednak należy mieć na uwadze, iż najbardziej korzystne własności plastyczne uzyskuje się możliwie maksymalnie ograniczając udział Mn.

#### 2.4.9. Wpływ udziału Si na własności żeliw

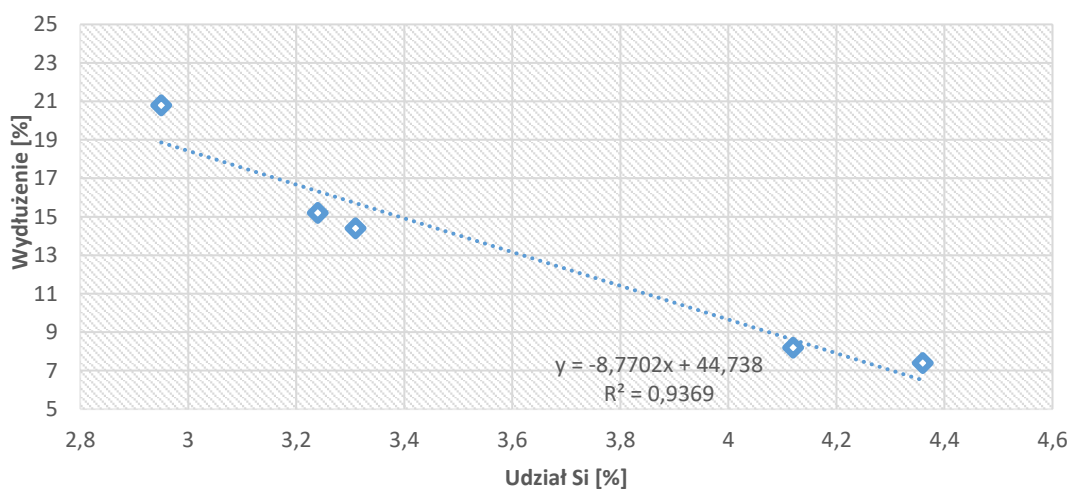
Wytopy W4, W5, W9, W10, W11 oraz W13, zrealizowane w ramach eksperymentu wstępnego, wykazały się zróżnicowanym udziałem Si, co skłania do analiz uzyskanych własności pod tym kątem. Sporządzono zatem wykresy (Rys. 92÷95) przedstawiające wpływ tego pierwiastka na uzyskane własności żeliw.



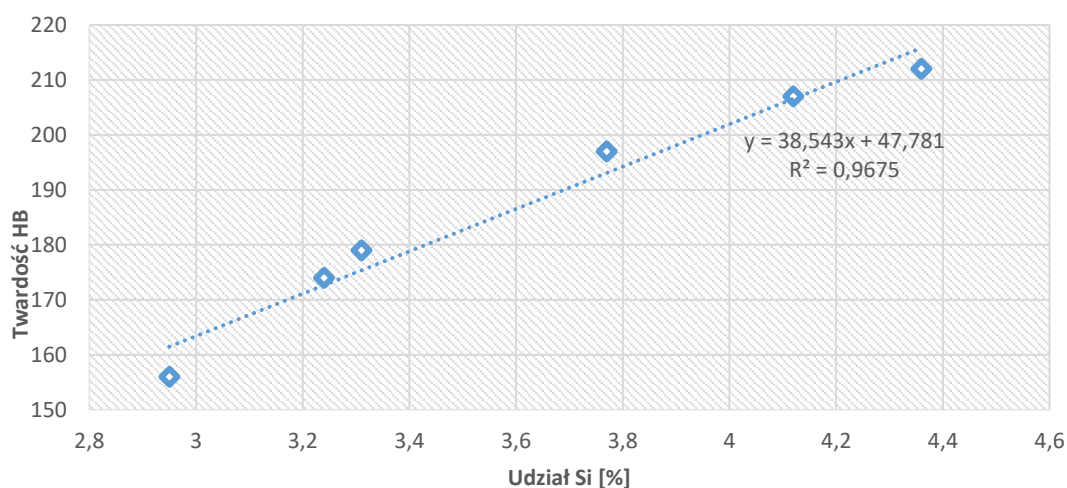
Rys. 92. Wpływ udziału Si na wytrzymałość na rozciąganie żeliw sferoidalnych



Rys. 93. Wpływ udziału Si na umowną granicę plastyczności żeliw sferoidalnych



Rys. 94. Wpływ udziału Si na wydłużenie żeliw sferoidalnych



Rys. 95. Wpływ udziału Si na twardość żeliw sferoidalnych

Zwiększony udział krzemu w żeliwach SSFDI, w analizowanym zakresie, przyczynia się do uzyskania podwyższonej wytrzymałości na rozciąganie oraz umownej granicy plastyczności. Niewielkie zaburzenia w uzyskanym przebiegu krzywej dla  $R_{p0,2}$  wynikają z działającego przeciwnie – podwyższonego zarazem udziału manganu, jednak w pozostałych przypadkach właściwy trend jest zachowany. W miarę wzrostu  $R_m$ , maleje wydłużenie, a rośnie umocnienie osnowy jako efekt wpływu ilości krzemu w żelwie.

#### 2.4.10. Podsumowanie wyników i analiza kosztów materiałowych

Zrealizowane badania wstępne umożliwiły uzyskanie składów chemicznych oraz dyspozycji wsadowych niezbędnych do skutecznej produkcji żeliw SSFDI dla każdego z gatunków objętych normą PN-EN 1563:2018, co stanowi pierwszy krok do ich implementacji w warunkach produkcyjnych ODLEWNI RAFAMET Sp. z o.o.

Dla żeliwa EN-GJS 450-18 uzyskano niezbędne parametry w związku z realizacją wytopu W13, którego dyspozycja obejmowała 60% surówki odlewniczej, 10% złomu niskomanganowego stalowego, a pozostałą część – złom żeliwny sferoidalny. Taka kompozycja zapewniła odpowiednie wyniki badań wytrzymałościowych oraz struktury metalograficznej. Ze względu na stosunkowo niski poziom Si, należało możliwie ograniczyć udział pierwiastków perlitotwórczych, aby zagwarantować w pełni ferrytyczną osnowę (w tym Mn do 0,14%). Koszty wytworzenia tego gatunku (Tabela 11) osiągnęły cenę minimalną porównując je z pozostałymi analizowanymi żeliwami.

Właściwości żeliwa zgodne z gatunkiem EN-GJS 500-14, uzyskano przez realizację wytopów W12 oraz W14. Ich zróżnicowanie polegało na zmiennej zawartości surówki w zakresie odpowiednio 50 oraz 60%, przy czym w wytopie W14 uzyskano o 10% większe



wydłużenie, o prawie 8% wyższą twardość, o nieco ponad 5% wyższą wartość  $R_{p0,2}$  oraz o 2% większą wytrzymałość na rozciąganie. Pod względem kosztów wytwarzania, dyspozycja dla wytopu W14 okazała się być tańsza o niespełna 2%. Uzyskane zbliżone zarówno własności żeliw jak i koszty dają dowolność producentowi, nieznacznie bardziej przechylając się w stronę dyspozycji W14.

Gatunek EN-GJS 600-10 wykazał najmniejszą wrażliwość na obecność Mn. Zastosowano jego udział na poziomie do 0,41% przy zawartości Si 3,97% w wytopie W2, a także 0,34% Mn, wobec 4,35% Si w wytopie W3, co w obydwu przypadkach zapewniło zadowalające efekty. Jednak powyżej tej ilości manganu nie uzyskano satysfakcjonujących parametrów plastycznych, co stanowi wyraźne ograniczenie produkcyjne. Udział krzemu poniżej 4% okazał się wystarczający, co stanowi istotną informację, gdyż może ograniczyć występowanie zdegenerowanych form grafitu chunky. Analizując koszty wytwarzania, poprzez niższy udział Si w dyspozycji W2, dla tego przypadku wykazały one niższą wartość. Można również szacować, iż wykluczenie FeMn z dyspozycji, nie wpłynie na pogorszenie własności wytrzymałościowych żeliwa, a może dodatkowo obniżyć koszty materiałowe do kosztów dyspozycji W12.

Biorąc pod uwagę wyniki prowadzonego eksperymentu oraz czynniki takie jak: spełnienie wymagań własności mechanicznych, strukturalnych oraz koszty materiałowe, stwierdzono, iż w przypadku produkcji przemysłowej gatunku EN-GJS 450-18, sugeruje się wykorzystać zalecenia z wytopu W13, dla żeliwa EN-GJS 500-14: W14, natomiast w przypadku żeliwa EN-GJS 600-10 najbardziej odpowiedni wydaje się być wytop W2 w kontekście dyspozycji i składu chemicznego. Należy jednak pamiętać, iż koszty materiałowe ostatnimi laty wykazywały dużą zmienność, szczególnie materiały podstawowe i te, które są obciążone ograniczoną dostępnością. Względy ekologiczne sugerujące minimalizację wykorzystania materiałów pierwotnych jak surowka odlewnicza, często wymuszają konieczność zwiększenia udziału materiałów pomocniczych typu żelazokrzem, szczególnie w żeliwach SSFDI, a stanowiący także jeden z materiałów krytycznych, co należy wziąć pod uwagę podczas opracowywania zaleceń wytopowych rozważając aspekty ochrony środowiska.

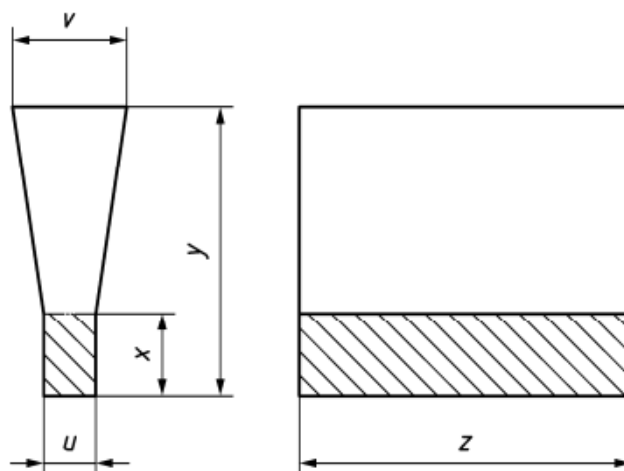
Tabela 11. Koszty materiałowe żeliwa SSFDI zgodnie z dyspozycjami wsadowymi  
(ceny w zł/kg, aktualne na dzień 01.06.2024)

Materiał wsadowy	Cena	W13	W12	W14	W2	W3
		450-18	500-14	500-14	600-10	600-10
Surówka specjalna	2,26	60,00%	50,00%	60,00%	40,00%	40,00%
Złom stalowy niskomanganowy	2,35	10,00%	30,00%	20,00%	30,00%	30,00%
Złom żeliwny sferoidalny	2,20	30,00%	20,00%	20,00%	30,00%	30,00%
Nawęglacz	4,25	0,65%	1,10%	0,65%	0,60%	0,30%
Żelazokrzem FeSi75	6,00	2,10%	2,50%	2,10%	3,08%	3,85%
Żelazomangan FeMn	5,53	0,00%	0,00%	0,00%	0,25%	0,25%
Modyfikator MB10	8,80	0,50%	0,50%	0,50%	0,50%	0,50%
Drut sferoidyzujący	11,34	1,80%	1,80%	1,80%	1,80%	1,80%
Modyfikator Inoculin 400	30,84	0,20%	0,20%	0,20%	0,20%	0,20%
Koszty wytworzenia	zł/kg	2,71	2,78	2,73	2,80	2,84

## 2.5. Etap II – próba 4Y

### 2.5.1. Forma odlewnicza

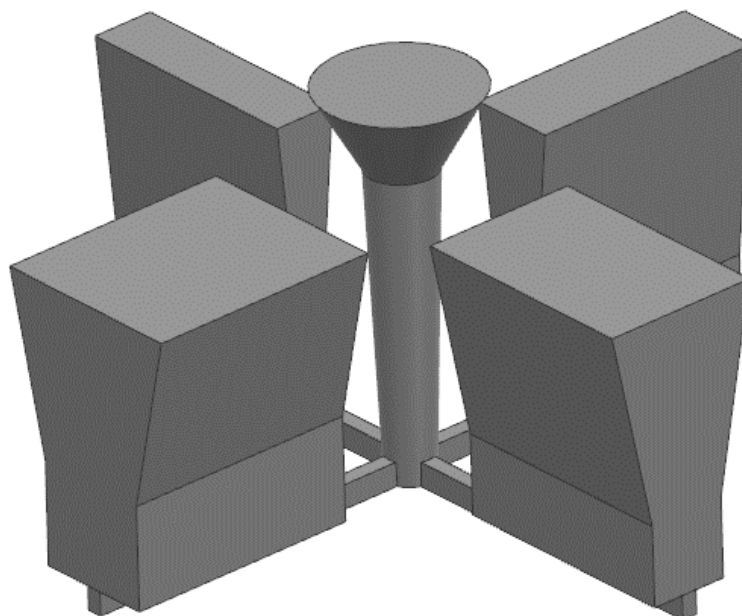
Podobnie jak to miało miejsce w etapie I, materiał formy odlewniczej był zgodny z materiałem wykorzystywanym przez ODLEWNIĘ RAFAMET w procesie produkcyjnym tj. masy samoutwardzalne furanowe. Postać konstrukcyjna odlewu została przygotowana w oparciu o próbki znormalizowane (zgodnie z PN-EN 1563:2018 *Odlewnictwo – żeliwo sferoidalne*). Obejmowała wykorzystanie wszystkich czterech typów próbek w jednej geometrii, co pozwoliło na odrębną analizę własności dla różnych grubości ścianek odlewu, a zostało nazwane próbą 4Y (Rys. 96÷97, Tabela 12).



Rys. 96. Wlewki próbne w kształcie litery Y, z oznaczonym miejscem pobrania materiału do prób [18]

*Tabela 12. Wymiary wlewków próbnych [18]*

Wymiar	Typ			
	I	II	III	IV
<b>u</b>	12,5	25	50	75
<b>v</b>	40	55	100	125
<b>x</b>	25	40	50	65
<b>y</b>	135	140	150	175
<b>z</b>	W zależności od długości próbki do badań			



*Rys. 97. Geometria odlewu – próba 4Y z układem wlewowym*

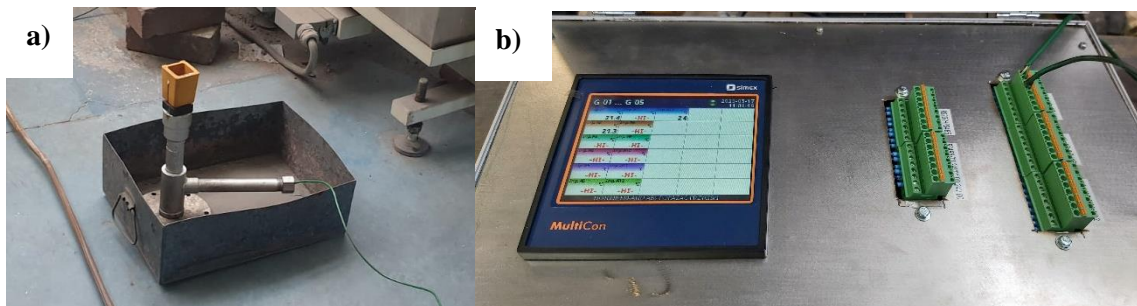
### **2.5.2. Stanowisko badawcze**

Część II badań także zrealizowano z wykorzystaniem infrastruktury Katedry Odlewnictwa Politechniki Śląskiej w Gliwicach. Topienie wsadu miało miejsce w piecu indukcyjnym średniej częstotliwości o pojemności 50kg (Rys. 98).

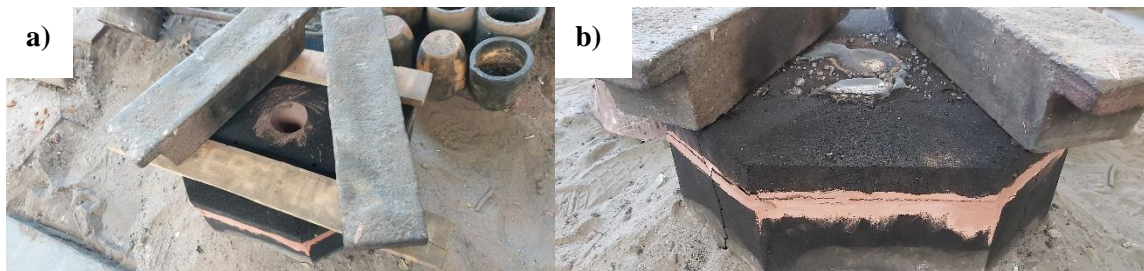


*Rys. 98. Piec indukcyjny średniej częstotliwości podczas topienia wsadu*

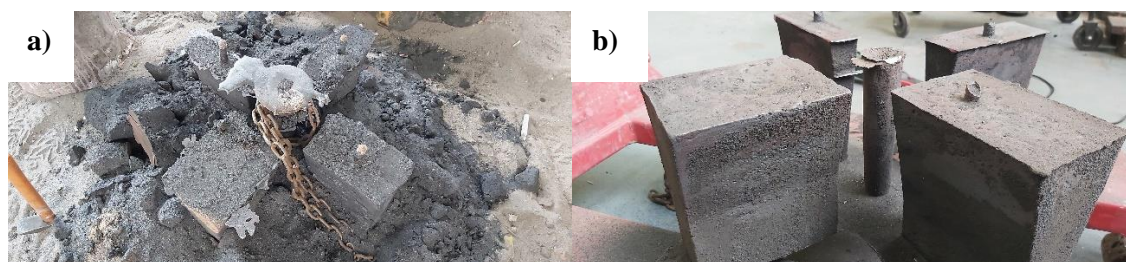
Pozostałe elementy stanowiska badawczego stanowią: próbnik ATD firmy Electro-Nite (Rys. 99a ), rejestrator MultiCon firmy Simex (Rys. 99b), forma odlewnicza (Rys. 100), lanca zanurzeniowa firmy Electro-Nite (z termoelementem typu S) do pomiaru temperatury ciekłego metalu w piecu odlewniczym oraz jednorazowe kubki (firmy Electro-Nite) do pobierania próbek zabilonowanych celem wykonania analiz określania składu chemicznego.



*Rys. 99. Zestaw do analizy ATD, a) próbnik, b) rejestrator*



*Rys. 100. Forma odlewnicza, a) przed zalaniem, b) po zalaniu*



Rys. 101. Odlew żeliwny, a) po wybiciu z formy, b) po odcięciu układu wlewowego

### 2.5.3. Procedura wytopów

W II części badań własnych zrealizowano trzy wytopy, po jednym dla każdego gatunku żeliw SSFDI zgodnie z wytycznymi opracowanymi w etapie I. Procedura wytopowa każdorazowo była identyczna i obejmowała: załadunek pieca, roztopienie wsadu i przegrzanie do temperatury  $1540\div 1550^{\circ}\text{C}$ , dodanie modyfikatora pierwotnego, pobranie próbki do analizy składu chemicznego, uzyskanie temperatury  $1430\div 1440^{\circ}\text{C}$ , sferoidyzację metodą przewodu elastycznego, podgrzanie do temperatury  $1360\div 1370^{\circ}\text{C}$ , pobranie próbki do analizy składu chemicznego, modyfikację na strugę metalu, zalanie próbnika ATD, zalanie formy odlewniczej.

### 2.5.4. Metodologia badawcza

Realizowane wytopy próby 4Y prowadzono w oparciu o dyspozycje wsadowe ujęte w Tabeli 12, odpowiadające zamiarom etapu I dla gatunku 450-18: W13, dla gatunku 500-14: W14, dla gatunku 600-10: W2 (Tabela 13). W zależności od grubości ścianki pojedynczego odlewu zgodnie z wymiarami ujętymi w Tabeli 12, celem łatwej identyfikacji przyjęto oznaczenia próbek zgodnie z numerem typu tj. I – 12,5mm, II – 25mm, III – 50mm, IV-75mm. Zrealizowano badania analogicznie jak w części I (pkt 4.1.4 – opis metodologii badawczej).

Tabela 13. Dyspozycje wsadowe dla wytopów próby 4Y

Oznaczenie	MATERIAŁY PODSTAWOWE			MATERIAŁY POMOCNICZE	
	Surówka	Złom stalowy niskomn.	Złom żeliwny sferoidalny	Nawęglacz	FeSi75
<b>450-18</b>	60%	30%	10%	0,65%	2,30%
<b>500-14</b>	60%	20%	20%	0,65%	2,10%
<b>600-10</b>	40%	30%	30%	0,60%	3,08%

Podobnie jak w części pierwszej - zarówno udział modyfikatora pierwotnego, sferoidyzatora jak i modyfikatora wtórnego był każdorazowo jednakowy i wynosił odpowiednio: 0,5%, ok.1,8% oraz 0,2% w odniesieniu do materiałów podstawowych.

### 2.5.5. Wyniki badań

Tabela 14. Wyniki składu chemicznego żeliw 450-18, 500-14, 600-10

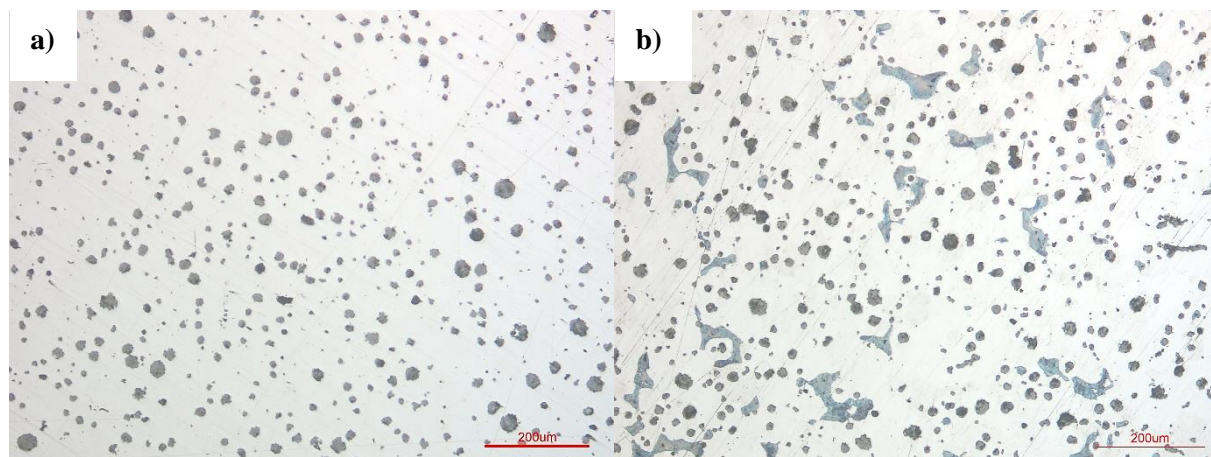
Skład chemiczny, %wag.												
	C	Si	S	P	Mn	Ni	Cr	Cu	Sn	Mg	Sc	CE
450-18	3,41	2,85	0,004	0,022	0,15	0,014	0,025	0,077	0,006	0,055	1,01	4,30
500-14	3,35	3,27	0,005	0,018	0,16	0,011	0,032	0,024	0,007	0,049	1,03	4,36
600-10	3,09	3,98	0,004	0,011	0,19	0,015	0,022	0,034	0,007	0,047	1,02	4,32

Tabela 15. Wyniki własności mechanicznych żeliw SSFDI – dla wlewków typu I, II, III, IV

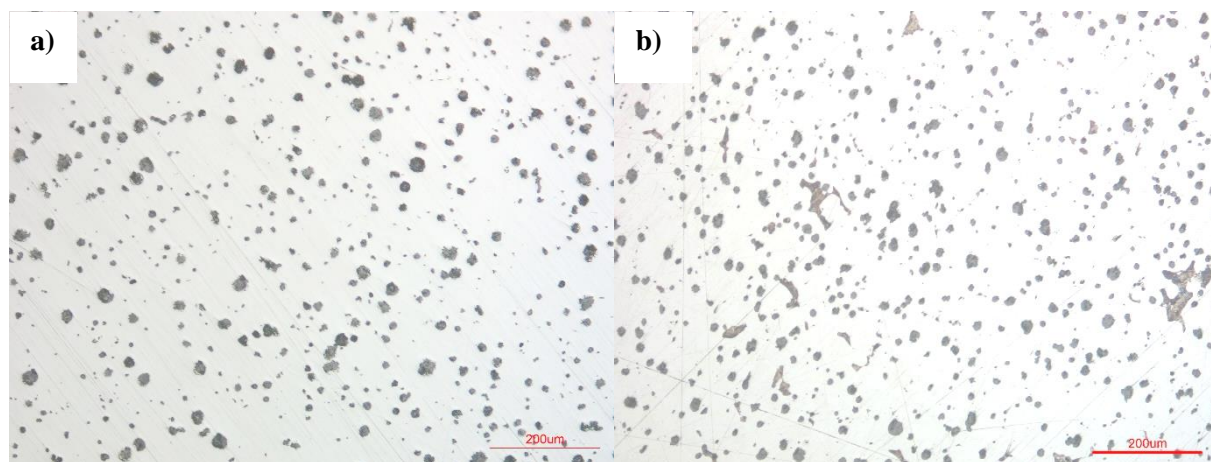
Własności mechaniczne					
		Rm, MPa	Rp0,2, Mpa	A, %	HB
450-18	I	490	382	19,3	187
	II	464	359	20,9	179
	III	443	343	25,7	170
	IV	425	322	27	163
500-14	I	520	415	16,5	189
	II	507	417	17,2	187
	III	497	401	18	179
	IV	472	377	19,4	174
600-10	I	640	510	11,3	210
	II	621	507	12,4	207
	III	586	457	13,1	197
	IV	579	435	14,7	190

Tabela 16. Wyniki analizy struktury żeliw SSFDI – dla wlewków typu I, II, III, IV

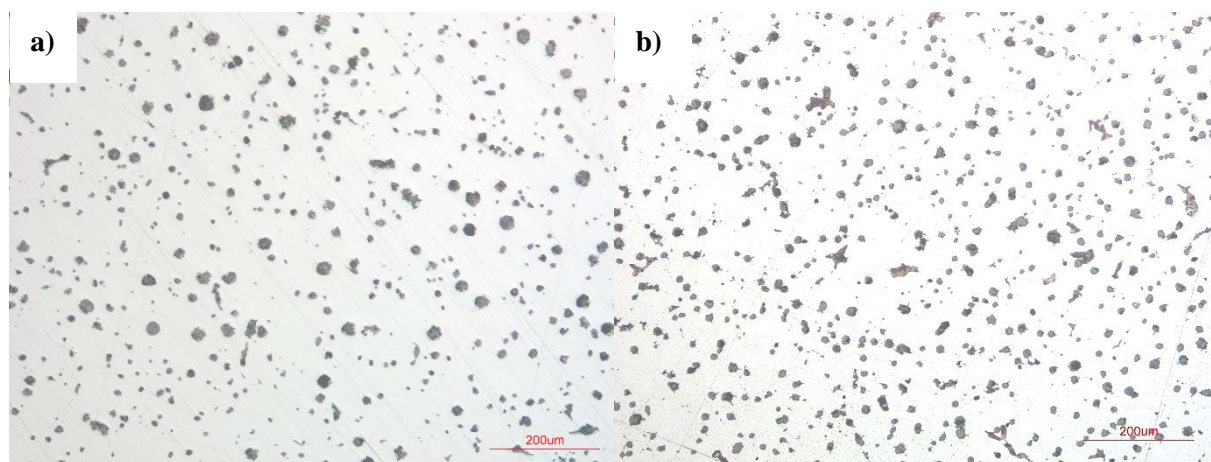
		Mikrostruktura grafitu wg PN-EN ISO 945-1:2008	Mikrostruktura osnowy metalowej wg PN-H-04661:1975	Zawartość perlitu	Współczynnik kształtu
450-18	I	70% V 7/8 + 30% VI 7	P6Fe94	4,33%	0,75
	II	80% V 7/8+20% VI 7	P0Fe	1,28%	0,73
	III	80% V 7/8+20% VI 7	P0Fe	0,6%	0,73
	IV	90% V 7/8 + 10% VI 7	P0Fe	0,00%	0,71
500-14	I	70% V 6/7 + 30% VI 7	P0Fe	0,00%	0,77
	II	80% V 7/8+20% VI 7	P0Fe	0,00%	0,72
	III	60% V 6/7 + 40% VI 7	P0Fe	0,00%	0,78
	IV	70% V 6/7 + 30% VI 7	P0Fe	0,00%	0,75
600-10	I	70% V 7/8 + 30% VI 7	P0Fe	0,00%	0,73
	II	80% V 7 +20% VI 7	P0Fe	0,00%	0,72
	III	80% V 7 +20% VI 7	P0Fe	0,00%	0,72
	IV	70% V 7 + 30% VI 7	P0Fe	0,00%	0,69



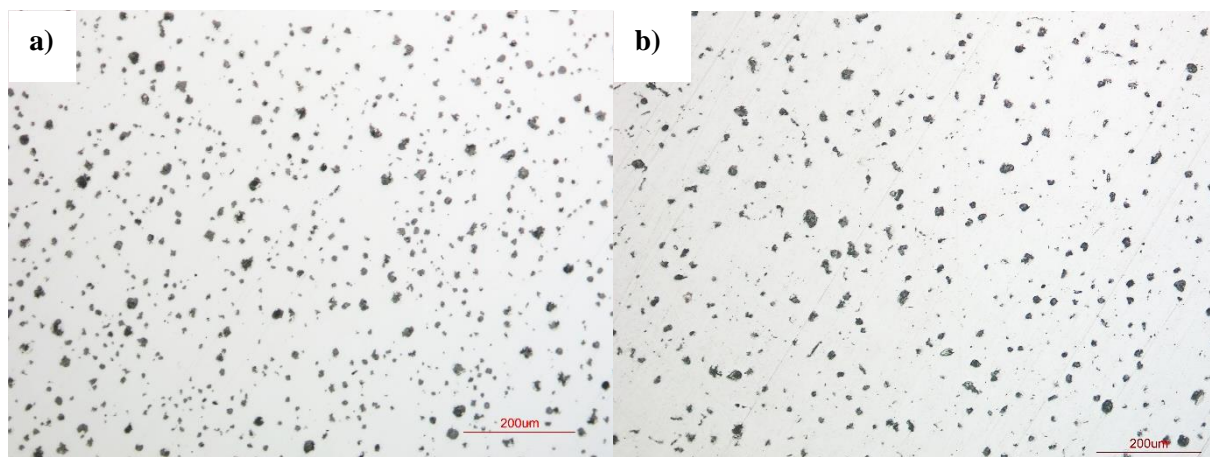
*Rys. 102. Mikrostruktura próbki 450-18 I, a) nietrawiona, b) trawiona*



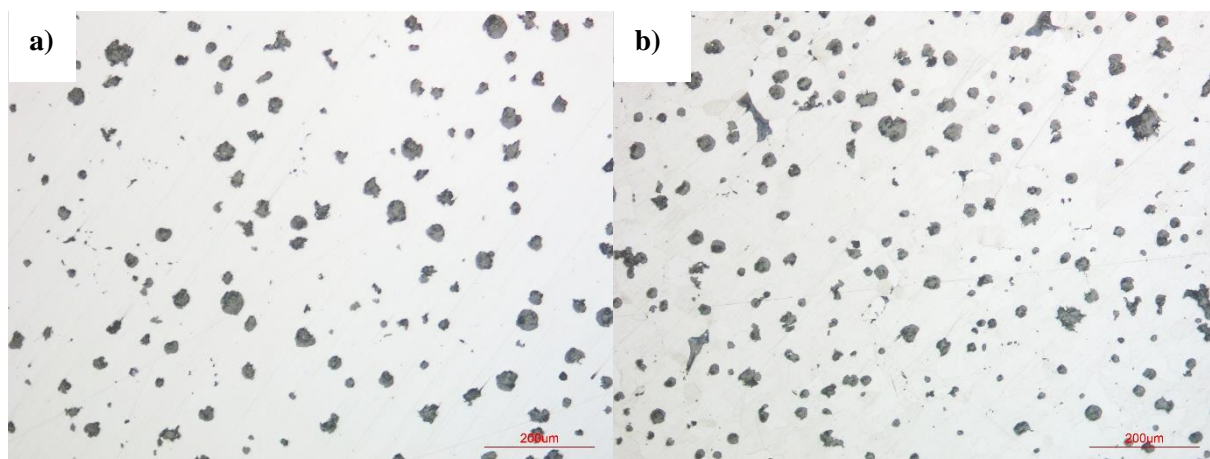
*Rys. 103. Mikrostruktura próbki 450-18 II, a) nietrawiona, b) trawiona*



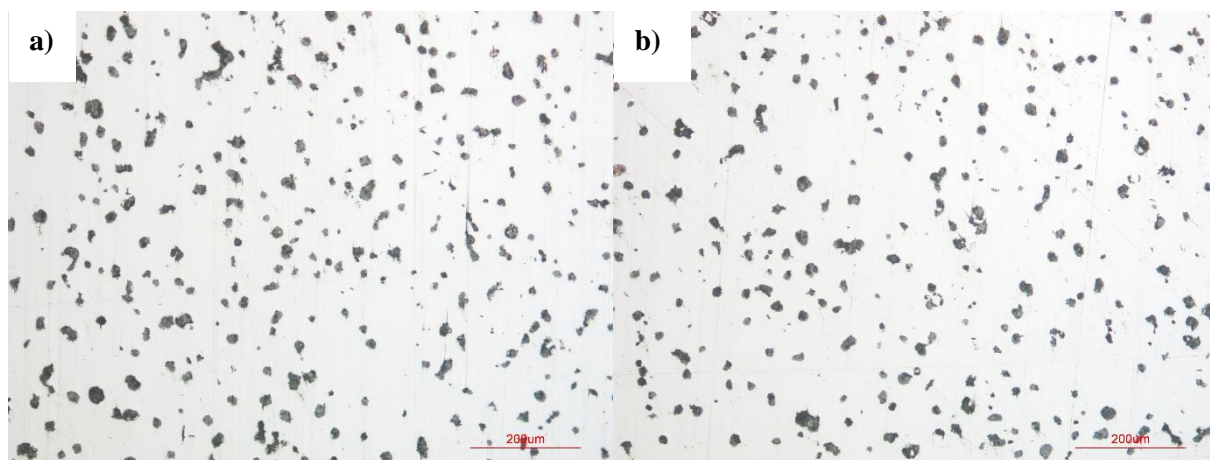
*Rys. 104. Mikrostruktura próbki 450-18 III, a) nietrawiona, b) trawiona*



*Rys. 105. Mikrostruktura próbki 450-18 IV, a) nietrawiona, b) trawiona*

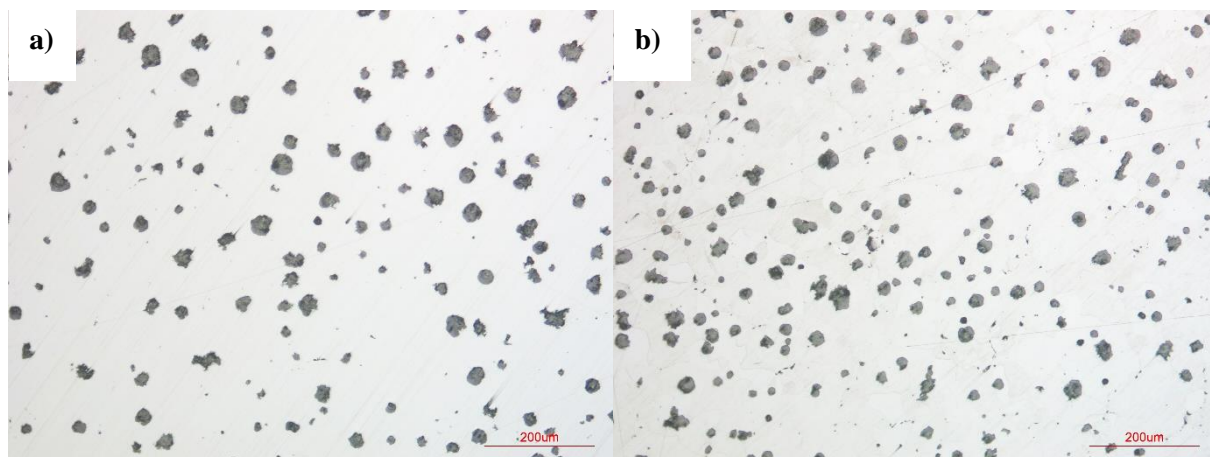


*Rys. 106. Mikrostruktura próbki 500-14 I, a) nietrawiona, b) trawiona*

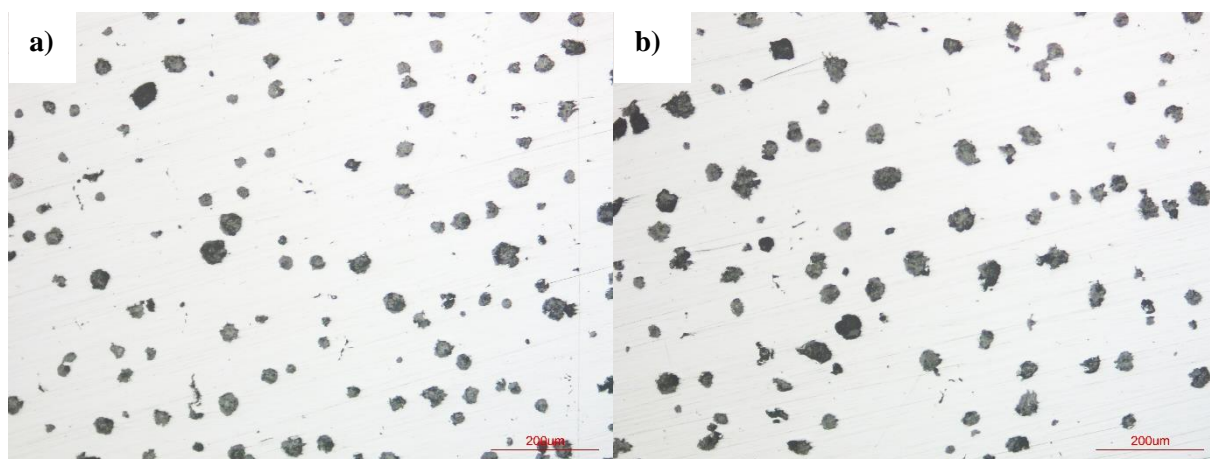


*Rys. 107. Mikrostruktura próbki 500-14 II, a) nietrawiona, b) trawiona*

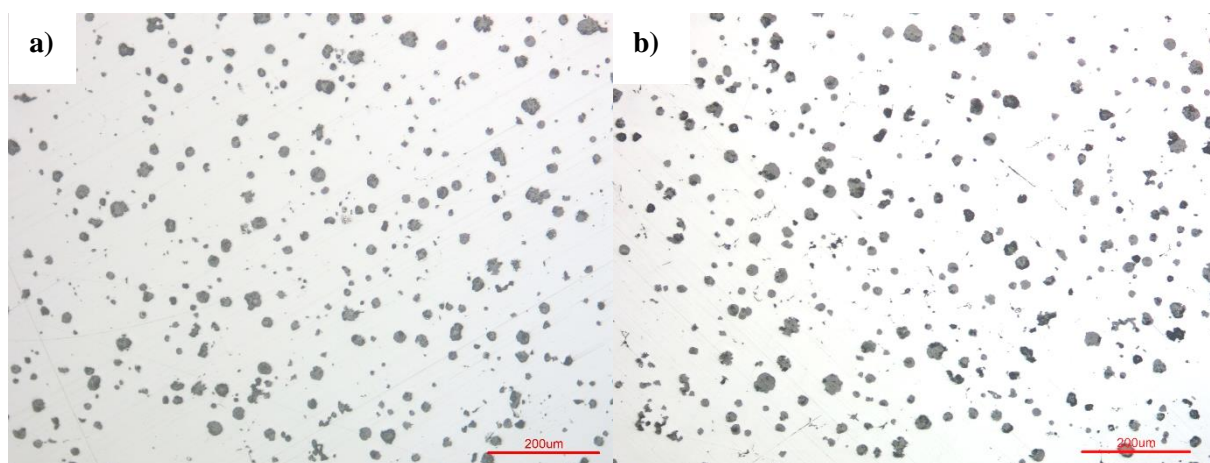




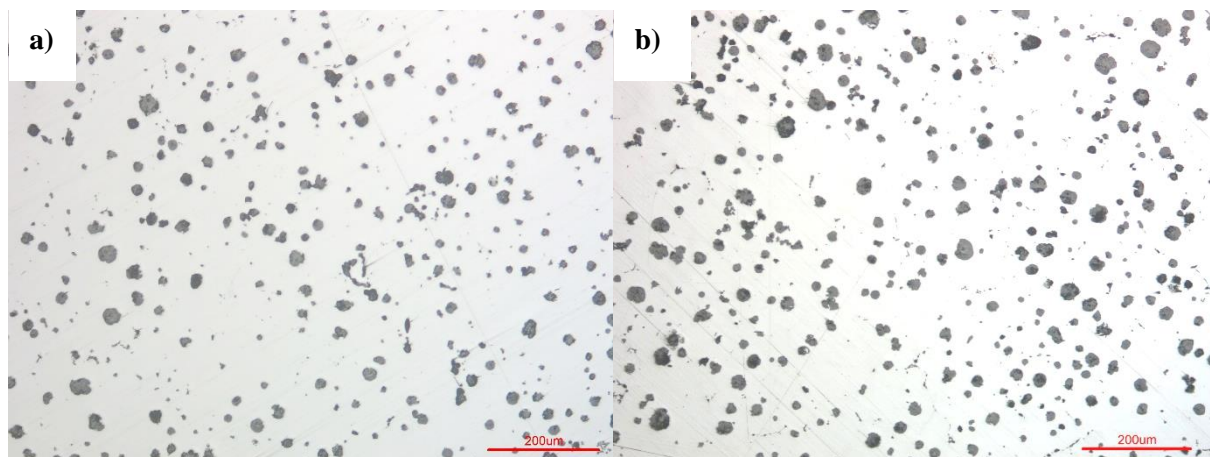
Rys. 108. Mikrostruktura próbki 500-14 III, a) nietrawiona, b) trawiona



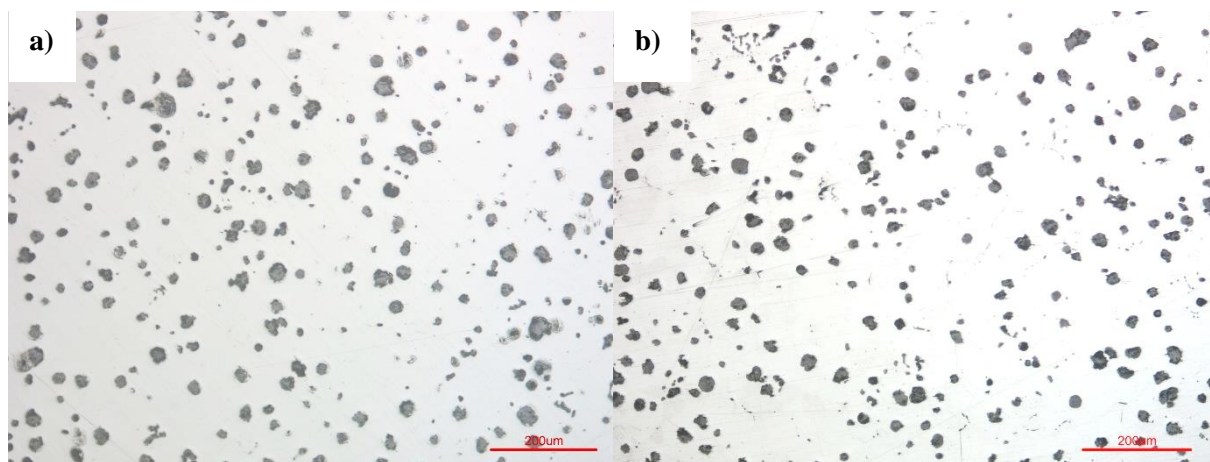
Rys. 109. Mikrostruktura próbki 500-14 IV, a) nietrawiona, b) trawiona



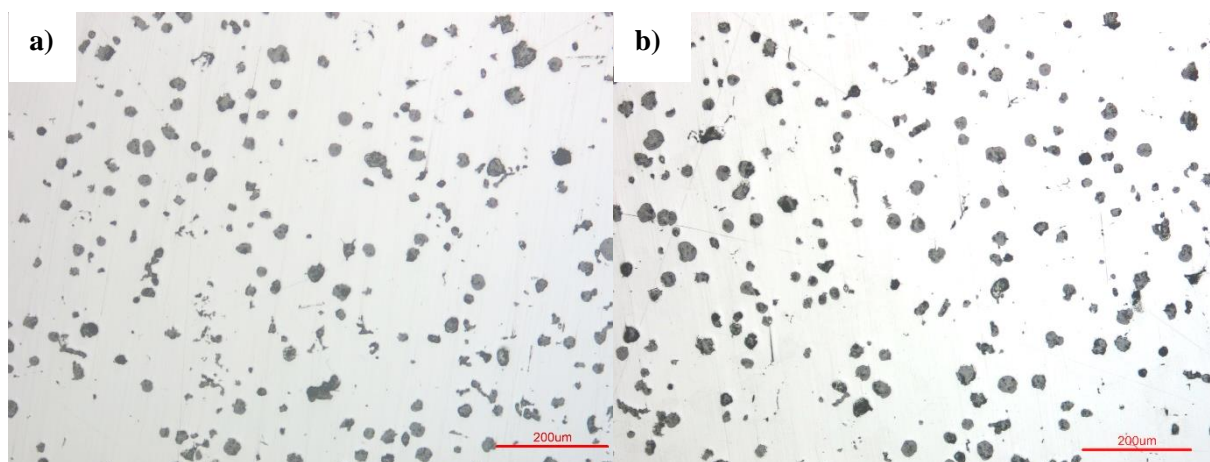
Rys. 110. Mikrostruktura próbki 600-10 I, a) nietrawiona, b) trawiona



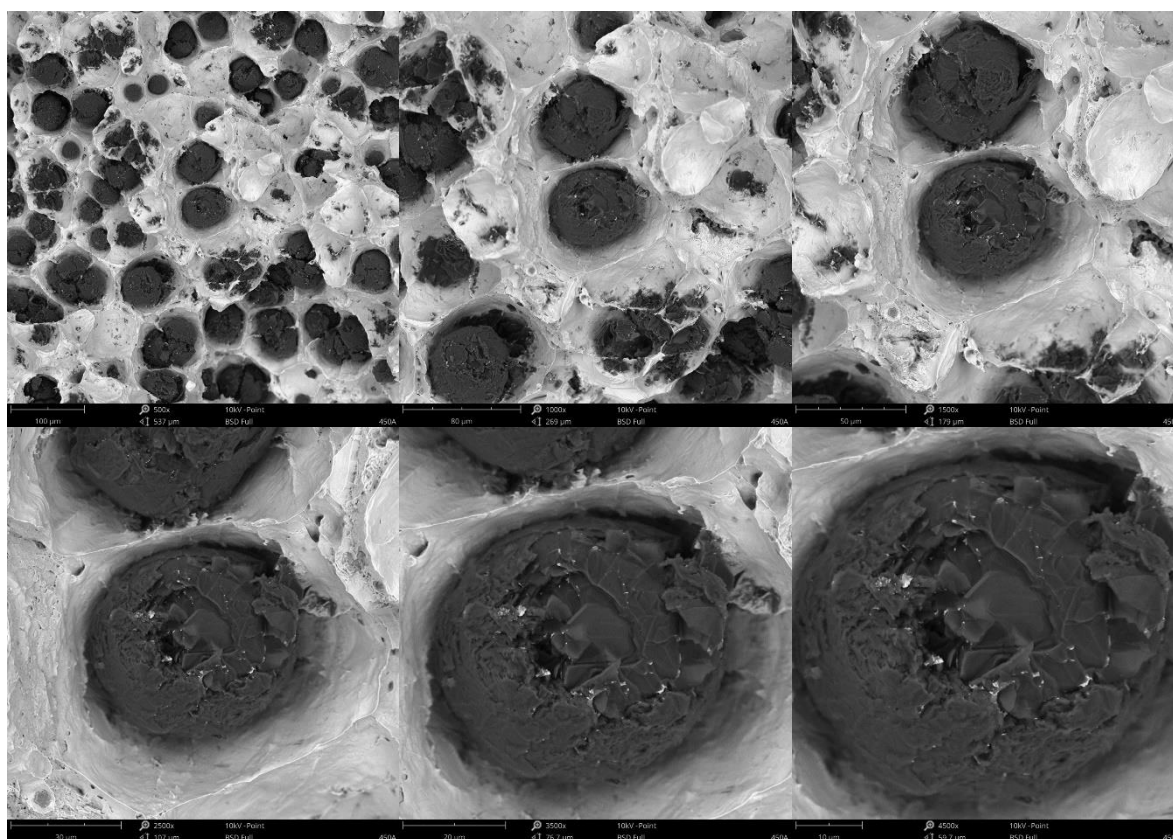
Rys. 111. Mikrostruktura próbki 600-10 II, a) nietrawiona, b) trawiona



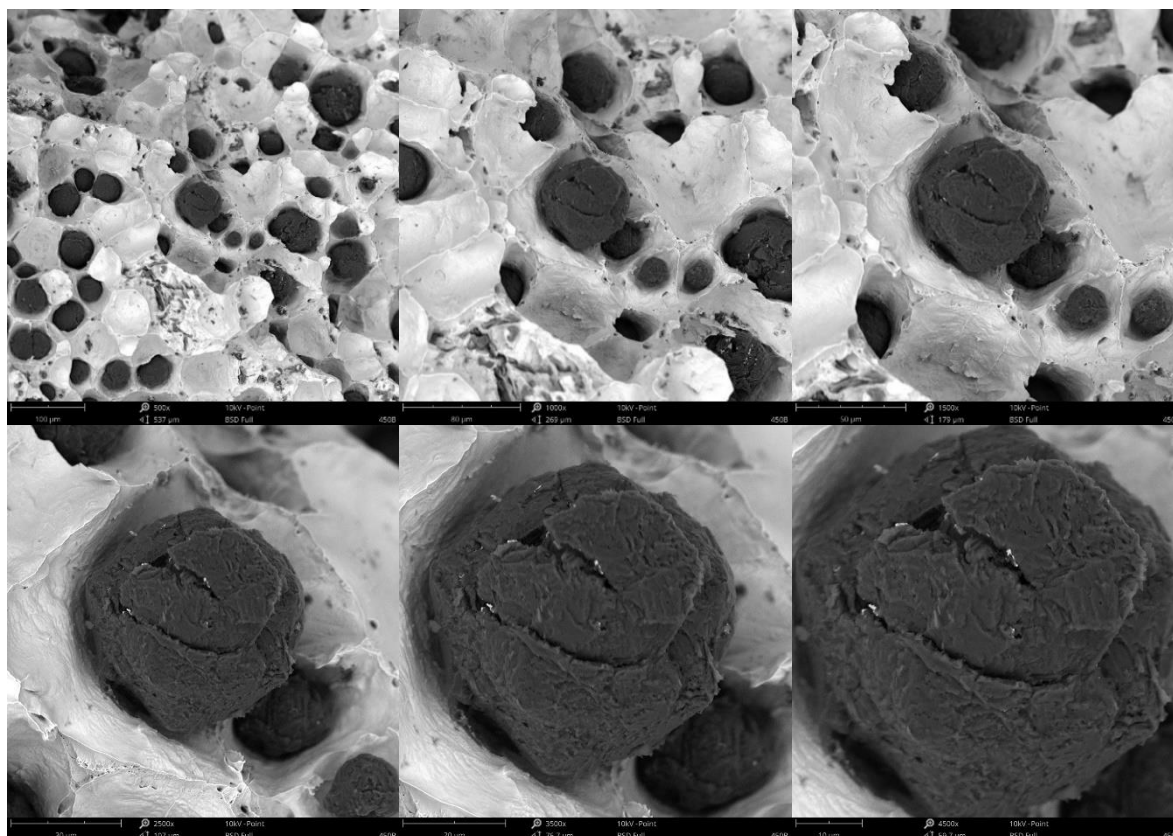
Rys. 112. Mikrostruktura próbki 600-10 III, a) nietrawiona, b) trawiona



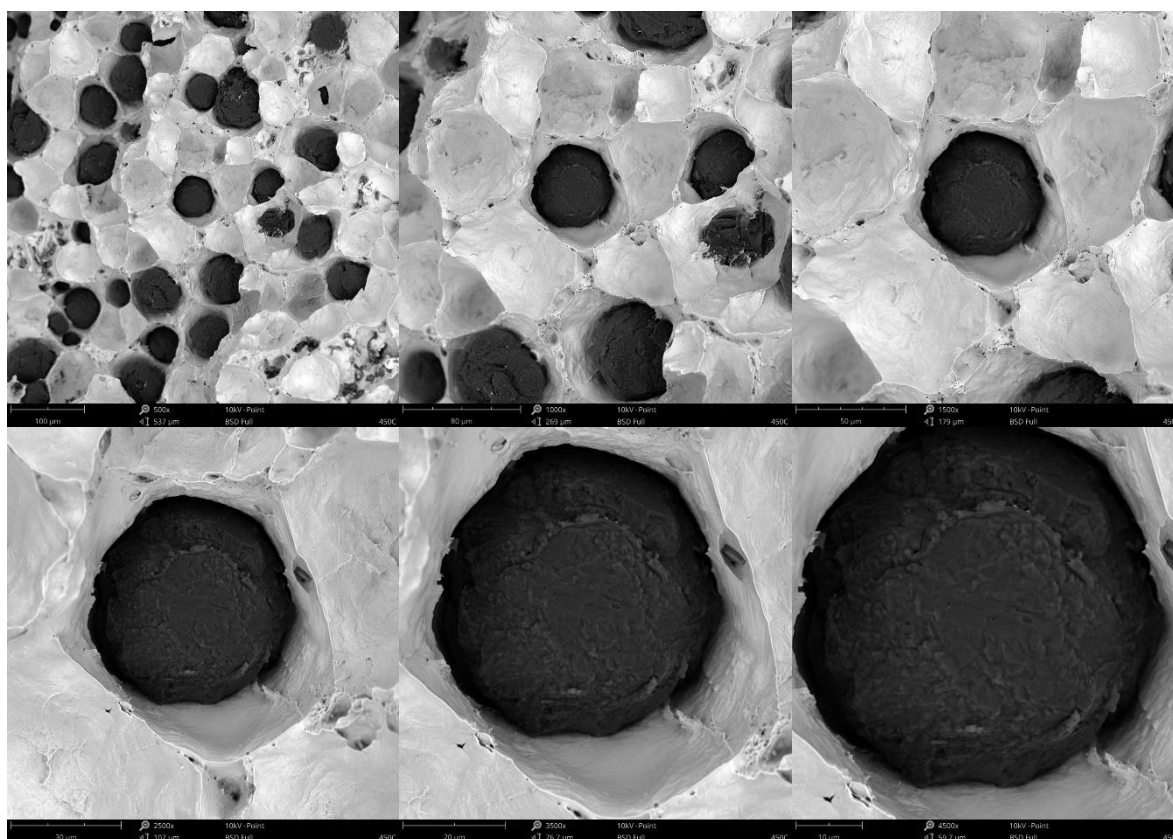
Rys. 113. Mikrostruktura próbki 600-10 IV, a) nietrawiona, b) trawiona



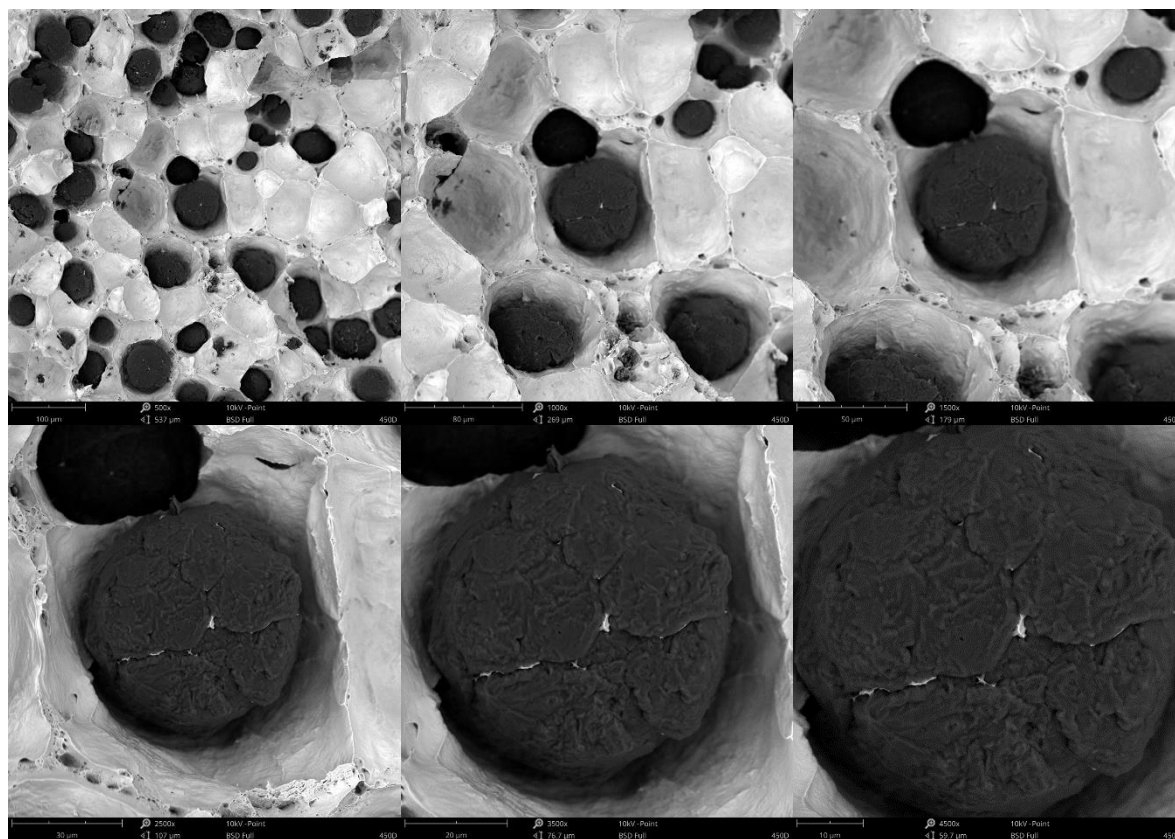
Rys. 114. Przelom próbki 450-18 I przy zmiennym powiększeniu w zakresie 500x÷4500x



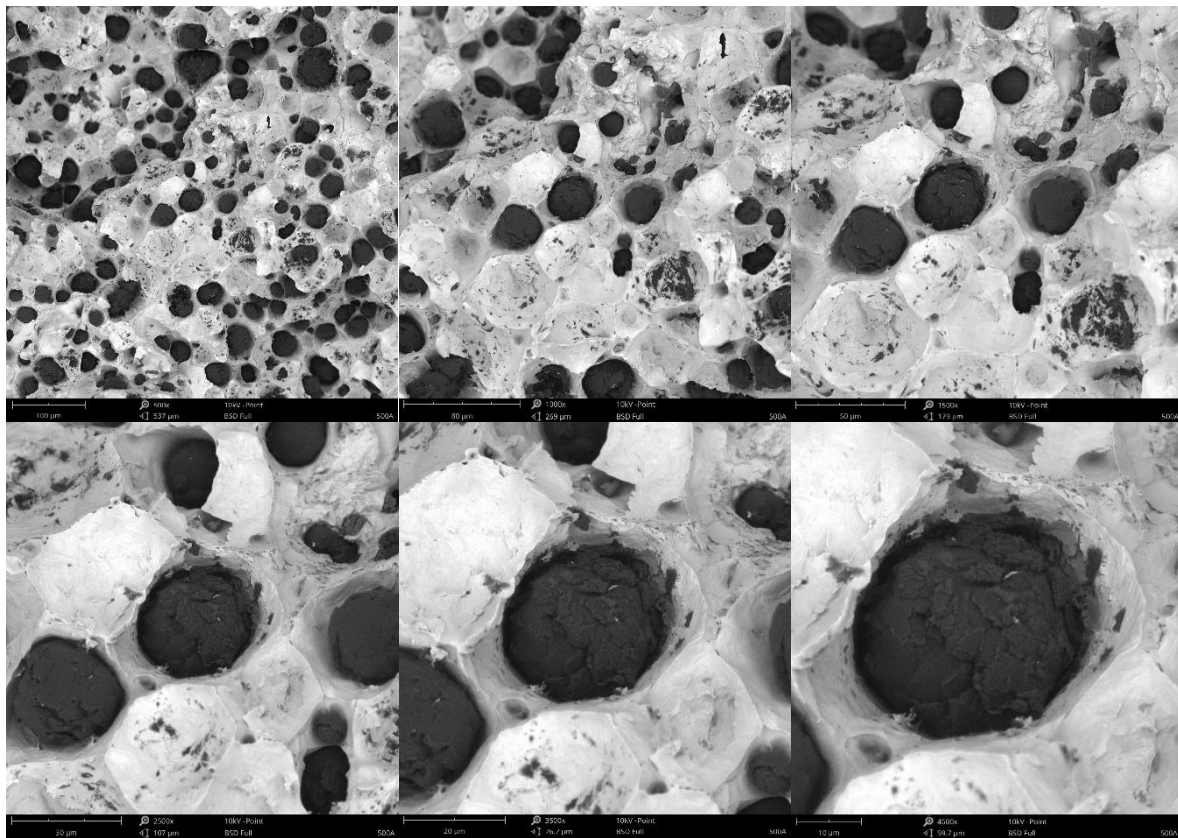
Rys. 115. Przelom próbki 450-18 II przy zmiennym powiększeniu w zakresie 500x÷4500x



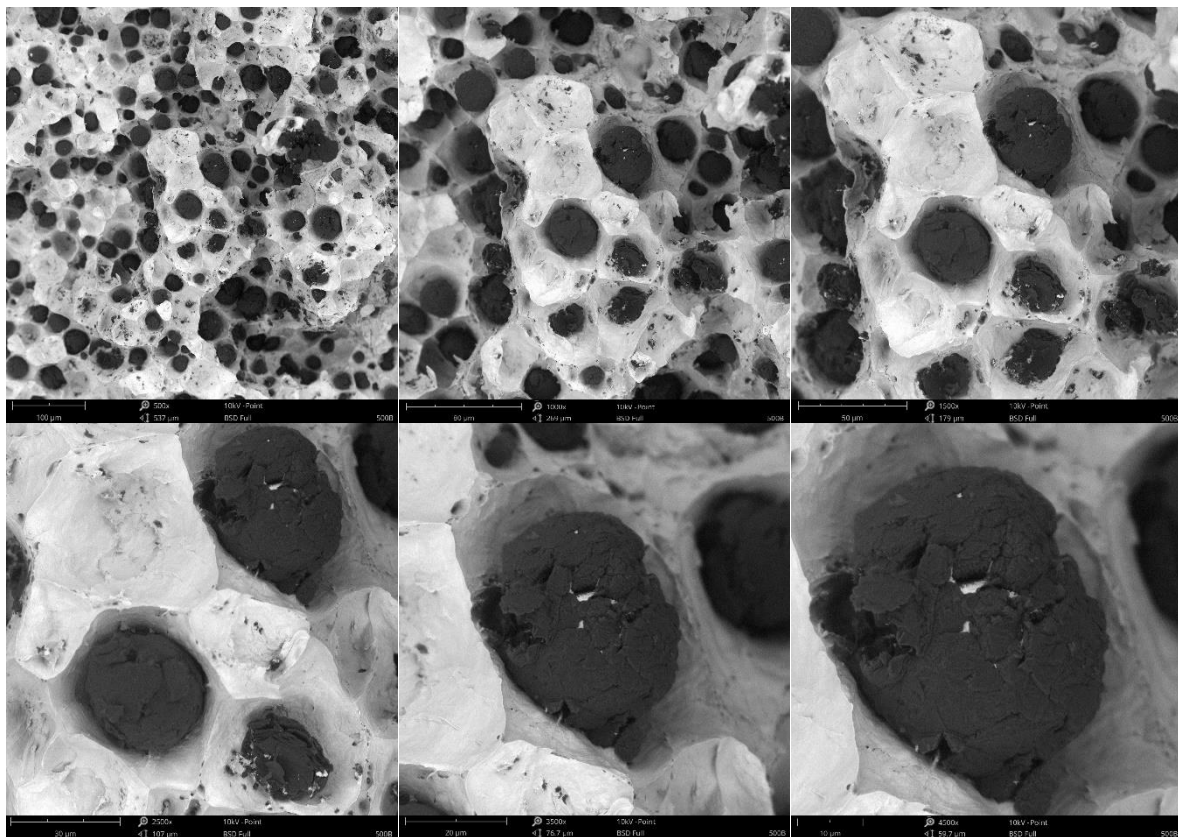
Rys. 116. Przelom próbki 450-18 III przy zmiennym powiększeniu w zakresie 500x÷4500x



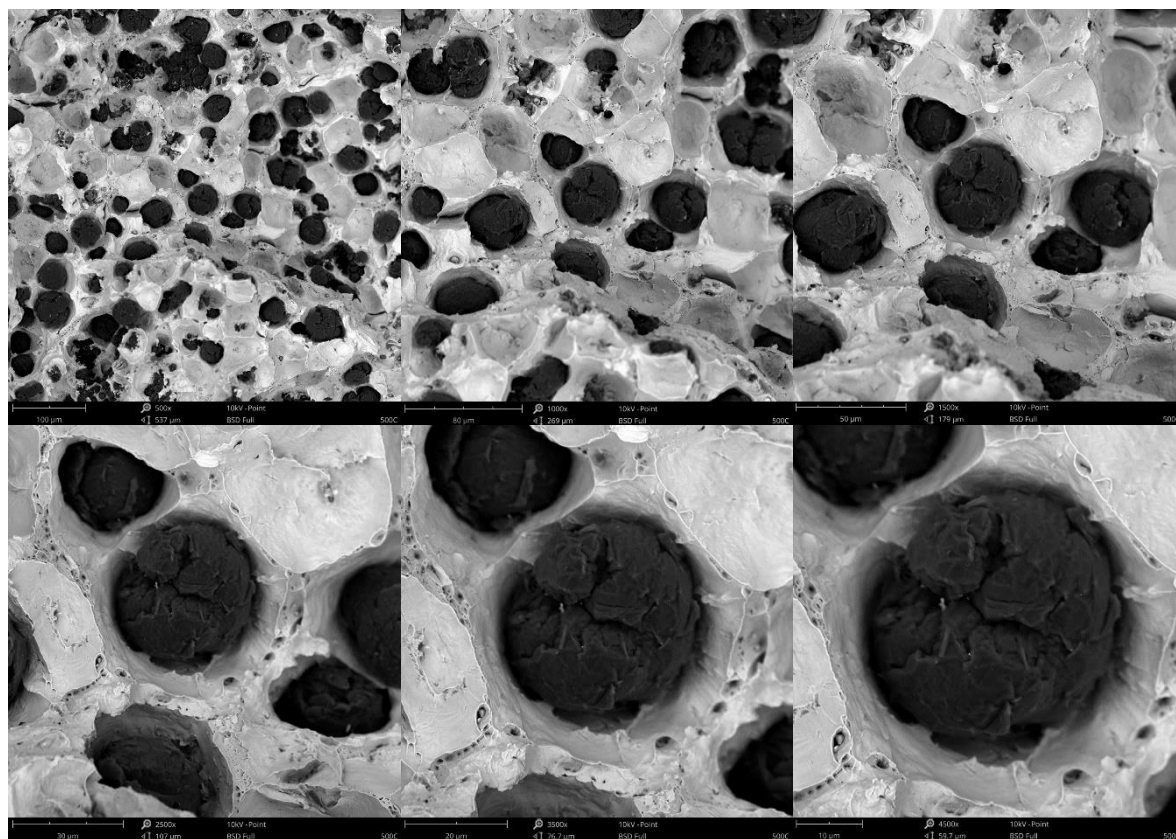
Rys. 117. Przelom próbki 450-18 IV przy zmiennym powiększeniu w zakresie 500x÷4500x



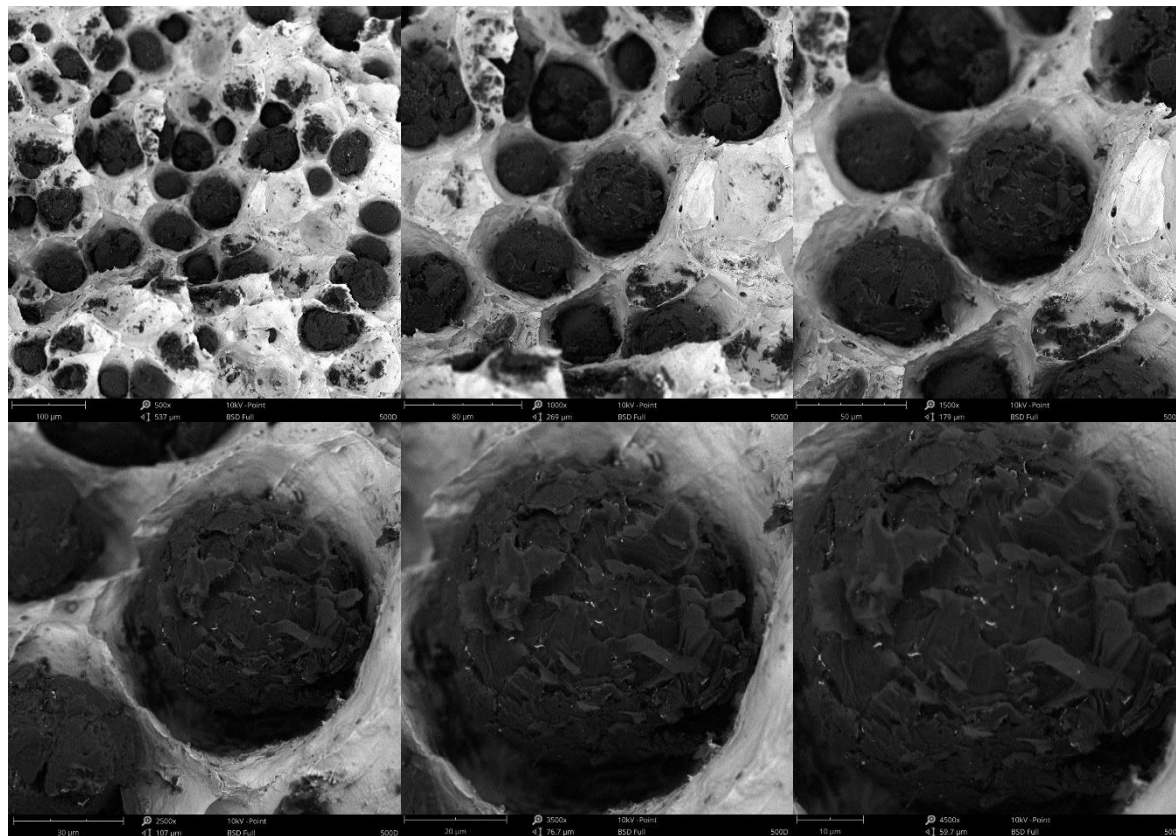
Rys. 118. Przelom próbki 500-14 I przy zmiennym powiększeniu w zakresie 500x÷4500x



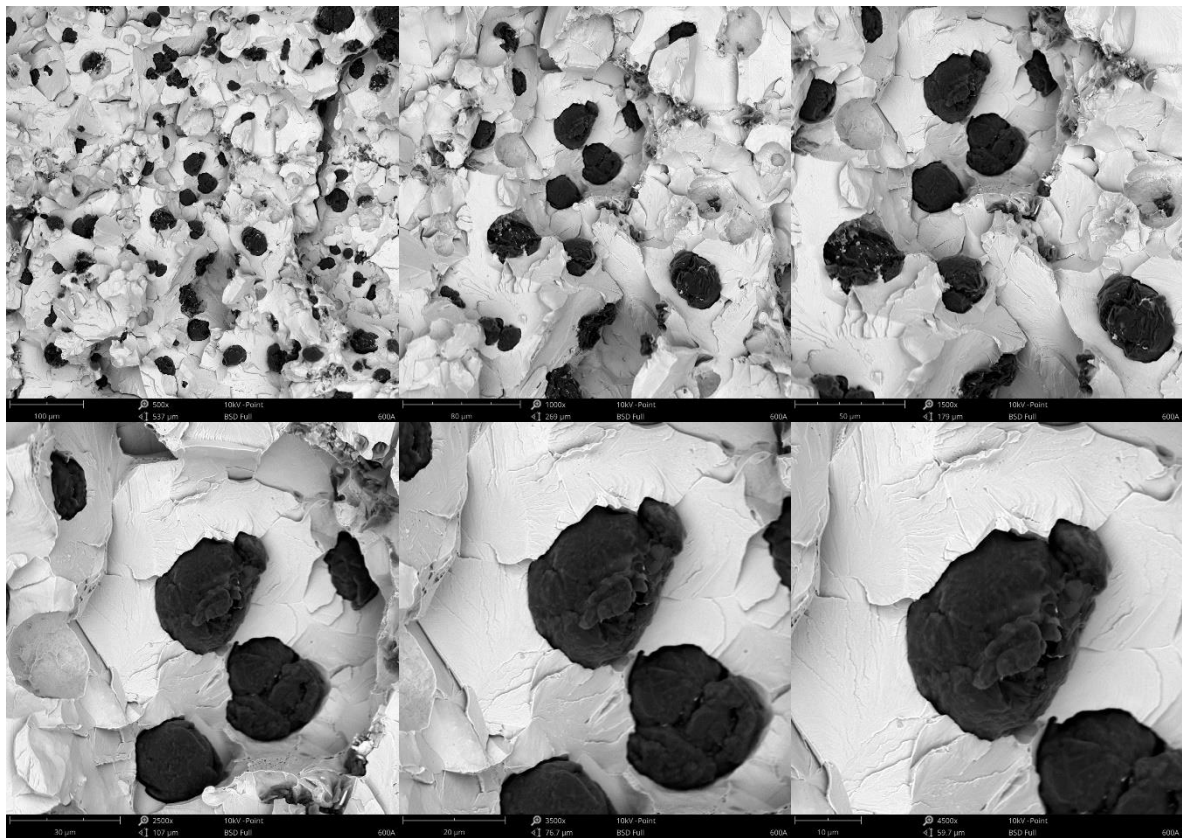
Rys. 119. Przelom próbki 500-14 II przy zmiennym powiększeniu w zakresie 500x÷4500x



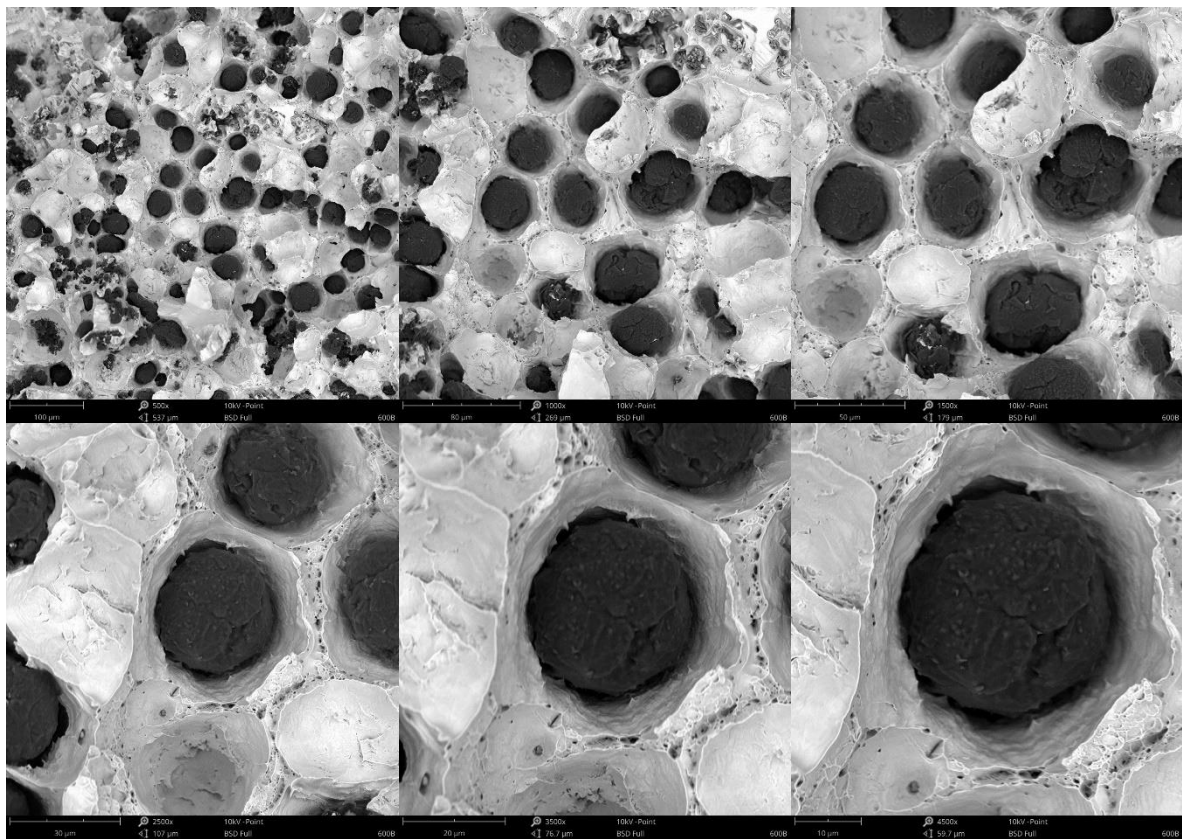
Rys. 120. Przelom próbki 500-14 III przy zmiennym powiększeniu w zakresie 500x÷4500x



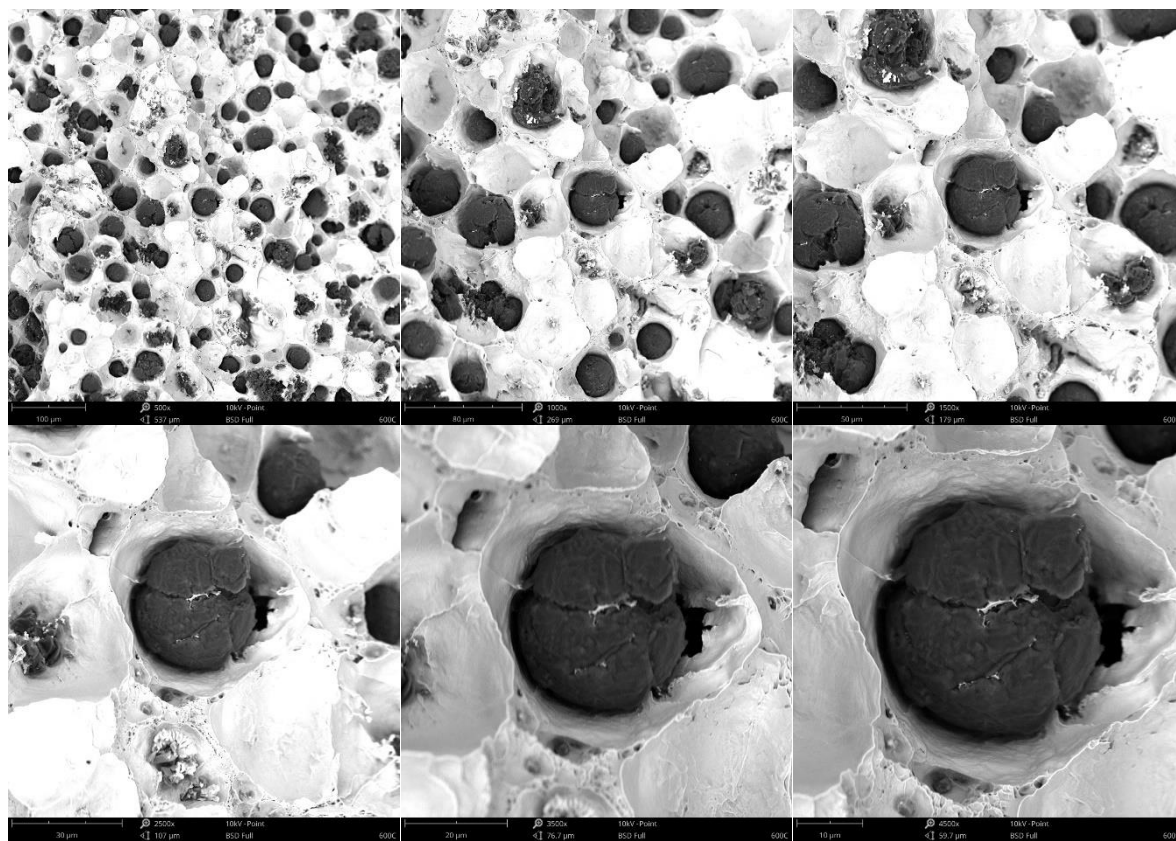
Rys. 121. Przelom próbki 500-14 IV przy zmiennym powiększeniu w zakresie 500x÷4500x



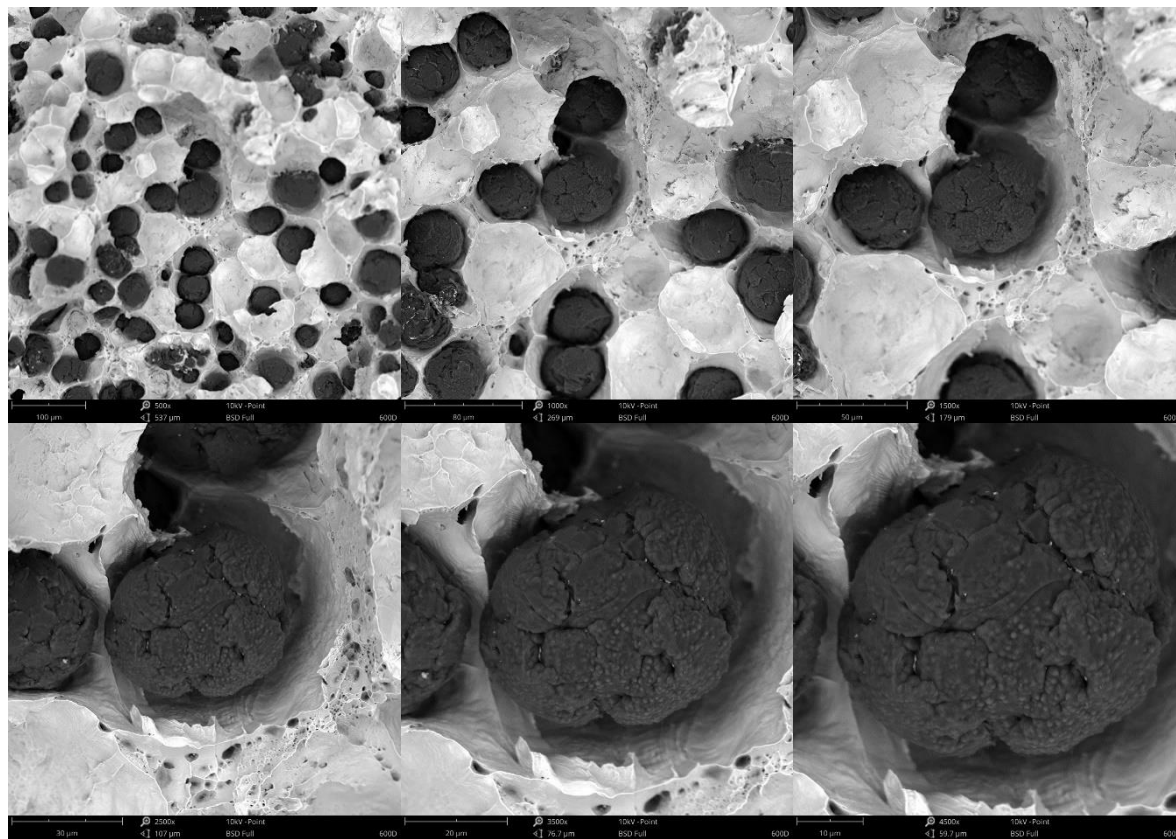
Rys. 122. Przelom próbki 600-10 I przy zmiennym powiększeniu w zakresie 500x÷4500x



Rys. 123. Przelom próbki 600-10 II przy zmiennym powiększeniu w zakresie 500x÷4500x

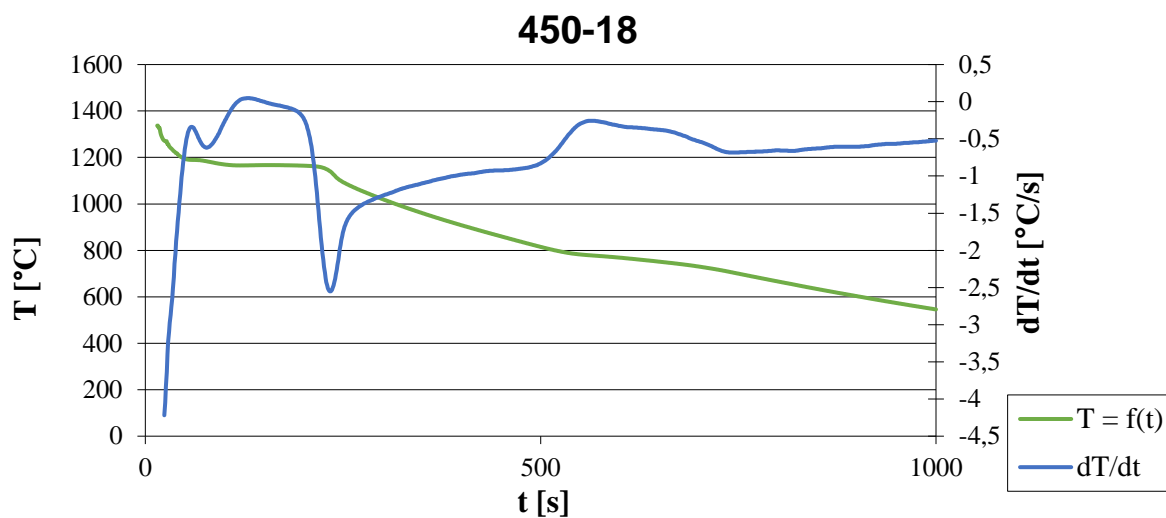


Rys. 124. Przelom próbki 600-10 III przy zmiennym powiększeniu w zakresie 500x÷4500x

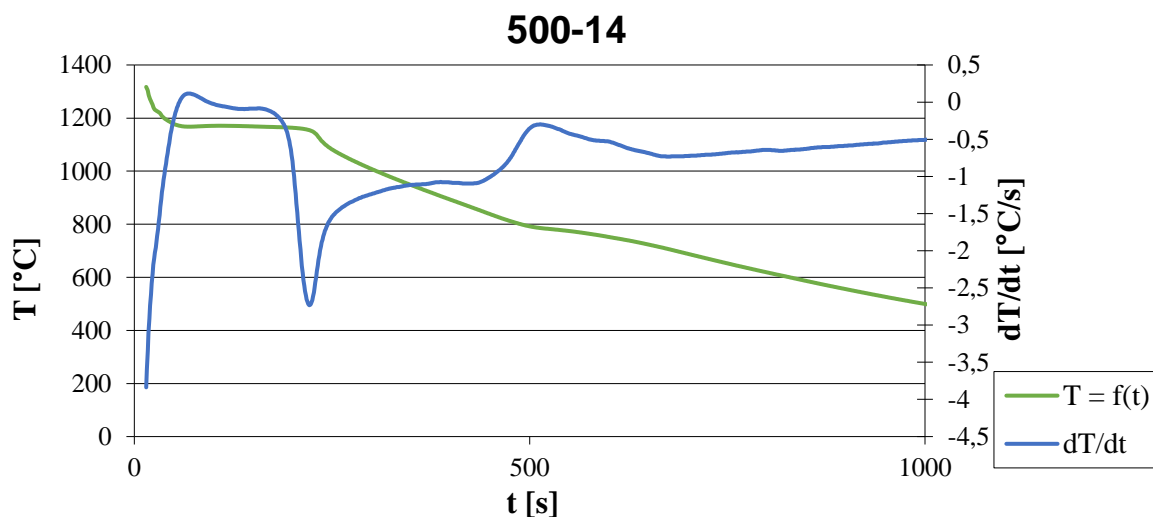


Rys. 125. Przelom próbki 600-10 IV przy zmiennym powiększeniu w zakresie 500x÷4500x

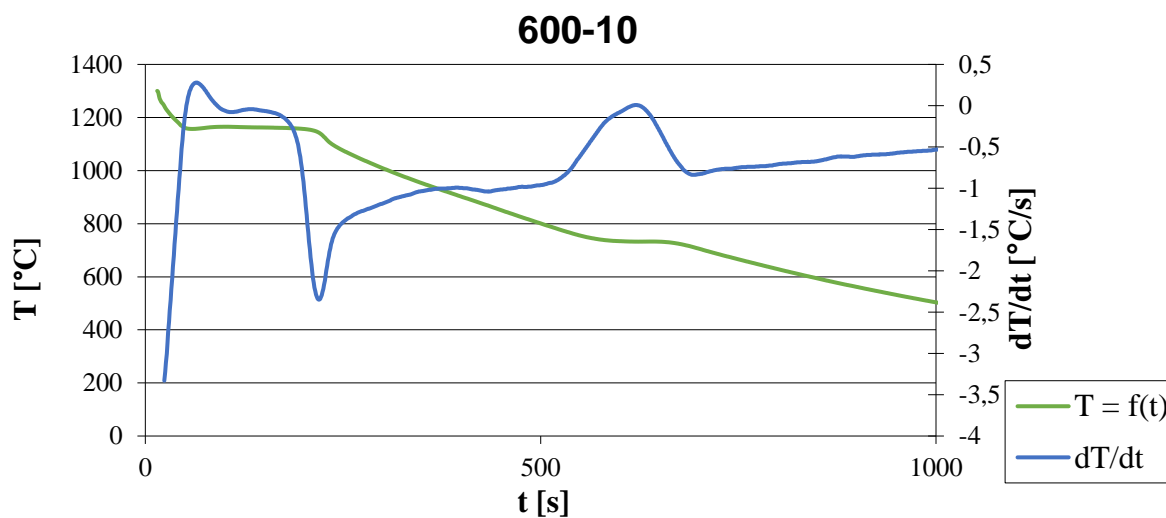




Rys. 126. Wykres ATD dla wytopu 450-18



Rys. 127. Wykres ATD dla wytopu 500-14

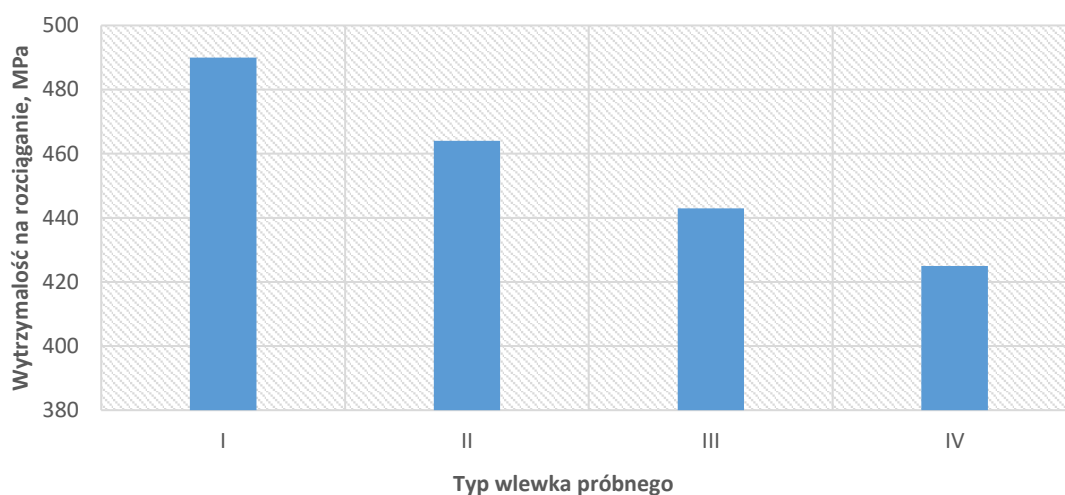


Rys. 128. Wykres ATD dla wytopu 600-10

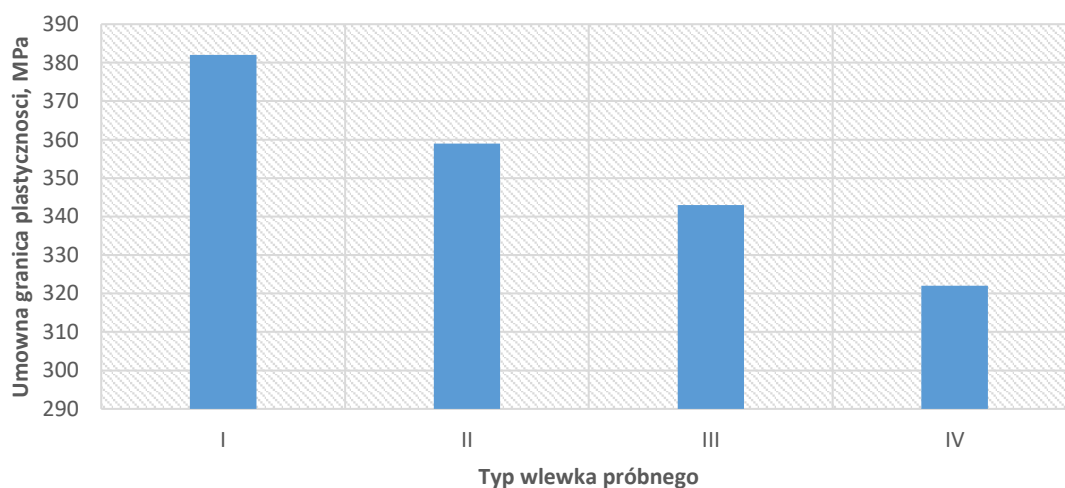
Tabela 17. Charakterystyczne temperatury analizy ATD

	T <sub>Liquidus</sub> , °C	T <sub>e start</sub> , °C	T <sub>e min</sub> , °C	T <sub>e max</sub> , °C	T <sub>solidus</sub> , °C
450-18	1189	1179	1166	1167	1116
500-14	1169	1168	1168	1172	1111
600-10	1162	1162	1162	1162	1112

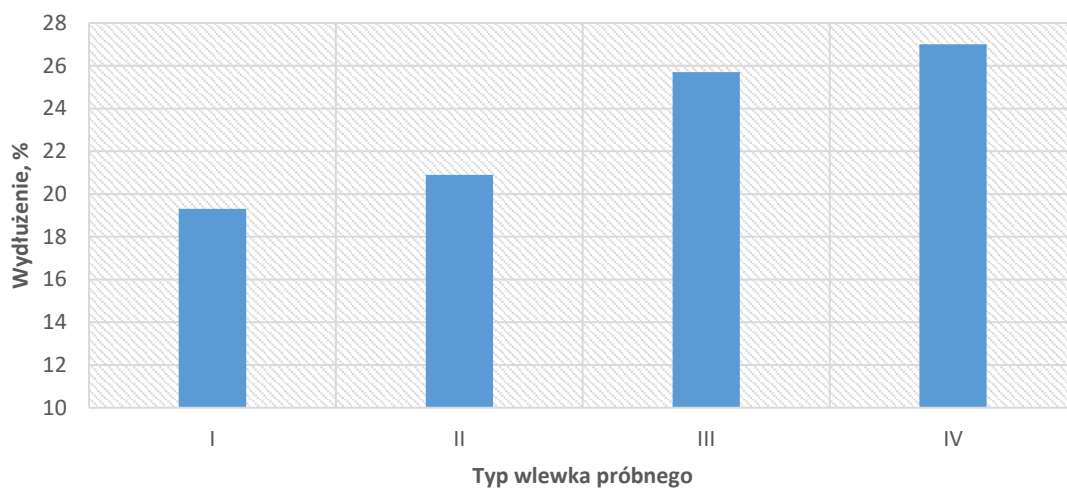
### 2.5.6. Wpływ grubości ścianki na strukturę i własności żeliw SSFDI



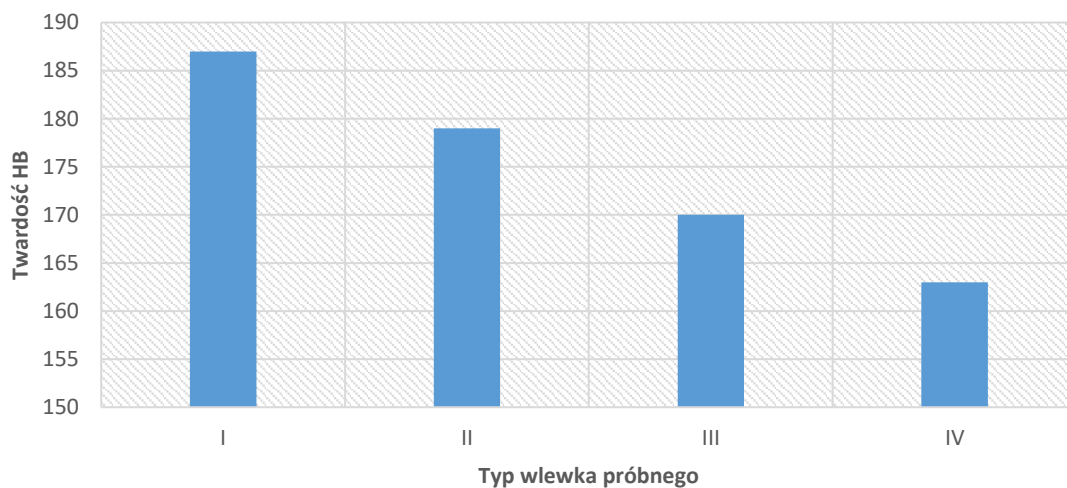
Rys. 129. Wpływ grubości ścianki na wytrzymałość na rozciąganie żeliwa 450-18



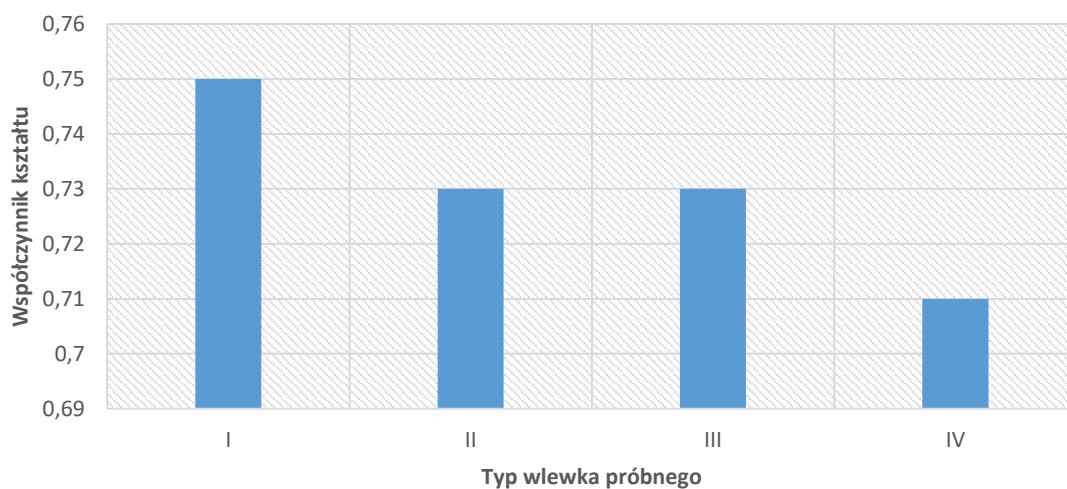
Rys. 130. Wpływ grubości ścianki na umowną granicę plastyczności żeliwa 450-18



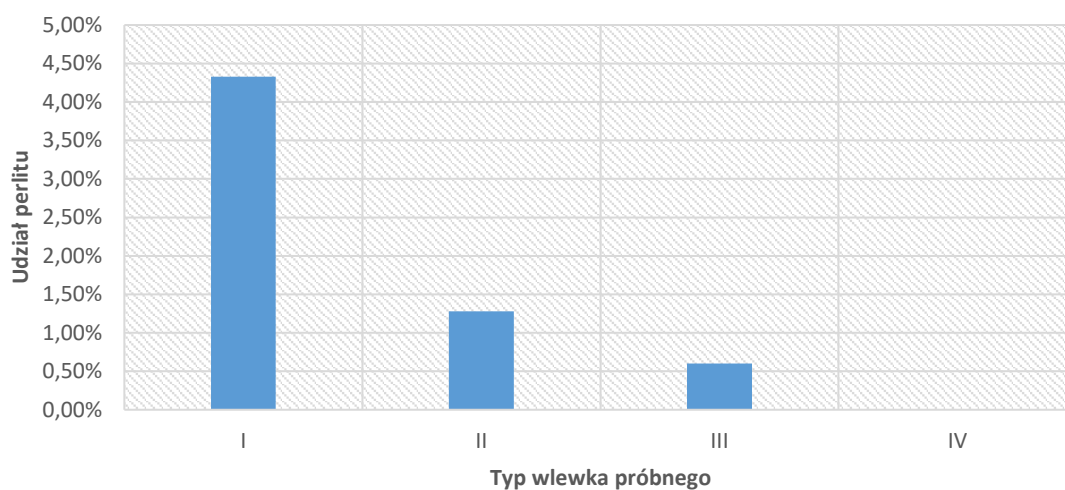
Rys. 131. Wpływ grubości ścianki na wydłużenie żeliwa 450-18



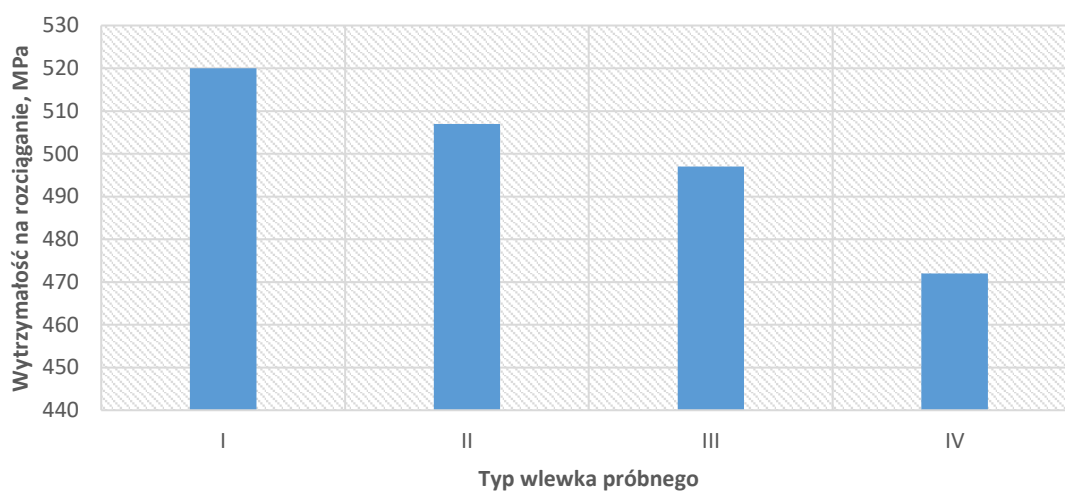
Rys. 132. Wpływ grubości ścianki na twardość żeliwa 450-18



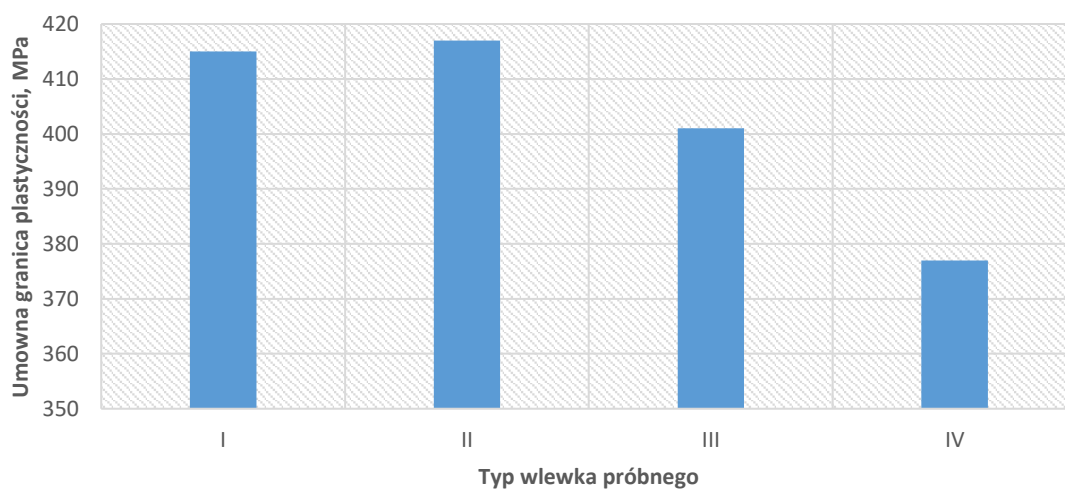
Rys. 133. Wpływ grubości ścianki na współczynnik kształtu grafitu żeliwa 450-18



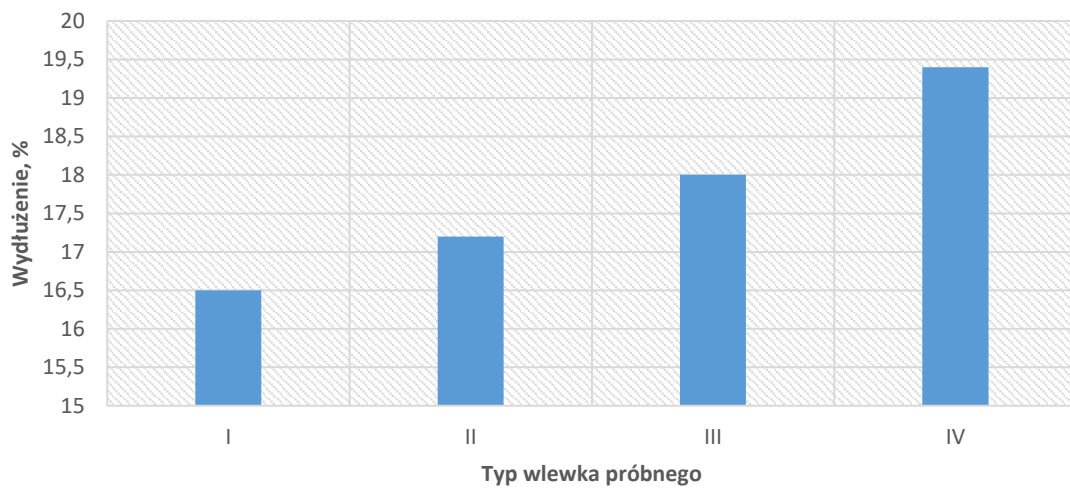
Rys. 134. Wpływ grubości ścianki na udział perlitu w strukturze żeliwa 450-18



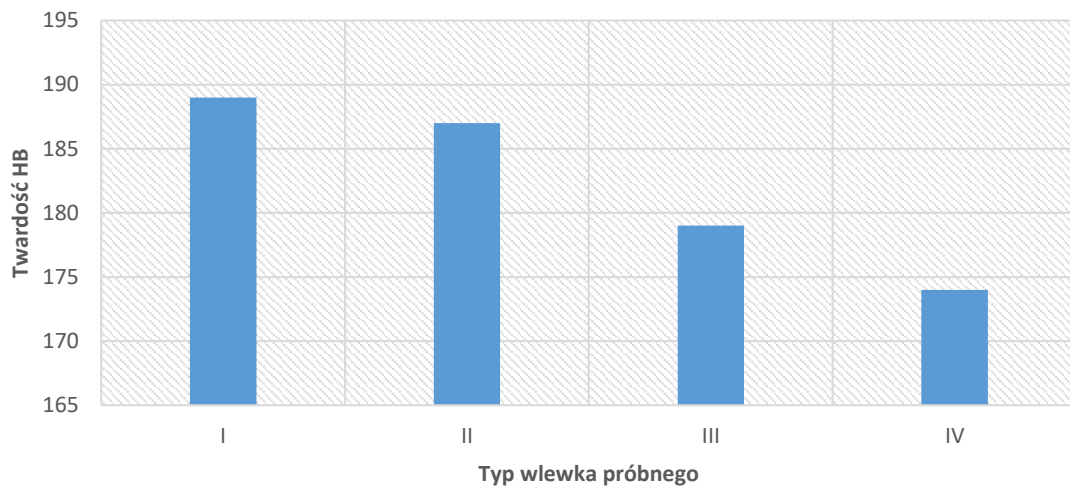
Rys. 135. Wpływ grubości ścianki na wytrzymałość na rozciąganie żeliwa 500-14



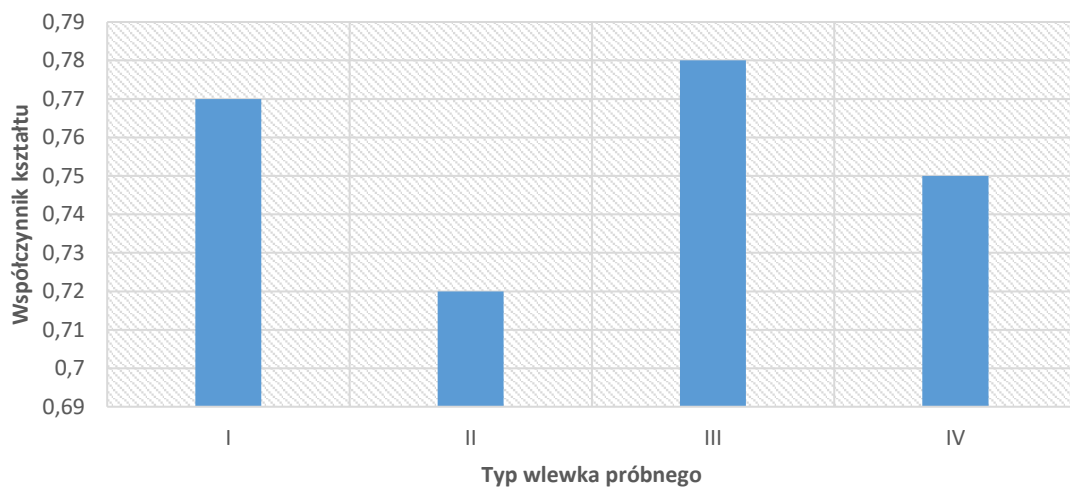
Rys. 136. Wpływ grubości ścianki na umowną granicę plastyczności żeliwa 500-14



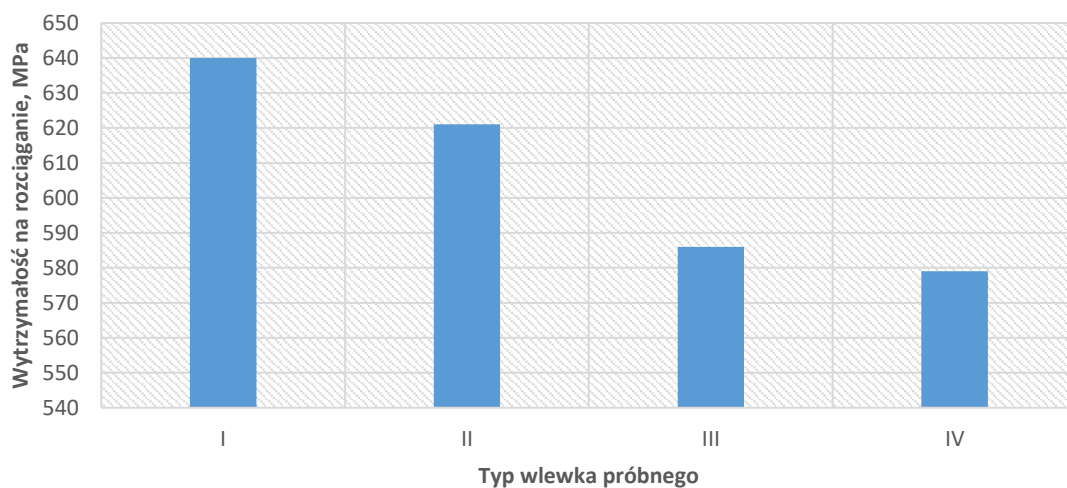
Rys. 137. Wpływ grubości ścianki na wydłużenie żeliwa 500-14



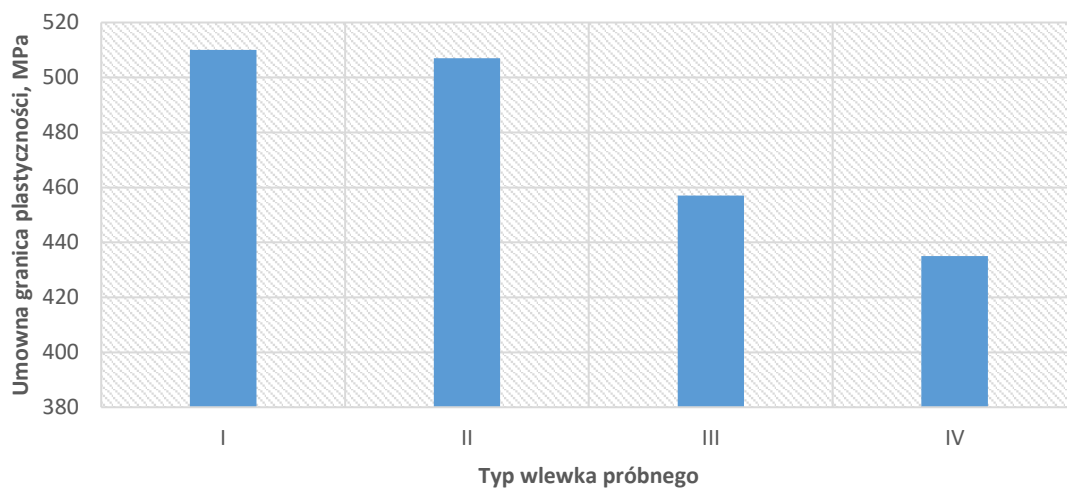
Rys. 138. Wpływ grubości ścianki na twardość żeliwa 500-14



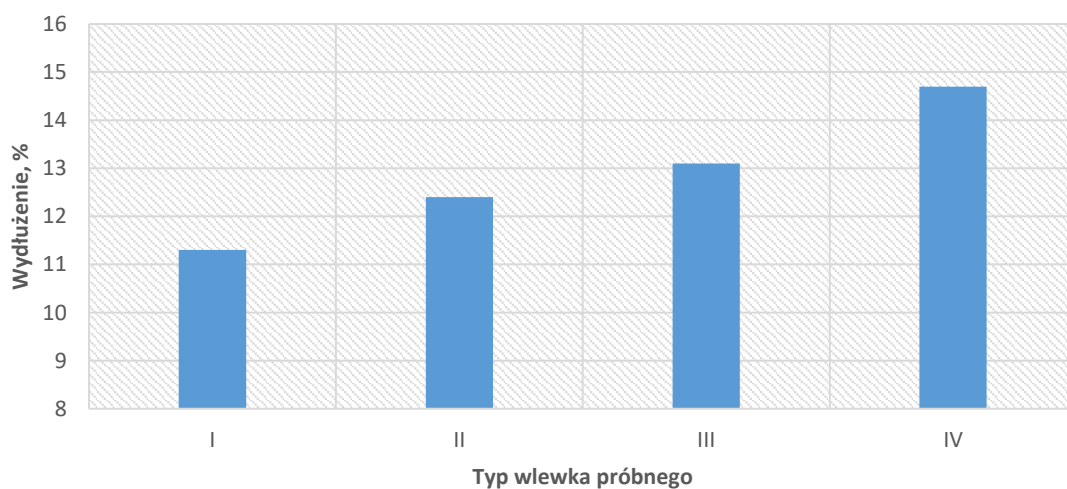
Rys. 139. Wpływ grubości ścianki na współczynnik kształtu grafitu żeliwa 500-14



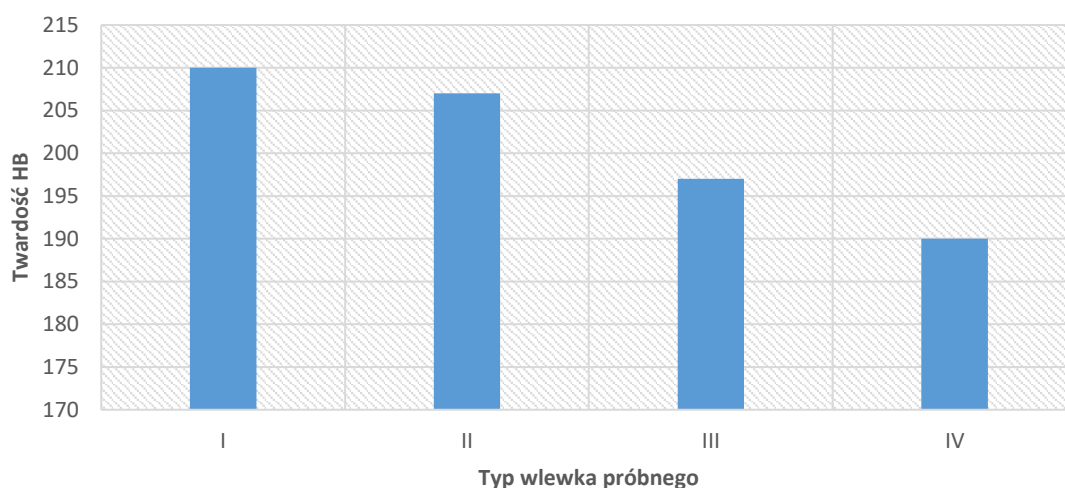
Rys. 140. Wpływ grubości ścianki na wytrzymałość na rozciąganie żeliwa 600-10



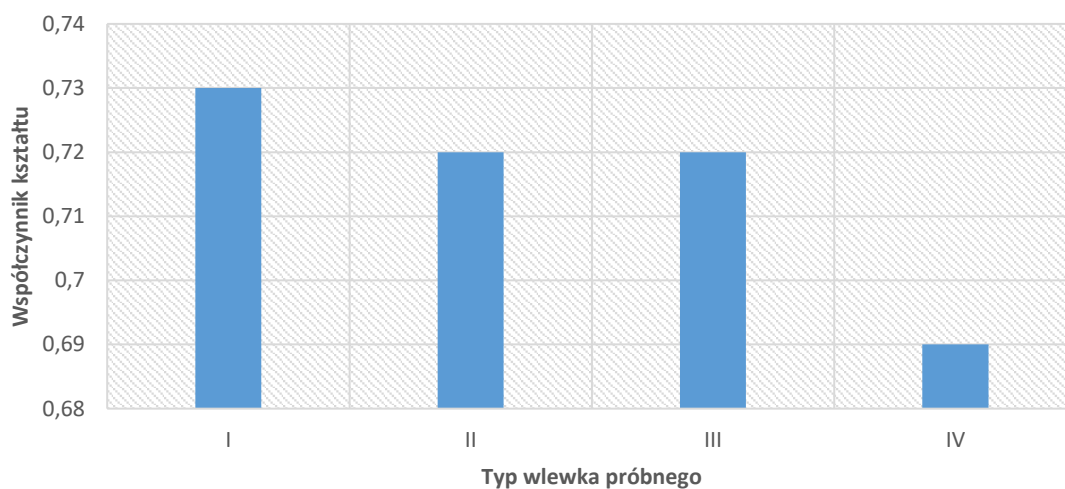
Rys. 141. Wpływ grubości ścianki na umowną granicę plastyczności żeliwa 600-10



Rys. 142. Wpływ grubości ścianki na wydłużenie żeliwa 600-10



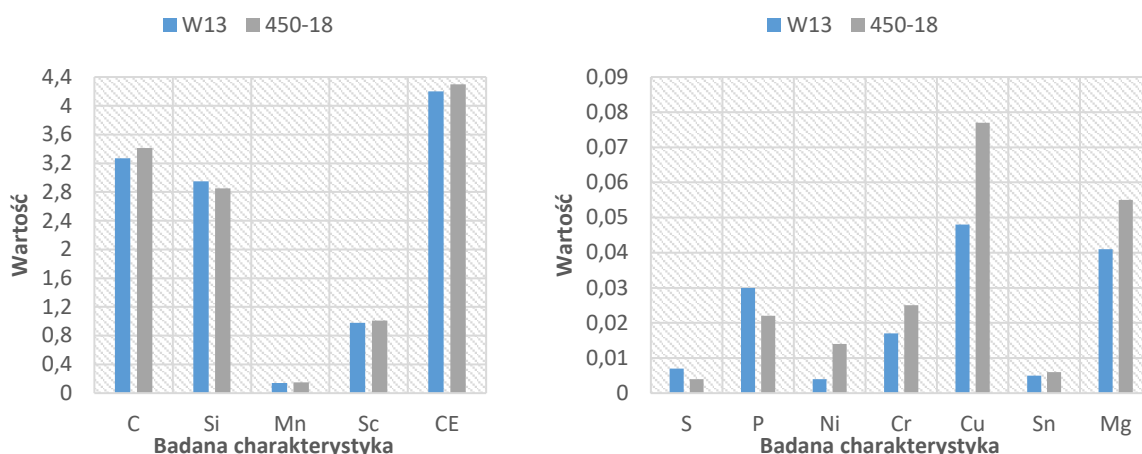
Rys. 143. Wpływ grubości ścianki na twardość żeliwa 600-10



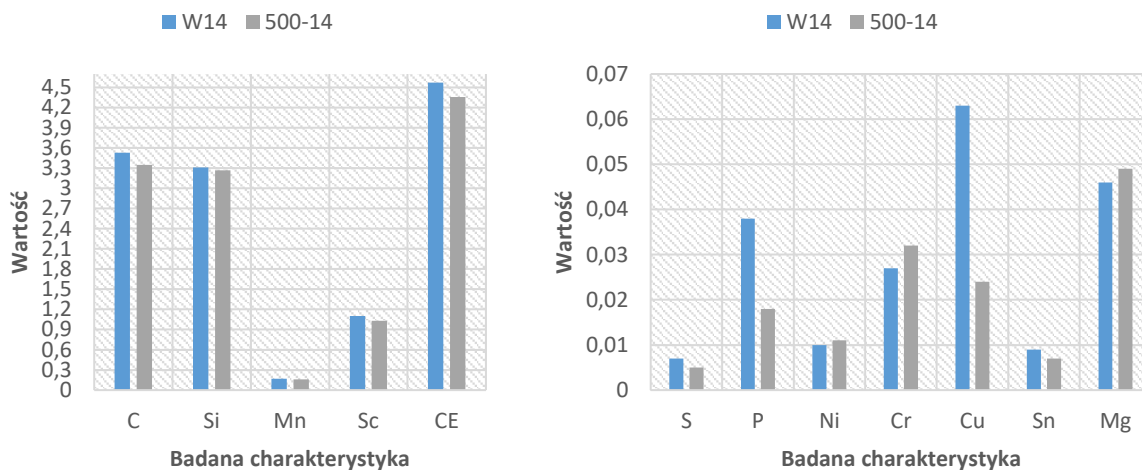
Rys. 144. Wpływ grubości ścianki na współczynnik kształtu grafitu żeliwa 600-10

### 2.5.7. Opracowanie wyników próby 4Y

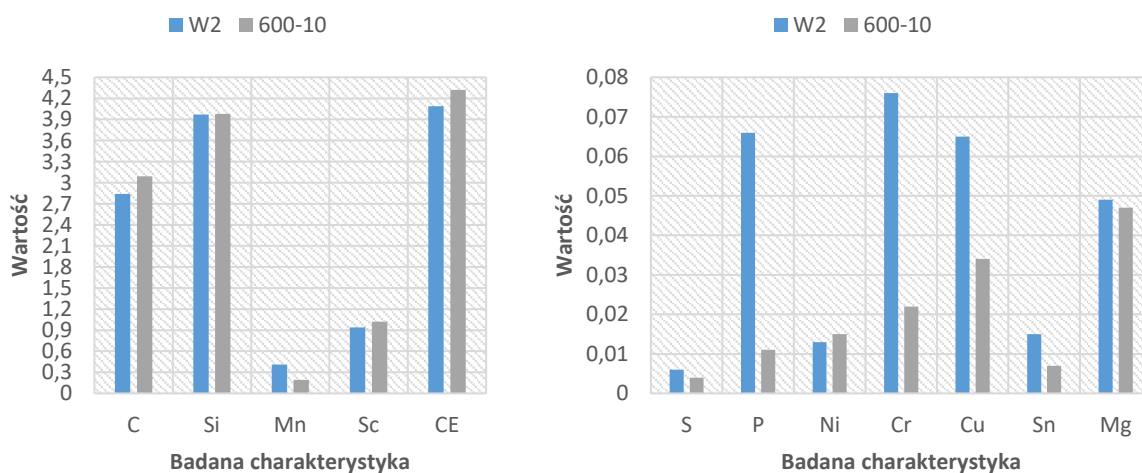
Analizując uzyskane składy chemiczne (Tabela 14) w odniesieniu do pierwowzorów, można zauważyć ich wysokie podobieństwo, co jest jednym ze wskaźników skuteczności eksperymentu. Największe różnice stanowią udział C oraz, co jest powiązane – wartości współczynników  $S_c$  oraz CE, ze względu na dążenie do możliwie najbardziej eutektycznego charakteru krystalizacji, co potwierdzają wyniki ATD (Rys. 126÷128, Tabela 17). W przypadku żeliwa EN-GJS 600-10 uzyskano także niższy poziom manganu niż w wytopie W2, co było działaniem celowym w kierunku wyznaczenia możliwie najlepszych własności plastycznych żeliwa.



Rys. 145. Różnice w uzyskanych parametrach składu chemicznego i wskaźnikach Sc oraz CE podczas realizacji próby 4Y dla gatunku 450-18



Rys. 146. Różnice w uzyskanych parametrach składu chemicznego i wskaźnikach Sc oraz CE podczas realizacji próby 4Y dla gatunku 500-14



Rys. 147. Różnice w uzyskanych parametrach składu chemicznego i wskaźnikach Sc oraz CE podczas realizacji próby 4Y dla gatunku 600-10



Na podstawie wyników badań statycznej próby rozciągania oraz twardości (Tabela 15), stwierdzić można, iż każdorazowo osiągnięto wymagane własności, biorąc pod uwagę wymagania normy dot. poszczególnych grubości ścian odlewów próbnych. Uzyskane statystyki wskazują na prawidłowość spadku wytrzymałości na rozciąganie (Rys. 129, 135, 140), umownej granicy plastyczności (Rys. 130, 136, 141) oraz twardości (Rys. 132, 138, 143) wraz ze wzrostem grubości ścianki odlewu. Dla żeliwa EN-GJS 450-18 odnotowano spadek  $R_m$  o ok. 14%,  $R_{p0,2}$  o niemal 16%, podobnie twardość – o ok. 13%, przy sześciokrotnym obniżeniu grubości ścianki. Jednocześnie nastąpił wzrost wydłużenia o prawie 40%. Gatunek EN-GJS 450-18, był jedynym badanym, którego struktura przejawiała obecność perlitu w próbkach typu I, II oraz III (Rys. 134). Jego udział także malał w miarę zwiększania przekroju odlewu. Podobną tendencję wykazywał współczynnik kształtu, za wyjątkiem gatunku EN-GJS 500-14. Najniższą swoją wartość przyjął jednak dla odlewu typu IV gatunku EN-GJS 600-10. Dla żeliwa SSFDI EN-GJS 500-14 obniżenie parametrów wraz ze wzrostem grubości ścianki kształtowało się następująco:  $R_m$  oraz  $R_{p0,2}$  o ok. 10% każde natomiast HB o ok. 8%. Odnotowano wzrost wydłużenia o niemal 18%. Gatunek EN-GJS 600-10 wykazał spadek  $R_m$  oraz HB o ok. 10%, w przypadku  $R_{p0,2}$  o 15%. Zwiększyła się wartość wydłużenia o 30% pomiędzy odlewem stanowiącym wlewki typu I, a typu IV. Nie zauważono negatywnego wpływu morfologii grafitu na uzyskane własności, a współczynnik kształtu mieścił się w typowo spotykanych wartościach dla odlewów grubościennych.

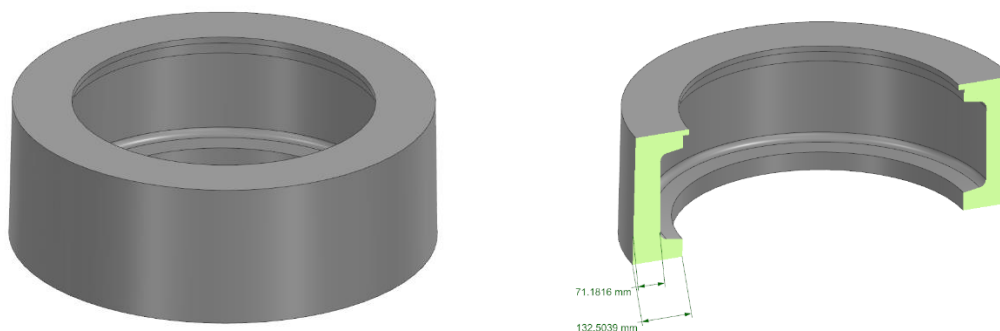
### **3. WDROŻENIE PRODUKCYJNE**

Całokształt realizowanych prac badawczych miał na celu wytworzenie odlewów handlowych w przestrzeni produkcyjnej ODLEWNI RAFAMET Sp. z o.o., charakteryzujących się zgodnością parametrów gatunkowych oraz odpowiednią jakością metalurgiczną żeliw SSFDI. Ze względu na dotychczas ograniczone zapotrzebowanie względem tych gatunków w bieżącej produkcji, wykonano odlewy z gatunków EN-GJS 450-18 oraz EN-GJS 500-14. Poniżej przedstawiono podstawowe założenia geometryczne oraz materiałowe, a także dane technologiczne zrealizowanych wytopów.

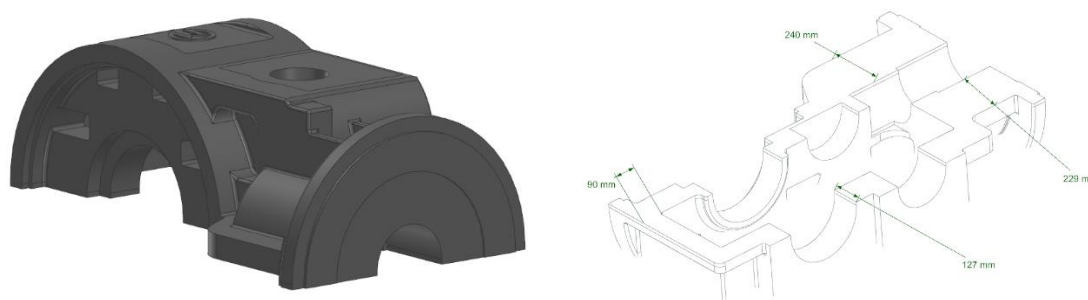
#### **3.1. Geometrie odlewów**

Odlewy produkcyjne stanowiły pierścień (Rys.148) – wytworzony z żeliwa EN-GJS 450-18 oraz korpus (Rys. 149) – zgodnie z założeniami gatunku EN-GJS 500-14. Pierścień

posiadał zróżnicowanie względem grubości ścian między ok. 70÷133mm, natomiast w przypadku korpusu, mieściły się w zakresie między 90÷240mm.



*Rys. 148. Postać konstrukcyjna odlewu wykonanego z EN-GJS 450-18*



*Rys. 149. Postać konstrukcyjna odlewu wykonanego z EN-GJS 500-14*

### **3.2. Technologia wytopu**

Wytop gatunków SSFDI prowadzono z wykorzystaniem pieca indukcyjnego średniej częstotliwości, pojemności 6t firmy Otto Junker (Rys. 150) Przygotowano namiar wsadu wynikający z uzyskanych wyników (Tabela 18), a ewentualny niedomiar pierwiastków został skorygowany o porcje nawęglacza oraz żelazokrzemu, po kontroli jakości ciekłego metalu z wykorzystaniem spektrometru emisyjnego, stanowiącego element wyposażenia laboratorium przedsiębiorstwa. W wytopie wykorzystano także premodyfikator MB-10 (0,5%) oraz modyfikator Inoculin (0,2%). Sferoidyzację wykonano metodą przewodu elastycznego (Rys. 151) z wykorzystaniem drutu UCP00125, w ilości zapewniającej uzyskanie stabilnego grafitu sferoidalnego w strukturze żeliwa. Procedura wytopowa w obydwu przypadkach obejmowała następujące etapy: załadunek pieca, roztopienie wsadu i przegrzanie do temperatury 1540÷1550°C, kontrolę składu chemicznego uzyskanego metalu, pobranie próby ATD metalu wyjściowego, korekcję składu chemicznego, dodanie modyfikatora pierwotnego przy spuszczeniu metalu z pieca, sferoidyzację metodą przewodu elastycznego, pobranie próbki do

analizy składu chemicznego, modyfikację na strugę metalu, zalanie próbnika ATD żeliwa sferoidalnego, zalanie formy odlewniczej (Rys. 152).



*Rys. 150. Piec indukcyjny Otto Junker*

*Tabela 18. Dyspozycje wsadowe dla wdrożenia produkcyjnego gatunków SSFDI*

Oznaczenie	MATERIAŁY PODSTAWOWE			MATERIAŁY POMOCNICZE	
	Surówka	Złom stalowy niskomn.	Złom żeliwny sferoidalny	Nawęglacz	FeSi75
<b>450-18</b>	60%	30%	10%	0,65%	2,30%
<b>500-14</b>	60%	20%	20%	0,65%	2,10%



*Rys. 151. Stanowisko do sferoidyzacji metodą przewodu elastycznego*



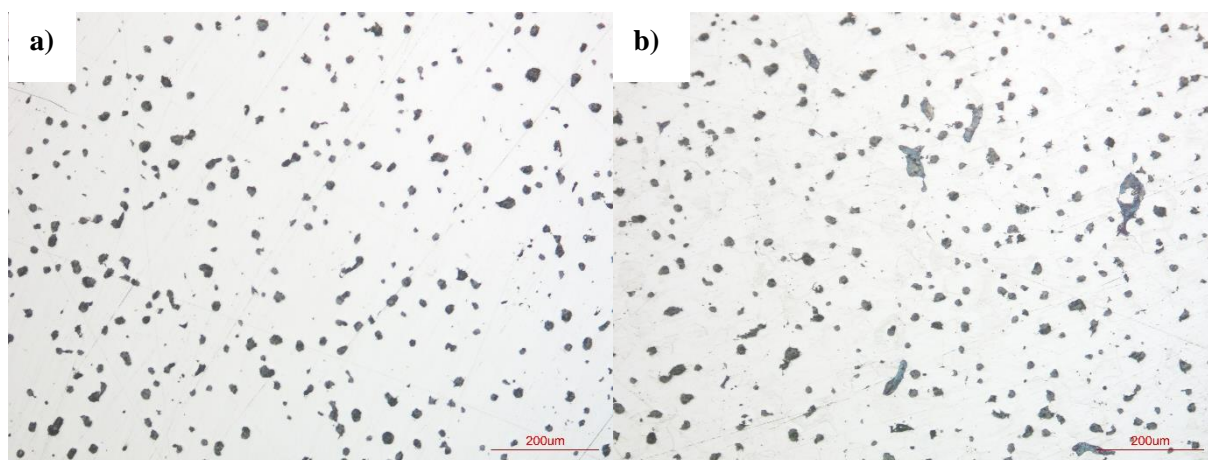
Rys. 152. Zalewanie formy odlewniczej oraz wlewka typu IV do badań własności mechanicznych i struktury

### 3.3. Wyniki badań

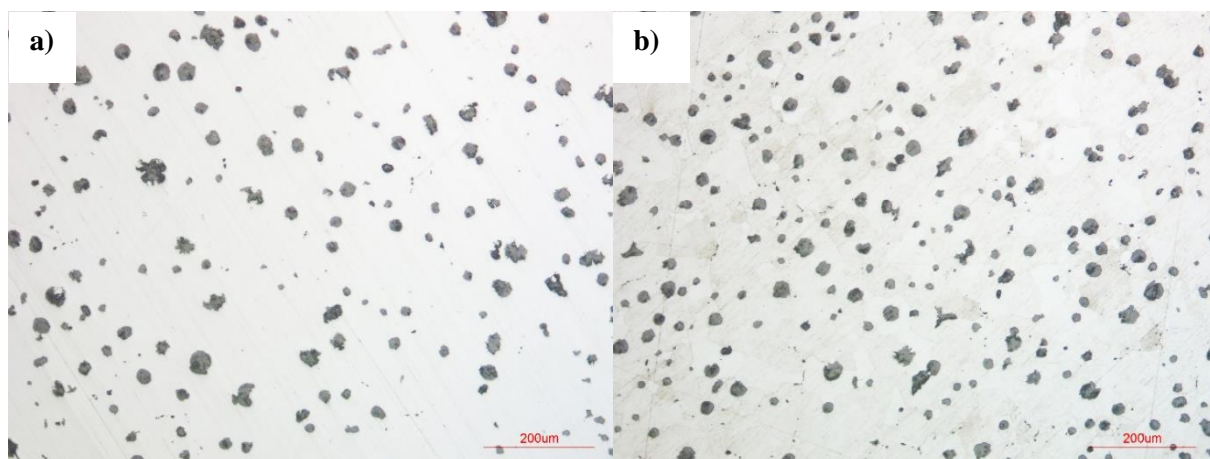
Aby uzyskać potwierdzenie wytworzenia żeliw SSFDI zrealizowano badania statycznej próby rozciągania oraz analizę strukturalną z wykorzystaniem mikroskopu świetlnego. Dodatkowo dokonano oceny wizualnej w ramach kontroli jakości odlewów w stanie surowym doczyszczonym. Informacje pozyskane dzięki analizie termicznej-dyrywacyjnej, z zastosowaniem systemu ITACA firmy ProService, przedstawiono w postaci wykresów (Rys. 155÷156) oraz tabel (Tabela 22÷23), ukazujących charakterystyczne temperatury, a także wskaźniki krystalizacji.

Tabela 19. Skład chemiczny żeliw SSFDI – wdrożenie

Skład chemiczny [%wag.]												
	C	Si	S	P	Mn	Ni	Cr	Cu	Sn	Mg	Sc	CE
450-18	3,31	2,86	0,007	0,027	0,14	0,005	0,018	0,015	0,005	0,042	0,99	4,21
500-14	3,22	3,25	0,006	0,03	0,11	0,007	0,023	0,011	0,004	0,045	0,99	4,22



Rys. 153. Mikrostruktura próbki z wlewka próbnego dla gatunku 450-18, a) nietrawiona, b) trawiona



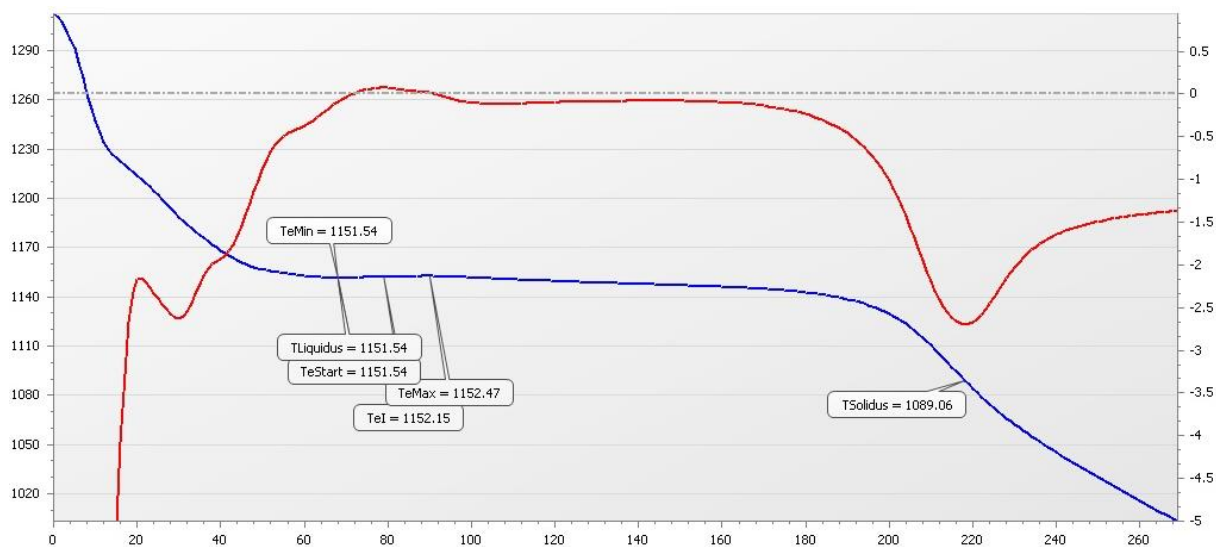
Rys. 154. Mikrostruktura próbki z wlewka próbnego dla gatunku 500-14,  
a) nietrawiona, b) trawiona

Tabela 20. Wyniki mikrostruktury żeliw SSFDI - wdrożenie

	Mikrostruktura grafitu wg PN-EN ISO 945-1:2008	Mikrostruktura osnowy metalowej wg PN-H-04661:1975	Zawartość perlitu	Współczynnik kształtu
<b>450-18</b>	80% V 7/8 + 20% VI 7	POFe	2,30%	0,74
<b>500-10</b>	80% V 7 + 20% VI 7	POFe	0,00%	0,75

Tabela 21. Wyniki własności mechanicznych żeliw SSFDI - wdrożenie

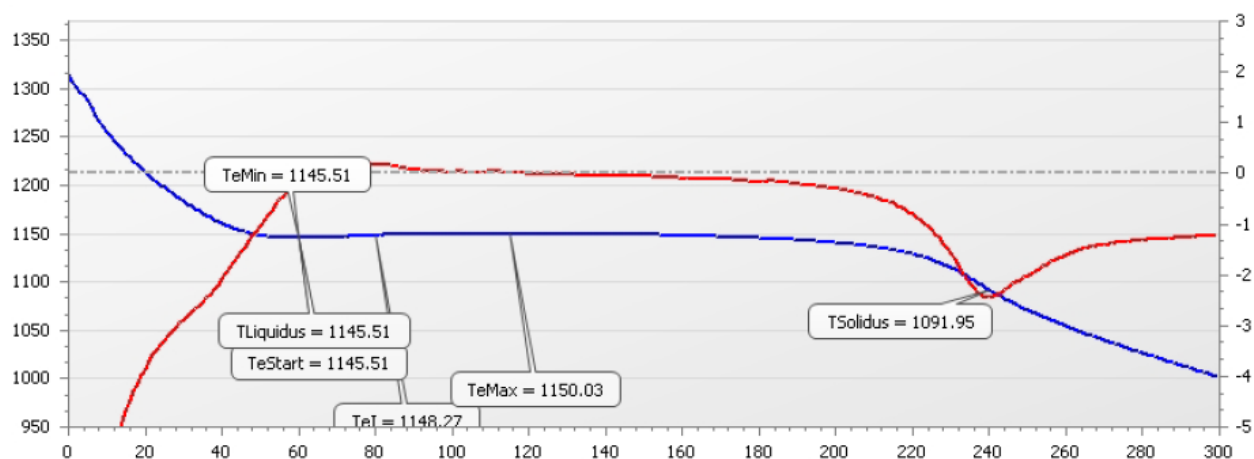
Własności mechaniczne				
	Rm [MPa]	Rp0,2 [Mpa]	A[%]	HB
<b>450-18</b>	468	375	19,8	167
<b>500-10</b>	541	422	22,6	183



Rys. 155. Wykres analizy ATD systemu ITACA dla gatunku EN-GJS 450-18

Tabela 22. Parametry krystalizacji zgodnie z wykresem ATD dla gatunku EN-GJS 450-18

450-18							
$T_{Liquidus}, ^\circ C$	1151,54	$T_{eStart}, ^\circ C$	1151,54	$T_{eMin}, ^\circ C$	1151,54	VPS, °	67,00
$T_{eMax}, ^\circ C$	1152,47	$T_{Solidus}, ^\circ C$	1089,06	Rec		0,93	



Rys. 156. Wykres analizy ATD systemu ITACA dla gatunku EN-GJS 500-14

Tabela 23. Parametry krystalizacji zgodnie z wykresem ATD dla gatunku EN-GJS 500-14

500-14							
$T_{Liquidus}, ^\circ C$	1145,51	$T_{eStart}, ^\circ C$	1145,51	$T_{eMin}, ^\circ C$	1145,51	VPS, °	71,00
$T_{eMax}, ^\circ C$	1150,03	$T_{Solidus}, ^\circ C$	1091,95	Rec, °C		4,52	



Rys. 157. Odlew pierścienia z żeliwa EN-GJS 450-18



*Rys. 158. Odlew korpusu z żeliwa EN-GJS 500-14*

### **3.1. Podsumowanie wdrożenia**

W ramach części wdrożeniowej, wprowadzono do produkcji dwa gatunki żeliw SSFDI: EN-GJS 450-18 oraz EN-GJS 500-14. Uzyskano wypracowany skład chemiczny (Tabela 19) oraz okołoeutektyczne warunki krystalizacji stopu (Rys. 155÷156, Tabela 22÷23). Dla pierwszego gatunku ujawniono obecność perlitu na poziomie 2,30%, co stanowi wartość dopuszczalną, a nie zostało to odnotowane dla drugiego gatunku (Tabela 20). Morfologię grafitu stanowią w głównej mierze wydzielania typu V, przy czym charakteryzują się nieco większą wielkością w przypadku żeliwa EN-GJS 500-14. Podczas realizacji wytopów, uzyskano także wymagane własności mechaniczne wlewków próbnych, zarówno w przypadku wytrzymałości na rozciąganie, umownej granicy plastyczności, twardości i wydłużenia (Tabela 21). Ponadto ostatni parametr osiągnął wyższą wartość dla żeliwa EN-GJS 500-14, być może za sprawą nieco mniej zdegenerowanych wydzielań grafitowych. Prawidłowe parametry krystalizacji znalazły potwierdzenie w ocenie wizualnej odlewów, nie wykazując niezgodności (Rys. 157÷158). Ewentualne zmiany strukturalne także nie zostały wykryte zarówno przez kontrolę jakości odlewni, jak i odbiorców, nie zgłaszających uwag po obróbce mechanicznej. Na podstawie powyższych rozważań można zatem przyjąć, iż wdrożenie dwóch gatunków żeliw SSFDI zostało zakończone sukcesem.

#### **4. WNIOSKI**

W oparciu o prowadzone badania w ramach realizacji planu eksperymentu na rzecz doktoratu wdrożeniowego pt. „Wpływ materiałów wsadowych na jakość metalurgiczną żeliwa sferoidalnego w odlewach wielkogabarytowych” można stwierdzić, iż:

- wytopy wstępne (W1÷W14) pozwoliły na określenie składów chemicznych żeliw SSFDI gatunku: EN-GJS 450-18, EN-GJS 500-14 oraz EN-GJS 600-10, determinujących uzyskanie własności zgodnie z *PN-EN 1563:2018 Odlewnictwo – żeliwo sferoidalne*, ustalając jednocześnie korzystny stosunek materiałów wsadowych pod względem metalurgicznym oraz kosztów materiałowych – realizując tym samym przyjęty cel nr 1.

Uzyskanie podwyższonych właściwości plastycznych w żeliwach sferoidalnych niestopowych, w odniesieniu do gatunków klasycznych, związane jest ze zwiększeniem udziału Si w składzie chemicznym metalu. Działanie takie przyczynia się do stabilizacji i umocnienia osnowy ferrytycznej, zapewniając ciągłość strukturalną w różnych partiach odlewu, co przekłada się na jednorodność uzyskanych własności, a dotychczas mogło być zaburzone wobec objawiającej się punktowo fazy perlitycznej w gatunkach I generacji. Udział krzemu powinien wzrastać w zależności od gatunku, przy czym dla EN-GJS 450-18 wykazano, iż wartość na poziomie 2,95% jest wystarczająca, w przypadku EN-GJS 500-14 należy uzyskać ok 3,30% ilości tego pierwiastka, natomiast ilość krzemu niezbędna do wytworzenia gatunku EN-GJS 600-10 sięga ok. 4%.

- ustalono wpływ udziału perlitu i zawartości pierwiastków perlitotwórczych na własności żeliw sferoidalnych ferrytycznych – stosując złom stalowy o podwyższonej zawartości tego pierwiastka oraz dodatek żelazomanganu – jako spełnienie celu nr 2.

Największy udział perlitu podczas realizacji eksperymentu uzyskano podczas realizacji wytopu W1 – na poziomie 12,76%, najpewniej poprzez obecność Cu na poziomie 0,2% wobec 0,37%Mn oraz 3,63% Si. Przy zawartości Mn między 0,65% a 0,68% zaobserwowano spadek wydłużenia o ok 30% względem oczekiwanego, pomimo wysokiego poziomu Si - ok. 4,30%. Niższa o 0,1 punktu procentowego zawartość Mn także uniemożliwiła uzyskanie własności plastycznych żeliwa wobec szerokiego przekroju Si między 3,42% a 4,37%. Także 0,48%Mn, zyskana w wytopie W10, pomimo wysokich własności mechanicznych, wykazała obecność perlitu na poziomie 8,22%. Wartość Mn 0,41% przy ilości Si rzędu 3,97% dla EN-GJS 600-10



okazała się zgodna względem gatunku SSFDI, a w przypadku żeliwa typu EN-GJS 500-14 oraz EN-GJS 450-18, dopiero obniżenie manganu do ok. 0,17% przyniosło zamierzony efekt. Wraz z pojawiającym się w osnowie perlitem – rośnie twardość żeliw. Niemniej jednak utrzymanie pierwiastków perlitotwórczych na minimalnym poziomie, wynikającym z zastosowania wyselekcjonowanych materiałów wsadowych jest pożądane w praktyce i wpływa na polepszenie własności plastycznych w żeliwach SSFDI.

- określono wpływ udziału surówki na własności mechaniczne żeliw sferoidalnych ferrytycznych – w ramach realizacji celu nr 3.

Zaobserwowano spadek parametrów  $R_m$  oraz HB wraz ze wzrostem udziału surówki odlewniczej w dyspozycji wsadowej żeliwa. W przypadku  $R_{p0,2}$  początkowo odnotowano wzrost tego wskaźnika dla zawartości między 10 a 40% ilości surówki, jednak kolejno potwierdzono trend spadkowy. Wysoka wytrzymałość na rozciąganie dla żeliwa z 10% zawartością surówki mogła być spowodowana jednoczesnym wzrostem Mn, którego źródło upatruje się w pozostałych materiałach wsadowych należących do grupy podstawowych, zwiększonych w celu dopełnienia namiaru pieca. Analizując wydłużenie, można odczytać jednoznaczny wzrost wraz tego parametru w kierunku podwyższania udziału surówki. Nie uzyskano znaczących zmian w temperaturach krystalizacji żeliw. Ze względu na wysoką zawartość Si w surówce odlewniczej, stanowiącego główny dodatek stopowy żeliw SSFDI, korzystne pod względem kosztów wytwarzania jest stosowanie podwyższonego udziału tego materiału we wsadzie metalowym.

- zdefiniowano wpływ grubości ścianki odlewu na uzyskane wyniki własności mechanicznych i struktury z zastosowaniem znormalizowanych próbek o zmiennym przekroju dla żeliw SSFDI (próba 4Y) – wykonując przy tym założenia jakie zostały ustalone w ramach celu nr 4.

Po wytypowaniu najbardziej korzystnych składów chemicznych oraz dyspozycji wsadowych pieca, które umożliwiły uzyskanie zgodności gatunkowej żeliw SSFDI we wcześniejszych wytopach, dokonano oceny wpływu grubości ścianki na uzyskane wyniki. Można stwierdzić, iż w większości przypadków najlepsze wyniki wytrzymałości na rozciąganie, umownej granicy plastyczności, twardości oraz współczynnika kształtu grafitu osiągnięto dla najmniejszej grubości ścianki odlewu żeliwnego każdego gatunku. Wraz ze wzrostem przekroju, własności te ulegały zmniejszeniu. Sytuacja przedstawia się odwrotnie analizując wydłużenie żeliwa. Zatem stwierdzić można, iż wraz ze wzrostem szybkości oddawania ciepła możliwe jest uzyskanie największych własności wytrzymałościowych żeliw

SSFDI, zakładając jednakowe warunki metalurgiczne. Większa grubość ścianki odlewu jednak zapewnia wyższe wydłużenie oraz większy udział ferrytu przy mniejszym udziale krzemu. Sprzyja to redukcji ilości tego pierwiastka w odlewach wielkogabarytowych, co może doprowadzić do uniknięcia znacznej degeneracji grafitu i uzyskania tym samym nie pogorszonych własności odlewów.

- zrealizowano wdrożenie przemysłowe w warunkach ODLEWNI RAFAMET Sp. z o.o. poprzez skuteczne wytworzenie odlewów handlowych w myśl wypracowanych założeń metalurgicznych – co potwierdza finalizację celu nr 5.

Wytworzono dwa odlewy produkcyjne – pierścień z żeliwa EN-GJS 450-18 oraz korpus z żeliwa EN-GJS 500-14, ze względu na tymczasowy brak zapotrzebowania na gatunek EN-GJS 600-10. Zarówno parametry krystalizacji, skład chemiczny, mikrostruktura jak i własności ukształtowały się na zadowalającym poziomie. Wcześniejsze rozważania wpłynęły na nieznaczne obniżenie udziału krzemu, co zadziało z korzyścią dla mikrostruktury, a tym samym własności. Zastosowane materiały wsadowe wykazały wysoką przydatność podczas realizacji wdrożenia, potwierdzając ich zdolność do wytworzenia zgodnych żeliw SSFDI. Także stosowane dotychczas w produkcji materiały dodatkowe jak modyfikator wtórny zawierający bizmut oraz pierwiastki ziem rzadkich wpłynęły zapobiegawczo na formowanie grafitu typu chunky. Działanie takie jest opisane w literaturze [96] argumentując je wysoką stabilnością bizmutu, reaktywnością względem zanieczyszczeń oraz współdziałaniem wobec obecności pierwiastków ziem rzadkich tworząc fazy międzymetaliczne stanowiące heterogeniczne zarodki grafitu. W efekcie uzyskano jednorodność struktury o zadowalających parametrach, co potwierdza wysoką jakość metalurgiczną wytworzonych odlewów.

Reasumując całokształt rozważań, należy stwierdzić, iż teza pracy:

*„Odpowiedni dobór składu chemicznego oraz materiałów wsadowych w produkcji żeliw ferrytycznych sferoidalnych o wzmocnionym roztworze stałym, prowadzi do uzyskania niemal w pełni ferrytycznej osnowy oraz minimalizacji udziału zdegenerowanych form grafitu typu chunky, co przyczynia się do otrzymania żądanych właściwości użytkowych odlewów o grubości ścian powyżej 60mm”, została udowodniona.*

## 5. BIBLIOGRAFIA

- [1] Modern Casting Staff, *Census of World Casting Production: Total Casting Tons Hits 112 Million: Worldwide casting production growth slowed but still reported a 2.6% increase in 2018*, Modern Casting, Vol.109, pp. 22-25, December 2019,
- [2] Modern Casting Staff, *Census of World Casting Production: Worldwide casting production decreased by 2.7% from 2018 to 2019*, Modern Casting, Vol. 111, str. 28-30, January 2021,
- [3] Modern Casting Staff, *Census of World Casting Production: Fewer Castings Made in 2020*, Modern Casting, Vol. 111, pp. 26-28, December 2021,
- [4] European Foundry Industry Sentiment, strona internetowa: <https://www.caef.eu/european-foundry-industry-sentiment-53>, dostęp 20.05.2024,
- [5] European Foundry Industry Sentiment, strona internetowa: <https://www.caef.eu/impact-of-the-covid-19-virus-on-the-european-foundry-industry>, dostęp 20.05.2024,
- [6] Strona internetowa: <https://www.bankier.pl/wiadomosc/Najwiekszy-zaklad-metalurgiczny-Ukrainy-wstrzymuje-wytapianie-stali-Powodem-przerwy-w-dostawach-pradu-8445620.html>, dostęp 21.05.2024,
- [7] Odlewnicza Izba Gospodarcza, *MTZ – wskaźnik materiałowy, material index*, strona internetowa: <https://www.oig.com.pl/wskazniki/ceny-materialow.html>, dostęp 31.05.2024,
- [8] Odlewnicza Izba Gospodarcza, *ETZ – wskaźnik energetyczny, energy index*, strona internetowa: <https://www.oig.com.pl/wskazniki/ankieta-koniunktury.html>, dostęp 31.05.2024,
- [9] Odlewnicza Izba Gospodarcza, *Ceny innych materiałów, prices of materials*, strona internetowa: <https://www.oig.com.pl/wskazniki/ceny-innych-materialow.html>, dostęp 31.05.2024,
- [10] M.Paszkowski, *Rok po inwazji: wpływ wojny rosyjsko-ukraińskiej na bezpieczeństwo energetyczne państw Europy Środkowej*, Komentarze IŚE 799 (47/2023), Instytut Europy Środkowej, strona internetowa: <https://ies.lublin.pl/komentarze/rok-po-inwazji-wplyw-wojny-rosyjsko-ukrainskiej-na-bezpieczenstwo-energetyczne-panstw-europy-srodkowej>, dostęp 31.05.2024,
- [11] The European Foundry Association, *The European Foundry Industry 2022*, strona internetowa: <https://www.caef.eu/downloads-links/#statistics>, dostęp 31.05.2024,
- [12] Strona internetowa: <https://e-magazyny.pl/eksperckim-okiem/energetyka-wiatrowa-w-2023-roku-podsumowanie-i-trendy-na-2024-rok>, dostęp 23.05.2024,

- [13] Strona internetowa: <https://www.gov.pl/web/klimat/zalozenia-do-aktualizacji-polityki-energetycznej-polski-do-2040-r>, dostęp 02.06.2024,
- [14] Ministerstwo Aktywów Państwowych, *Krajowy plan na rzecz energii i klimatu na lata 2021-2030*, wersja 4.1. z dnia 18.12.2019, strona internetowa: <https://www.gov.pl/web/klimat/krajowy-plan-na-rzecz-energii-i-klimatu>, dostęp 03.06.2024,
- [15] Strona internetowa: <https://www.gov.pl/web/klimat/KPO>, dostęp 02.06.2024,
- [16] Podrzucki Cz., *Żeliwo – struktura, własności, zastosowanie*, Tom I i II, Wyd. ZG STOP, Kraków 1991,
- [17] PN-EN 1563:2012 *Odlewnictwo – żeliwo sferoidalne*,
- [18] PN-EN 1563:2018 *Odlewnictwo – żeliwo sferoidalne*,
- [19] Okunnu R., *High Strength Solution-Strengthened Ferritic Ductile Cast Iron*, Master's Thesis, Aalto University, Espoo, August, 2015
- [20] Stets W., Löblich H., Institut für Gießereitechnik Düsseldorf, Gassner G., Schumacher P. Österreichisches Gießereinstitut Leoben, *Solution strengthened ferritic ductile cast irons - properties, production and application*, International Journal of Metalcasting, June 2014,
- [21] Menk W., *A New High Strength High Ductile Nodular Iron*, Materials Science Forum, Vol. 925, pp 224-230, 2018,
- [22] Glavas Z., Strkalj A., Stojakovic A., *The properties of silicon alloyed ferritic ductile irons*, METALIRGIJA 55 (3), p. 293-296, 2016,
- [23] Dommaschk C., *Chances and limits of high silicon ductile iron*, Metal Casting Conference – South Africa, TU Bergakademie Freiberg, Foundry Department, 2017
- [24] Gagné M., *The Sorelmetal Book of Ductile Iron*, Rio Tinto Iron & Titanium, Montreal, 2004,
- [25] Muszka K., *Wpływ rozdrobnienia struktury na mechanizmy umocnienia stali niskowęglowych odkształcanych plastycznie*, Rozprawa doktorska, Akademia Górniczo Hutnicza, Kraków 2008,
- [26] Kosowski A., *Metaloznawstwo i obróbka cieplna stopów odlewniczych*, Wyd. Naukowe AKAPIT, wydanie 2, Kraków 2003,
- [27] Praca zbiorowa pod redakcją J.J. Sobczaka, *Poradnik Odlewnika, Tom I. Materiały*, Wyd. Stowarzyszenia Technicznego Odlewników Polskich, Kraków 2013,
- [28] Dollar M., Gorczyca S., *Umocnienie materiałów polikrystalicznych*, Hutnik: Wiadomości Hutnicze, 7-8, 1984,

- [29] Blicharski M., *Odształcenie i pękanie*, AGH Uczelniane Wydawnictwa Naukowe – Dydaktyczne, Kraków, 2002,
- [30] Kotowski R., *Dyskretne modele dyslokacji*, Mechanika Teoretyczna i Stosowana, Warszawa 1978,
- [31] Varvenne C. Leyson G.P.M., Ghazisaeidi M., Curtin W.A., *Solute strengthening in random alloys*, Acta Materialia 124, 660÷683, 2017,
- [32] Callister W.D.Jr., Rethwisch D.G., *Fundamentals of Materials Science and Engineering*, John Wiley & Sons, Inc., 2008
- [33] Nowak J., *Wpływ namiarów wsadowych na mikrostrukturę i wybrane właściwości żeliwa sferoidalnego wytapianego przy zadanej temperaturze przegrzania*, Rozprawa doktorska, Akademia Górniczo Hutnicza, Kraków 2019,
- [34] Sandström, R., *Solid Solution Hardening*, Basic Modeling and Theory of Creep of Metallic Materials, Springer Series in Materials Science, vol 339, 2024,
- [35] Tybulczuk J., Jarosz A., *Proces produkcji żeliwa sferoidalnego, materiały szkoleniowe*, Stowarzyszenie Techniczne Odlewników Polskich, listopad 2013,
- [36] Guzik E., *Ogólna ocena metody PE sferoidyzowania żeliwa*, Archiwum Odlewnictwa, Rocznik 1, Nr 1, s.83÷91, 2001,
- [37] Dwulat R., *Wpływ struktury wsadu i modyfikacji wtórnej na jakość metalurgiczną żeliwa przeznaczonego na odlewy motoryzacyjne*, Rozprawa doktorska, Politechnika Śląska, Gliwice 2023,
- [38] Todescan T., *Thermal parameters and gauges explanation*, ITACA, ProService Technology,
- [39] Janerka K., *Nawęglanie ciekłych stopów żelaza*, Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice 2010,
- [40] Guzik E., *Procesy uszlachetniania żeliwa – wybrane zagadnienia*, Komisja Odlewnictwa PAN, Monografia nr 1, Katowice 2001,
- [41] Stawarz M., *Zastosowanie metody analizy termiczno-derywacyjnej do oceny jakości żeliwa sferoidalnego*, Rozprawa doktorska, Gliwice 2004,
- [42] Podrzucki C., Wojtysiak A., *Żeliwo plastyczne niestopowe Cz.2*, Wydawnictwo AGH, Kraków 1988,
- [43] Guzik E., Aslanowicz M., Kluk R., *Zabieg sferoidyzowania przy użyciu przewodu elastycznego*, Solidification of Metals and Alloys, 1995,

- [44] Campbell J., *A hypothesis of Cast Iron Microstructures*, Metallurgical and Materials Transactions B, Volume 40B, 786-801, 2009,
- [45] Szajnar J., Stawarz M., Jura J., *Ocena analizy stereologicznej grafitu w żeliwie sferoidalnym*, Archiwum Odlewnictwa, R.3, nr 7, 57-63, 2003,
- [46] Puzio S., *Wpływ niklu na strukturę i twardość żeliwa sferoidalnego w odlewach cienkościennych*, Prace Instytutu Odlewnictwa, Vol. 58, Issue 3, 2018,
- [47] Jura S., Z. Jura, *Wpływ składu chemicznego i stopnia sferoidyzacji grafitu na własności mechaniczne żeliwa*, Archives of Foundry Engineering 1 (1), str. 167–174, 2001,
- [48] Cygan B., *Wpływ premodyfikatorów na podwyższenie i stabilizację jakości metalurgicznej ciekłego żeliwa*, Rozprawa doktorska, Politechnika Śląska, Gliwice 2021,
- [49] Cygan B., Jezierski J., i Krzywoń B., *Wybór najlepszej metody sferoidyzacji w warunkach wybranej odlewni*, [w:] *XV Seminarium Studenckiego Koła Naukowego Odlewników SFEROID '2019, Ustroń-Jaszowiec*, red. J. Szajnar, A. Studnicki, i J. Suchoń, 2019, t. 21, Zeszyty Studenckich Prac Naukowych „Sferoid”, s. 13–18, 15-16 maja 2019,
- [50] Trybulczuk J., Jaśkowiec K., Gwiżdż A., *Wpływ modyfikacji bezpośredniej w formie odlewniczej na strukturę stopów żelaza*, Prace Instytutu Odlewnictwa, Zeszyt 3, Tom L, s. 17-26, Kraków 2010,
- [51] Skaland T., *A New Approach to Ductile Iron Inoculation*, Elkem ASA, Research Kristiansand, pp. 4–11, Norway 2008,
- [52] Juarez O.M., Kendrick R.D., Loper C.R., *Postinoculated Low-CE Ductile Iron Melts Treated with Minor Additions of Ferromanganese*, AFS Transactions, Vol. 108, pp. 39–45, 2020,
- [53] Tartera, J., *Cast Iron Inoculation Mechanisms*, *AFS Int. Cast Metals J.*, pp.7-14, December 1980,
- [54] Sangame B.B., Shinde V.D., *The Effect of Inoculation on Microstructure and Mechanical Properties of Ductile Iron*, IOSR Journal of Mechanical and Civil Engineering, Volume 5, Issue 6 , pp. 17-23, 2013,
- [55] Badmos A., Fakehinde K., *Multiple inoculations of ductile iron and the effects on properties*, International Journal of Engineering & Technology, pp. 526-530, 4 (4) 2015,
- [56] Braszczyński J., *Krystalizacja odlewów*, Wydawnictwa Naukowo-Techniczne, Warszawa 1991,
- [57] Bartocha D., Janerka K., Suchoń J., *Materiały wsadowe i technologia wytopu a struktura żeliwa szarego*, Archiwum Odlewnictwa, Rocznik 4, Nr 14 PAN – Katowice, 2004,

- [58] Fraś E., *Krystalizacja Metali*, Wydawnictwa Naukowo-Techniczne, Warszawa 2003,
- [59] Angella G., Taloni M., Donnini R., Zanardi F., *The Correlation between Solidification Rates, Microstructure Integrity and Tensile Plastic Behaviour in 4.2 wt.% Silicon Strengthened Ductile Iron*, Journal of Casting & Materials Engineering, Vol. 6, No. 1, 2022,
- [60] Rączka M., Pysz S., Piotrowski K., *Guidelines for the manufacture of heavy ductile iron castings*, Technical Transactions, 2020,
- [61] Borsato T., Ferro P., Berto F., Carollo C., *Fatigue properties of solution strengthened ferritic ductile cast irons in heavy section castings*, La Metallurgia Italiana - n. 10, 2017,
- [62] Iacoviello F., Di Cocco V., *Degenerated graphite nodules influence on fatigue crack paths in a ferritic ductile cast iron*, F. Iacoviello et alii, Frattura ed Integrità Strutturale, 34, 406-414, 2015,
- [63] D. Franzen, P. Weiß, B. Pustal, and A. Bührig-Polaczek, *Modification of silicon microsegregation in solid-solution-strengthened ductile iron by alloying with aluminium*, International Journal of Metalcasting, 2020,
- [64] Benedetti M., Torresani E., Fontanari V., Lusuardi D., *Fatigue and Fracture Resistance of Heavy-Section Ferritic Ductile Cast Iron*, Metals 2017,
- [65] Qin H., *Application of Ferrite Ductile Iron on a Casting*, International Journal of Engineering Research, Volume No.6, Issue No.12, pp. 502-504, 2017,
- [66] Olawale J.O., Ibitoye S.A., Oluwasegun K.M., *Processing Techniques and Productions of Ductile Iron: A Review*, International Journal of Scientific & Engineering Research, Volume 7, Issue 9, 2016,
- [67] Gu S., Yao Z., Li M., Qu N., Bu E., Bai X., Liu Y., Lai Z., Zhu J., *Mechanical properties prediction of ferrite ductile iron via machine learning*, IOP Publishing Ltd, 2023,
- [68] Bleicher C., Pittel C., Kansy A., Niewiadomski J., Kaufmann H., *Strain-life behavior of thick-walled nodular cast iron*, Materials Testing; 66(4): 459–477, 2024,
- [69] Asenjo I., Lacaze J., Larrañaga P., Méndez S., Sertucha J., Suárez R., *Microstructure Investigation of Small-Section Nodular Iron Castings with Chunky Graphite*, Key Engineering Materials Vol. 457, pp. 52-57, 2011,
- [70] Bauer B., Mihalic Pokopec I., Petrič M., Mrvar P., *Effect of Si and Ni Addition on Graphite Morphology in Heavy-Section Spheroidal Graphite Iron Parts*, Materials Science Forum, Vol. 925, pp 70-77, 2018,

- [71] Borsato T., Ferro P., Fabrizi A., Berto F., Carollo C., *Long solidification time effect on solution strengthened ferritic ductile iron fatigue properties*, International Journal of Fatigue 145, 2021,
- [72] Larrañaga P., Asenjo I., Sertucha J., Suárez R., Ferrer I., Lacaze J., *Effect of antimony on the eutectic reaction of heavy section spheroidal graphite castings*, International Journal of Cast Metals Research, 2009,
- [73] Hartung C., Hoel E.G., Ott E., Logan R., Plowman A., Wilkinson D., *Research on solution strengthened ferritic ductile iron (SSFDI). Structure and properties using different treatment and inoculation materials*, International Journal of Metalcasting, 2020,
- [74] González-Martínez R., de la Torre U., Ebel A., Lacaze J., Sertuch J., *Effects of high silicon contents on graphite morphology and room temperature mechanical properties of as-cast ferritic ductile cast irons. Part II – Mechanical properties*, Materials Science and Engineering, 2017,
- [75] Iacoviello F., Di Cocco V., *Ductile cast irons: Microstructure influence on the damaging micromechanisms in overloaded fatigue cracks*, Engineering Failure Analysis Volume 82, Pages 340-349, December 2017,
- [76] I. Asenjo I., Larrañaga P., Sertucha J., *Formación de grafito chunky en piezas de pequeño espesor fabricadas utilizando fundición de hierro con grafito esférico*, Revista de metalurgia, 47 (5), 402-411, 2011,
- [77] Lacaze J., Åberg L.M., Sertucha J., *Review of Microstructural Features of Chunky Graphite in Ductile Cast Irons*, Keith Millis Symposium on Ductile Cast Iron, 2013,
- [78] Pater Z., *Podstawy metalurgii i odlewnictwa*, Politechnika Lubelska, Lublin 2014,
- [79] Chandrasekaran D., *Grain Size and Solid Solution Strengthening in Metals, A Theoretical and Experimental Study*, Doctoral Dissertation, Royal Institute of Technology Sweden, Stockholm 2003,
- [80] Ferro P., Lazzarin P., Berto F., *Fatigue properties of ductile cast iron containing chunky graphite*, Materials Science and Engineering: A Volume 554, , Pages 122-128, 30 September 2012,
- [81] Pokopec I.M., Mrvar P., Bauer B., *Effect of inoculation on the formation of chunky graphite in ductile-iron castings*, Materials And Technology 51, 275–281, 2017,
- [82] ProService Technology for Foseco Poland, *Introduction to thermal analysis in cast iron foundry*, Instrukcja szkoleniowa,



- [83] Stefanescu D.M., Alonso G., Suarez R., *Recent Developments in Understanding Nucleation and Crystallization of Spheroidal Graphite in Iron-Carbon-Silicon Alloys*, Metals, 10, 221, 2020,
- [84] PN-EN ISO 945-1:2009 *Mikrostruktura żeliwa Część 1: Klasyfikacja wydzielen grafitu na podstawie analizy wizualnej*,
- [85] Stawarz M., Szajnar J., *Ocena kształtu wydzielen grafitu w żeliwie sferoidalnym metodą ATD*, Achievements in Mechanical & Materials Engineering, 12th International Scientific Conference, AMME, 2003,
- [86] Stawarz M., Jura S., *Parametry stereologiczne grafitu i skład chemiczny określający właściwości żeliwa sferoidalnego*, Archiwum Odlewnictwa, Rocznik 2, Nr 4 PAN, Katowice, 2002,
- [87] Ronduda M., Zaczyński A., Schmalenberg K., *Ocena jakości metalurgicznej żeliwa sferoidalnego w oparciu o analizę termiczną ATAS*, Archives of Foundry Engineering, Vol. 15, 4/2015,
- [88] Kostrzewski Ł., *Rola węglik krzemu w procesie wytwarzania żeliwa sferoidalnego z wykorzystaniem pieca łukowego*, Rozprawa doktorska, Akademia Górniczo Hutnicza, Kraków 2018,
- [89] Kyling H., Siddiqui M.O., *Full-scale fatigue testing of a cast-iron wind turbine rotor shaft*, Forsch Ingenieurwes 87:235–246, 2023,
- [90] Larrañaga P., Asenjo I., Sertucha J., Suárez R., Ferrer I., Lacaze J., *Effect of antimony on the eutectic reaction of heavy section spheroidal graphite castings*, International Journal of Cast Metals Research, The, vol. 22, pp. 192-195, 2008,
- [91] Lacaze J., Armendariz S., Larrañaga P., Asenjo I., Sertucha J., Suárez R., *Effect of Carbon Equivalent on Graphite Formation in Heavy-Section Ductile Iron Parts*, Materials Science Forum, vol. 636-637 . pp. 523-530, 2010,
- [92] Kot W., *Analiza jakości żeliwa sferoidalnego o podwyższonych parametrach jakościowych*, Praca magisterska, Politechnika Śląska w Gliwicach, Katedra Odlewnictwa, 2022,
- [93] Ghasemi R., Jarfors A.E.W., *Scratch Behaviour of Silicon Solid Solution Strengthened Ferritic Compacted Graphite Iron (CGI)*, Materials Science Forum, Vol. 925, pp 318-325, 2018,
- [94] Ješić D., Savković B., Kovač P., Štrbac B., Sarjanović D., *Investigation of structural characteristics on ferritic nodular cast iron*, Contemporary Materials, XIV-1, 2023,

- [95] Sang-Mok L., Ho-Chul S., Je-Sik S., Byung-Moon M., *Control of abnormal graphite structure in heavy section ductile cast iron*, Journal of the Korea Foundry Society, 2005,
- [96] Ferro P., Fabrizi A., Cervo R., Carollo C., *Effect of inoculant containing rare earth metals and bismuth on microstructure and mechanical properties of heavy-section near-eutectic ductile iron castings*, Journal of Materials Processing Technology 213, 1601–1608, 2013,
- [97] Angella G., Donnini R., Zanardi F., *Assessment of microstructure effects on tensile behaviour in silicon strengthened ductile irons produced through different cooling rates*, International Journal Of Cast Metals Research, 2020,
- [98] Borsato T., Ferro P., Berto F., Carollo C., *Mechanical and Fatigue Properties of Heavy Section Solution Strengthened Ferritic Ductile Iron Castings*, Advanced Engineering Materials 2016,
- [99] Vantadori S., Ronchei C., Scorza D., Zanichelli A., Carpinteri A., *Fatigue behaviour assessment of ductile cast iron smooth specimens*, International Journal of Fatigue 152, 2021,
- [100] Horbach L., Gebhardt Ch., Zhang J., Betto D. J., Bührig-Polaczek A., Broeckmann Ch., *The effect of silicon microsegregation on the mechanical properties of high silicon alloyed ductile cast iron under monotonous loading*, Heliyon 10, 2024,
- [101] Collinia L., Pirondia A., Bianchia R., Covab M., Milellac P.P., *Influence of casting defects on fatigue crack initiation and fatigue limit of ductile cast iron*, Procedia Engineering 10, 2898–2903, 2011,
- [102] Fernandino D.O., Boeri R.E., Massone J.M., *Mechanism of Damage of Ferritic Ductile Iron, Influence of Matrix Heterogeneity*, Materials Science Forum, Vol. 925, pp 288-295, 2018,
- [103] Laker R., *Solution strengthened ferritic ductile iron ISO 1083/JS/500-10 provides superior consistent properties in hydraulic rotators*, Overseas Foundry, China Foundry, Vol.6, No.4, 2009,
- [104] Riposan I., Anca D., Stan I., Chisamera M., Stan S., *Graphite Nodularity Evaluation in High-Si Ductile Cast Irons*, Materials, 15, 7685, 2022.

## **SPIS RYSUNKÓW**

Rys. 1. Wskaźniki FISI oraz BCI wg. CAEF od 2016r. ....	7
Rys. 2. Wartości materiałowych wskaźników OIG .....	8
Rys. 3. Index ETZ – wskaźnik cen energii w latach 2020÷2024.....	9
Rys. 4. Polska produkcja odlewów żeliwnych między 2006 a 2022r. ....	10
Rys. 5. Wpływ udziału grafitu kulkowego oraz perlitu i cementytu w osnowie żeliwa sferoidalnego na jego wytrzymałość na rozciąganie.....	13
Rys. 6. Mikrostruktura żeliwa sferoidalnego .....	14
Rys. 7. Wpływ zawartości krzemu na wytrzymałość na rozciąganie żeliwa sferoidalnego ....	15
Rys. 8. Wpływ udziału krzemu na umowną granicę plastyczności żeliwa sferoidalnego .....	16
Rys. 9. Wpływ udziału krzemu na wydłużenie żeliwa sferoidalnego.....	16
Rys. 10. Wpływ udziału krzemu na twardość żeliwa sferoidalnego.....	16
Rys. 11. Wpływ udziału krzemu na udarność żeliwa sferoidalnego.....	17
Rys. 12. Wpływ udziału krzemu na odporność na pękanie żeliwa sferoidalnego .....	18
Rys. 13. Wpływ krzemu na zakres równowagowych temperatur eutektycznych .....	19
Rys. 14. Wpływ zawartości Si na grafityzację żeliwa .....	19
Rys. 15. Wpływ zawartości Si na skłonność do zabielen stopu Fe-C-Si.....	20
Rys. 16. Wykres wg. E.Maurera .....	21
Rys. 17. Wykres strukturalny G. Laplanche’a .....	22
Rys. 18. Schemat umocnienia sieci przez obce atomy.....	23
Rys. 19. Umocnienie sieci żelaza atomem krzemu .....	23
Rys. 20. Wpływ zawartości węgla i krzemu na właściwości odlewów – wg. Hendersona ....	25
Rys. 21. Schemat procesu technologicznego wytwarzania żeliwa sferoidalnego.....	32
Rys. 22. Schemat stanowiska do sferoidyzacji metodą PE .....	33
Rys. 23. Wpływ zawartości resztkowej magnezu na postać wydzielen grafitu w żeluzie .....	33
Rys. 24. Wpływ zastosowanego modyfikatora na obecność porowatości w odlewach z żeliwa sferoidalnego .....	34
Rys. 25. Parametry materiałowe mające wpływ na uzyskanie własności odpowiadających żeliwu SSFDI .....	37
Rys. 26. Morfologia grafitu chunky .....	38
Rys. 27. Grafit typu chunky .....	38
Rys. 28. Grafit chunky na powierzchni żeliwa – wady ujawnione po obróbce mechanicznej	39
Rys. 29. Wpływ morfologii grafitu na wydłużenie żeliwa ferrytycznego .....	39

---

Rys. 30. Efekt segregacji krzemu w komórkach elementarnych .....	40
Rys. 31. Przykładowe detale wykonane z żeliw SSFDI .....	42
Rys. 32. Podstawowe materiały wsadowe .....	47
Rys. 33. Forma odlewnicza dla etapu I i II .....	48
Rys. 34. Postać konstrukcyjna odlewu dla etapu I i II .....	49
Rys. 35. Piec indukcyjny średniej częstotliwości, poj.20kg .....	49
Rys. 36. Stanowisko badawcze etapu I .....	50
Rys. 37. Rejestrator ATD .....	50
Rys. 38. Przetop materiałów w piecu indukcyjnym .....	51
Rys. 39. Sferoidyzacja .....	51
Rys. 40. Zalewanie form odlewniczych .....	51
Rys. 41. Mikrostruktura próbki W1 .....	54
Rys. 42. Mikrostruktura próbki W2 .....	54
Rys. 43. Mikrostruktura próbki W3 .....	55
Rys. 44. Mikrostruktura próbki W4 .....	55
Rys. 45. Mikrostruktura próbki W5 .....	55
Rys. 46. Mikrostruktura próbki W6 .....	56
Rys. 47. Mikrostruktura próbki W7 .....	56
Rys. 48. Mikrostruktura próbki W8 .....	56
Rys. 49. Mikrostruktura próbki W9 .....	57
Rys. 50. Mikrostruktura próbki W10 .....	57
Rys. 51. Mikrostruktura próbki W11 .....	57
Rys. 52. Mikrostruktura próbki W12 .....	58
Rys. 53. Mikrostruktura próbki W13 .....	58
Rys. 54. Mikrostruktura próbki W14 .....	58
Rys. 55. Przelom próbki W1 przy zmiennym powiększeniu w zakresie 265x÷3500x .....	59
Rys. 56. Przelom próbki W2 przy zmiennym powiększeniu w zakresie 245x÷3500x .....	59
Rys. 57. Przelom próbki W3 przy zmiennym powiększeniu w zakresie 260x÷3500x .....	60
Rys. 58. Przelom próbki W4 przy zmiennym powiększeniu w zakresie 255x÷3500x .....	60
Rys. 59. Przelom próbki W5 przy zmiennym powiększeniu w zakresie 260x÷3500x .....	61
Rys. 60. Przelom próbki W6 przy zmiennym powiększeniu w zakresie 255x÷3500x .....	61
Rys. 61. Przelom próbki W7 przy zmiennym powiększeniu w zakresie 240x÷3500x .....	62
Rys. 62. Przelom próbki W8 przy zmiennym powiększeniu w zakresie 245x÷3500x .....	62

---

Rys. 63. Przełom próbki W9 przy zmiennym powiększeniu w zakresie 250x÷3500x .....	63
Rys. 64. Przełom próbki W10 przy zmiennym powiększeniu w zakresie 245x÷3500x .....	63
Rys. 65. Przełom próbki W11 przy zmiennym powiększeniu w zakresie 250x÷3500x .....	64
Rys. 66. Przełom próbki W12 przy zmiennym powiększeniu w zakresie 250x÷3500x .....	64
Rys. 67. Przełom próbki W13 przy zmiennym powiększeniu w zakresie 250x÷3500x .....	65
Rys. 68. Przełom próbki W14 przy zmiennym powiększeniu w zakresie 250x÷3500x .....	65
Rys. 69. Wykres ATD dla wytopu W1 .....	66
Rys. 70. Wykres ATD dla wytopu W2 .....	66
Rys. 71. Wykres ATD dla wytopu W3 .....	66
Rys. 72. Wykres ATD dla wytopu W4 .....	67
Rys. 73. Wykres ATD dla wytopu W5 .....	67
Rys. 74. Wykres ATD dla wytopu W6 .....	67
Rys. 75. Wykres ATD dla wytopu W7 .....	68
Rys. 76. Wykres ATD dla wytopu W8 .....	68
Rys. 77. Wykres ATD dla wytopu W9 .....	68
Rys. 78. Wykres ATD dla wytopu W10 .....	69
Rys. 79. Wykres ATD dla wytopu W11 .....	69
Rys. 80. Wykres ATD dla wytopu W12 .....	69
Rys. 81. Wykres ATD dla wytopu W13 .....	70
Rys. 82. Wykres ATD dla wytopu W14 .....	70
Rys. 83. Wpływ udziału surówki odlewniczej na wytrzymałość na rozciąganie żeliwa sferoidalnego .....	74
Rys. 84. Wpływ udziału surówki odlewniczej na umowną granicę plastyczności żeliwa sferoidalnego .....	75
Rys. 85. Wpływ udziału surówki odlewniczej na wydłużenie żeliwa sferoidalnego .....	75
Rys. 86. Wpływ udziału surówki odlewniczej na twardość żeliwa sferoidalnego.....	75
Rys. 87. Wpływ zawartości Mn na udział perlitu w żelwie sferoidalnym.....	76
Rys. 88. Wpływ zawartości Mn na wytrzymałość na rozciąganie żeliw sferoidalnych .....	77
Rys. 89. Wpływ zawartości Mn na umowną granicę plastyczności żeliw sferoidalnych .....	77
Rys. 90. Wpływ zawartości Mn na wydłużenie żeliw sferoidalnych.....	77
Rys. 91. Wpływ zawartości Mn na twardość żeliw sferoidalnych.....	78
Rys. 92. Wpływ udziału Si na wytrzymałość na rozciąganie żeliw sferoidalnych .....	79
Rys. 93. Wpływ udziału Si na umowną granicę plastyczności żeliw sferoidalnych.....	79

---

Rys. 94. Wpływ udziału Si na wydłużenie żeliw sferoidalnych .....	79
Rys. 95. Wpływ udziału Si na twardość żeliw sferoidalnych .....	80
Rys. 96. Wlewki próbne w kształcie litery Y, z oznaczonym miejscem pobrania materiału do prób.....	82
Rys. 97. Geometria odlewu – próba 4Y z układem wlewowym.....	83
Rys. 98. Piec indukcyjny średniej częstotliwości podczas topienia wsadu .....	84
Rys. 99. Zestaw do analizy ATD .....	84
Rys. 100. Forma odlewnicza .....	84
Rys. 101. Odlew żeliwny .....	85
Rys. 102. Mikrostruktura próbki 450-18 I .....	87
Rys. 103. Mikrostruktura próbki 450-18 II .....	87
Rys. 104. Mikrostruktura próbki 450-18 III.....	87
Rys. 105. Mikrostruktura próbki 450-18 IV .....	88
Rys. 106. Mikrostruktura próbki 500-14 I .....	88
Rys. 107. Mikrostruktura próbki 500-14 II .....	88
Rys. 108. Mikrostruktura próbki 500-14 III.....	89
Rys. 109. Mikrostruktura próbki 500-14 IV .....	89
Rys. 110. Mikrostruktura próbki 600-10 I .....	89
Rys. 111. Mikrostruktura próbki 600-10 II.....	90
Rys. 112. Mikrostruktura próbki 600-10 III.....	90
Rys. 113. Mikrostruktura próbki 600-10 IV .....	90
Rys. 114. Przelom próbki 450-18 I przy zmiennym powiększeniu w zakresie 500x÷4500x ...	91
Rys. 115. Przelom próbki 450-18 II przy zmiennym powiększeniu w zakresie 500x÷4500x.	91
Rys. 116. Przelom próbki 450-18 III przy zmiennym powiększeniu w zakresie 500x÷4500x	92
Rys. 117. Przelom próbki 450-18 IV przy zmiennym powiększeniu w zakresie 500x÷4500x	92
Rys. 118. Przelom próbki 500-14 I przy zmiennym powiększeniu w zakresie 500x÷4500x ..	93
Rys. 119. Przelom próbki 500-14 II przy zmiennym powiększeniu w zakresie 500x÷4500x.	93
Rys. 120. Przelom próbki 500-14 III przy zmiennym powiększeniu w zakresie 500x÷4500x	94
Rys. 121. Przelom próbki 500-14 IV przy zmiennym powiększeniu w zakresie 500x÷4500x	94
Rys. 122. Przelom próbki 600-10 I przy zmiennym powiększeniu w zakresie 500x÷4500x ..	95
Rys. 123. Przelom próbki 600-10 II przy zmiennym powiększeniu w zakresie 500x÷4500x.	95
Rys. 124. Przelom próbki 600-10 III przy zmiennym powiększeniu w zakresie 500x÷4500x	96
Rys. 125. Przelom próbki 600-10 IV przy zmiennym powiększeniu w zakresie 500x÷4500x	96

---

Rys. 126. Wykres ATD dla wytopu 450-18.....	97
Rys. 127. Wykres ATD dla wytopu 500-14.....	97
Rys. 128. Wykres ATD dla wytopu 600-10.....	97
Rys. 129. Wpływ grubości ścianki na wytrzymałość na rozciąganie żeliwa 450-18.....	98
Rys. 130. Wpływ grubości ścianki na umowną granicę plastyczności żeliwa 450-18.....	98
Rys. 131. Wpływ grubości ścianki na wydłużenie żeliwa 450-18.....	99
Rys. 132. Wpływ grubości ścianki na twardość żeliwa 450-18.....	99
Rys. 133. Wpływ grubości ścianki na współczynnik kształtu grafitu żeliwa 450-18.....	99
Rys. 134. Wpływ grubości ścianki na udział perlitu w strukturze żeliwa 450-18.....	100
Rys. 135. Wpływ grubości ścianki na wytrzymałość na rozciąganie żeliwa 500-14.....	100
Rys. 136. Wpływ grubości ścianki na umowną granicę plastyczności żeliwa 500-14.....	100
Rys. 137. Wpływ grubości ścianki na wydłużenie żeliwa 500-14.....	101
Rys. 138. Wpływ grubości ścianki na twardość żeliwa 500-14.....	101
Rys. 139. Wpływ grubości ścianki na współczynnik kształtu grafitu żeliwa 500-14.....	101
Rys. 140. Wpływ grubości ścianki na wytrzymałość na rozciąganie żeliwa 600-10.....	102
Rys. 141. Wpływ grubości ścianki na umowną granicę plastyczności żeliwa 600-10.....	102
Rys. 142. Wpływ grubości ścianki na wydłużenie żeliwa 600-10.....	102
Rys. 143. Wpływ grubości ścianki na twardość żeliwa 600-10.....	103
Rys. 144. Wpływ grubości ścianki na współczynnik kształtu grafitu żeliwa 600-10.....	103
Rys. 145. Różnice w uzyskanych parametrach składu chemicznego i wskaźnikach Sc oraz CE podczas realizacji próby 4Y dla gatunku 450-18.....	104
Rys. 146. Różnice w uzyskanych parametrach składu chemicznego i wskaźnikach Sc oraz CE podczas realizacji próby 4Y dla gatunku 500-14.....	104
Rys. 147. Różnice w uzyskanych parametrach składu chemicznego i wskaźnikach Sc oraz CE podczas realizacji próby 4Y dla gatunku 600-10.....	104
Rys. 148. Postać konstrukcyjna odlewu wykonanego z EN-GJS 450-18.....	106
Rys. 149. Postać konstrukcyjna odlewu wykonanego z EN-GJS 500-14.....	106
Rys. 150. Piec indukcyjny Otto Junker.....	107
Rys. 151. Stanowisko do sferoidyzacji metodą przewodu elastycznego.....	107
Rys. 152. Zalewanie formy odlewniczej oraz wlewka typu IV do badań własności mechanicznych i struktury.....	108
Rys. 153. Mikrostruktura próbki z wlewka próbnego dla gatunku 450-18.....	108
Rys. 154. Mikrostruktura próbki z wlewka próbnego dla gatunku 500-14.....	109

Rys. 155. Wykres analizy ATD systemu ITACA dla gatunku EN-GJS 450-18.....	109
Rys. 156. Wykres analizy ATD systemu ITACA dla gatunku EN-GJS 500-14.....	110
Rys. 157. Odlew pierścienia z żeliwa EN-GJS 450-18.....	110
Rys. 158. Odlew korpusu z żeliwa EN-GJS 500-14 .....	111

## **SPIS TABEL**

Tabela 1. Własności mechaniczne gatunków żeliwa wg. PN-EN 1563:2018 mierzone na próbkach obrabianych mechanicznie z wlewków próbnych.....	11
Tabela 2. Minimalne wartości energii uderzenia wg. PN-EN 1563:2018 mierzone na próbkach do badań z karbem V obrabianych mechanicznie .....	12
Tabela 3. Własności mechaniczne mierzone na próbkach do badań obrabianych mechanicznie z wlewków próbnych dla żeliwa ferrytycznego umocnionego roztworowo .....	14
Tabela 4. Orientacyjne składy chemiczne surówki odlewniczej specjalnej, złomu stalowego, złomu żeliwnego do wytopu niestopowego żeliwa sferoidalnego .....	29
Tabela 5. Średnie składy chemiczne wykorzystywanych materiałów podstawowych .....	46
Tabela 6. Dyspozycje wsadowe dla wytopów wstępnych W1÷W14.....	52
Tabela 7. Wyniki składu chemicznego wytopów próbnych W1÷W14.....	53
Tabela 8. Wyniki własności mechanicznych W1÷W14.....	53
Tabela 9. Analiza mikrostruktury W1÷W14.....	54
Tabela 10. Charakterystyczne temperatury analizy ATD .....	70
Tabela 11. Koszty materiałowe żeliwa SSFDI zgodnie z dyspozycjami wsadowymi.....	82
Tabela 12. Wymiary wlewków próbnych .....	83
Tabela 13. Dyspozycje wsadowe dla wytopów próby 4Y .....	85
Tabela 14. Wyniki składu chemicznego żeliw 450-18, 500-14, 600-10.....	86
Tabela 15. Wyniki własności mechanicznych żeliw SSFDI – dla wlewków typu I, II, III, IV .....	86
Tabela 16. Wyniki analizy struktury żeliw SSFDI – dla wlewków typu I, II, III, IV.....	86
Tabela 17. Charakterystyczne temperatury analizy ATD .....	98
Tabela 18. Dyspozycje wsadowe dla wdrożenia produkcyjnego gatunków SSFDI .....	107
Tabela 19. Skład chemiczny żeliw SSFDI – wdrożenie .....	108
Tabela 20. Wyniki mikrostruktury żeliw SSFDI - wdrożenie.....	109
Tabela 21. Wyniki własności mechanicznych żeliw SSFDI - wdrożenie.....	109
Tabela 22. Parametry krystalizacji zgodnie z wykresem ATD dla gatunku EN-GJS 450-18	110
Tabela 23. Parametry krystalizacji zgodnie z wykresem ATD dla gatunku EN-GJS 500-14	110



## **STRESZCZENIE**

Niniejsza praca, zatytułowana: „*Wpływ materiałów wsadowych na jakość metalurgiczną żeliwa sferoidalnego w odlewach wielkogabarytowych*”, została zrealizowana w ramach doktoratu wdrożeniowego przy współpracy z Katedrą Odlewnictwa Politechniki Śląskiej w Gliwicach oraz ODLEWNI RAFAMET Sp. z o.o. Jej głównym założeniem była implementacja gatunków ferrytycznych o wzmocnionym roztworze stałym: EN-GJS 450-18, EN-GJS 500-14 oraz EN-GJS 600-10, w przestrzeni produkcyjnej odlewni, po wcześniejszych badaniach prowadzonych w kierunku określenia oddziaływania materiałów wsadowych na aspekty metalurgiczne odlewów.

Pierwszy rozdział stanowi studium literaturowe nt. perspektyw przemysłu odlewniczego żeliw sferoidalnych, tłumacząc motywację podjęcia tematyki żeliw SSFDI jako nowoczesnych materiałów inżynierskich o szerokim potencjale aplikacyjnym ze względu na rzadko spotykaną w odlewnictwie żeliwa kombinację wysokich własności mechanicznych oraz plastycznych, w kontekście aktualnych trendów rynkowych. Scharakteryzowane zostały żeliwa klasyczne oraz nowej generacji, podkreślając występujące między nimi różnice. Ze względu na obecność krzemu, stanowiącego jeden z głównych składników stopowy tych żeliw, poświęcona mu została szczególna uwaga, opisując jego wpływ na kształtowanie struktury i własności, a także mechanizm umocnienia roztworowego. Kolejno dokonano charakterystyki pozostałych, istotnych pierwiastków chemicznych żeliwa sferoidalnego. Zgodnie z profilem produkcyjnym odlewni, temat krystalizacji odlewów żeliwnych został omówiony w oparciu o odlewy grubościennie, wielkogabarytowe, podkreślając możliwe wyzwania produkcyjne jak najistotniejsze - degeneracja grafitu do formy chunky, jednocześnie wskazując potencjalne obszary zastosowań żeliw SSFDI.

Rozważania teoretyczne pozwoliły na postawienie tezy oraz określenie celów służących jej potwierdzeniu. Dokonano opracowania planu eksperymentu, który został podzielony na 2 etapy. Pierwszy miał na celu uzyskanie własności dla trzech, określonych normatywnie gatunków, co zostało zrealizowane poprzez wyznaczenie dyspozycji wsadowych w oparciu o dotychczas stosowane w produkcji materiały podstawowe i pomocnicze przy założeniu niezmienności materiałów oraz procesu modyfikacji, a także sferoidyzacji podczas całego eksperymentu. Namiary pieca indukcyjnego były zróżnicowane i dobrane tak, aby uzyskać opracowane składy chemiczne determinujące własności użytkowe odlewów, reprezentowane przez próbki do badań o udoskonalonej geometrii w odniesieniu do

znormalizowanych. Zrealizowano badania statycznej próby rozciągania, twardości Brinella, analizę składu chemicznego, obserwacje mikroskopowe zglądów metalograficznych oraz przełomów, a także analizę termiczną – dyrywacyjną. Dokonano oceny wpływu udziału surówki, zawartości Mn oraz ilości Si na strukturę i własności uzyskanych żeliw, a także analizę kosztów materiałowych dla wytypowanych wytopów charakteryzowanych największą zgodnością. W części drugiej, celem wyznaczenia zależności między grubością ścianki odlewu a uzyskanymi własnościami oraz strukturą, zachowując jednakowe warunki metalurgiczne, opracowano próbę 4Y. Umożliwiło to określenie tendencji poszczególnych własności wobec jednakowego składu chemicznego odlewu dla każdego z gatunków, co pozwoliło na predykcję zachowania żeliwa w warunkach produkcyjnych podczas wytwarzania odlewów wielkogabarytowych o zróżnicowanej geometrii.

Wreszcie, w oparciu o wyniki eksperymentu, dokonano wdrożenia gatunków EN-GJS 450-18 oraz EN-GJS 500-14 w ODLEWNI RAFAMET Sp. z o.o, w odpowiedzi na zainteresowanie klientów, prowadząc niezbędne badania mające na celu potwierdzenie zgodności odlewów z wymaganiami. Zadowolające efekty wpłynęły na pozyskanie doświadczenia w produkcji tych gatunków oraz zdobycie przewagi konkurencyjnej względem wielu odlewni żeliwa.

## **SUMMARY**

The dissertation entitled "The impact of charge materials on the metallurgical quality of ductile iron in large-size castings," was carried out as part of an implementation doctorate in collaboration with the Department of Foundry Engineering at the Silesian University of Technology in Gliwice and RAFAMET Fondy. The primary aim was the implementation of solution strengthened ferritic grades: EN-GJS 450-18, EN-GJS 500-14, and EN-GJS 600-10, into the foundry's production area, following preliminary research performed to determine the effects of charge materials on metallurgical aspects of castings.

The first chapter is a literature review on the prospects of the ductile iron casting industry, explaining the motivation for exploring SSFDI irons as modern engineering materials with broad application potential, in the context of current market trends, due to the rare combination of high mechanical and plastic properties at the same time. Traditional and new-generation ductile irons are characterized, highlighting the differences between them. Special attention is given to silicon, one of the main alloying elements in cast irons, describing its influence on structure and properties, as well as the mechanism of solid solution strengthening. Subsequently, the characterization of the other essential chemical elements of ductile iron was presented. In accordance with the foundry's production profile, the issue of cast iron crystallization is discussed, focusing on thick-walled, large-scale castings, emphasizing possible production challenges—most notably, graphite degeneration into a chunky form—and identifying potential applications for SSFDI irons.

Theoretical considerations made it possible to establish a thesis and define objectives to confirm it. An experimental plan was developed and divided into two stages. The first was aimed to achieve the properties for three normatively defined grades, accomplished by determining charge material dispositions based on previously used primary and auxiliary materials in production, assuming the invariability of materials and the modification and spheroidization processes throughout the experiment. Induction furnace dispositions were varied and selected to obtain the developed chemical compositions determining the performance properties of the castings, represented by test specimens with improved geometries in relation to the standardized ones. Tests of static tensile test, Brinell hardness, chemical composition analysis, microscopic observations of metallographic specimens and fractures, as well as thermal analysis were carried out. The impact of pig iron content, Mn concentration, and Si quantity on the structure and properties of the resulting irons was assessed, along with the analysis of material costs for the selected melts characterized by the highest compliance.

In the second part, in order to determine the relationship between the wall thickness of the casting and the obtained properties and structure, while maintaining identical metallurgical conditions, a 4Y test was developed. This provided an opportunity to determine the tendency of individual properties in the face of equal chemical composition of the casting for each grade, which made it possible to predict the behavior of cast iron under production conditions during the manufacture of large-size castings with varying geometries.

Finally, based on the experimental results, the EN-GJS 450-18 and EN-GJS 500-14 grades were implemented at RAFAMET Foundry. in response to customer demand, with necessary tests conducted to confirm the castings' compliance with requirements. Satisfactory results led to gaining experience in the production of these grades and obtaining a competitive advantage over many iron foundries.