MAREK JASIOK

WPŁYW PARAMETRÓW SPAWANIA ORAZ RODZAJU SPOINY NA MIKROSTRUKTURĘ I WŁAŚCIWOŚCI EKSPLOATACYJNE POŁĄCZEŃ SPAWANYCH Z ŻELIWA SFEROIDALNEGO

ROZPRAWA DOKTORSKA

PROMOTOR: PROF. DR HAB. INŻ. PIOTR LACKI

RZESZÓW 2026

Streszczenie

Rozprawa dotyczy regeneracji elementów gorącej strony układu wydechowego - kolektorów wydechowych oraz korpusów turbosprężarek pełniących funkcję kolektora - wykonywanych z żeliwa sferoidalnego. Elementy te pracują w warunkach wysokiej temperatury i cyklicznych obciążeń termiczno-mechanicznych, co prowadzi do ich pękania, a żeliwo sferoidalne należy do materiałów trudno spawalnych, co utrudnia naprawę. Celem pracy była ocena przydatności napawania palnikowego acetylenowo-tlenowego do regeneracji żeliwa EN-GJS-450 oraz określenie wpływu rodzaju proszku napawalniczego i temperatury podgrzania wstępnego na właściwości złącza.

W badaniach wstępnych porównano naprawę spawalniczą metodą TIG z napawaniem palnikowym, odnosząc wytrzymałość złączy do materiału rodzimego. Następnie przeprowadzono analizę spektrometryczną trzech proszków napawalniczych (P1, P2, P3), statyczną próbę rozciągania próbek wykonanych dla dziewięciu kombinacji rodzaju proszku i temperatury podgrzania wstępnego (200, 300, 400 °C) oraz analizę metalograficzną mikrostruktury poszczególnych stref złącza (materiał rodzimy, strefa wpływu ciepła, linia wtopienia, spoina). Uzupełnieniem badań eksperymentalnych było opracowanie aplikacji służącej do orientacyjnego szacowania wytrzymałości złączy, przeprowadzenie analizy numerycznej wpływu temperatury podgrzania wstępnego na przebieg cyklu cieplnego i stan naprężeń oraz wykonanie próby szczelności zregenerowanego kolektora w podwyższonej temperaturze. Wyniki tych prac interpretowano z uwzględnieniem ograniczeń modelu numerycznego, zakresu danych wykorzystanych przez aplikację oraz warunków przeprowadzonej próby stanowiskowej.

Wykazano, że napawanie palnikowe pozwala uzyskać złącza o powtarzalnych właściwościach wytrzymałościowych, a dobór proszku oraz temperatury podgrzania wstępnego istotnie wpływa na osiąganą wytrzymałość i charakter mikrostruktury w strefie wpływu ciepła.

Słowa kluczowe: żeliwo sferoidalne, EN-GJS-450, regeneracja, napawanie palnikowe, proszki napawalnicze, podgrzewanie wstępne, mikrostruktura, właściwości wytrzymałościowe, strefa wpływu ciepła.

Abstract

This dissertation addresses the regeneration of hot-side exhaust components - exhaust manifolds and turbocharger housings acting as manifolds - made of spheroidal (ductile) cast iron. These components operate under high temperature and cyclic thermo-mechanical loading, which causes cracking, while ductile cast iron is difficult to weld, making repair challenging. The aim of the work was to assess the suitability of oxy-acetylene torch hardfacing for the regeneration of EN-GJS-450 cast iron and to determine the influence of the hardfacing powder type and the preheating temperature on the properties of the joint.

Preliminary tests compared TIG repair welding with torch hardfacing, referring joint strength to the base material. Spectrometric analysis of three hardfacing powders (P1, P2, P3) was then performed, followed by static tensile testing of specimens prepared for nine combinations of powder type and preheating temperature (200, 300, 400 °C) and metallographic analysis of the individual joint zones (base material, heat-affected zone, fusion line, weld overlay). The experimental study was supplemented by a software tool for indicative prediction of joint tensile strength, numerical analysis of the effects of preheating temperature on the thermal cycle and stress distribution, and a leak test of a regenerated exhaust manifold at elevated temperature. These results were interpreted in light of the limitations of the numerical model, the data available to the prediction tool, and the conditions of the single test performed on the manifold.

It was shown that torch hardfacing yields joints with repeatable strength, and that the choice of powder and preheating temperature significantly affects the achieved strength and the microstructure of the heat-affected zone.

Keywords: ductile cast iron, EN-GJS-450, regeneration, torch hardfacing, hardfacing powders, preheating, microstructure, mechanical properties, heat-affected zone.

Spis treści

1. Wstęp 20
1.1. Cel pracy 21
1.2. Teza pracy 22
1.3. Hipotezy badawcze 22
1.4. Zakres pracy 22
2. Stan wiedzy 23
2.1. Problem badawczy 23
2.2. Warunki pracy elementów gorącej strony układu wydechowego 24
2.2.1. Środowisko termodynamiczne 24
2.2.2. Cykle pracy i obciążenia eksploatacyjne 26
2.2.3. Obciążenia mechaniczne towarzyszące obciążeniom termicznym 27
2.3. Naprężenia cieplne i niskocyklowe zmęczenie cieplno-mechaniczne 28
2.3.1. Geneza naprężeń termicznych 28
2.3.2. Mechanizm TMF (ang. Thermo-Mechanical Fatigue)/LCF (ang. Low-Cycle Fatigue) 29
2.3.3. Inicjacja i propagacja pęknięć 30
2.4. Geometria, koncentracja naprężeń i wady odlewnicze 31
2.4.1. Wpływ geometrii na rozkład naprężeń 31
2.4.2. Wady odlewnicze jako inicjatory pęknięć 32
2.5. Materiały konstrukcyjne i degradacja mikrostruktury 33
2.5.1. Żeliwa SiMo i morfologia grafitu 33
2.5.2. Stale austenityczne i wydzielanie fazy sigma 34
2.6. Utlenianie, korozja wysokotemperaturowa i erozja 35
2.6.1. Utlenianie wysokotemperaturowe 35
2.6.2. Erozja powierzchni 36
2.6.3. Sprzężenie korozji, erozji i zmęczenia 36
2.7. Drgania mechaniczne i zmęczenie wysokocyklowe 37
2.8. Specyfika korpusów turbosprężarek pełniących funkcję kolektora 38
2.8.1. Skrajne gradienty cieplne w stanach przejściowych 38

2.8.2. Złożone pole naprężeń wynikające z geometrii spirali 39
2.8.3. Sprzężenie z dynamiką wirnika i obciążenia udarowe 40
2.8.4. Krytyczność doboru materiału 40
2.9. Diagnostyka uszkodzeń i synteza mechanizmów 41
2.9.1. Metody analizy uszkodzeń 41
2.9.2. Inicjacja, propagacja i końcowa faza pęknięcia 42
2.9.3. Syntetyczne zestawienie mechanizmów zużywania 44
2.10. Działania projektowe i technologiczne ograniczające pękanie 45
2.10.1. Powiązanie projektowania, eksploatacji i regeneracji 47
2.11. Żeliwo sferoidalne - charakterystyka materiałowa 48
2.11.1. Skład chemiczny, mikrostruktura i właściwości mechaniczne 49
2.11.2. Wpływ wysokiej temperatury na stabilność mikrostruktury 52
2.11.3. Spawalność żeliwa - mechanizmy pękania i przemiany w SWC 53
2.12. Spawalność żeliwa sferoidalnego - ujęcie syntetyczne 56
2.13. Procesy spawalnicze stosowane w regeneracji 57
2.13.1. Metody łukowe: SMAW, TIG i MIG/MAG 58
2.13.2. Procesy laserowe i plazmowe (laser cladding, DED, PTA) 59
2.13.3. Spawanie hybrydowe i strategie wielowarstwowe 61
2.14. Spoiwa do spawania żeliwa sferoidalnego 61
2.14.1. Spoiwa na osnowie żelaza i niklowo-żelazowe 62
2.14.2. Spoiwa niklowe i Ni-Cr-Fe 62
2.14.3. Wpływ Ni i Cr na dyfuzję węgla i tworzenie węglików 63
2.15. Technologie Castolin Eutectic w naprawach żeliwa sferoidalnego 65
2.15.1. Spoiwa niklowe i niklowo-żelazowe Castolin w naprawach pęknięć i ubytków 66
2.15.2. Laser cladding i DED jako niskoenergetyczna odbudowa geometrii 67
2.15.3. PTA i napoiny kobaltowe Co-Cr-W dla obciążeń tribologicznych 68
2.15.4. Napoiny Fe-Cr-C/HCCI oraz powłoki Ni-Cr-B-Si i IN625 68
2.15.5. Dobór technologii Castolin do typowych uszkodzeń GJS-450 69
2.16. Wpływ podgrzewania wstępnego i obróbki cieplnej po spawaniu 70

2.17. Właściwości eksploatacyjne złączy spawanych żeliwa sferoidalnego 72
2.17.1. Materiały konstrukcyjne złączy: GJS-450, SiMo, Ni-Resist 72
2.17.2. Mechanizmy zużycia złączy: zmęczenie cieplne, pełzanie, utlenianie 73
2.17.3. Diagnostyka uszkodzeń i ocena zdolności do regeneracji 74
2.18. Podsumowanie przeglądu literatury i identyfikacja luki badawczej 76
3. Badania wstępne - porównanie technologii naprawy żeliwa 79
3.1. Wprowadzenie i cel badań wstępnych 79
3.2. Materiał i koncepcja eksperymentu porównawczego 80
3.2.1. Materiał rodzimy - żeliwo 80
3.2.2. Wariant naprawy spawalniczej metodą TIG 80
3.2.3. Wariant napawania palnikiem acetylenowo-tlenowym z proszku 80
3.3. Przygotowanie próbek i metodyka pomiarów 81
3.4. Wyniki badań wytrzymałościowych 86
3.4.1. Wyniki dla poszczególnych próbek 86
3.4.2. Statystyka grupowa 87
3.4.3. Reprezentatywne krzywe rozciągania σ-ε 88
3.4.4. Porównanie zbiorcze średnich wartości 89
3.5. Pomiar twardości metodą Rockwella 91
3.6. Analiza i dyskusja wyników wstępnych 93
3.6.1. Współczynniki redukcji wytrzymałości 93
3.6.2. Rozproszenie wyników i ocena powtarzalności 94
3.6.3. Charakter pęknięcia i zachowanie odkształceniowe 95
3.6.4. Mechanizmy fizyczne odpowiedzialne za różnice wytrzymałości 95
3.7. Wnioski z badań wstępnych i uzasadnienie kierunku prac dalszych 96
4. Charakterystyka chemiczna proszków napawalniczych 98
4.1. Wprowadzenie i cel analizy chemicznej 98
4.2. Metodyka analizy spektrometrycznej 99
4.3. Wyniki analizy składu chemicznego 99
4.3.1. Proszek 1 99

4.3.2. Proszek 2 100
4.3.3. Proszek 3 102
4.4. Porównanie i interpretacja składów 102
4.4.1. Zestawienie zbiorcze 102
4.4.2. Klasyfikacja proszków 103
4.5. Powtarzalność wewnątrz proszków 104
4.6. Wpływ składu na właściwości spoiny 105
4.7. Wybór proszków do dalszych etapów badań 107
4.8. Wnioski z analizy chemicznej 107
5. Wyniki badań własnych i ich analiza 109
5.1. Wprowadzenie do części badawczej 109
5.2. Metodyka badań 109
5.2.1. Założenia teoretyczne próby statycznego rozciągania 109
5.2.2. Stanowisko badawcze i procedura próby rozciągania 110
5.2.3. Charakterystyka próbek 110
5.2.4. Metodyka opracowania danych 112
5.3. Wyniki ogólne próby statycznego rozciągania 113
5.4. Wpływ rodzaju proszku napawalniczego 116
5.5. Wpływ temperatury podgrzania wstępnego 116
5.6. Wpływ interakcji rodzaju proszku i temperatury podgrzania 117
5.7. Reprezentatywne krzywe rozciągania 118
5.8. Pogłębiona analiza statystyczna 119
5.8.1. Przedziały ufności średnich grupowych 120
5.9. Wpływ grubości próbki na wynik R_p 121
5.10. Synteza wyników i wnioski 122
6. Analiza metalograficzna mikrostruktury połączeń napawanych palnikiem acetylenowo-tlenowym 123
6.1. Wprowadzenie i cel analizy metalograficznej 123
6.2. Metodyka badań metalograficznych 125

6.2.1. Charakterystyka procesu napawania palnikowego z proszkowym materiałem dodatkowym 125
6.2.2. Pobranie próbek i przygotowanie zgładów 126
6.2.3. Stanowisko obserwacyjne i parametry rejestracji obrazów 126
6.2.4. Klasyfikacja stref struktury złącza 127
6.2.5. Struktura programu obserwacji 128
6.3. Mikrostruktura złącza wykonanego z wykorzystaniem Proszku 1 128
6.3.1. Materiał rodzimy (MR) 128
6.3.2. Strefa wpływu ciepła (SWC) 132
6.3.3. Strefa przejściowa SWC/LW 142
6.3.4. Linia wtopienia (LW) 146
6.3.5. Spoina 152
6.3.6. Podsumowanie obserwacji dla Proszku 1 156
6.4. Mikrostruktura złącza wykonanego z wykorzystaniem Proszku 2 156
6.4.1. Materiał rodzimy (MR) 157
6.4.2. Strefa wpływu ciepła (SWC) 160
6.4.3. Linia wtopienia (LW) 172
6.4.4. Spoina 180
6.4.5. Podsumowanie obserwacji dla Proszku 2 184
6.5. Mikrostruktura złącza wykonanego z wykorzystaniem Proszku 3 184
6.5.1. Materiał rodzimy (MR) 185
6.5.2. Strefa wpływu ciepła (SWC) 188
6.5.3. Linia wtopienia (LW) 198
6.5.4. Spoina 203
6.5.5. Podsumowanie obserwacji dla Proszku 3 207
6.6. Analiza porównawcza mikrostruktury złączy 208
6.6.1. Porównanie mikrostruktury materiału rodzimego 208
6.6.2. Porównanie mikrostruktury strefy wpływu ciepła 209
6.6.3. Porównanie mikrostruktury linii wtopienia 210

6.6.4. Porównanie mikrostruktury warstwy napawanej 210
6.6.5. Korelacja struktury z właściwościami wytrzymałościowymi 211
6.7. Wnioski z analizy metalograficznej 212
7. Aplikacja predykcyjna wytrzymałości na rozciąganie R_m złączy napawanych 215
7.1. Cel i zakres narzędzia 215
7.2. Środowisko i architektura aplikacji 216
7.3. Zbiór danych uczących 217
7.4. Zaimplementowane modele predykcyjne 218
7.4.1. Regresja procesem Gaussa (model domyślny) 219
7.4.2. Regresja liniowa z członem kwadratowym temperatury 219
7.4.3. Sieć neuronowa 219
7.4.4. Las losowy 220
7.4.5. Model interpolacyjny (bez przybornika) 220
7.5. Implementacja 220
7.5.1. Wczytanie i przygotowanie danych 220
7.5.2. Trenowanie modelu 221
7.5.3. Obliczanie predykcji 222
7.6. Interfejs użytkownika 222
7.7. Instrukcja uruchomienia i obsługi 225
7.8. Weryfikacja, ograniczenia i zalecenia 226
8. Modelowanie MES procesu spawania żeliwa sferoidalnego 228
8.1. Wprowadzenie i cel analizy numerycznej 228
8.2. Metodyka modelowania numerycznego 228
8.2.1. Typ i charakterystyka analizy 228
8.2.2. Dyskretyzacja obszaru i geometria modelu 229
8.2.3. Właściwości materiałowe zależne od temperatury 230
8.2.4. Modelowanie źródła ciepła i technika aktywacji elementów 230
8.2.5. Warunki brzegowe i początkowe 231
8.3. Analiza przebiegów termicznych 231

8.4. Analiza naprężeń i odkształceń spawalniczych 236
8.5. Wnioski z analizy numerycznej 239
9. Stanowisko do badań szczelności zregenerowanego kolektora wylotowego w podwyższonej temperaturze 241
9.1. Cel badań i koncepcja stanowiska 241
9.2. Budowa stanowiska badawczego 241
9.3. Metodyka badania 244
9.4. Wyniki badania i ich interpretacja termodynamiczna 246
9.5. Wnioski z badań stanowiskowych 247
10. Wnioski i podsumowanie 248
10.1. Synteza wyników badań 248
10.2. Weryfikacja tezy i hipotez badawczych 249
10.3. Wnioski utylitarne 249
10.4. Kierunki dalszych badań 250
Bibliografia 251
Załącznik nr 1 258
Załącznik nr 2 261

Wykaz ważniejszych oznaczeń i skrótów

Materiały:

EN-GJS-450 (GJS-450) - żeliwo sferoidalne ferrytyczno-perlityczne o wytrzymałości $R_m \approx 450$ MPa

SiMo - żeliwo sferoidalne krzemowo-molibdenowe (żaroodporne)

Ni-Resist - żeliwo sferoidalne wysokoniklowe o osnowie austenitycznej

P1, P2, P3 - analizowane proszki napawalnicze (warianty materiału dodatkowego)

Strefy złącza:

MR - materiał rodzimy (w tabeli 5.9 - strefa materiału rodzimego w próbce złącza)

SWC (HAZ) - strefa wpływu ciepła (ang. heat-affected zone)

LW (FL) - linia wtopienia (ang. fusion line)

WM - spoina / napoina (ang. weld metal)

Procesy i obróbka cieplna:

TIG (GTAW) - spawanie elektrodą wolframową w osłonie gazu obojętnego

MIG/MAG - spawanie elektrodą topliwą w osłonie gazu

SMAW - spawanie ręczne elektrodą otuloną

PTA - napawanie plazmowo-proszkowe

DED - bezpośrednie osadzanie materiału (ang. directed energy deposition)

PWHT - obróbka cieplna po spawaniu (ang. post-weld heat treatment)

CFD/CHT - obliczeniowa mechanika płynów / sprzężona wymiana ciepła

Mechanizmy degradacji:

TMF - zmęczenie cieplno-mechaniczne (ang. thermo-mechanical fatigue)

LCF - zmęczenie niskocyklowe (ang. low-cycle fatigue)

HCF - zmęczenie wysokocyklowe (ang. high-cycle fatigue)

Wielkości fizyczne:

R_m - wytrzymałość na rozciąganie [MPa]

F_m - raportowany w próbie poziom wytrzymałości złącza [MPa]

σ, ε - naprężenie [MPa] oraz odkształcenie (wydłużenie względne)

A - wydłużenie przy zerwaniu [%]

S_0 - pole przekroju początkowego próbki [mm^2]

HRC, HV - twardość w skali Rockwella C oraz twardość Vickersa

φ - współczynnik redukcji wytrzymałości złącza względem materiału rodzimego

s, v, n - odchylenie standardowe; współczynnik zmienności [%]; liczność próby

Ac1, Ac3, Ms - temperatury charakterystyczne przemian fazowych

Spis rysunków

Rys. 2.1. Przykładowy schemat turbosprężarki

Rys. 2.2. Rozkład temperatury w typowym kolektorze wydechowym (wynik symulacji CHT/CFD) - zróżnicowanie temperatur w odnogach.

Rys. 2.3. Wykres temperaturowy cyklu pracy elementu. https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2023.107526

Rys. 2.4. Fotografia (SEM) typowego pęknięcia TMF na rzeczywistym kolektorze

Rys. 2.5. Wynik symulacji CFD/CHT turbosprężarki - rozkład temperatury [69]

Rys. 2.6. Widok pęknięcia w kolektorze wydechowym - zaznaczono kolorem czerwonym

Rys. 2.7. Pęknięcie na przylgni zaworu upustowego turbosprężarki.

Rys. 2.8. Schemat blokowy procesu regeneracji turbosprężarki z podziałem na etapy.

Rys. 2.9. Mikrostruktura żeliwa sferoidalnego EN-GJS-450-10 z grafitem sferoidalnym w osnowie ferrytyczno-perlitycznej: (a) stan nietrawiony, (b) po trawieniu 4% Nitalem, (c, d) obserwacje SEM [70]

Rys. 2.10. Profil mikrostrukturalny złącza spawanego żeliwa sferoidalnego EN-GJS-500-10 z wyróżnieniem materiału bazowego (BM), strefy wpływu ciepła (HAZ), strefy częściowego nadtopienia (PMZ) oraz strefy stopienia (FZ), gdzie (a) to profil mikrostruktury optycznej połowy spoiny Ni w poprzek BM do strefy FZ, (b), (c), (d), (e), (f) i (j) to mikrofotografie SEM wskazanych pól w (a), (g) mikrofotografia optyczna wskazanego pola wewnątrz strefy PMZ w (a), (h) i (i) to mikrofotografie SEM wskazanych pól w (g) [58]

Rys. 2.11. Rozkład twardości w przekroju złącza spawanego żeliwa sferoidalnego z zastosowaniem materiału dodatkowego AISI 316L dla różnych wariantów obróbki cieplnej [57].

Rys. 2.12. Schemat cyklu cieplnego spawania żeliwa z obróbką cieplną po spawaniu (PWHT) [59-62].

Rys. 2.13. Uproszczony schemat blokowy mechanizmów oddziaływania na złącze spawane w korpusie turbosprężarki podczas eksploatacji.

Rys. 2.14. Schemat etapów diagnostyki i kwalifikacji elementu do regeneracji, z kryteriami akceptacji/odrzucenia na każdym etapie (opracowanie własne).

Rys. 3.1. Wymiary geometryczne próbek wykorzystywanych do badań.

Rys. 3.2. Widok próbek przed poddaniem ich procesowi spawania

Rys. 3.3. Widok próbek w uchwycie spawalniczym zaprojektowanym pod przygotowywanie próbek za pomocą spoiny V oraz Y

Rys. 3.4. Widok próbki w trakcie stygnięcia po przeprowadzonym procesie spawalniczym

Rys. 3.5. Widok próbek po procesie spawalniczym

Rys. 3.6. Widok serii próbek po pełnej obróbce zgodnie z normą PN-EN ISO 6892-1

Rys. 3.7. Maszyna wytrzymałościowa wykorzystywana w badaniach

Rys. 3.8. Widok próbki zamontowanej na maszynie wytrzymałościowej podczas wykonywania badania

Rys. 3.9. Widok próbki zamontowanej na maszynie wytrzymałościowej po pęknięciu.

Rys. 3.10. Krzywe rozciągania σ-ε dla próbek wstępnych - żeliwo rodzime, naprawa TIG, napawanie palnikiem acetylenowo-tlenowym z proszku

Rys. 3.11. Średnie wartości R_m dla grup O, T i C wraz ze słupkami błędu (± odchylenie standardowe) i naniesionymi wartościami indywidualnymi

Rys. 3.12. Wartości R_m dla wszystkich próbek wstępnych z naniesionymi liniami średnich grupowych

Rys. 3.13. Twardość w skali Rockwella C dla badanych wariantów - wartości średnie z naniesionymi indywidualnymi punktami pomiarowymi

Rys. 3.14. Współczynniki redukcji wytrzymałości φ dla naprawy TIG i napawania palnikiem acetylenowo-tlenowym względem materiału rodzimego oraz stosunek napawanie/TIG

Rys. 4.1. Porównanie średnich zawartości pierwiastków głównych (Fe, Ni) i pierwiastków drugorzędnych w trzech analizowanych proszkach

Rys. 4.2. Pozycja analizowanych proszków w układzie zawartości chromu i niklu

Rys. 4.3. Rozproszenie zawartości niklu pomiędzy próbami pomiarowymi w obrębie poszczególnych proszków

Rys. 5.1. Zestawienie próbek do badania.

Rys. 5.2. Histogram rozkładu wytrzymałości R_m wszystkich badanych próbek

Rys. 5.3. Średnia wytrzymałość R_m w grupach proszek × temperatura, słupki błędu odpowiadają odchyleniu standardowemu

Rys. 5.4. Reprezentatywne krzywe rozciągania σ-ε dla badanych wariantów (mediany grup)

Rys. 5.5. Zależność wytrzymałości R_m od grubości próbki, z rozróżnieniem na rodzaj proszku

Rys. 6.1. Proszek 1 - materiał rodzimy (MR), pole 1 (mikroskopia świetlna).

Rys. 6.2. Proszek 1 - materiał rodzimy (MR), pole 2 (mikroskopia świetlna).

Rys. 6.3. Proszek 1 - materiał rodzimy (MR), pole 3 (mikroskopia świetlna).

Rys. 6.4. Proszek 1 - materiał rodzimy (MR), pole 4 (mikroskopia świetlna).

Rys. 6.5. Proszek 1 - materiał rodzimy (MR), pole 5 (mikroskopia świetlna).

Rys. 6.6. Proszek 1 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 1 (mikroskopia świetlna).

Rys. 6.7. Proszek 1 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 2 (mikroskopia świetlna).

Rys. 6.8. Proszek 1 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 3 (mikroskopia świetlna).

Rys. 6.9. Proszek 1 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 4 (mikroskopia świetlna).

Rys. 6.10. Proszek 1 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 5 (mikroskopia świetlna).

Rys. 6.11. Proszek 1 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 6 (mikroskopia świetlna).

Rys. 6.12. Proszek 1 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 7 (mikroskopia świetlna).

Rys. 6.13. Proszek 1 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 8 (mikroskopia świetlna).

Rys. 6.14. Proszek 1 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 9 (mikroskopia świetlna).

Rys. 6.15. Proszek 1 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 10 (mikroskopia świetlna).

Rys. 6.16. Proszek 1 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 11 (mikroskopia świetlna).

Rys. 6.17. Proszek 1 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 12 (mikroskopia świetlna).

Rys. 6.18. Proszek 1 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 13 (mikroskopia świetlna).

Rys. 6.19. Proszek 1 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 14 (mikroskopia świetlna).

Rys. 6.20. Proszek 1 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 15 (mikroskopia świetlna).

Rys. 6.21. Proszek 1 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 16 (mikroskopia świetlna).

Rys. 6.22. Proszek 1 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 17 (mikroskopia świetlna).

Rys. 6.23. Proszek 1 - strefa przejściowa SWC/LW, pole 1 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.24. Proszek 1 - strefa przejściowa SWC/LW, pole 2 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.25. Proszek 1 - strefa przejściowa SWC/LW, pole 3 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.26. Proszek 1 - strefa przejściowa SWC/LW, pole 4 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.27. Proszek 1 - strefa przejściowa SWC/LW, pole 5 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.28. Proszek 1 - strefa przejściowa SWC/LW, pole 6 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.29. Proszek 1 - strefa przejściowa SWC/LW, pole 7 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.30. Proszek 1 - linia wtopienia (LW), pole 1 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.31. Proszek 1 - linia wtopienia (LW), pole 2 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.32. Proszek 1 - linia wtopienia (LW), pole 3 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.33. Proszek 1 - linia wtopienia (LW), pole 4 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.34. Proszek 1 - linia wtopienia (LW), pole 5 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.35. Proszek 1 - linia wtopienia (LW), pole 6 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.36. Proszek 1 - linia wtopienia (LW), pole 7 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.37. Proszek 1 - linia wtopienia (LW), pole 8 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.38. Proszek 1 - linia wtopienia (LW), pole 9 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.39. Proszek 1 - linia wtopienia (LW), pole 10 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.40. Proszek 1 - spoina, pole 1 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.41. Proszek 1 - spoina, pole 2 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.42. Proszek 1 - spoina, pole 3 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.43. Proszek 1 - spoina, pole 4 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.44. Proszek 1 - spoina, pole 5 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.45. Proszek 1 - spoina, pole 6 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.46. Proszek 2 - materiał rodzimy (MR), pole 1 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.47. Proszek 2 - materiał rodzimy (MR), pole 2 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.48. Proszek 2 - materiał rodzimy (MR), pole 3 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.49. Proszek 2 - materiał rodzimy (MR), pole 4 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.50. Proszek 2 - materiał rodzimy (MR), pole 5 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.51. Proszek 2 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 1 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.52. Proszek 2 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 2 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.53. Proszek 2 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 3 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.54. Proszek 2 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 4 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.55. Proszek 2 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 5 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.56. Proszek 2 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 6 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.57. Proszek 2 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 7 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.58. Proszek 2 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 8 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.59. Proszek 2 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 9 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.60. Proszek 2 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 10 (mikroskopia świetlna).

Rys. 6.61. Proszek 2 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 11 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.62. Proszek 2 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 12 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.63. Proszek 2 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 13 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.64. Proszek 2 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 14 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.65. Proszek 2 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 15 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.66. Proszek 2 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 16 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.67. Proszek 2 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 17 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.68. Proszek 2 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 18 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.69. Proszek 2 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 19 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.70. Proszek 2 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 20 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.71. Proszek 2 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 21 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.72. Proszek 2 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 22 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.73. Proszek 2 - linia wtopienia (LW), pole 1 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.74. Proszek 2 - linia wtopienia (LW), pole 2 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.75. Proszek 2 - linia wtopienia (LW), pole 3 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.76. Proszek 2 - linia wtopienia (LW), pole 4 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.77. Proszek 2 - linia wtopienia (LW), pole 5 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.78. Proszek 2 - linia wtopienia (LW), pole 6 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.79. Proszek 2 - linia wtopienia (LW), pole 7 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.80. Proszek 2 - linia wtopienia (LW), pole 8 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.81. Proszek 2 - linia wtopienia (LW), pole 9 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.82. Proszek 2 - linia wtopienia (LW), pole 10 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.83. Proszek 2 - linia wtopienia (LW), pole 11 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.84. Proszek 2 - linia wtopienia (LW), pole 12 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.85. Proszek 2 - linia wtopienia (LW), pole 13 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.86. Proszek 2 - linia wtopienia (LW), pole 14 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.87. Proszek 2 - linia wtopienia (LW), pole 15 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.88. Proszek 2 - spoina, pole 1 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.89. Proszek 2 - spoina, pole 2 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.90. Proszek 2 - spoina, pole 3 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.91. Proszek 2 - spoina, pole 4 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.92. Proszek 2 - spoina, pole 5 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.93. Proszek 2 - spoina, pole 6 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.94. Proszek 2 - spoina, pole 7 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.95. Proszek 3 - materiał rodzimy (MR), pole 1 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.96. Proszek 3 - materiał rodzimy (MR), pole 2 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.97. Proszek 3 - materiał rodzimy (MR), pole 3 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.98. Proszek 3 - materiał rodzimy (MR), pole 4 (mikroskopia świetlna).

Rys. 6.99. Proszek 3 - materiał rodzimy (MR), pole 5 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.100. Proszek 3 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 1 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.101. Proszek 3 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 2 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.102. Proszek 3 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 3 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.103. Proszek 3 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 4 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.104. Proszek 3 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 5 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.105. Proszek 3 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 6 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.106. Proszek 3 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 7 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.107. Proszek 3 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 8 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.108. Proszek 3 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 9 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.109. Proszek 3 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 10 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.110. Proszek 3 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 11 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.111. Proszek 3 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 12 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.112. Proszek 3 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 13 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.113. Proszek 3 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 14 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.114. Proszek 3 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 15 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.115. Proszek 3 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 16 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.116. Proszek 3 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 17 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.117. Proszek 3 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 18 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.118. Proszek 3 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 19 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.119. Proszek 3 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 20 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.120. Proszek 3 - linia wtopienia (LW), pole 1 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.121. Proszek 3 - linia wtopienia (LW), pole 2 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.122. Proszek 3 - linia wtopienia (LW), pole 3 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.123. Proszek 3 - linia wtopienia (LW), pole 4 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.124. Proszek 3 - linia wtopienia (LW), pole 5 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.125. Proszek 3 - linia wtopienia (LW), pole 6 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.126. Proszek 3 - linia wtopienia (LW), pole 7 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.127. Proszek 3 - linia wtopienia (LW), pole 8 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.128. Proszek 3 - linia wtopienia (LW), pole 9 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.129. Proszek 3 - linia wtopienia (LW), pole 10 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.130. Proszek 3 - linia wtopienia (LW), pole 11 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.131. Proszek 3 - spoina, pole 1 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.132. Proszek 3 - spoina, pole 2 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.133. Proszek 3 - spoina, pole 3 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.134. Proszek 3 - spoina, pole 4 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.135. Proszek 3 - spoina, pole 5 (mikroskopia świetlna).
Rys. 6.136. Proszek 3 - spoina, pole 6 (mikroskopia świetlna).

Rys. 6.137. Proszek 3 - spoina, pole 7 (mikroskopia świetlna).

Rys. 6.138. Proszek 3 - spoina, pole 8 (mikroskopia świetlna).

Rys. 7.1. Ogólny widok okna aplikacji Matlab wersja 2023b.

Rys. 7.2. Ogólny widok okna aplikacji RmPredictorApp po uruchomieniu: po lewej panel danych wejściowych, po prawej panel wyniku z wartością R_m oraz wykresem zależności R_m od temperatury.

Rys. 7.3. Panel danych wejściowych (lewa część okna): lista wyboru modelu, lista szybkiego wyboru składu, pola zawartości pierwiastków oraz pole i suwak temperatury podgrzania wstępnego.

Rys. 7.4. Panel wyniku (prawa część okna): wartość przewidywanej wytrzymałości R_m wraz z przedziałem ufności oraz wykres zależności R_m od temperatury z naniesionymi punktami uczącymi i punktem predykcji.

Rys. 7.5. Przykładowa sekwencja użycia: wybór proszku, ustawienie temperatury i odczyt przewidywanej wartości R_m dla konfiguracji rekomendowanej (np. Proszek wg niebadanego składu w temperaturze 302 °C).

Rys. 7.6. Przykładowa sekwencja użycia: wybór proszku, ustawienie temperatury i odczyt przewidywanej wartości R_m dla konfiguracji rekomendowanej (np. Proszek nr1 wg badanego składu w temperaturze 200 °C).

Rys. 8.1. Geometryczna segmentacja modelu.

Rys. 8.2. Rozkład temperatury w próbce T [°C] dla czasu t = 20 s; temperatura początkowa próbki T_0 = 200 °C.

Rys. 8.3. Zmiana temperatury w czasie w punktach P1, P2 i P3; T_0 = 200 °C.

Rys. 8.4. Zmiana temperatury wzdłuż osi próbki od strony lica spoiny; T_0 = 200 °C.

Rys. 8.5. Zmiana temperatury w czasie w punktach P1, P2 i P3; T_0 = 300 °C.

Rys. 8.6. Zmiana temperatury wzdłuż osi próbki od strony lica spoiny; T_0 = 300 °C.

Rys. 8.7. Zmiana temperatury w czasie w punktach P1, P2 i P3; T_0 = 400 °C.

Rys. 8.8. Zmiana temperatury wzdłuż osi próbki od strony lica spoiny; T_0 = 400 °C.

Rys. 8.9. Rozkład naprężeń zredukowanych σ [MPa] w próbce spawanej po czasie t = 43 s; T_0 = 200 °C.

Rys. 8.10. Rozkład naprężeń zredukowanych σ [MPa] w próbce spawanej po czasie t = 200 s; T_0 = 200 °C.

Rys. 8.11. Rozkład naprężeń zredukowanych σ [MPa] w próbce spawanej po czasie t = 43 s; T_0 = 300 °C.

Rys. 8.12. Rozkład naprężeń zredukowanych σ [MPa] w próbce spawanej po czasie t = 200 s; T_0 = 300 °C.

Rys. 8.13. Rozkład naprężeń zredukowanych σ [MPa] w próbce spawanej po czasie t = 43 s; T_0 = 400 °C.

Rys. 8.14. Rozkład naprężeń zredukowanych σ [MPa] w próbce spawanej po czasie t = 200 s; T_0 = 400 °C.

Rys. 9.1. Schemat ideowy stanowiska do badania szczelności zregenerowanego kolektora wylotowego w podwyższonej temperaturze

Rys. 9.2. Widok ogólny stanowiska: kolektor zamocowany kołnierzem przylgowym do płyty bazowej, ustalony w imadle, z podłączonym układem ciśnieniowym

Rys. 9.3. Układ wymuszania i pomiaru ciśnienia: rurka z króćcem przyłączeniowym przykręcona do kołnierza montażowego turbosprężarki, przewód zasilający i manometr.

Rys. 9.4. Kontrola szczelności metodą pęcherzykową - roztwór pieniący naniesiony na strefę naprawy.

Spis tabel

Tabela 2.1. Główne mechanizmy zużywania i pękania kolektorów wydechowych oraz korpusów turbin

Tabela 2.2. Zestawienie wybranych grup żeliwa sferoidalnego w kontekście spawalności i regeneracji

Tabela 2.3. Porównanie procesów spawalniczych i napawania w łączeniu i regeneracji elementów żeliwnych

Tabela 2.4. Charakterystyka grup spoiw stosowanych w spawaniu i regeneracji żeliwa sferoidalnego

Tabela 2.5. Funkcjonalne powiązanie technologii Castolin z klasami materiałów i procesów opisanymi w literaturze

Tabela 2.6. Zidentyfikowane luki badawcze i proponowane sposoby ich uzupełnienia

Tabela 3.1. Wyniki próby rozciągania dla próbek wstępnych

Tabela 3.2. Statystyka grupowa wytrzymałości R_m dla badań wstępnych (n = 3 dla każdej grupy)

Tabela 3.3. Wyniki pomiarów twardości metodą Rockwella C (HRC) dla próbek wstępnych

Tabela 4.1. Skład chemiczny Proszku 1 - wyniki pomiarów spektrometrycznych [% mas.]

Tabela 4.2. Skład chemiczny Proszku 2 - wyniki pomiarów spektrometrycznych [% mas.]

Tabela 4.3. Skład chemiczny Proszku 3 - wyniki pomiarów spektrometrycznych [% mas.]

Tabela 4.4. Porównanie średnich zawartości pierwiastków w trzech analizowanych proszkach [% mas.]

Tabela 5.1. Charakterystyka geometryczna próbek w poszczególnych grupach badawczych

Tabela 5.2. Szczegółowe wyniki próby statycznego rozciągania (wszystkie próbki)

Tabela 5.3. Statystyki opisowe R_m [MPa] według rodzaju proszku

Tabela 5.4. Statystyki opisowe R_m [MPa] według temperatury podgrzania

Tabela 5.5. Średnia R_m [MPa] dla wszystkich kombinacji proszek × temperatura

Tabela 5.6. Rozszerzone statystyki opisowe R_m [MPa] dla wybranych grup

Tabela 5.7. 95-procentowe przedziały ufności średnich R_m [MPa]

Tabela 7.1. Struktura zbioru danych uczących wykorzystywanego przez aplikację.

Tabela 7.2. Zestawienie modeli predykcyjnych dostępnych w aplikacji.

Tabela 9.1. Wyniki próby ciśnieniowej zregenerowanego kolektora.

1. Wstęp

Współczesne tłokowe silniki spalinowe rozwijane są w kierunku coraz wyższej sprawności, większej mocy jednostkowej oraz spełnienia zaostrzających się norm emisji spalin. Konsekwencją tych dążeń - realizowanych m.in. przez zmniejszanie pojemności skokowej przy jednoczesnym doładowaniu (ang. downsizing) - jest wzrost temperatury i ciśnienia gazów wylotowych. Elementy gorącej strony układu wydechowego, w szczególności kolektory wydechowe oraz korpusy turbosprężarek pełniące funkcję kolektora, pracują w temperaturach sięgających 600-1050 °C, w warunkach gwałtownych cykli nagrzewania i chłodzenia, pulsacji ciśnienia, drgań oraz oddziaływania agresywnej atmosfery spalinowej. Złożony, sprzężony stan obciążeń cieplno-mechanicznych prowadzi do zmęczenia cieplnego, utleniania, erozji i - w efekcie - do pękania oraz przedwczesnego wycofania tych elementów z eksploatacji.

Elementy te wykonuje się najczęściej z żeliwa sferoidalnego, w tym z gatunków stopowych i żaroodpornych (SiMo, Ni-Resist), a w zastosowaniach o umiarkowanych wymaganiach cieplnych - z klasycznych gatunków konstrukcyjnych, takich jak EN-GJS-450. O wyborze tego materiału decyduje korzystny stosunek właściwości użytkowych do kosztu, dobra odlewalność oraz możliwość kształtowania złożonych geometrii. Żeliwo sferoidalne należy jednak do materiałów trudno spawalnych: wysoka zawartość węgla i obecność grafitu sprzyjają powstawaniu twardych, kruchych struktur (martenzytu, cementytu i ledeburytu) w strefie wpływu ciepła, co czyni naprawę uszkodzonego elementu zadaniem wymagającym starannego doboru technologii regeneracji, materiału dodatkowego oraz warunków cieplnych procesu.

Bezpośrednią genezą niniejszej pracy była praktyczna potrzeba rynkowa w obszarze regeneracji części maszyn. W codziennej praktyce serwisowej i remontowej coraz częściej okazuje się, że dla uszkodzonego elementu gorącej strony układu wydechowego brak jest dostępnego na rynku odpowiednika nowego. Przyczyny są różnorodne: zakończenie produkcji danego modelu silnika lub pojazdu, wycofanie elementu z oferty katalogowej, jednoźródłowy charakter dostaw części oryginalnych (OEM), długie terminy realizacji zamówień oraz wysokie ceny komponentów niskoseryjnych. Problem nasila się w przypadku maszyn rolniczych, budowlanych i przemysłowych, jednostek specjalnych oraz pojazdów starszych i zabytkowych, dla których łańcuch dostaw części zamiennych jest ograniczony lub całkowicie przerwany. W takich sytuacjach wymiana elementu na nowy bywa niemożliwa albo ekonomicznie nieuzasadniona, a jedyną drogą utrzymania maszyny w eksploatacji pozostaje regeneracja elementu uszkodzonego.

Regeneracja nie jest zatem wyłącznie alternatywą tańszą i korzystniejszą środowiskowo od produkcji nowego odlewu - choć i te argumenty są istotne w kontekście gospodarki o obiegu zamkniętym, oszczędności energii i surowców oraz redukcji śladu węglowego - lecz w wielu przypadkach stanowi realną odpowiedź na niedostępność komponentów. To właśnie ograniczona

dostępność części zamiennych ukierunkowała niniejszą pracę na poszukiwanie technologii naprawy, która umożliwi przywrócenie zdolności eksploatacyjnej elementów z żeliwa sferoidalnego w warunkach typowego zaplecza warsztatowego.

Spośród dostępnych metod łączenia i odbudowy materiału szczególną uwagę zwrócono na napawanie palnikiem acetylenowo-tlenowym z proszkowym materiałem dodatkowym. W odróżnieniu od technologii o wysokiej gęstości mocy (napawanie laserowe, DED, PTA), wymagających kosztownej i wyspecjalizowanej infrastruktury, napawanie palnikowe charakteryzuje się niskim kosztem oprzyrządowania, dużą dostępnością, możliwością prowadzenia napraw lokalnych oraz łagodnym, rozłożonym w czasie cyklem cieplnym, ograniczającym szybkość chłodzenia i sprzyjającym uzyskaniu mniej kruchej strefy wpływu ciepła. Cechy te czynią je technologią szczególnie atrakcyjną dla sektora regeneracji, w którym decydujące znaczenie ma połączenie akceptowalnej jakości metalurgicznej naprawy z dostępnością i ekonomiką procesu. Kluczowymi, sterowalnymi zmiennymi tej technologii są rodzaj zastosowanego proszku napawalniczego (w szczególności udział niklu i chromu) oraz temperatura podgrzania wstępnego podłoża.

Pomimo licznych prac dotyczących spawalności żeliwa sferoidalnego, w literaturze brakuje kompleksowych, porównawczych danych łączących wybór proszku napawalniczego oraz temperaturę podgrzania wstępnego z właściwościami wytrzymałościowymi i mikrostrukturą uzyskiwanego złącza, zwłaszcza dla technologii napawania palnikowego stosowanej na żeliwie eksploatowanym. Lukę tę szczegółowo zidentyfikowano w podrozdziale 2.18. Wypełnienie jej ma znaczenie nie tylko poznawcze, lecz także bezpośrednio praktyczne - pozwala bowiem przekształcić intuicyjną praktykę naprawczą w procedurę opartą na powtarzalnych, ilościowych przesłankach doboru parametrów.

Rozdział 2 przedstawia podstawy materiałowe i technologiczne regeneracji żeliwa sferoidalnego oraz identyfikuje problem badawczy. W rozdziale 3 porównano wyniki badań wstępnych dla naprawy metodą TIG i napawania palnikowego. Rozdział 4 zawiera charakterystykę chemiczną trzech proszków napawalniczych, rozdział 5 przedstawia wyniki prób rozciągania złączy, a rozdział 6 analizę ich mikrostruktury. W rozdziale 7 opisano aplikację do orientacyjnego szacowania wytrzymałości, w rozdziale 8 przedstawiono wyniki modelowania numerycznego, natomiast rozdział 9 poświęcono stanowiskowej próbie szczelności zregenerowanego kolektora. Rozdział 10 zawiera syntezę wyników, ocenę tezy i hipotez oraz wskazanie ograniczeń i kierunków dalszych badań.

1.1. Cel pracy

Celem rozprawy jest ocena przydatności napawania palnikowego acetylenowo-tlenowym do regeneracji elementów z żeliwa sferoidalnego EN-GJS-450 oraz określenie wpływu rodzaju proszku napawalniczego i temperatury podgrzania wstępnego na właściwości wytrzymałościowe i

mikrostrukturę uzyskiwanych złączy, a w konsekwencji sformułowanie zaleceń doboru parametrów technologicznych dla praktyki naprawczej.

1.2. Teza pracy

Zastosowanie spoiwa z dodatkiem niklu i chromu przy jednoczesnym wstępnym podgrzaniu spawanego żeliwa pozwoli na uzyskanie spoiny o wytrzymałości na rozciąganie nie mniejszej niż 70% wartości wytrzymałości materiału rodzimego.

1.3. Hipotezy badawcze

W pracy przyjęto następujące hipotezy badawcze:

H1. Rodzaj proszku napawalniczego istotnie różnicuje właściwości wytrzymałościowe i mikrostrukturę złącza, w szczególności w strefie wpływu ciepła.

H2. Temperatura podgrzania wstępnego wpływa na wytrzymałość złącza i ogranicza powstawanie niekorzystnych struktur hartowniczych w strefie wpływu ciepła.

H3. Napawanie palnikowe pozwala osiągnąć wytrzymałość złącza porównywalną z naprawą metodą TIG, stanowiąc technologicznie i ekonomicznie uzasadnioną alternatywę w regeneracji żeliwa sferoidalnego.

1.4. Zakres pracy

Zakres pracy obejmuje: przegląd literatury w zakresie mechanizmów degradacji elementów gorącej strony układu wydechowego oraz spawalności i regeneracji żeliwa sferoidalnego (rozdz. 2); badania wstępne porównujące naprawę TIG z napawaniem palnikowym (rozdz. 3); analizę chemiczną trzech proszków napawalniczych (rozdz. 4); badania wytrzymałościowe złączy dla dziewięciu kombinacji proszku i temperatury podgrzania wstępnego wraz z analizą statystyczną (rozdz. 5); analizę metalograficzną mikrostruktury połączeń (rozdz. 6); aplikację predykcyjną wytrzymałości złączy (rozdz. 7); modelowanie MES procesu spawania (rozdz. 8); a także opracowanie stanowiska i weryfikację szczelności zregenerowanego kolektora w podwyższonej temperaturze (rozdz. 9). Praca kończy się syntezą wyników, zaleceniami praktycznymi oraz wskazaniem kierunków dalszych badań.

2. Stan wiedzy

2.1. Problem badawczy

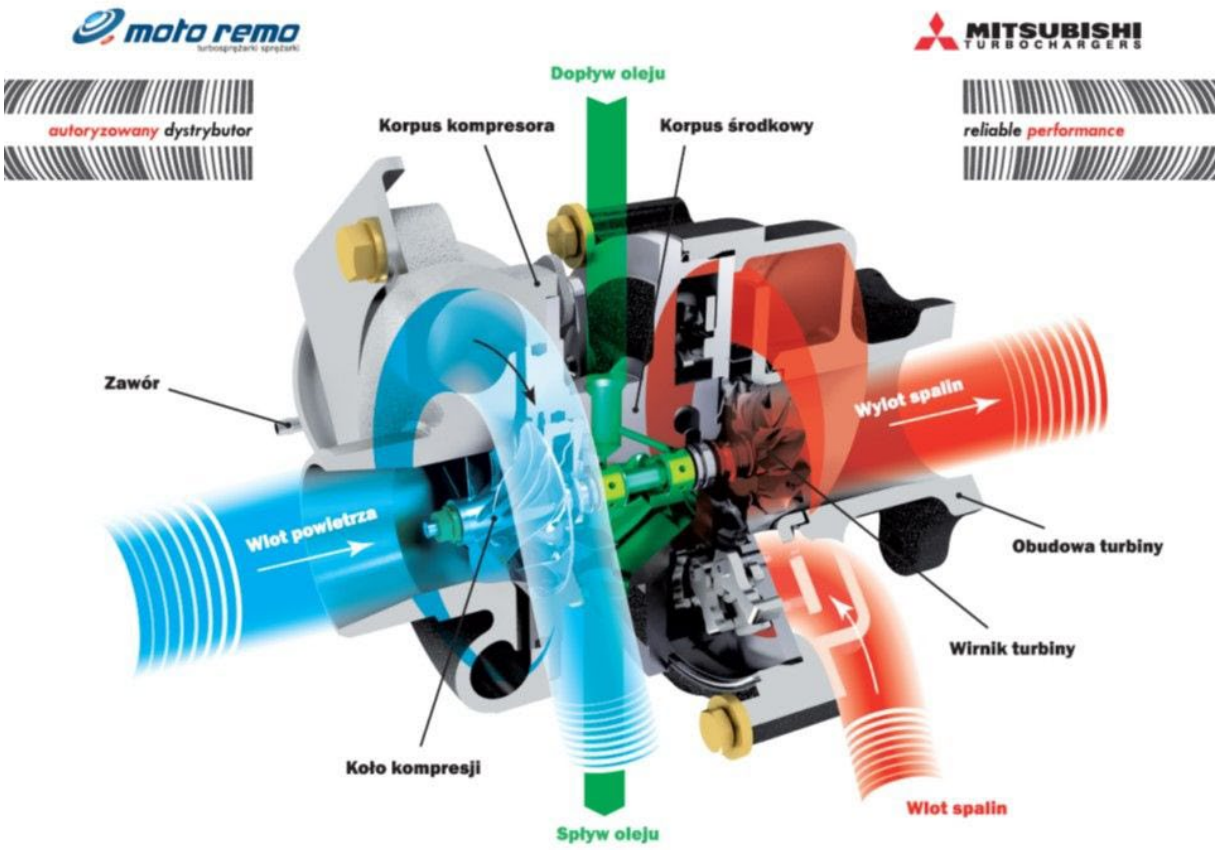
Niniejszy rozdział prezentuje stan wiedzy w zakresie obszarów: mechanizmów zużywania i pękania kolektorów wydechowych oraz korpusów turbosprężarek pełniących funkcję kolektora, a także metod łączenia i regeneracji elementów wykonywanych z żeliwa sferoidalnego. Pierwsza grupa zagadnień opisuje problem eksploatacyjny - dlaczego konkretne elementy gorącej strony układu wydechowego ulegają uszkodzeniom, jakie mechanizmy dominują w ich niszczeniu i jakie czynniki wpływają na trwałość. Druga grupa zagadnień opisuje zaplecze technologiczne pozwalające na regenerację komponentu i zniwelowanie uszkodzenia: spawalność materiałów, dobór procesów i spoiw, obróbkę cieplną oraz technologie naprawcze.

W nowoczesnych układach doładowania granica pomiędzy klasycznym kolektorem wydechowym a korpusem turbiny turbosprężarki jest coraz częściej funkcjonalnie ujednolicona. Korpus turbiny, zwłaszcza w konstrukcjach zintegrowanych, odbiera strumienie spalin z kilku cylindrów, rozdziela je lub łączy, kształtuje przepływ i kieruje energię gazu na wirnik. Pracuje on zatem jak kolektor o bardziej złożonej geometrii, większej koncentracji strumienia ciepła i większej wrażliwości na przejściowe warunki pracy [4, 6, 11, 15, 22]. Z tego powodu cały rozdział traktuje obie klasy elementów łącznie, podkreślając specyficzne różnice korpusu turbiny w stosunku do kolektora klasycznego.

Rosnące wymagania dotyczące sprawności, mocy jednostkowej i emisji spalin powodują zwiększanie temperatury gazów wylotowych oraz stosowanie bardziej zwartej zabudowy układów wydechowych. Wartości temperatur, jakim regularnie podlegają kolektory współczesnych silników, mieszczą się w przedziale 600-900 °C, a w turbosprężarkach silników o szczególnie agresywnej charakterystyce mogą sięgać 950-1050 °C [1, 2, 8]. Tak wysokie poziomy temperatury, połączone z gwałtownymi zmianami warunków pracy, są źródłem złożonego stanu naprężeń termiczno-mechanicznych, który stanowi główną przyczynę inicjacji pęknięć. W praktyce eksploatacyjnej pęknięcie powoduje spadek mocy, wzrost hałasu, pogorszenie emisji, nieszczelność układu wydechowego oraz ryzyko uszkodzenia dalszych elementów, w tym wirnika turbiny i układu oczyszczania spalin [7, 10].

Materiałami stosowanymi do produkcji tych elementów są najczęściej żeliwa sferoidalne, w tym odmiany SiMo (żeliwa krzemowo-molibdenowe), żeliwa wysokoniklowe typu Ni-Resist oraz austenityczne stale żaroodporne stabilizowane niobem [16, 17, 19]. W elementach mniej krytycznie obciążonych cieplnie spotyka się klasyczne żeliwa sferoidalne, np. EN-GJS-450 i pokrewne, których spawalność i podatność na regenerację są przedmiotem licznych prac badawczych. Niezależnie od konkretnego gatunku, wszystkie żeliwa sferoidalne należą do materiałów trudnospawalnych, co stanowi główną przyczynę, dla której naprawa eksploatowanego korpusu lub kolektora wymaga starannego

doboru technologii. Na rysunku 2.1. przedstawiono schemat przekrój turbosprężarki wraz z wskazaniem jej poszczególnych elementów.



Rys. 2.1. Przykładowy schemat turbosprężarki [88]

W pierwszej części pracy (rozdziały 2.2-2.10) omówiono warunki pracy elementów gorącej strony układu wydechowego, dominujące mechanizmy ich degradacji, znaczenie geometrii i wad materiałowych, oddziaływanie korozji wysokotemperaturowej i drgań, a także specyfikę korpusów turbosprężarek. Druga część przedstawia materiałowe, technologiczne i procesowe podstawy spawania oraz regeneracji żeliwa sferoidalnego. Trzecia część zawiera analizę technologii naprawczej, omówienie podgrzewania wstępnego i obróbki cieplnej po spawaniu, syntezę dotyczącą właściwości eksploatacyjnych złączy oraz identyfikację luki badawczej z propozycją kierunków własnych badań.

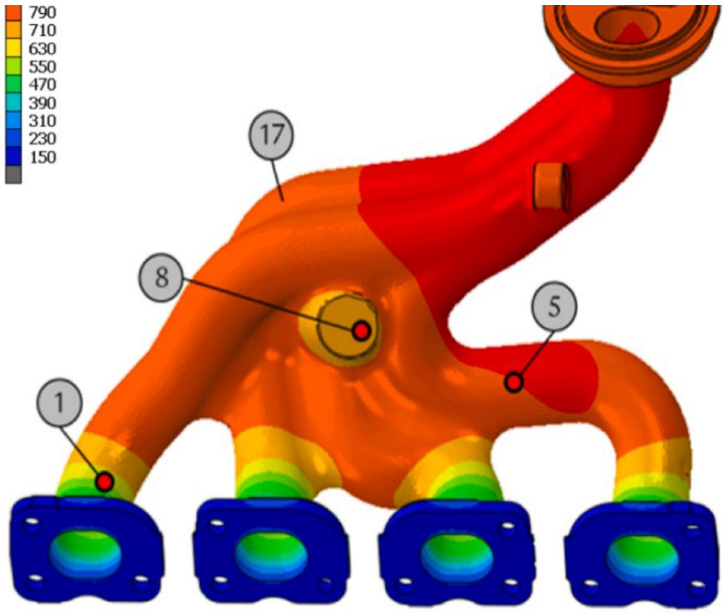
2.2. Warunki pracy elementów gorącej strony układu wydechowego

2.2.1. Środowisko termodynamiczne

Kolektor wydechowy oraz korpus turbiny pracują w bezpośrednim kontakcie z gazami spalinowymi opuszczającymi cylindry silnika. Temperatura tych gazów zależy od typu silnika, paliwa, obciążenia oraz strategii regulacji. Dla silników o zapłonie samoczynnym typowe wartości temperatury gazów wylotowych wynoszą 550-750 °C, dla silników o zapłonie iskrowym 750-950 °C, natomiast dla

nowoczesnych silników wysokodoładowanych z bezpośrednim wtryskiem benzyny temperatura ta może okresowo przekraczać 1000 °C [1, 2]. Temperatura ścianek kolektora jest niższa niż temperatura przepływającego gazu ze względu na konwekcyjne i radiacyjne oddawanie ciepła do otoczenia, jednak w stanie ustalonym utrzymuje się typowo na poziomie 600-850 °C [4, 5]. Badania walidacyjne kolektorów silników wysokowydajnych pokazują, że podczas cykli szoku cieplnego powierzchnie kolektora mogą osiągać temperaturę niemal 900 °C w czasie krótszym niż minuta, a różnica między temperaturą maksymalną i minimalną może wynosić około 750 °C [4]. W badaniach turbin silnikowych opisano skoki od temperatury otoczenia do kilkuset stopni w bardzo krótkim czasie oraz szybkie przejścia między poziomem około 950 °C i niższymi w trakcie zmian obciążenia [12].

W tak wysokich temperaturach istotne stają się zjawiska pomijalne w temperaturach umiarkowanych: pełzanie, utlenianie wysokotemperaturowe, dyfuzyjna ewolucja mikrostruktury (wydzielanie faz wtórnych, przemiany grafitu w żeliwach, koagulacja wtrąceń), a także anizotropowa zmiana właściwości mechanicznych. Granica plastyczności typowych żeliw stosowanych na kolektory spada w przedziale 20-800 °C kilkukrotnie, co oznacza, że już umiarkowane naprężenia mechaniczne mogą prowadzić do uplastycznienia lokalnych obszarów konstrukcji [7, 13]. Drugą cechą obciążenia jest przestrzenna nierównomierność pola temperatury. Kolektor nie nagrzewa się jednorodnie, ponieważ strumień spalin dopływa impulsowo z poszczególnych cylindrów, a rozkład prędkości i temperatury gazu zależy od kolejności zapłonu, geometrii kanałów, długości odnóg, grubości ścian oraz warunków wymiany ciepła z otoczeniem. Miejsca zbiegu kilku kanałów, gardziele, kołnierze, przegrody i okolice zmian przekroju nagrzewają się szybciej lub wolniej niż pozostałe części odlewu. W efekcie jedna część elementu dąży do większego rozszerzenia niż sąsiednia, lecz rozszerzenie to jest ograniczone przez ciągłość materiału i połączenia śrubowe. Mechaniczna konsekwencja jest jednoznaczna - w materiale powstają naprężenia cieplne, nawet gdy element nie jest obciążony zewnętrzną siłą w klasycznym sensie. Na rysunku 2.2 przedstawiono przykładowy rozkład temperatury w typowym kolektorze wydechowym.



Rys. 2.2. Rozkład temperatury w typowym kolektorze wydechowym (wynik symulacji CHT/CFD) - zróżnicowanie temperatur w odnogach.

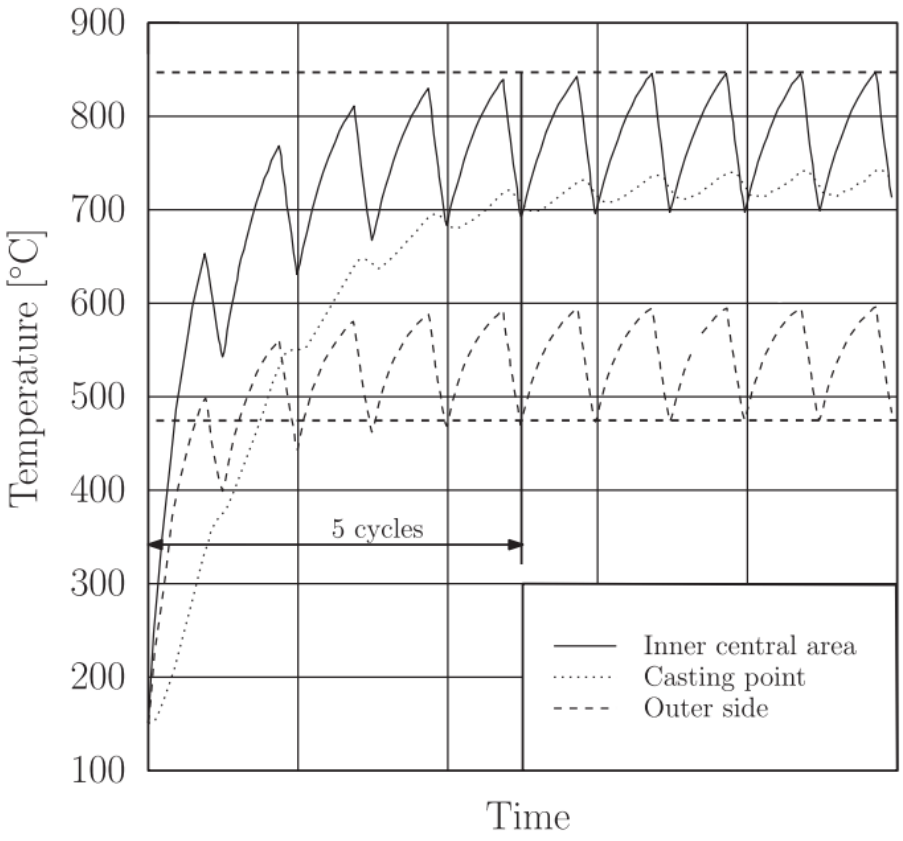
2.2.2. Cykle pracy i obciążenia eksploatacyjne

Z perspektywy trwałości elementu kluczowe znaczenie ma nie tylko maksymalna temperatura w stanie ustalonym, ale przede wszystkim charakterystyka cyklu pracy. W typowej eksploatacji silnika wyróżnia się następujące fazy obciążenia cieplnego:

- rozruch zimny - gwałtowne nagrzewanie od temperatury otoczenia do temperatury roboczej, generujące wyraźne gradienty cieplne pomiędzy ściankami kanałów a kołnierzami montażowymi;
- praca w stanie ustalonym - utrzymywanie wysokich, lecz quasi-stacjonarnych temperatur, z lokalnymi wahaniami związanymi z dynamiką pracy poszczególnych cylindrów;
- zmiany obciążenia - gwałtowne przyspieszanie lub hamowanie silnikiem powodują skokowe zmiany temperatury gazów wylotowych, skutkujące szybkimi przebiegami temperatury ścianek;
- wyłączenie silnika - po zatrzymaniu pracy element gwałtownie się chłodzi, ale ze względu na bezwładność cieplną masywnych obszarów (kołnierzy, łap mocujących) gradienty temperatur osiągają wartości szczytowe właśnie w tej fazie [3, 5, 8, 32, 45].

Cykliczność tych przejść - nawet jeśli pojedynczy cykl nie generuje obciążeń przekraczających doraźną wytrzymałość materiału - kumuluje uszkodzenie zmęczeniowe. W cyklach niskocyklowych, rzędu 10^2-10^4 cykli do zniszczenia, głównym mechanizmem jest plastyczne odkształcenie odwracalne w obszarach koncentracji naprężeń, prowadzące do mikropęknięć rozwijających się w pęknięcia makroskopowe [3, 7, 8, 9]. Dodatkową komplikacją jest niejednorodna geometria kolektorów: rozgałęzienia kanałów, kołnierze montażowe z otworami pod śruby, zmienne grubości ścianek i przejścia o małych promieniach zaokrągleń powodują, że pole temperatury i pole naprężeń są silnie

niejednorodne. W korpusach turbin do tego dochodzą jeszcze przepływy o silnych zawirowaniach (zwłaszcza w okolicach języka spirali oraz kanału wastegate), wywołujące lokalne hotspoty i ekstremalne strumienie ciepła [4, 6, 14, 15]. Na rysunku 2.3. przedstawiono wykres temperaturowy cyklu pracy turbosprężarki.



Rys. 2.3. Wykres temperaturowy cyklu pracy elementu. https://doi.org/10.1016/j.engfailanal.2023.107526

2.2.3. Obciążenia mechaniczne towarzyszące obciążeniom termicznym

Obciążenie cieplne kolektora oraz korpusu turbiny jest zawsze sprzężone z obciążeniami mechanicznymi. Pierwszym ich źródłem jest ograniczenie swobody rozszerzalności cieplnej przez połączenie z głowicą silnika oraz z dalszą częścią układu wylotowego (układem doładowania, rurą łączącą kolektor z katalizatorem). Drugim - pulsacyjny charakter strumienia gazów wylotowych: każde otwarcie zaworu wylotowego generuje falę ciśnienia oddziałującą na ściankę kolektora w sposób cykliczny, z częstotliwością proporcjonalną do prędkości obrotowej silnika [10, 23, 24, 36]. Trzecim, w przypadku korpusów turbin, są siły aerodynamiczne i siły bezwładności związane z pracą wirnika oraz oddziaływaniem strumienia gazu na łopatki [11, 25]. Sprzężenie obciążeń termicznych i mechanicznych prowadzi do złożonego stanu naprężeń, którego prawidłowy opis wymaga zaawansowanych modeli

numerycznych. Współcześnie stosowane są modele sprzężonej analizy płynowo-strukturalnej (Fluid-Structure Interaction, FSI), w których pole temperatury i pole ciśnienia uzyskane z obliczeń CFD są przekazywane jako warunki brzegowe do analizy MES strukturalnej [5, 6]. Dopiero takie podejście pozwala wiarygodnie przewidzieć rozkład naprężeń i miejsca inicjacji pęknięć.

Należy również uwzględnić chemiczne oddziaływanie spalin. Skład atmosfery spalinowej zależy od paliwa i warunków spalania, ale typowo zawiera tlen, parę wodną, dwutlenek węgla, tlenki azotu, związki siarki, pozostałości oleju i cząstki stałe. Przy temperaturach 600-900 °C reakcje utleniania i korozji wysokotemperaturowej nie są zjawiskiem ubocznym, lecz integralnym elementem procesu niszczenia. Tlenki powstające na powierzchni pęknięć mogą kruszyć się, rozwarstwiać, klinować szczelinę lub osłabiać brzeg pęknięcia, ułatwiając jego dalszą propagację [2, 18, 21].

2.3. Naprężenia cieplne i niskocyklowe zmęczenie cieplno-mechaniczne

2.3.1. Geneza naprężeń termicznych

Naprężenia cieplne powstają wtedy, gdy swobodne odkształcenie termiczne materiału jest ograniczone. W prostym ujęciu wzrost temperatury powoduje wydłużenie proporcjonalne do współczynnika rozszerzalności cieplnej. Gdyby element mógł rozszerzyć się bez przeszkód, nie wystąpiłyby istotne naprężenia. Kolektor i korpus turbiny nie mają jednak takiej swobody. Są przykręcone do głowicy lub połączone z turbiną, mają zróżnicowaną grubość ścian, wewnętrzne żebra, kołnierze, przegrody i króćce. Część odkształcenia cieplnego zostaje zatem zamieniona w naprężenie. Im większy gradient temperatury, im większy moduł sprężystości, im większy współczynnik rozszerzalności i im silniejsze ograniczenie geometryczne, tym wyższe naprężenie cieplne [4, 5].

Sąsiadujące obszary o różnych temperaturach przeszkadzają sobie wzajemnie w rozszerzaniu: obszar gorętszy chciałby się rozszerzyć bardziej, niż pozwala mu na to obszar zimniejszy, w wyniku czego w obszarze gorętszym powstają naprężenia ściskające, a w zimniejszym - rozciągające. Po wyłączeniu silnika sytuacja się odwraca: obszary, które były gorętsze, kurczą się szybciej i intensywniej, w wyniku czego stają się obszarami rozciąganymi. Powstaje pełny cykl naprężeń o znaku zmiennym, działający z częstością równą częstości włączeń i wyłączeń silnika oraz z mniejszą amplitudą, z częstością zmian obciążenia w trakcie pracy. Mechanizm ten jest istotą zmęczenia cieplno-mechanicznego [3, 7, 8]. Z punktu widzenia inicjacji pęknięcia szczególnie niebezpieczne są fazy, w których w pobliżu powierzchni pojawiają się naprężenia rozciągające - otwierają one mikroszczeliny i przyspieszają ich wzrost.

2.3.2. Mechanizm TMF (ang. Thermo-Mechanical Fatigue)/LCF (ang. Low-Cycle Fatigue)

Jeżeli naprężenia cieplne pozostają w zakresie sprężystym, element może wytrzymać znaczną liczbę cykli. Problem pojawia się wtedy, gdy lokalne naprężenia przekraczają granicę plastyczności w temperaturze pracy. W wysokiej temperaturze granica plastyczności i wytrzymałość wielu żeliw i stali maleją. W badaniu kolektora z żeliwa SiMo wykazano, że wytrzymałość na rozciąganie i granica plastyczności wyraźnie spadają wraz ze wzrostem temperatury z 500 °C do 780 °C, a pod działaniem szoków cieplnych występuje uplastycznienie [7, 37, 39, 40, 41, 42]. Lokalne uplastycznienie tworzy pętlę histerezy naprężenie-odkształcenie i jest klasyczną podstawą niskocyklowego zmęczenia cieplnego.

Liczba dostępnych w literaturze danych ilościowych pozwala oszacować typowy zakres wartości naprężeń występujących w kolektorach. Long i in. [40] na podstawie analizy MES kolektora silnika benzynowego wykazali, że w obszarach krytycznych osiągane są naprężenia von Misesa rzędu 380-455 MPa, znacząco przekraczające granicę plastyczności materiału w temperaturze pracy. Yuan i in. [39] dla kolektora silnika wysokoprężnego raportują naprężenia szczytowe na poziomie 320-410 MPa, zlokalizowane w okolicach kołnierzy montażowych oraz w rozgałęzieniach kanałów. Li i in. [43] w analizie awarii kolektora żeliwnego silnika wysokoprężnego stwierdzili, że pęknięcia inicjowały się w miejscach koncentracji naprężeń o wartości 150-250 MPa, w obecności porów odlewniczych o średnicy do 185 µm. Chen i in., analizując kolektor silnika gazowego, wyznaczyli maksymalną temperaturę odlewu na poziomie 715 °C i maksymalne naprężenie cieplne 455 MPa; strefy tych naprężeń odpowiadały obszarom rzeczywistych pęknięć [7, 9, 38].

Dla korpusów turbin turbosprężarek wartości naprężeń są często wyższe ze względu na bardziej rozbudowaną geometrię oraz silniejsze gradienty cieplne. Chen i in. [37] przedstawili wyniki sprzężonej analizy termo-mechanicznej korpusu turbiny radialnej, wykazując, że szczytowe naprężenia w okolicach języka spirali osiągają 480 MPa, a w okolicach kanału wastegate - nawet 520 MPa. Makke i in. [41] w pracy poświęconej propagacji pęknięć w korpusie turbiny zastosowali nieliniową mechanikę pękania i wykazali, że tempo wzrostu pęknięcia jest funkcją zarówno amplitudy naprężeń, jak i temperatury, z silnym wzrostem powyżej 700 °C. Zbieżność miejsc obliczeniowo podwyższonych naprężeń z miejscami rzeczywistych pęknięć stanowi jeden z najmocniejszych argumentów potwierdzających dominującą rolę obciążeń termiczno-mechanicznych w niszczeniu tych elementów.

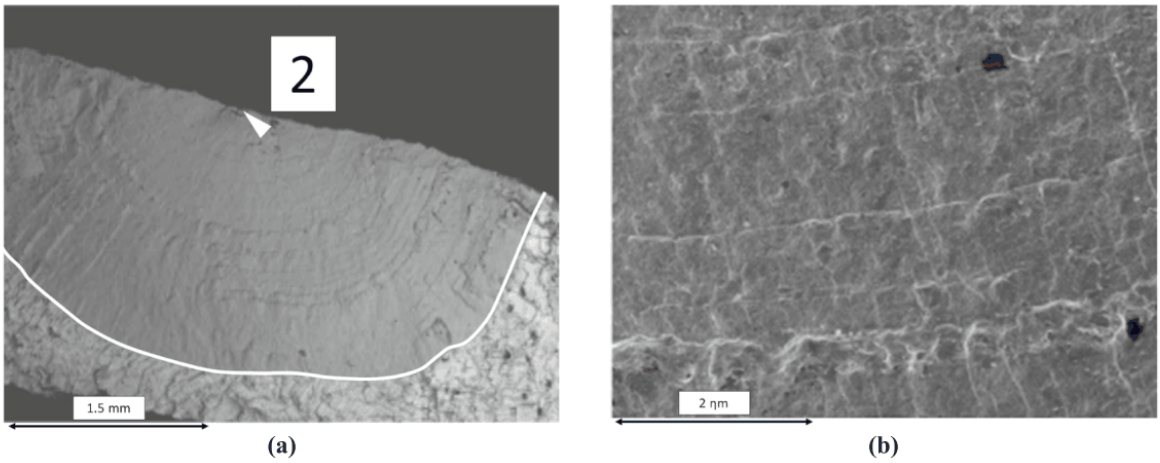
W projektowaniu kolektorów wysokowydajnych stosuje się nie tylko klasyczną ocenę naprężeń, ale również kryteria związane z odkształceniem plastycznym. Lorenzini i in. zaproponowali weryfikację trwałości cieplno-zmęczeniowej odlewanego kolektora z wolutą turbiny za pomocą przyrostu równoważnego odkształcenia plastycznego w pojedynczym cyklu cieplnym, oznaczanego jako ΔPEEQ [35]. Jest to podejście szczególnie uzasadnione wtedy, gdy w cyklu cieplnym udział odkształceń

plastycznych jest dominujący, a uszkodzenie zależy od ich kumulacji bardziej niż od chwilowej wartości naprężenia. Dwa obszary o podobnym naprężeniu maksymalnym mogą mieć różną trwałość, jeżeli różni się zakres odkształcenia plastycznego, historia temperatury albo stan ograniczenia odkształceń.

2.3.3. Inicjacja i propagacja pęknięć

Inicjacja pęknięcia zmęczeniowego w warunkach TMF zachodzi w kilku etapach. W początkowej fazie cykliczne odkształcenia plastyczne prowadzą do nagromadzenia odkształcenia trwałego w obszarach koncentracji naprężeń. Mikrostrukturalnie objawia się to powstawaniem pasm poślizgu, lokalną dezorientacją krystaliczną i akumulacją dyslokacji. W kolejnym etapie - zwłaszcza w żeliwach - mikropęknięcia powstają na granicach między grafitem a osnową metaliczną lub na granicach ziaren, w miejscach, gdzie lokalne pole naprężeń przekracza wytrzymałość spójności [13, 17, 18, 34, 43, 47, 48]. Powstałe mikropęknięcia łączą się ze sobą i propagują w kierunku prostopadłym do maksymalnego naprężenia rozciągającego, początkowo z prędkościami rzędu mikrometra na cykl, a następnie - wraz ze wzrostem długości pęknięcia i intensywności naprężeń u jego wierzchołka - z rosnącą prędkością aż do niestabilnej propagacji końcowej [3, 11].

Salehnasab i in. [34] zaproponowali model przewidywania propagacji pęknięcia w warunkach przejściowego obciążenia cieplnego dla elementu turbiny gazowej, demonstrując silną zależność prędkości wzrostu pęknięcia od historii temperatury, a nie tylko od jej wartości chwilowej. Zhang i in. [42] na przykładzie tarczy łopatkowej silnika turbinowego wykazali, że TMF prowadzi do wieloogniskowej inicjacji pęknięć, że szczególnym znaczeniem koncentracji naprężeń w okolicach otworów montażowych i przejść geometrycznych. Charakterystyczne dla pęknięć powstałych w wyniku TMF są: lokalizacja w miejscach koncentracji naprężeń (rozgałęzienia, przejścia o małych promieniach, krawędzie kołnierzy), orientacja prostopadła do osi największych naprężeń rozciągających, silne utlenienie powierzchni pęknięcia (świadczące o tym, że pęknięcie rozwijało się w warunkach ekspozycji na wysoką temperaturę i atmosferę utleniającą), oraz w analizie metalograficznej - obecność wtórnych mikropęknięć równoległych do pęknięcia głównego [7, 9, 13, 21, 38, 43]. Występowanie tych cech jednocześnie pozwala z dużą pewnością klasyfikować uszkodzenie jako spowodowane TMF, w odróżnieniu od pęknięć wywołanych obciążeniami impulsywnymi (charakteryzującymi się powierzchnią pęknięcia świeżą, słabo utlenioną) lub pęknięć korozyjnych pod naprężeniem (z dominującym wpływem chemicznym). Rysunek 2.4 przedstawia przykładowe pęknięcie TMF na rzeczywistym kolektorze.



Rys. 2.4. Fotografia (SEM) typowego pęknięcia TMF na rzeczywistym kolektorze

2.4. Geometria, koncentracja naprężeń i wady odlewnicze

2.4.1. Wpływ geometrii na rozkład naprężeń

Geometria kolektora i korpusu turbiny decyduje o tym, gdzie pojawią się największe gradienty cieplne, gdzie materiał będzie najsilniej ograniczony i gdzie zainicjuje się pęknięcie. Krytyczne są zwłaszcza nagłe zmiany grubości ścian, ostre naroża, małe promienie zaokrągleń, przejścia kanałów w komory zbiorcze, strefy kołnierzy oraz miejsca połączeń z dodatkowymi wspornikami. W takich obszarach występuje jednocześnie koncentracja naprężeń mechanicznych, niejednorodne chłodzenie oraz zwiększone prawdopodobieństwo powstania wad odlewniczych. Wszelkie nieciągłości geometryczne prowadzące do lokalnego wzrostu naprężeń ponad wartość średnią zwane są koncentratorami naprężeń, a stosunek naprężenia szczytowego do nominalnego określa się jako współczynnik koncentracji naprężeń [4, 5, 13, 23].

Analizy uszkodzeń kolektorów żeliwnych wskazują, że pęknięcie nie zawsze powstaje w miejscu najwyższej temperatury. Może pojawić się w miejscu, gdzie temperatura jest niższa, ale gradient rozszerzalności, nieciągłość geometryczna i prawdopodobieństwo wad materiałowych są większe. W badaniu kolektora silnika gazowego autorzy odróżnili strefę wysokiej temperatury od strefy silniejszej nierównomierności rozszerzalności; pęknięcia inicjowały się preferencyjnie w obszarze ostrzejszej zmiany konstrukcyjnej, mimo że temperatura nie była tam najwyższa [38]. Wniosek jest istotny projektowo: samo obniżenie temperatury maksymalnej nie gwarantuje trwałości, jeżeli element nadal posiada sztywne przejścia i lokalne ograniczenia odkształceń.

W praktyce konstrukcyjnej korzystne jest łagodzenie zmian przekroju, zwiększanie promieni zaokrągleń oraz unikanie lokalnych przewężeń ścian. Lorenzini i in. [35] wykazali, że niewielkie modyfikacje promieni zaokrąglenia w obszarach krytycznych mogą wydłużyć trwałość elementu nawet kilkukrotnie. Li i in. [43] po przeprowadzeniu analizy awarii konkretnego kolektora wprowadzili w jego

konstrukcji zwiększenie promienia zaokrąglenia w miejscu pęknięcia, co całkowicie wyeliminowało problem w późniejszej eksploatacji. Podobne wnioski wynikają z analiz sprzężonych CFD-FEA, w których strefy lokalnego przegrzewania i koncentracji naprężeń pokrywają się z ostrymi załamaniami przepływu i niekorzystnymi zmianami przekroju [5, 14].

W korpusach turbosprężarek szczególnie istotna jest strefa języka woluty, gardzieli i wlotu do koła turbiny. Badania numeryczne radialnej turbiny pokazały, że w stanie przejściowym naprężenia w korpusie są większe niż w stanie quasi-ustalonym, a ich maksima występują na zewnętrznej powierzchni korpusu oraz przy języku wlotowym [45]. Przyczyną jest jednoczesne działanie różnicy temperatur między sąsiednimi strefami przepływu, lokalnych wirów i ograniczenia rozszerzalności przez geometrię. W strefie języka wlotowego jedna strona styka się z bardzo gorącym strumieniem, a druga z chłodniejszym przepływem kierowanym ku wirnikowi - różnica rozszerzalności i ograniczenie geometryczne prowadzą do szczególnie wysokich naprężeń. Drobna zmiana geometrii języka, promienia zaokrąglenia albo kanału obejściowego może silnie wpłynąć na trwałość korpusu. Geometria wpływa również na proces chłodzenia. Grube kołnierze i masywne strefy odlewu oddają ciepło wolniej niż cienkie ścianki kanałów. Podczas rozruchu lub gwałtownego wzrostu obciążenia cienkie obszary osiągają temperaturę roboczą szybciej, a masywne pozostają chłodniejsze. Podczas wyłączenia silnika cieńsze ścianki szybko tracą ciepło, natomiast masywne części długo pozostają gorące. Taka asynchroniczność nagrzewania i chłodzenia generuje naprężenia nawet w konstrukcji pozbawionej ostrych karbów. Projektowanie trwałego kolektora wymaga więc nie tylko wygładzenia geometrii, ale też kontrolowania rozkładu masy cieplnej.

2.4.2. Wady odlewnicze jako inicjatory pęknięć

Większość kolektorów wydechowych oraz korpusów turbin produkowana jest metodą odlewania, najczęściej w formach piaskowych z rdzeniami formującymi kanały wewnętrzne. Proces ten - z uwagi na złożoną geometrię odlewu, wysoką temperaturę krzepnięcia i znaczącą kurczliwość objętościową - jest podatny na powstawanie wad: porowatości skurczowej, porowatości gazowej, wtrąceń niemetalicznych (żużla, tlenków) oraz rzadszych mikropęknięć krzepnięcia [13, 17, 23, 46, 48]. Wady odlewnicze są jednym z najważniejszych czynników przyspieszających inicjację pęknięć. Pory skurczowe, mikroporowatość, wtrącenia niemetaliczne i lokalne nieciągłości struktury działają jak gotowe zarodki pęknięć. W obszarach blisko powierzchni wada taka jest szczególnie groźna, ponieważ powierzchnia jest jednocześnie strefą największych zmian temperatury i miejscem kontaktu z atmosferą utleniającą.

Li i in. [43] w szczegółowej analizie awarii kolektora żeliwnego stwierdzili obecność porów o średnicy do 185 μm w bezpośrednim sąsiedztwie obszaru inicjacji pęknięcia. Pory takie działają jako koncentratory naprężeń o współczynniku koncentracji znacznie wyższym niż makroskopowe nieciągłości geometryczne, lokalnie obniżając efektywną wytrzymałość zmęczeniową materiału.

Dodatkowo porowatość zmniejsza efektywny przekrój nośny, co przy zachowaniu nominalnej siły obciążającej zwiększa naprężenie nominalne oraz - w warunkach wysokiej temperatury - stanowi drogę dyfuzji tlenu w głąb materiału, przyspieszając propagację pęknięć przez utlenianie wewnętrzne. Chen i in. [38] wskazali, że ostre zmiany wymiarów konstrukcyjnych zwiększają prawdopodobieństwo defektów odlewniczych, a pęknięcia zmęczeniowe żeliwa SiMo inicjują się najczęściej przy wadach blisko powierzchni. Z punktu widzenia kontroli jakości konieczne jest łączenie badań nieniszczących z analizą technologii odlewania, układu zasilania i tempa krzepnięcia.

Trzeci typ wad ma charakter technologiczny i wynika z procesu odlewania. Należą do niego: niejednorodności grubości ścianki spowodowane niedokładnościami formy, lokalne pogrubienia w okolicach łączeń rdzeni odlewniczych, ślady żebrowań formy oraz nieodparowane gazy formierskie tworzące porowatości pod powierzchnią. Kale i in. [53] przedstawili kompleksową analizę uszkodzeń wieloczęściowego kolektora żeliwnego średniej wielkości silnika wysokoprężnego, identyfikując wady odlewnicze jako jedno z głównych źródeł inicjacji pęknięć i proponując modyfikacje konstrukcyjne (przeprojektowanie wzmocnień, zmiany kształtu kołnierzy) jako rozwiązanie problemu. Nouhaila i Moustabchir [44] przy użyciu analizy CFD zbadali wpływ pęknięć już istniejących na charakterystykę przepływu i wykazali, że nawet niewielkie pęknięcia powodują zmiany pola ciśnienia i temperatury w sąsiednich obszarach, co przyspiesza lokalną erozję i sprzyja propagacji defektu.

2.5. Materiały konstrukcyjne i degradacja mikrostruktury

Trwałość kolektorów wydechowych i korpusów turbin jest silnie uzależniona od materiału, ponieważ w wysokiej temperaturze zmieniają się: granica plastyczności, moduł sprężystości, przewodność cieplna, współczynnik rozszerzalności, odporność na utlenianie i zdolność do hamowania pęknięć. Powszechnie stosowane są żeliwa krzemowo-molibdenowe (SiMo), żeliwa wysokoniklowe typu Ni-Resist, staliwa i stale austenityczne oraz stale odporne na wysoką temperaturę. Dobór materiału jest kompromisem między kosztem, odlewalnością, przewodnością cieplną, rozszerzalnością, odpornością na utlenianie i wytrzymałością zmęczeniową. Istotne są właściwości termofizyczne - wyższa przewodność cieplna może obniżać lokalne gradienty temperatury, a niższy współczynnik rozszerzalności zmniejszać odkształcenia cieplne. Z drugiej strony materiały o bardzo wysokiej przewodności mogą szybciej przekazywać ciepło do sąsiednich elementów, a materiały o niskiej rozszerzalności mogą mieć inne ograniczenia, np. niższą odporność na utlenianie albo większy koszt. Dlatego dobór materiału powinien być prowadzony równolegle z optymalizacją geometrii i symulacją cyklu cieplnego.

2.5.1. Żeliwa SiMo i morfologia grafitu

Żeliwa SiMo są atrakcyjne ze względu na koszt i właściwości wysokotemperaturowe. Krzem poprawia odporność na utlenianie przez tworzenie warstw tlenkowych, a molibden wpływa na

wytrzymałość w podwyższonej temperaturze. Jednocześnie mikrostruktura żeliwa zawiera grafit oraz węgliki, które mogą działać zarówno korzystnie, jak i niekorzystnie. Grafit poprawia przewodzenie ciepła i może zmniejszać podatność na naprężenia cieplne, ale jego niekorzystna morfologia tworzy koncentratory naprężeń. W badaniu stopu SiMo1000 wykazano, że spadek sferoidalności grafitu wyraźnie zmniejsza odporność korozyjno-zmęczeniową i powoduje silniejsze odwęglenie powierzchni w atmosferze spalinowej w 800 °C [48]. Sama nominalna zgodność składu chemicznego nie wystarcza zatem do oceny trwałości - konieczna jest kontrola morfologii grafitu, jednorodności mikrostruktury i historii krzepnięcia.

Xiang i in. [48] w pracy dotyczącej żeliwa ferrytycznego SiMo1000 (z dodatkiem aluminium) wykazali, że morfologia grafitu ma silny wpływ na właściwości w zakresie zmęczenia korozyjnego. W żeliwie z grafitem o nieregularnym kształcie (tzw. odkształconych sferoidach) trwałość zmęczeniowa była znacząco niższa niż w żeliwie z prawidłowymi sferoidami grafitu, co autorzy wiązali z lokalnymi koncentracjami naprężeń wokół wydzieleń o nieoptymalnym kształcie oraz z przyspieszoną dyfuzją tlenu wzdłuż granicy faza grafitowa-osnowa. Wan i in. [46] analizowali kinetykę wydzielania cząstek grafitu w trakcie krzepnięcia w żeliwie wysokoniklowym sferoidalnym, wskazując, że parametry chłodzenia decydują o liczbie ognisk krystalizacji i ostatecznej gęstości oraz rozmiarze sferoidów grafitu. W warunkach niewłaściwego chłodzenia powstają sferoidy o nieoptymalnym kształcie, co bezpośrednio przekłada się na obniżenie odporności zmęczeniowej. Xiao i in. [47] w pracy poświęconej formowaniu pęknięć w żeliwie wysokoniklowym stwierdzili, że niekorzystna morfologia grafitu (płatkowa lub wermikularna w miejsce sferoidalnej) podnosi podatność na pękanie kilkukrotnie i często wynika z lokalnych odchyleń składu chemicznego oraz nieoptymalnej technologii odlewania.

2.5.2. Stale austenityczne i wydzielanie fazy sigma

Dla najbardziej obciążonych elementów (zwłaszcza korpusów turbin silników wyczynowych) stosuje się żaroodporne stale austenityczne stabilizowane niobem (np. stale typu 1.4837Nb / GX40CrNiSi25-12-Nb). Stale te oferują znacznie wyższą wytrzymałość w wysokiej temperaturze niż żeliwa, są jednak podatne na specyficzne mechanizmy degradacji mikrostruktury, z których najistotniejszym jest wydzielanie się fazy sigma (σ) [49]. Faza sigma jest twardą i kruchą fazą międzymetaliczną, powstającą w stalach austenitycznych chromowych w temperaturze 600-900 °C, ze szczególnym nasileniem w przedziale 700-850 °C. Jej obecność, szczególnie wzdłuż granic ziaren, prowadzi do drastycznego zmniejszenia plastyczności i odporności na pękanie.

Jaworski i in. [49] przeprowadzili szczegółową analizę awarii korpusu turbiny wykonanego ze stali austenitycznej stabilizowanej niobem, ujawniając obecność fazy σ na granicach ziaren w obszarach dotkniętych pęknięciami oraz wieloogniskową inicjację mikropęknięć w obszarach o najwyższej koncentracji wydzieleń. Autorzy wskazali, że długotrwała ekspozycja elementu na temperatury w zakresie krytycznym dla wydzielania σ stanowi sama w sobie czynnik degradacyjny, niezależny od

poziomu obciążenia mechanicznego. Z punktu widzenia projektowania trwałych korpusów turbin oznacza to konieczność doboru gatunku stali z uwzględnieniem nie tylko nominalnych właściwości w temperaturze pracy, ale także stabilności mikrostrukturalnej w warunkach długotrwałej ekspozycji na wysokie temperatury. Współczesne kierunki rozwoju materiałowego zmierzają w stronę stali austenitycznych z modyfikowanym stosunkiem Cr/Ni oraz z dodatkami pierwiastków hamujących wydzielanie fazy σ (np. azotu lub molibdenu w specyficznych ilościach).

W przypadku stopów niklu i kobaltu, stosowanych częściej w elementach turbin lotniczych niż w typowych kolektorach samochodowych, krytyczne znaczenie mają granice ziaren, węgliki, fazy umacniające i odporność na utlenianie. Badania łopatkowych elementów turbin pokazują, że pęknięcia mogą inicjować się na utlenionych granicach ziaren, a degradacja faz umacniających i utlenianie wierzchołka pęknięcia zmniejszają opór propagacji [12, 21, 51].

2.6. Utlenianie, korozja wysokotemperaturowa i erozja

2.6.1. Utlenianie wysokotemperaturowe

Zużywanie kolektorów i korpusów turbin nie polega wyłącznie na mechanicznym pękaniu. Równolegle zachodzą reakcje chemiczne powierzchni z atmosferą spalinową. W wysokiej temperaturze na powierzchni metalu tworzą się tlenki. W zależności od składu stopu mogą one być względnie ochronne (warstwy bogate w chrom, aluminium lub krzem) albo kruche, porowate i słabo przylegające. W warunkach cyklicznego nagrzewania i chłodzenia nawet warstwa ochronna może pękać i złuszczać się, ponieważ ma inny współczynnik rozszerzalności niż metaliczne podłoże. Odsłonięty metal utlenia się ponownie, co prowadzi do stopniowej utraty materiału i osłabienia powierzchni [2, 21].

Charakter warstw tlenkowych zależy od składu chemicznego materiału. Dla żeliw SiMo na powierzchni tworzy się ochronna warstwa tlenku krzemu (SiO_2), spowalniająca dalszą dyfuzję tlenu. Dla stali austenitycznych chromowych powstaje analogiczna warstwa Cr_2O_3 (chromia). Skuteczność tych warstw ochronnych zależy jednak od ich ciągłości, przyczepności do podłoża oraz odporności na cykliczne odkształcenia - każde uszkodzenie warstwy ochronnej (np. przez pękanie pod wpływem cyklicznych naprężeń termicznych) odsłania świeżą powierzchnię metalu, która ulega ponownemu utlenianiu, prowadząc do progresywnej utraty grubości materiału.

Utlenianie szczególnie przyspiesza rozwój pęknięć po ich inicjacji. Szczelina pęknięcia stanowi lokalny kanał dopływu gazów. Jej ściany są świeżo odsłonięte i silnie odkształcone, dlatego utleniają się szybciej niż powierzchnia nieuszkodzona. W badaniu kolektora z żeliwa SiMo wskazano dwa efekty: utlenianie ferrytu prowadzi do powstania kruchych i luźnych tlenków żelaza przy wierzchołku pęknięcia, co ułatwia jego przesuwanie, a utlenianie grafitu odsłoniętego przez propagację pęknięcia zwiększa lokalną koncentrację naprężeń [38]. Korozja wysokotemperaturowa nie jest zatem tylko skutkiem pęknięcia, lecz aktywnie uczestniczy w jego wzroście.

Wang i Zhang [51] wykazali, że na powierzchniach pęknięć łopatki kierującej turbiny powstaje warstwa tlenków o zróżnicowanym składzie. Autorzy odróżnili warstwę zewnętrzną, bogatą m.in. w tlenki kobaltu i chromu, oraz warstwę wewnętrzną, zawierającą tlenki chromu i aluminium. Obecność tlenków na powierzchni pęknięć potwierdza, że szczelina pozostawała aktywna w środowisku wysokotemperaturowym, a propagacja miała charakter sprzężony z utlenianiem. W łopatkach turbinowych obserwowano silne utlenienie boków pęknięć i stępienie ich wierzchołków, a mapowania EDS wskazywały udział tlenków w procesie propagacji [12, 21]. Mechanizm analogiczny dotyczy złączy stali CrMoV w temperaturze 520 °C, gdzie pęknięcia mogą inicjować się na warstwie tlenkowej już po niewielkiej liczbie cykli, propagować w tlenku i ostatecznie wnikać w osnowę z dużą szybkością.

2.6.2. Erozja powierzchni

Drugim mechanizmem degradacji powierzchni jest erozja spowodowana cząstkami stałymi unoszonymi przez strumień gazów wylotowych. Cząstki te, pochodzące z procesu spalania (sadza, popioły) oraz z odrywania warstw tlenkowych z powierzchni elementów wcześniejszych, oddziałują kinetycznie na powierzchnię ścianek kolektora i korpusu turbiny, powodując mikroodkształcenia plastyczne, mikropęknięcia powierzchniowe oraz - w długim okresie - ubytki materiału. Kona i in. [50] przeprowadzili walidację modeli erozji dla kolektora wydechowego ze stali nierdzewnej, wskazując, że największe szybkości erozji występują w okolicach zawirowań strumienia (rozgałęzienia kanałów, zakręty, kolektory zbiorcze) oraz w miejscach lokalnego przyspieszania przepływu.

W korpusach turbosprężarek erozja jest szczególnie nasilona w kanale wastegate, gdzie strumień gazów osiąga prędkości naddźwiękowe oraz w okolicach języka spirali, gdzie dochodzi do silnych zawirowań [52]. Alaviyoun i in. [52] na podstawie trójwymiarowego modelu sprzężonego transportu ciepła w korpusie turbiny zidentyfikowali obszary o najwyższych strumieniach ciepła, które okazały się jednocześnie obszarami o najsilniejszej erozji oraz - co istotne - najczęstszą lokalizacją pęknięć obserwowanych na elementach wycofanych z eksploatacji. Erozja zwiększa chropowatość, tworzy mikrowżery i lokalnie usuwa warstwę tlenkową. Uszkodzona powierzchnia łatwiej utlenia się ponownie, a mikrowżery działają jak koncentratory naprężeń. Erozja i utlenianie tworzą zatem mechanizm samowzmacniający, szczególnie groźny w kanałach wastegate i w obszarach, gdzie przepływ jest silnie przyspieszony [20, 22, 52].

2.6.3. Sprzężenie korozji, erozji i zmęczenia

W praktyce eksploatacyjnej korozja, erozja i zmęczenie nie działają niezależnie. Erozja powierzchni usuwa ochronną warstwę tlenkową, eksponując świeży metal na ponowne utlenianie. Cykliczne odkształcenia termiczne powodują pękanie warstwy tlenkowej w sposób cykliczny, prowadząc do mechanizmu utraty masy, w którym każdy cykl odsłania nową porcję materiału do utleniania. Powstałe wskutek korozji nierówności powierzchni i mikropęknięcia stanowią z kolei koncentratory naprężeń,

obniżające granicę zmęczeniową w skali makroskopowej [18, 21, 33, 50, 51]. Sprzężenie to oznacza, że trwałość rzeczywistego elementu jest zwykle krótsza niż wynikałoby to z sumarycznej oceny pojedynczych mechanizmów - co podkreśla konieczność stosowania modeli sprzężonych w analizach trwałości. Korozja i erozja zmieniają również warunki cieplne. Warstwa tlenków ma inną przewodność cieplną niż metal, a chropowatość powierzchni wpływa na lokalny współczynnik przejmowania ciepła. Pęknięcie pokryte tlenkami może zachowywać się jak karb o zmiennej geometrii i zmiennej sztywności. Modelowanie trwałości wyłącznie na podstawie naprężeń mechanicznych jest niewystarczające - dla wiarygodnej oceny należy uwzględnić degradację powierzchni, zmiany mikrostruktury i środowiskowy charakter propagacji pęknięć.

2.7. Drgania mechaniczne i zmęczenie wysokocyklowe

Oprócz obciążeń termo-mechanicznych o charakterze niskocyklowym (TMF/LCF), kolektory i korpusy turbin podlegają obciążeniom dynamicznym o znacznie wyższej częstotliwości, wynikającym z drgań mechanicznych silnika oraz z pulsacji ciśnienia w strumieniu spalin. Częstotliwości tych wymuszeń mieszczą się w zakresie od kilkudziesięciu Hz do kilku kHz, a liczba cykli akumulowana przez element w trakcie eksploatacji może osiągać 10^8-10^9. Mechanizm uszkodzenia odpowiadający takim częstotliwościom obciążenia nazywany jest zmęczeniem wysokocyklowym (High Cycle Fatigue, HCF) i charakteryzuje się znacznie niższymi amplitudami naprężeń niż LCF, ale też znacznie większą liczbą cykli do zniszczenia [10, 24, 25, 54, 55].

Kolektor jest przymocowany do głowicy, a dalej połączony z rurami, katalizatorem, turbosprężarką i elementami elastycznymi układu wydechowego. W zależności od sposobu podparcia może pracować jako układ belkowo-powłokowy poddany wymuszeniom od silnika i drogi. Pulsacje ciśnienia spalin dodatkowo pobudzają ścianki kanałów. Jeżeli częstotliwość wymuszenia zbliży się do częstotliwości własnej układu, amplituda drgań rośnie i może dojść do rezonansu. Saikia i in. [54] przedstawili analizę harmoniczną drgań układu wydechowego oraz ocenę trwałości zmęczeniowej HCF, wykazując, że najistotniejsze są te częstotliwości wymuszeń, które pokrywają się z częstotliwościami własnymi konstrukcji - w warunkach rezonansu amplitudy naprężeń mogą osiągać wartości kilkukrotnie wyższe niż w przypadkach pozarezonansowych. Identyfikacja takich rezonansów oraz ich ewentualne odsunięcie od częstotliwości wymuszeń (przez zmianę sztywności konstrukcji lub jej masy efektywnej) stanowi jedno z podstawowych zadań projektanta.

Typowe pęknięcia HCF mogą pojawiać się w spoinach, wspornikach, obejmach, kołnierzach i cienkich ściankach. W kolektorze gorącym odporność na HCF jest jednak obniżona przez temperaturę, utlenienie i wcześniejsze uszkodzenia TMF. Mikropęknięcie zainicjowane przez szok cieplny może dalej rosnąć pod wpływem drgań, nawet jeżeli kolejne cykle cieplne są mniej agresywne. Long i in. [40] podkreślają, że sprzężenie obciążeń HCF z TMF prowadzi do efektu kumulatywnego, w którym

pęknięcie zainicjowane przez TMF rozwija się znacznie szybciej w warunkach wymuszeń wysokoczęstotliwościowych.

W korpusach turbin szczególnym przypadkiem zmęczenia wysokocyklowego są drgania samych łopatek wirnika, wymuszane przez nierównomierność strumienia gazu na wlocie do turbiny (związaną z impulsacyjnym charakterem przepływu z poszczególnych cylindrów). Neidel i in. [55] przedstawili analizę przypadku uszkodzenia koła turbosprężarki spowodowanego zmęczeniem wysokocyklowym łopatek, wskazując na konieczność uwzględnienia tego mechanizmu w doborze parametrów aerodynamicznych i materiałowych wirnika. Choć dotyczy to wirnika, a nie korpusu, mechanizm ten ilustruje znaczenie drgań w trwałości całego zespołu turbosprężarki, w tym sprzężonej z nimi obudowy. Najbardziej niebezpieczne jest sprzężenie mechanizmów: termiczne zmęczenie niskocyklowe tworzy pęknięcie, utlenianie osłabia jego brzegi, a drgania dostarczają dużej liczby cykli otwierania i zamykania szczeliny. W takim układzie pęknięcie może rozwijać się szybciej niż przewidywałyby oddzielne analizy TMF i HCF. Walidacja trwałości powinna obejmować zarówno cykle cieplne, jak i analizę modalną oraz harmoniczną całego układu z uwzględnieniem rzeczywistych warunków montażu.

2.8. Specyfika korpusów turbosprężarek pełniących funkcję kolektora

Korpus turbiny turbosprężarki, w nowoczesnych rozwiązaniach często odlewany jako element zintegrowany z kolektorem wydechowym, podlega wszystkim mechanizmom degradacji opisanym we wcześniejszych podrozdziałach, lecz w jeszcze bardziej intensywnej formie. Wynika to z kilku specyficznych dla tego rozwiązania czynników, które warto omówić osobno. Z punktu widzenia uszkodzeń korpus turbiny łączy trzy grupy zagrożeń. Pierwsze to zagrożenia typowe dla kolektora: wysoka temperatura, cykle nagrzewania i chłodzenia, ograniczenie odkształceń przez kołnierze i śruby, utlenianie oraz drgania. Drugie to zagrożenia typowe dla turbiny: bardzo szybki przepływ, zawirowania, zmiany ciśnienia, oddziaływanie wirnika i lokalne przegrzania w strefie wlotu. Trzecią grupę stanowią zagrożenia wynikające z integracji konstrukcyjnej: masywna obudowa, skomplikowany kształt odlewu, cienkie przegrody, kanały obejściowe i lokalne różnice grubości, które utrudniają równomierne nagrzewanie [6, 11, 22, 49, 52].

2.8.1. Skrajne gradienty cieplne w stanach przejściowych

Korpus turbiny przyjmuje gazy spalinowe bezpośrednio po opuszczeniu cylindrów silnika, bez znaczącego rozproszenia ciepła pomiędzy źródłem a turbiną. Z drugiej strony znaczna masa korpusu i jego mocowanie do bardziej masywnych elementów konstrukcji silnika powodują, że jego średnia temperatura zmienia się wolniej niż temperatura cienkościennych obszarów wewnętrznych spirali. W warunkach gwałtownych zmian obciążenia gradienty temperatur osiągają w tym elemencie wartości skrajne, co zostało jednoznacznie udokumentowane w pracach Chen i in. [37] oraz Sitayoung i in. [45].

Stany przejściowe są znacznie bardziej krytyczne dla trwałości elementu niż stany ustalone - projektowanie wyłącznie na stan ustalony może prowadzić do niedoszacowania ryzyka. Podczas gwałtownego wzrostu obciążenia strumień spalin dostarcza ciepło do ścian kanałów szybciej niż ciepło zdąży przewędrować przez cały korpus. Powstaje niedorozwinięte pole temperatury, a więc wysokie gradienty. Po pewnym czasie gradienty maleją, ale uszkodzenie mogło już zostać zainicjowane w pierwszych sekundach lub minutach pracy.

Savaripour i in. [32] przeprowadzili eksperymentalne i numeryczne badania transferu ciepła w turbosprężarce silnika samochodowego, dostarczając danych ilościowych potwierdzających dominującą rolę warunków przejściowych w obciążeniu termicznym korpusu. Parametry takie jak czas reakcji termicznej elementu, jego pojemność cieplna oraz efektywność oddawania ciepła do otoczenia mają bezpośredni wpływ na zakres gradientów cieplnych obserwowanych w trakcie cykli rozruchowych i wyłączeniowych.

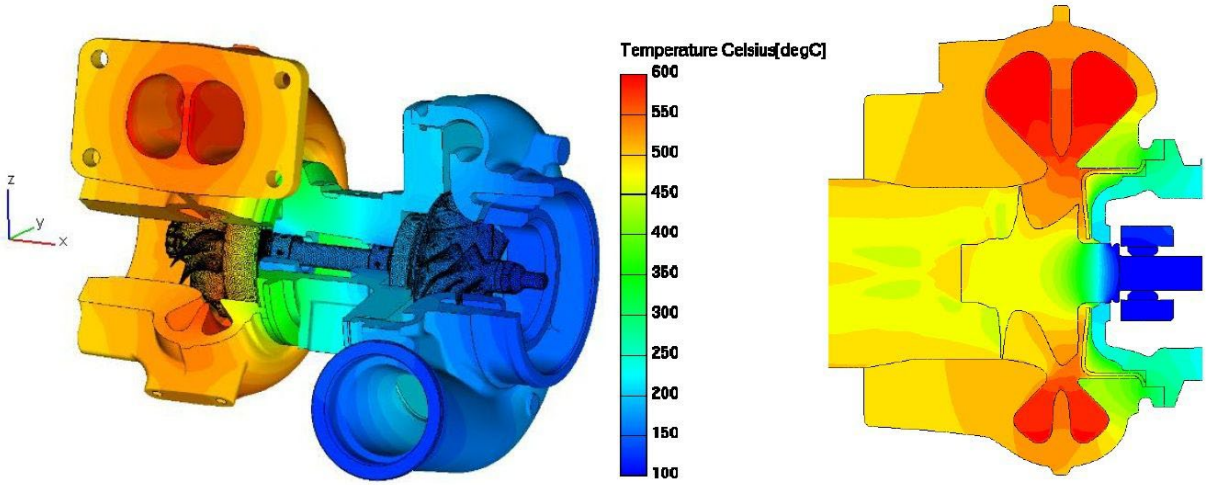
2.8.2. Złożone pole naprężeń wynikające z geometrii spirali

Geometria korpusu turbiny radialnej (najczęściej stosowanej w turbosprężarkach silników samochodowych) ma postać spirali (volute), zwężającej się stopniowo w kierunku wlotu wirnika. Taka geometria wymusza złożone pole przepływu, z silnymi gradientami ciśnienia i prędkości oraz lokalnymi obszarami stagnacji i przyspieszenia. W konsekwencji pole temperatury ścianki jest silnie niejednorodne, z hotspotami w okolicach języka spirali, na zewnętrznej krawędzi przewężającej się sekcji oraz w pobliżu kanału wastegate. Makke i in. [41] w pracy poświęconej propagacji pęknięć w modelu obudowy turbiny wykazali, że obliczone obliczeniowo lokalizacje hotspotów dokładnie pokrywają się z miejscami inicjacji pęknięć obserwowanymi na elementach rzeczywistych.

Szczególnie krytyczna jest strefa języka wlotowego woluty. W tym obszarze przepływ dzieli się, zakrzywia i przyspiesza, a lokalne wiry mogą powodować różnice strumienia ciepła między sąsiednimi powierzchniami. W badaniu Sitayoung i in. naprężenia w tej strefie wynikały z różnicy temperatury i prędkości po obu stronach języka, obecności wiru i przepływu wstecznego, a w stanie przejściowym poziom naprężeń był znacznie większy niż w stanie quasi-ustalonym [45]. Drobna zmiana geometrii języka, promienia zaokrąglenia albo kanału obejściowego może silnie wpłynąć na trwałość korpusu.

W nowoczesnych konstrukcjach z kanałem wastegate dodatkowe obciążenie występuje w rejonie klapy, gniazda i kanału obejściowego. Przepływ przez wastegate może być bardzo szybki, lokalnie turbulentny i erozyjny. Jednocześnie klapa oraz gniazdo tworzą lokalne mostki cieplne i obszary kontaktu mechanicznego. Jeżeli w kanale tym występuje intensywna erozja albo nierównomierne utlenianie, powierzchnia korpusu staje się chropowata, a naprężenia cieplne koncentrują się w mikrowżerach. Korpus turbosprężarki należy zatem rozpatrywać nie jako prostą obudowę, ale jako gorący, obciążony termicznie i przepływowo kolektor o wyjątkowo niekorzystnych warunkach

lokalnych. Na rysunku 2.5. przedstawiono rozkład temperatury w poszczególnych elementach turbosprężarki [69].



Rys. 2.5. Wynik symulacji CFD/CHT turbosprężarki - rozkład temperatury [69]

2.8.3. Sprzężenie z dynamiką wirnika i obciążenia udarowe

Korpus turbiny pełni również funkcję elementu nośnego dla układu łożyskowania wirnika. Oznacza to, że oprócz obciążeń termicznych i ciśnieniowych przenosi również obciążenia od reakcji łożysk, w tym obciążenia dynamiczne wynikające z niewyważenia wirnika i pulsacji aerodynamicznych. W warunkach typowej eksploatacji prędkość obrotowa wirnika turbosprężarki przekracza 200 000 obr/min, co odpowiada częstotliwości obrotowej rzędu 3 kHz. Drgania o tej częstotliwości i jej harmonicznych są przenoszone na korpus, gdzie sumują się z drganiami pochodzącymi od pracy silnika. Sprzężenie to, w połączeniu z TMF, prowadzi do mechanizmu kumulatywnego uszkodzenia, w którym pęknięcia zainicjowane przez TMF rozwijają się szybko pod wpływem dodatkowych wymuszeń wysokoczęstotliwościowych [11, 25].

2.8.4. Krytyczność doboru materiału

Z uwagi na opisane warunki pracy, korpus turbiny stawia ekstremalne wymagania materiałowe. Dla najbardziej obciążonych zastosowań (turbosprężarki silników wysokoobrotowych, jednostek typu downsizing) stosuje się stale austenityczne żaroodporne stabilizowane niobem (np. typu HK30, HF30, GX40CrNiSi25-12-Nb), żeliwa wysokoniklowe (Ni-Resist typ D5S) lub - dla specjalnych zastosowań - stopy na bazie niklu (Inconel). Każde z tych rozwiązań ma swoje ograniczenia: stale austenityczne są podatne na wydzielanie fazy σ [19], żeliwa Ni-Resist - na pogorszenie morfologii grafitu [16, 17], stopy niklu - generują znaczące koszty produkcji. Awaria korpusu turbiny spowodowana wydzielaniem fazy sigma w staliwie austenitycznym stabilizowanym niobem pokazuje, że degradacja mikrostruktury może

stać się przyczyną kruchości nawet wtedy, gdy geometria i obciążenia mieszczą się w założeniach projektowych [19]. Wybór materiału jest zatem zawsze kompromisem pomiędzy wymaganiami trwałościowymi, technologicznymi i ekonomicznymi.

2.9. Diagnostyka uszkodzeń i synteza mechanizmów

2.9.1. Metody analizy uszkodzeń

Badanie przyczyn pękania kolektorów wymaga połączenia obserwacji eksploatacyjnych, badań materiałowych i obliczeń numerycznych. Sama obserwacja pęknięcia zwykle nie pozwala jednoznacznie określić, czy przyczyną była wada materiałowa, zła geometria, zbyt wysoka temperatura, oddziaływanie drgań czy niewłaściwy montaż. Dopiero korelacja miejsca pęknięcia z polem temperatury, naprężeń i mikrostrukturą daje podstawę do dalszego wnioskowania.

Pierwszą grupę metod stanowią badania nieniszczące i oględziny. W kolektorach stosuje się badania penetracyjne (PT), próbę szczelności, obserwację wizualną i endoskopową, a w odlewach także tomografię komputerową (CT) lub radiografię. Badania penetracyjne są przydatne do wykrywania pęknięć powierzchniowych, natomiast próba szczelności pozwala potwierdzić pęknięcie przelotowe. W badaniach walidacyjnych wysokowydajnych kolektorów stosuje się m.in. test z roztworem mydlanym i sprężonym powietrzem, który pozwala wykryć lokalne nieszczelności bez pełnego demontażu [4, 35]. W odlewach żeliwnych interpretacja UT jest utrudniona przez strukturę i grafit, dlatego dobór metody musi być przemyślany. Ważnym etapem jest ustalenie końca pęknięcia i pełne wyżłobienie pęknięcia z naddatkiem - pozostawienie niewidocznego końca jest jedną z głównych przyczyn niepowodzenia napraw.

Drugą grupę metod stanowi analiza fraktograficzna i metalograficzna. SEM umożliwia obserwację powierzchni przełomu, identyfikację stref inicjacji, pasm zmęczeniowych, produktów utleniania i charakteru pękania międzykrystalicznego lub transkrystalicznego. EDS pozwala określić skład tlenków i wtrąceń, a badania metalograficzne umożliwiają ocenę grafitu, węglików, porowatości, wielkości ziarna i przemian fazowych. Takie podejście zastosowano w analizach awarii kolektorów żeliwnych i elementów turbin, gdzie mikrostruktura i skład tlenków stanowiły kluczowy dowód mechanizmu propagacji [7, 12, 18, 21].

Trzecią grupę stanowią pomiary i symulacje cieplno-mechaniczne. W praktyce przemysłowej stosuje się termopary powierzchniowe, pirometrię, termografię, a następnie modele CFD, czy MES. Symulacja przepływu dostarcza rozkładu temperatury i współczynników wymiany ciepła, a analiza MES pozwala wyznaczyć naprężenia, odkształcenia i lokalne zakresy odkształceń plastycznych. Najbardziej wiarygodne są modele walidowane pomiarami temperatury i porównywane z rzeczywistymi miejscami pęknięć [4, 5, 7, 10, 15]. Dla korpusów turbosprężarek szczególne znaczenie ma sprzężona analiza przepływu i przewodzenia ciepła. Lokalne wiry, stagnacja i przepływy wsteczne

wpływają na strumień ciepła, a tym samym na naprężenia. Analiza samej geometrii bez przepływu może nie wskazać rzeczywistych miejsc - tzw. hotspotów. Z kolei analiza ustalona może pominąć maksima naprężeń występujące po szoku cieplnym. W diagnostyce korpusów pełniących funkcję kolektora należy preferować analizę przejściową, nawet jeśli jest kosztowniejsza obliczeniowo [15, 22].

Czwartą, często niedocenianą grupę, stanowi analiza eksploatacyjna. Liczba zimnych startów, długość pracy pod dużym obciążeniem, częstotliwość gwałtownych zmian mocy, strategia chłodzenia po zatrzymaniu silnika, jakość paliwa, obecność układu oczyszczania spalin i stan mocowań układu wydechowego mogą decydować o trwałości. Badanie łopatki turbinowej pokazało, że dodatkowe urządzenie oczyszczania spalin mogło zwiększyć temperaturę i nierównomierność pola cieplnego, działając jako czynnik promujący pękanie TMF [12]. Analogicznie w układach samochodowych montaż katalizatora, filtra cząstek stałych lub osłon cieplnych może poprawiać emisję i temperaturę roboczą, ale jednocześnie zmieniać lokalne warunki chłodzenia kolektora lub korpusu turbiny.

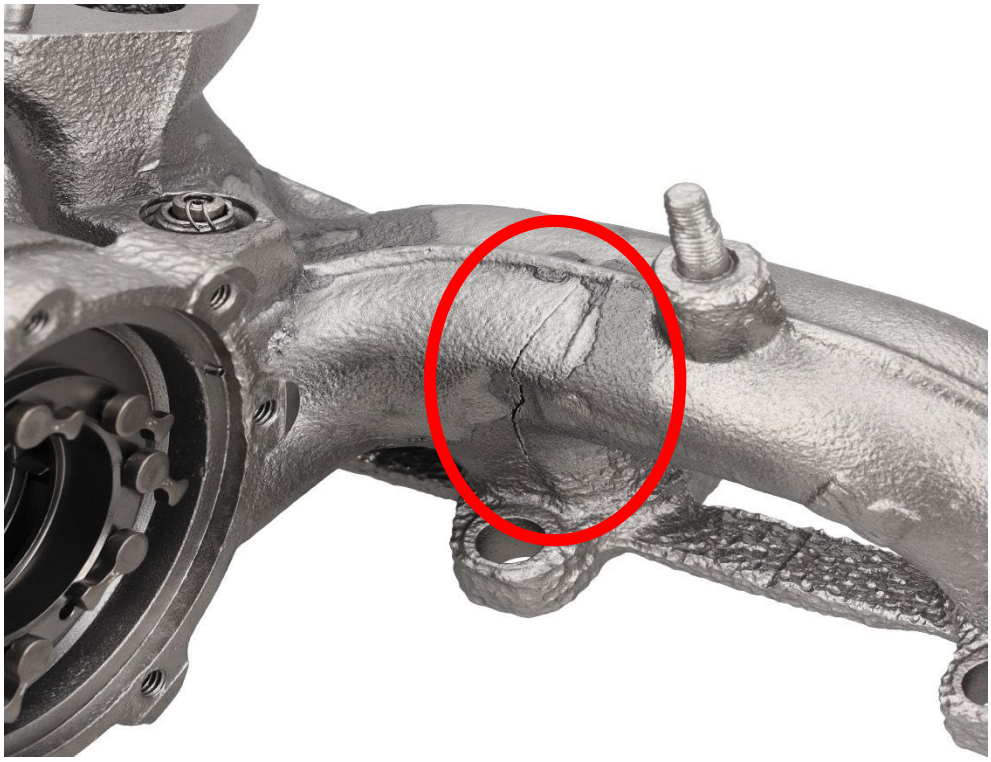
2.9.2. Inicjacja, propagacja i końcowa faza pęknięcia

Inicjacja pęknięć w kolektorach i korpusach turbin najczęściej zachodzi przy zmianach geometrii kształtu. Wynika to z kilku powodów. Po pierwsze, powierzchnia doświadcza największych zmian temperatury i największego kontaktu ze spalinami. Po drugie, w pobliżu powierzchni znajdują się ślady obróbki, chropowatość, tlenki i ewentualne defekty odlewnicze. Po trzecie, naprężenia rozciągające podczas chłodzenia mają największy wpływ na otwieranie mikroszczelin powierzchniowych. Nawet niewielka wada, która w środku materiału byłaby mniej groźna, na powierzchni może stać się zarodkiem pęknięcia.

W żeliwach SiMo miejscami inicjacji mogą być granice między osnową a grafitem, pory, wtrącenia i lokalne skupiska węglików. Grafit ma inną sztywność i rozszerzalność niż osnowa metaliczna, dlatego w jego pobliżu powstają lokalne koncentracje naprężeń. Jeżeli grafit ma kształt płatkowy lub nieregularny, efekt karbu jest większy niż w przypadku grafitu sferoidalnego. Obniżona sferoidalność zmniejsza więc odporność na zmęczenie i korozję zmęczeniową [18, 44]. W odlewach o niejednorodnej grubości ścian proces krzepnięcia może dodatkowo powodować lokalne różnice morfologii grafitu, co tłumaczy, dlaczego pęknięcia pojawiają się w konkretnych, powtarzalnych strefach odlewu.

Po inicjacji pęknięcie rozwija się zgodnie z lokalnym polem naprężeń. Jeżeli podczas chłodzenia powierzchnia znajduje się w rozciąganiu, szczelina otwiera się, a jej wierzchołek przesuwa. W kolejnej fazie nagrzewania może wystąpić ściskanie, które częściowo zamyka szczelinę. Taki cykl otwierania i zamykania sprzyja powstawaniu pasm zmęczeniowych, choć w wysokiej temperaturze i atmosferze utleniającej ślady te mogą być zatarte przez tlenki. W elementach turbinowych obserwacje mikroskopowe często wskazują na utlenione brzegi pęknięć i stępione wierzchołki, co potwierdza udział środowiska w propagacji [12, 21].

W miarę wzrostu pęknięcia zmienia się lokalna sztywność elementu. Pęknięcie staje się nowym karbem, który zwiększa naprężenia w swoim wierzchołku. Może także zmienić przepływ gazu, powodując lokalną turbulencję, spadek ciśnienia i zmianę temperatury ściany. Badanie CFD kolektora z pęknięciem wykazało, że obecność szczeliny wpływa na rozkład ciśnienia, prędkości i energii turbulencji oraz zwiększa straty przepływu [14]. Pęknięty kolektor nie tylko traci szczelność, ale również pracuje w zmienionych warunkach cieplno-przepływowych, co może przyspieszyć proces niszczenia. Końcowa faza awarii zależy od lokalizacji. Pęknięcie przelotowe w klasycznym kolektorze powoduje wyciek spalin, wzrost hałasu i spadek sprawności. Pęknięcie wewnętrzne z utratą materiału może być groźniejsze, ponieważ oderwany fragment może trafić do turbiny i uszkodzić wirnik. Na rysunku 2.6 przedstawiono przykładowe pękniecie kolektora wydechowego, który jest integralna częścią turbosprężarki.



Rys. 2.6. Widok pęknięcia w kolektorze wydechowym - zaznaczono kolorem czerwonym

W korpusie turbosprężarki pęknięcie może doprowadzić do nieszczelności między kanałami, zakłócenia pracy wastegate, zmian sprawności turbiny i zwiększenia temperatury sąsiednich elementów. Na rysunku 2.7 przedstawiono przykładowe pęknięcie przylgni zaworu upustowego, które jest częstym przypadkiem spotykanym w warunkach warsztatowych.



Rys. 2.7. Pęknięcie na przylgni zaworu upustowego turbosprężarki.

2.9.3. Syntetyczne zestawienie mechanizmów zużywania

Mechanizmy pękania i zużywania kolektorów oraz korpusów turbin tworzą układ sprzężony. W praktyce rzadko występuje jedna wyizolowana przyczyna. Najczęściej pęknięcie jest skutkiem sekwencji: niejednorodne nagrzewanie powoduje naprężenia cieplne, geometria koncentruje te naprężenia, materiał lokalnie uplastycznia się, wada mikrostrukturalna inicjuje mikropęknięcie, utlenianie osłabia jego wierzchołek, a drgania przyspieszają dalszą propagację. Tak rozumiany proces tłumaczy, dlaczego awarie powtarzają się w tych samych miejscach odlewu i dlaczego sama wymiana materiału bez zmiany geometrii albo sama zmiana geometrii bez kontroli odlewów może być niewystarczająca. Tabela 2.1 przedstawia syntetyczne zestawienie najważniejszych przyczyn i skutków - należy ją traktować jako narzędzie interpretacyjne, a nie jako listę niezależnych uszkodzeń. W rzeczywistym elemencie każda kategoria wzmacnia pozostałe.

Tabela 2.1. Główne mechanizmy zużywania i pękania kolektorów wydechowych oraz korpusów turbin

Kategoria mechanizmu	Mechanizm i objawy	Typowa lokalizacja	Źródła
Cykle cieplne TMF/LCF	Cykliczne nagrzewanie-chłodzenie z ograniczeniem rozszerzalności; lokalne uplastycznienie, pętla histerezy, wieloogniskowa inicjacja mikropęknięć	Rozgałęzienia kanałów, krawędzie kołnierzy, przejścia geometryczne, język spirali	[3, 38, 43, 53],[4],[5], [7] - [12]
Koncentracje geometryczne	Ostre przejścia, małe promienie, zmiany grubości ścianki, otwory pod śruby	Strefy przejść między kanałami, podstawy żeber, krawędzie kołnierzy	[4], [5], [13], [14], [23]
Wady odlewnicze	Porowatość skurczowa i gazowa, wtrącenia, niejednorodność krzepnięcia	Obszary masywne (porowatość skurczowa), strefy przy powierzchni; mikropęknięcia obniżające trwałość LCF	[7], [13], [23]
Mikrostruktura i materiał	Morfologia grafitu, węgliki, faza sigma, degradacja faz umacniających	Strefy długotrwałej ekspozycji termicznej, obszary segregacji	[16] - [19], [21]
Utlenianie i korozja	Tlenki na powierzchni i w szczelinie pęknięcia, odwęglenie, korozja spalinowa	Ścianki kanałów, kanał wastegate, język spirali, wierzchołki pęknięć	[2], [7], [18], [21]
Erozja	Cząstki stałe i szybki przepływ, mikrowżery, usuwanie warstw tlenkowych	Łuki kanałów, kanał wastegate, gardziel turbiny	[20], [22]
Drgania i HCF	Wymuszenia od silnika i pulsacji ciśnienia, rezonans, sprzężenie z dynamiką wirnika	Cieńsze sekcje obudowy, wsporniki, kołnierze, spoiny	[10],[23], [24], [25]

2.10. Działania projektowe i technologiczne ograniczające pękanie

Ograniczanie pękania kolektorów i korpusów turbin wymaga działań na pięciu poziomach: projektowania geometrii, doboru i kontroli materiału, kontroli procesu odlewania, mocowania konstrukcyjnego oraz walidacji eksperymentalnej. Najważniejszym celem projektowym jest zmniejszenie gradientów temperatury i ograniczeń odkształceń. Można to osiągnąć przez łagodne przejścia geometryczne, zwiększenie promieni zaokrągleń, unikanie gwałtownych zmian grubości,

poprawę rozkładu masy cieplnej i ograniczenie miejsc sztywnego zamocowania. W miejscach, gdzie pęknięcia inicjują się przy zmianie grubości, korzystne może być spowolnienie przejścia, zastosowanie żeber odprowadzających ciepło albo zmiana lokalnej grubości ściany [7, 13]. Promienie zaokrągleń w obszarach krytycznych powinny być na tyle duże, aby współczynnik koncentracji naprężeń nie przekraczał wartości bezpiecznych dla danego materiału. Grubości ścianek powinny być możliwie jednorodne lub zmieniać się stopniowo, bez nagłych skoków, aby uniknąć asymetrycznego nagrzewania i lokalnych gradientów cieplnych.

Drugim kierunkiem jest optymalizacja przepływu. Ostre załamania kanałów, strefy stagnacji i lokalne wiry mogą tworzyć hotspoty. Poprawa geometrii kanałów może zmniejszyć turbulencję, straty ciśnienia i lokalny strumień ciepła. W korpusie turbiny szczególnie ważna jest geometria języka woluty, kanału wastegate i przejścia do koła turbiny. Należy jednak pamiętać, że zmiana korzystna przepływowo nie zawsze jest korzystna strukturalnie. Cieńsza ścianka może zmniejszyć masę i szybciej oddawać ciepło, ale może też zwiększyć naprężenia i podatność na drgania. Projektowanie musi łączyć CFD, CHT i MES [4, 5, 14, 15].

Trzecim kierunkiem jest dobór materiału. Dla temperatur umiarkowanych ekonomiczne mogą być żeliwa SiMo, ale przy wyższych temperaturach konieczne są żeliwa wysokoniklowe, stale austenityczne lub staliwa żaroodporne. Materiał powinien mieć odpowiednią odporność na utlenianie, wysoką odporność na TMF, stabilną mikrostrukturę oraz właściwości termofizyczne zmniejszające naprężenia. W żeliwach należy kontrolować sferoidalność i rozkład grafitu, zawartość Mo, Si i ewentualnych dodatków, unikać porowatości. W stalach austenitycznych należy kontrolować skłonność do wydzielania faz kruchych, w tym sigma oraz warunki obróbki cieplnej [18, 19]. Należy każdorazowo weryfikować, czy materiał zachowuje wymagane właściwości po długotrwałym wygrzewaniu (testy aging).

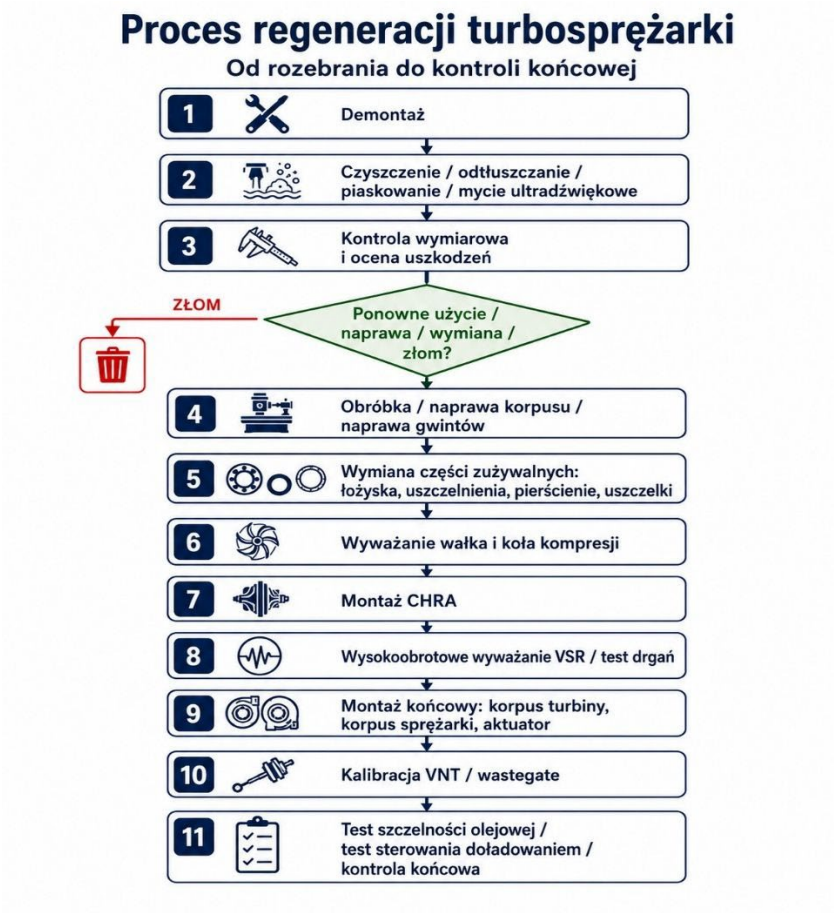
Czwartym kierunkiem jest kontrola procesu odlewania. Nawet najlepszy stop może pękać, jeśli w strefie krytycznej wystąpi porowatość skurczowa. Projekt układu wlewowego, zasilania, chłodzenia i obróbki cieplnej powinien być podporządkowany nie tylko uzyskaniu kształtu, lecz także minimalizacji wad w obszarach naprężeniowo krytycznych. Warto łączyć symulację krzepnięcia z analizą naprężeń cieplnych, ponieważ obszar podwyższonego prawdopodobieństwa wad często pokrywa się z obszarem koncentracji naprężeń [13, 23].

Piątym kierunkiem jest walidacja eksperymentalna. Testy szoku cieplnego, cykle Engine Life, badania LCF/TMF próbek materiałowych, próby w atmosferze spalinowej i analizy wibracyjne powinny odzwierciedlać realne lub przyspieszone warunki pracy. Walidacja powinna obejmować nie tylko liczbę cykli do pęknięcia, ale także lokalizację inicjacji, zgodność z modelem i charakter przełomu. Tylko wtedy można zbudować wiarygodne kryterium projektowe, np. oparte na zakresie odkształcenia plastycznego $\Delta PEEQ$ lub na modelu uszkodzenia zmęczeniowego [4]. W zakresie mocowania

konstrukcyjnego należy uwzględniać konieczność absorbowania rozszerzalności cieplnej. Powszechne są rozwiązania z wydłużanymi otworami pod śruby (umożliwiającymi przesuw względem głowicy), z elastycznymi kompensatorami w połączeniach z dalszą częścią układu wylotowego oraz z odpowiednim doborem momentów dokręcania (zbyt duży moment generuje obciążenia wstępne, które dodają się do obciążeń termicznych) [10, 23].

2.10.1. Powiązanie projektowania, eksploatacji i regeneracji

Mimo wszystkich działań projektowych elementy gorącej strony układu wydechowego ulegają w trakcie eksploatacji uszkodzeniom. Z perspektywy gospodarczej oraz środowiskowej istotne jest, aby uszkodzone elementy nie były automatycznie złomowane, lecz w miarę możliwości regenerowane. Regeneracja korpusu turbosprężarki lub kolektora wydechowego wymaga jednak rozwiązania kilku problemów technologicznych: konieczna jest naprawa pęknięcia lub ubytku w materiale trudnospawalnym (żeliwo sferoidalne, w tym jego odmiany stopowe), z zachowaniem geometrii umożliwiającej dalszą pracę elementu w warunkach cyklu cieplnego, drgań i utleniania. Dobór technologii spawania, spoiwa i parametrów procesu musi uwzględniać zarówno spawalność materiału bazowego, jak i wymagania eksploatacyjne odpowiadające pierwotnym warunkom pracy elementu. Dalsze części pracy (rozdziały 2.11 i dalsze) przedstawiają stan wiedzy w zakresie materiałów i technologii umożliwiających taką regenerację. Na rysunku 2.8 przedstawiono schemat procesu regeneracji turbosprężarki.



Rys. 2.8. Schemat blokowy procesu regeneracji turbosprężarki z podziałem na etapy.

2.11. Żeliwo sferoidalne - charakterystyka materiałowa

Żeliwo sferoidalne, określane także jako żeliwo z grafitem kulkowym, jest grupą stopów żelaza z węglem, w których grafit występuje w postaci wydzieleń zbliżonych do kulistych. Cecha ta odróżnia je od żeliwa szarego z grafitem płatkowym i decyduje o korzystniejszym połączeniu wytrzymałości, plastyczności i odporności na pękanie. W porównaniu z żeliwem szarym grafit kulkowy w mniejszym stopniu działa jak ostry karb, dlatego żeliwo sferoidalne może być stosowane w elementach obciążonych dynamicznie: częściach maszyn, odlewach konstrukcyjnych, elementach układów napędowych, zawieszeniach, pompach, zaworach, korpusach i częściach pracujących przy zmiennych obciążeniach [13, 14, 16]. Z literatury wynika, że żeliwo sferoidalne łączy zalety odlewania z korzystnymi właściwościami mechanicznymi, ale jednocześnie należy do materiałów trudnych do spawania. Wynika to przede wszystkim z dużej zawartości węgla, wysokiego równoważnika węgla, obecności grafitu oraz ograniczonej zdolności osnowy do kompensowania naprężeń własnych powstających w czasie szybkiego nagrzewania i chłodzenia.

Właściwości żeliwa sferoidalnego są konsekwencją współdziałania kilku poziomów struktury: składu chemicznego, jakości sferoidyzacji grafitu, udziału ferrytu i perlitu, wielkości ziaren, liczby i rozkładu kulek grafitu, obecności wydzieleń węglikowych oraz wad odlewniczych. O ile klasyczna

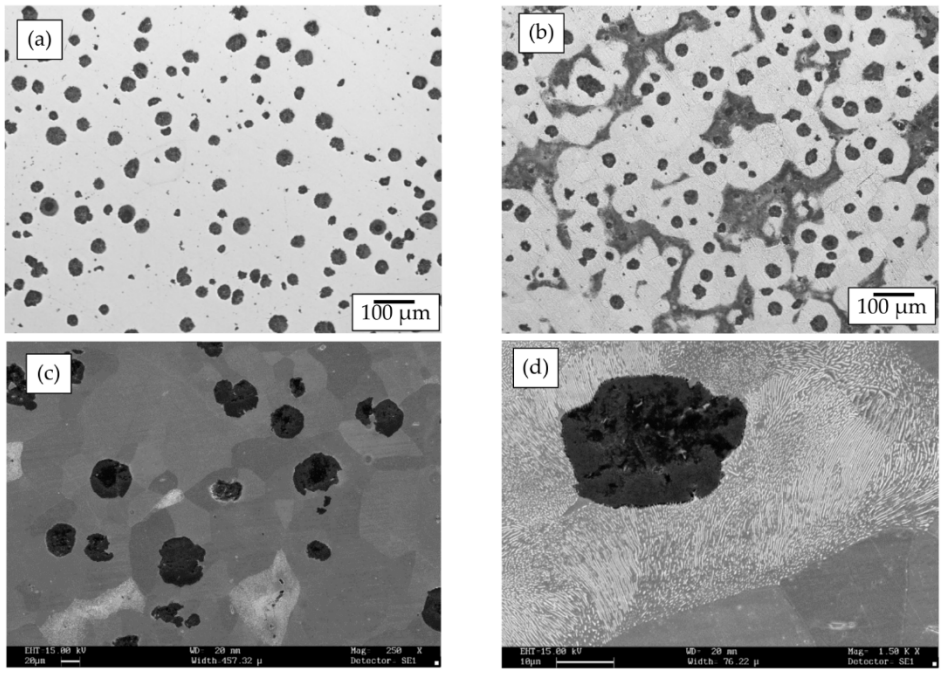
klasyfikacja gatunkowa opiera się na minimalnej wytrzymałości na rozciąganie i wydłużeniu, o tyle zachowanie podczas spawania zależy silniej od lokalnej mikrostruktury i równoważnika węgla niż od samego oznaczenia gatunku. Dwa odlewy o zbliżonej wytrzymałości nominalnej mogą reagować odmiennie na ten sam cykl cieplny, zwłaszcza gdy różnią się udziałem perlitu, zawartością Si, Mn, Ni, Cr lub liczbą kulek grafitu.

W zastosowaniach wysokotemperaturowych, takich jak korpusy turbosprężarek i kolektory wydechowe, stosuje się nie tylko klasyczne gatunki GJS, lecz także żeliwa stopowe, w tym odmiany SiMo i Ni-Resist, o których szczegółowo była mowa w rozdziale 2.5 Części 1. Ich zadaniem jest zwiększenie odporności na utlenianie, stabilności wymiarowej i odporności na zmęczenie cieplne. Literatura dotycząca typowej spawalności GJS-400-15, GJS-450 i EN-GJS-700-2 jest znacznie bogatsza niż literatura bezpośrednio opisująca naprawcze spawanie eksploatowanych elementów wykonanych z żeliw SiMo lub Ni-Resist. Stanowi to jedną z istotnych luk badawczych w kontekście aplikacji eksploatacyjnych, do której wracamy w podsumowaniu rozdziału.

2.11.1. Skład chemiczny, mikrostruktura i właściwości mechaniczne

Podstawowym wyróżnikiem żeliwa sferoidalnego jest zawartość węgla znacznie wyższa niż w stalach. W badaniach nad spawaniem GJS 400-15 przytaczany skład materiału bazowego obejmował około 3,71% C, 2,8% Si, niewielkie ilości Mn, S, P, Mg, Ni, Cu i Cr oraz równoważnik węgla rzędu 4,64. Właściwości mechaniczne materiału bazowego określono na poziomie około 420 MPa wytrzymałości na rozciąganie, 340 MPa granicy plastyczności, 14% wydłużenia, modułu sprężystości około 160 GPa, granicy zmęczenia około 170 MPa i twardości około 190 HV [13]. Dane te pokazują, że nawet relatywnie plastyczny gatunek żeliwa sferoidalnego ma bardzo wysoki potencjał do tworzenia twardych struktur po szybkim chłodzeniu.

Węgiel w żeliwie sferoidalnym jest w stanie równowagowym związany głównie z grafitem, a nie z cementytem. Grafit powstaje w wyniku odpowiedniego prowadzenia procesu metalurgicznego, w którym istotną rolę pełnią dodatki sferoidyzujące, przede wszystkim Mg, oraz modyfikacja stopu. W strukturze GJS 400-15 i GJS-450 występuje najczęściej osnowa ferrytowo-perlityczna, co stanowi kompromis pomiędzy plastycznością ferrytu a wytrzymałością perlitu. Zwiększenie udziału perlitu podnosi twardość i wytrzymałość, ale obniża ciągliwość i zwiększa podatność na pękanie. Zwiększenie udziału ferrytu działa odwrotnie: poprawia plastyczność, lecz ogranicza wytrzymałość. Na rysunku 2.9 przedstawiono mikrostrukturę żeliwa sferoidalnego EN-GJS-450-10 z grafitem sferoidalnym w osnowie ferrytyczno-perlitycznej w zależności od warunków trawienia próbki [70].



Rys. 2.9. Mikrostruktura żeliwa sferoidalnego EN-GJS-450-10 z grafitem sferoidalnym w osnowie ferrytyczno-perlitycznej: (a) stan nietrawiony, (b) po trawieniu 4% Nitalem, (c, d) obserwacje SEM [70]

Znaczenie krzemu w żeliwie sferoidalnym jest szczególne. Z jednej strony Si sprzyja grafityzacji i może ograniczać tworzenie cementytu, z drugiej jednak jego wysoki udział wpływa na temperatury przemian, właściwości mechaniczne i stabilność mikrostruktury. W żeliwach umacnianych roztworowo krzemem osiąga się korzystne połączenie wytrzymałości i wydłużenia, ale podczas spawania należy uwzględnić, że wysoki udział Si modyfikuje przebieg przemian w strefie wpływu ciepła. W elementach pracujących w podwyższonej temperaturze krzem poprawia odporność na utlenianie, co uzasadnia jego obecność w żeliwach SiMo stosowanych w częściach układów wydechowych.

Mangan, chrom i nikiel pełnią odmienne role. Mn zwiększa hartowność osnowy i sprzyja tworzeniu twardszych produktów przemian, dlatego jego wysoka zawartość komplikuje spawanie. Cr jest pierwiastkiem węglikotwórczym i podnosi odporność na utlenianie lub zużycie, ale może sprzyjać stabilizacji twardych węglików. Ni stabilizuje austenit, poprawia ciągliwość i w spoiwach niklowych ogranicza tworzenie cementytu i martenzytu w obszarze mieszania. Z tego względu spoiwa niklowe i niklowo-żelazowe są często rozpatrywane jako rozwiązanie w naprawach żeliwa [14, 16].

Na właściwości mechaniczne wpływa również morfologia grafitu. Grafit kulkowy zmniejsza efekt karbu w porównaniu z grafitem płatkowym, ale nie eliminuje koncentracji naprężeń całkowicie. W czasie spawania lub tarciowego łączenia grafit może ulec odkształceniu, częściowemu rozpuszczeniu albo zmianie kształtu. Badania połączeń tarciowych wykazały, że pęknięcia często inicjują się na granicy zdeformowanych kulek grafitu i osnowy, a następnie propagują wzdłuż granic ziaren metalicznej osnowy [4]. Grafit jest zatem korzystny z punktu widzenia właściwości odlewu, lecz w

strefie spawania może stać się lokalnym inicjatorem mikropęknięć, zwłaszcza gdy w jego otoczeniu powstaną twarde fazy.

W przypadku gatunków wysokowytrzymałych, takich jak żeliwo o R_m rzędu 700 MPa, literatura wskazuje na jeszcze większą wrażliwość na dobór cyklu cieplnego. W odlewach o strukturze typu bull's eye, gdzie grafit otoczony jest pierścieniami ferrytu, a osnowa zawiera znaczący udział perlitu, spawanie może prowadzić do powstawania lokalnych obszarów ledeburytu i wysokiej twardości. W takich materiałach obróbka cieplna po spawaniu bywa skuteczniejsza niż samo podgrzewanie wstępne, choć optymalny zakres temperatury zależy od gatunku i zastosowanego spoiwa [16].

W ujęciu praktycznym żeliwo sferoidalne należy traktować jako materiał bardzo wrażliwy na lokalną historię cieplną. Podczas spawania nie wystarczy znać nominalnego gatunku odlewu - konieczna jest ocena mikrostruktury, twardości, obecności wad, stopnia utlenienia oraz ewentualnej degradacji eksploatacyjnej. Dopiero na tej podstawie można dobrać technologię spawania, spoiwo i reżim cieplny, które ograniczą tworzenie faz kruchych i naprężeń własnych.

Zestawienie wybranych grup żeliwa sferoidalnego w kontekście spawalności i regeneracji przedstawiono w tabeli 2.2.

Tabela 2.2. Zestawienie wybranych grup żeliwa sferoidalnego w kontekście spawalności i regeneracji

Materiał / grupa	Typowa mikrostruktura	Znaczenie technologiczne	Ryzyko przy spawaniu
GJS 400-15 / GJS 400-18	Osnowa ferrytowa lub ferrytowo-perlityczna; wysoki udział C i Si	Dobra obrabialność i plastyczność; częsty materiał bazowy w badaniach spawalności	Martenzyt, cementyt i ledeburyt w SWC przy szybkim chłodzeniu; wysoka twardość przy linii wtopienia
GJS-450 / EN-GJS-450-18	Ferryt/perlit lub umocniona roztworowo Si; grafit kulkowy	Zastosowania konstrukcyjne i odlewy grubościenne; w naprawach analizowane spoiwa Castolin	Pękanie międzykrystaliczne, wady spawalnicze, lokalne różnice własności w WM/FL/HAZ
GJS wysokowytrzymałe (~700 MPa)	Perlit dominujący, ferryt wokół grafitu (bull's eye)	Elementy motoryzacyjne o dużej wytrzymałości i ograniczonej masie	Silna zależność wyników od PWHT; możliwość wysokiej twardości i pękania w SWC
SiMo	Żeliwo z dodatkiem Si i Mo; mikrostruktura stabilizowana cieplnie	Kolektory i korpusy gorącej strony turbosprężarek; odporność	Mało bezpośrednich badań napraw; wymagana dodatkowa kwalifikacja dla cykli cieplnych

		na utlenianie i zmęczenie cieplne	
Ni-Resist	Żeliwo austenityczne z podwyższoną zawartością Ni	Podwyższona odporność cieplna, korozyjna i stabilność wymiarowa	Koszt, różnice rozszerzalności, możliwa niezgodność ze spoiwem; mało danych aplikacyjnych

2.11.2. Wpływ wysokiej temperatury na stabilność mikrostruktury

Wysoka temperatura oddziałuje na żeliwo sferoidalne wielokierunkowo. W warunkach eksploatacyjnych części układów wydechowych temperatura nie tylko obniża chwilową wytrzymałość materiału, lecz także przyspiesza procesy dyfuzyjne, utlenianie, degradację granic międzyfazowych grafit-osnowa i lokalne odkształcenia cieplne. W korpusach turbosprężarek temperatura ma charakter zmienny, a cykle nagrzewania i chłodzenia powodują powtarzalne naprężenia termiczne wynikające z gradientów temperatury i z ograniczonej swobody odkształcenia odlewu. W badaniach nad zmęczeniem termomechanicznym żeliw wermikularnych GJV-450 wykazano, że analiza trwałości powinna uwzględniać nie tylko zakres odkształcenia, lecz także maksymalną temperaturę cyklu, udział składowej wysokoczęstotliwościowej i utlenianie. Dla cykli z maksymalną temperaturą 400-480 °C superponowane obciążenie HCF o amplitudzie do około ±0,03% miało niewielki wpływ na trwałość inicjacji pęknięcia, natomiast większe amplitudy stawały się coraz bardziej szkodliwe wraz ze wzrostem temperatury [17]. Mechanizm jest istotny również dla żeliw sferoidalnych, ponieważ w obu przypadkach grafit i granica grafit-osnowa odgrywają kluczową rolę w inicjacji uszkodzeń.

Utlenianie jest jednym z podstawowych mechanizmów degradacji żeliw pracujących w powietrzu lub spalinach. W temperaturach podwyższonych osnowa żelazna tworzy zgorzeliny tlenkowe, natomiast grafit może ulegać dekarburyzacji z wydzielaniem CO i CO_2, co prowadzi do powstawania pustek. Literatura wskazuje, że szybkość utleniania żeliwa może podwoić się przy wzroście temperatury z 450 do 500 °C [17]. W praktyce niewielka zmiana temperatury maksymalnej cyklu może zatem znacząco zwiększyć podatność na inicjację pęknięć w pobliżu grafitu, szczególnie gdy na powierzchni występują karby, mikropory lub ślady poprzednich pęknięć.

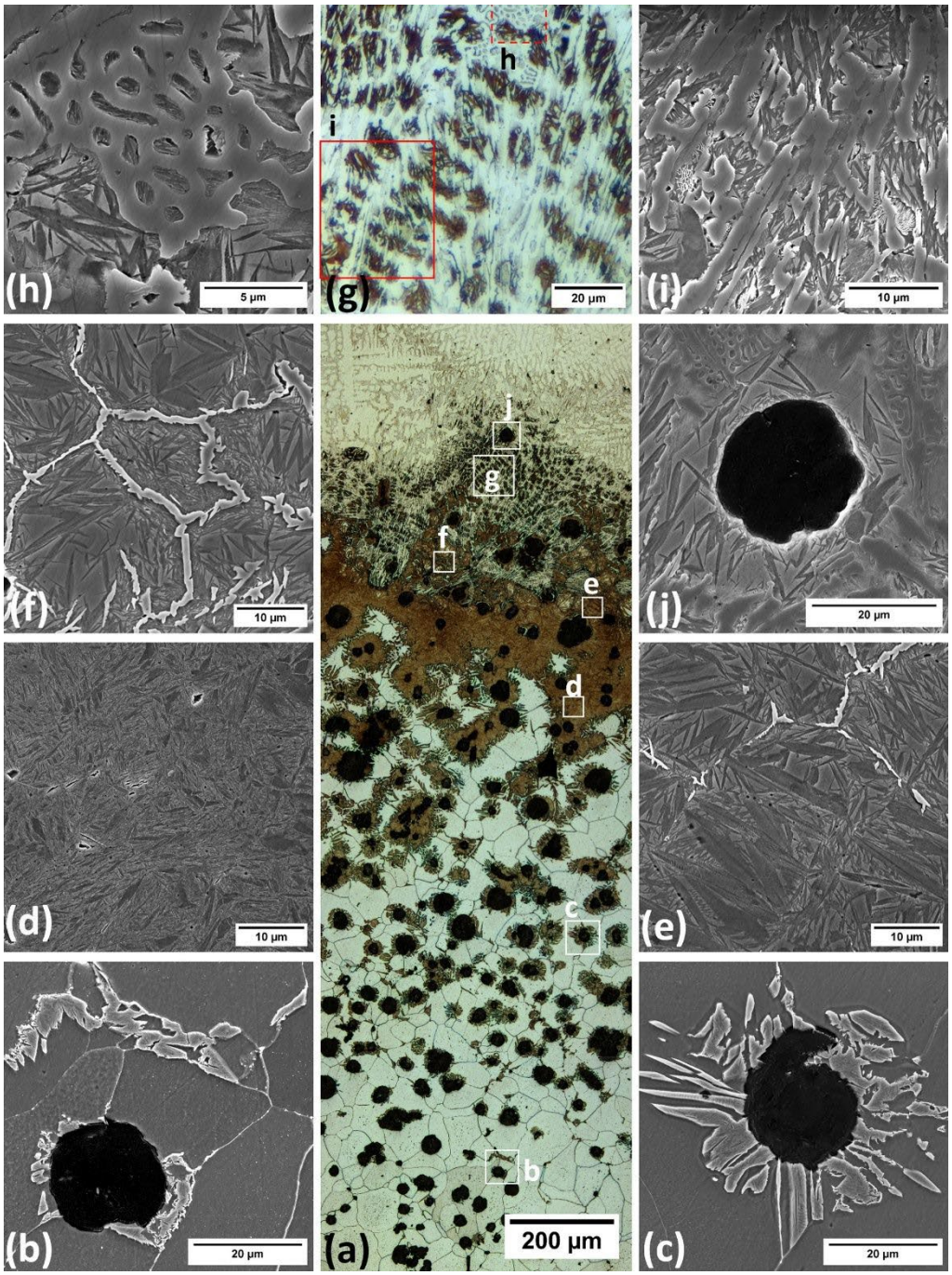
Wysoka temperatura wpływa również na stabilność produktów przemian powstałych podczas spawania. Jeżeli w SWC powstanie martenzyt, obróbka cieplna po spawaniu może go odpuszczać i zmniejszać twardość. Jeżeli jednak utworzy się ciągła sieć cementytu lub ledeburytu w pobliżu linii wtopienia, sama eksploatacja w temperaturze może nie doprowadzić do pełnej poprawy ciągliwości. Z tego powodu kontrolowana obróbka cieplna po spawaniu jest rozpatrywana jako element technologii naprawy, a nie jako etap pomocniczy.

Należy rozróżnić stabilność mikrostruktury materiału bazowego i stabilność mikrostruktury połączenia spawanego. Materiał bazowy, np. żeliwo SiMo, może być projektowany do pracy w podwyższonej temperaturze, natomiast strefa naprawy ma inną historię cieplną, inny skład lokalny i inną gęstość wad. Odporność całego elementu po regeneracji może być więc ograniczona nie przez materiał pierwotny, lecz przez najwęższą i najbardziej kruchą część SWC albo strefę przejściową pomiędzy spoiwem i żeliwem. W literaturze dotyczącej wysokotemperaturowych połączeń spawanych stali zwraca się uwagę na interakcję pełzania, zmęczenia i utleniania - badania spawanych złączy stali CrMoV w temperaturze 520 °C wykazały, że pęknięcia mogą inicjować się na warstwie tlenkowej już po niewielkiej liczbie cykli i propagować w tlenku z dużą szybkością [19]. Choć materiał różni się od żeliwa sferoidalnego, mechanizm podkreśla znaczenie warstw tlenkowych dla elementów pracujących w gorących gazach.

2.11.3. Spawalność żeliwa - mechanizmy pękania i przemiany w SWC

Spawalność żeliwa sferoidalnego jest ograniczona przede wszystkim przez przemiany zachodzące w strefie wpływu ciepła (SWC) i w strefie częściowego nadtopienia. Podczas nagrzewania w pobliżu linii wtopienia dochodzi do austenityzacji osnowy i częściowego rozpuszczania węgla. Podczas chłodzenia, szczególnie szybkiego, nadmiar węgla prowadzi do tworzenia martenzytu, cementytu, ledeburytu i struktur przejściowych o wysokiej twardości. Fazy te zwiększają odporność na odkształcenie plastyczne, ale jednocześnie obniżają zdolność strefy do relaksacji naprężeń, co sprzyja pękaniu [2, 13, 14].

Martenzyt powstający w SWC jest efektem szybkiego chłodzenia austenitu wzbogaconego w węgiel. W stalach martenzyt może być kontrolowany przez dobór składu i obróbkę cieplną, natomiast w żeliwie duża dostępność węgla z grafitu i osnowy powoduje, że lokalna zawartość węgla w austenicie może być bardzo wysoka. W konsekwencji twardość SWC może osiągać wartości znacznie wyższe niż materiał bazowy. Badania laserowego spawania żeliwa z grafitem sferoidalnym wykazały maksymalne wartości twardości rzędu 860 HV0,3 w EN-GJS-400-15 oraz 975 HV0,3 w EN-GJS-700-2, co jednoznacznie wskazuje na powstawanie twardych faz i wysokie ryzyko pękania [2]. Cykl cieplny spawania powoduje powstanie w żeliwie sferoidalnym kilku charakterystycznych obszarów, różniących się stopniem nagrzania, przebiegiem przemian fazowych oraz uzyskaną mikrostrukturą. W kierunku od materiału bazowego do osi spoiny wyróżnia się strefę wpływu ciepła, strefę częściowego nadtopienia oraz strefę stopienia. Schemat rozmieszczenia tych obszarów wraz z przykładowymi zmianami mikrostrukturalnymi przedstawiono na rys. 2.10 [58].



Rys. 2.10. Profil mikrostrukturalny złącza spawanego żeliwa sferoidalnego EN-GJS-500-10 z wyróżnieniem materiału bazowego (BM), strefy wpływu ciepła (HAZ), strefy częściowego nadtopienia (PMZ) oraz strefy stopienia (FZ), gdzie (a) to profil mikrostruktury optycznej połowy spoiny Ni w poprzek BM do strefy FZ, (b), (c), (d), (e), (f) i (j) to mikrofotografie SEM wskazanych pól w (a), (g) mikrofotografia optyczna wskazanego pola wewnątrz strefy PMZ w (a), (h) i (i) to mikrofotografie SEM wskazanych pól w (g) [58]

Ledeburyt i cementyt są szczególnie niekorzystne, ponieważ tworzą sztywne, kruche obszary o małej zdolności do odkształcenia. Ich obecność w strefie częściowego nadtopienia powoduje pękanie wzdłuż linii wtopienia lub pękanie pod wpływem pierwszego obciążenia eksploatacyjnego. W literaturze podkreśla się, że w spawaniu żeliwa istotne jest ograniczenie szybkości chłodzenia,

zwiększenie udziału grafityzacji oraz stosowanie spoiw, które nie sprzyjają tworzeniu węglików [14, 16].

Mechanizmy pękania mają charakter złożony. Pęknięcia mogą inicjować się w twardej SWC, gdzie naprężenia spawalnicze przekraczają lokalną odporność na pękanie. Źródłem pęknięcia mogą być wydzielenia grafitowe działające jako lokalne koncentratory naprężeń. Pęknięcia mogą powstawać na granicy spoiwo-materiał bazowy, gdzie występują różnice składu, modułu sprężystości, rozszerzalności cieplnej i twardości. W odlewach eksploatowanych istotne są wady pierwotne: porowatość, wtrącenia, utlenione powierzchnie i wcześniejsze mikropęknięcia.

Badania połączeń tarciowo spawanych żeliwa sferoidalnego wskazały, że maksymalna twardość w obszarze termo-mechanicznie oddziaływanym mogła osiągać około 603 HV, a w SWC około 345 HV. Jednocześnie pęknięcia rozpoczynały się głównie na granicy zdeformowanych kulek grafitu i osnowy, a następnie rozprzestrzeniały się wzdłuż granic ziaren [4]. Wynik ten jest istotny również dla procesów łukowych, ponieważ pokazuje, że sama obecność grafitu i jego lokalna deformacja mogą decydować o drodze pękania.

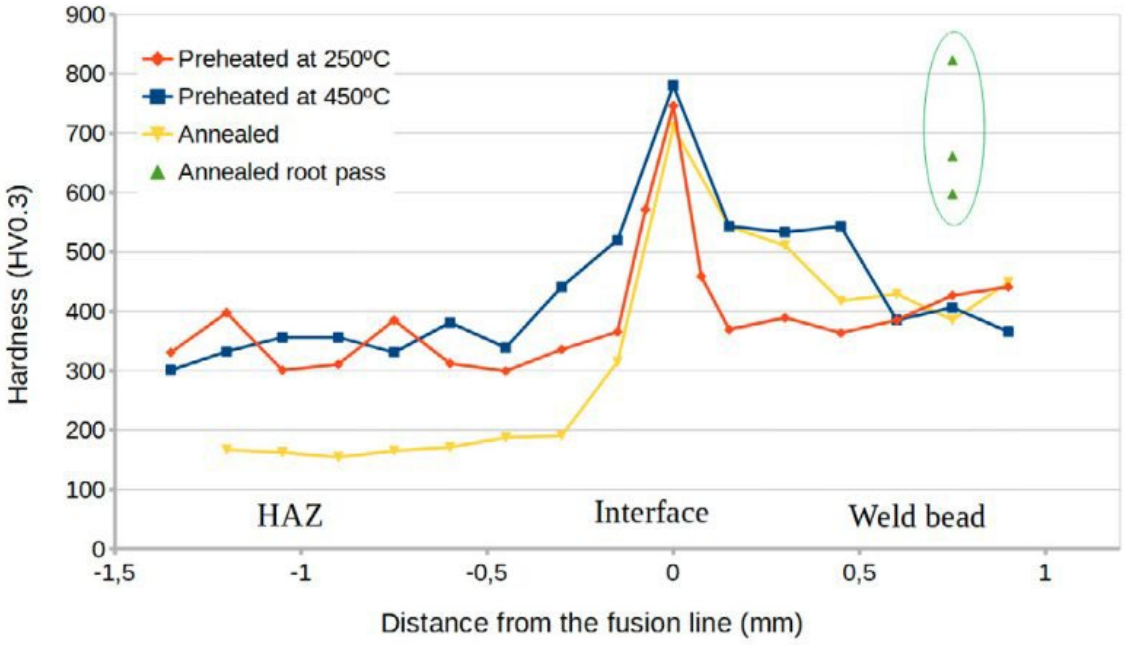
Istotną rolę odgrywa wodór. W przypadku żeliwa z grafitem sferoidalnym pękanie może być wynikiem nie tylko obecności faz kruchych, lecz również oddziaływania wodoru i naprężeń własnych [2]. Dlatego przygotowanie powierzchni, usunięcie wilgoci, odtłuszczenie, wygrzewanie, stosowanie suchych materiałów dodatkowych oraz kontrola osłony gazowej mają znaczenie praktyczne. W elementach eksploatowanych w układzie wydechowym dodatkowym problemem są tlenki, nagary i zanieczyszczenia, które zwiększają porowatość lub zakłócają zwilżanie.

Strefa wpływu ciepła w żeliwie nie jest jednorodna. Najbliżej linii wtopienia występuje obszar częściowego nadtopienia oraz najwyższych temperatur, w którym ryzyko ledeburytu, cementytu i martenzytu jest największe. Dalej znajduje się strefa austenityzacji i przemian w osnowie, a jeszcze dalej obszar odpuszczania. W spawaniu wielościegowym kolejne ściegi mogą częściowo odpuszczać poprzednie strefy, ale mogą też ponownie austenityzować wybrane obszary. Liczba ściegów i kolejność ich układania nie są więc wyłącznie kwestią wypełnienia ubytku, lecz narzędziem sterowania mikrostrukturą.

Badania GJS 400-15 spawanego metodami SMAW i TIG z użyciem spoiwa Fe-Ni wykazały, że bez obróbki cieplnej na granicy spoiny i materiału bazowego pojawiają się bardzo twarde struktury obniżające plastyczność połączenia. Przy podgrzewaniu do 450 °C dla SMAW obserwowano brak typowych twardych struktur w SWC, natomiast dla TIG przy podobnych warunkach takie struktury mogły jeszcze występować. Sam poziom temperatury podgrzewania nie jest zatem wystarczający - równie ważna jest charakterystyka procesu, energia liniowa, rozkład ciepła i przebieg chłodzenia [13].

Podsumowując, podstawowym celem racjonalnej technologii spawania żeliwa jest takie sterowanie cyklem cieplnym i składem spoiwa, aby zminimalizować twarde fazy w SWC, ograniczyć gradient

twardości, zapewnić dobrą przyczepność spoiny i utrzymać ciągliwość wystarczającą do pracy w warunkach zmęczenia cieplnego. Osiągnięcie tego celu wymaga łącznej kontroli materiału bazowego, parametrów spawania, spoiwa, podgrzewania oraz PWHT. Na rysunku 2.11 przedstawiono rozkład twardości w przekroju złącza spawanego żeliwa sferoidalnego z zastosowaniem materiału dodatkowego AISI 316L dla różnych wariantów obróbki cieplnej. Punkt 0 na osi odciętych odpowiada linii wtopienia; wartości ujemne odnoszą się do materiału rodzimego i strefy wpływu ciepła, natomiast wartości dodatnie do metalu spoiny [57]



Rys. 2.11. Rozkład twardości w przekroju złącza spawanego żeliwa sferoidalnego z zastosowaniem materiału dodatkowego AISI 316L dla różnych wariantów obróbki cieplnej [57].

2.12. Spawalność żeliwa sferoidalnego - ujęcie syntetyczne

. Spawalność metalurgiczna żeliwa sferoidalnego jest niska - wysoka zawartość węgla i obecność grafitu sprzyjają powstawaniu twardych, kruchych faz. Spawalność technologiczna pozostaje umiarkowana - możliwe jest stosowanie różnych procesów (SMAW, TIG, MIG/MAG, laserowych, plazmowych, napoinowych, gazowych), pod warunkiem właściwego doboru parametrów. Spawalność konstrukcyjna zależy natomiast od geometrii elementu, lokalnej grubości ścianki, ograniczeń rozszerzalności i wymagań eksploatacyjnych [1, 13, 14].

W praktyce wyróżnia się dwa podstawowe mechanizmy pękania: pękanie zimne związane z przemianą martenzytyczną i obecnością wodoru oraz pękanie gorące związane z segregacją niskotopliwych faz na granicach krzepnięcia. Dla żeliwa sferoidalnego dominującym problemem jest pękanie zimne wynikające z powstawania martenzytu i ledeburytu w SWC, ale w warunkach silnego rozcieńczenia spoiwami niklowymi mogą pojawiać się również problemy pękania gorącego.

Z punktu widzenia spawalności kluczowe znaczenie mają: równoważnik węgla CE, udział perlitu w osnowie, zawartość Si, Mn, Cr i Mo, czystość metalurgiczna materiału bazowego oraz historia cieplna odlewu. Wyższy CE zwiększa skłonność do tworzenia martenzytu i cementytu. Wyższy udział perlitu zmniejsza początkową plastyczność. Wyższe zawartości Mn i Cr zwiększają hartowność. Wszystkie te czynniki tworzą indywidualną mapę spawalności konkretnej partii materiału, której nie można zastąpić wyłącznie oznaczeniem gatunkowym.

Nowoczesne podejście do spawalności żeliwa łączy klasyczne kryteria metalurgiczne z analizą mechaniki pękania. Trubitz i in. wykazali, że w naprawach grubościennych odlewów z żeliwa sferoidalnego ocena dopuszczalności wad powinna uwzględniać odporność na pękanie KIc, krytyczną wielkość wady, lokalne właściwości WM/FL/HAZ i wzrost pęknięć zmęczeniowych [1]. Takie podejście jest szczególnie istotne dla elementów odpowiedzialnych eksploatowanych cyklicznie cieplnie - czyli właśnie dla kolektorów wydechowych i korpusów turbosprężarek omawianych w Części 1.

2.13. Procesy spawalnicze stosowane w regeneracji

Łączenie i regeneracja elementów żeliwnych mogą być realizowana różnymi procesami: spawaniem łukowym elektrodą otuloną SMAW, spawaniem TIG, MIG/MAG, technologiami napoinowymi proszkowymi i drutowymi, procesami laserowymi (laser cladding, DED), plazmowymi (PTA), spawaniem tarciowym oraz technologiami hybrydowymi. Dobór metody zależy od grubości elementu, charakteru złącza, dostępu do miejsca spawania, wymagań obróbki po spawaniu, dopuszczalnej temperatury podgrzewania i oczekiwanej trwałości. Największy zakres danych eksperymentalnych dotyczy metod łukowych i wybranych spoiw niklowych [4, 13, 14].

W łączeniu i naprawach elementów żeliwnych szczególnie istotna jest lokalność procesu. Wiele typowych zastosowań - korpusy turbosprężarek, kolektory wydechowe, elementy przekładni czy obudowy pomp - charakteryzuje się zmienną grubością ścianki i skomplikowaną geometrią. W praktyce naprawy dotyczą pęknięć, ubytków przy kołnierzach, wypaleń powierzchniowych lub lokalnych uszkodzeń. Proces musi umożliwiać ograniczenie wprowadzanego ciepła, kontrolę odkształceń i wykonanie operacji bez pełnego przetopienia dużych obszarów odlewu. Jednocześnie zbyt mała energia liniowa zwiększa szybkość chłodzenia i sprzyja martenzytowi.

W praktyce technologicznej rozróżnia się spawanie na zimno, z minimalnym podgrzewaniem lub bez podgrzewania całego elementu, oraz spawanie z kontrolowanym podgrzewaniem. Pierwsza strategia ogranicza odkształcenia i ułatwia prace serwisowe, lecz zwiększa ryzyko twardej SWC. Druga zmniejsza gradient cieplny i szybkość chłodzenia, lecz wymaga kontroli temperatury, stanowiska grzewczego i dłuższego czasu. Wybór strategii powinien zależeć od gatunku żeliwa, wymiarów odlewu i rodzaju spoiwa, a nie od jednej uniwersalnej procedury [14, 16].

2.13.1. Metody łukowe: SMAW, TIG i MIG/MAG

Metody łukowe są najczęściej analizowane w kontekście spawania i regeneracji żeliwa sferoidalnego. W badaniach GJS 400-15 z użyciem spoiwa Fe-Ni porównywano SMAW i TIG w różnych wariantach cieplnych: bez obróbki cieplnej, z podgrzewaniem wstępnym i z wyżarzaniem po spawaniu. Obie metody mogą być stosowane, jednak prowadzą do odmiennych mikrostruktur i właściwości. SMAW zwykle daje większą energię cieplną i wolniejsze chłodzenie, co może ograniczać twarde produkty przemian, ale jednocześnie zwiększa szerokość SWC. TIG pozwala precyzyjniej sterować jeziorkiem, lecz przy cienkich elementach i intensywnym chłodzeniu może generować twarde strefy na interfejsie [13].

TIG jest atrakcyjny w naprawach ze względu na dobrą kontrolę łuku, czystość procesu i możliwość stosowania prętów dodatkowych o dobranym składzie. W badaniach spawania GJS 400-15 metodą TIG z różnymi spoiwami i chłodzeniem na powietrzu stosowano prąd 125-130 A, napięcie około 14 V, argon jako gaz osłonowy i dwa przejścia. Analizowano spoiwo z żeliwa ciągliwego perlitycznego, spoiwo Fe-Ni i stop brązu manganowego. Wnioski wskazały, że Fe-Ni i spoiwo z żeliwa ciągliwego dawały lepsze właściwości niż brąz manganowy, jednak we wszystkich wariantach strefa interfejsu charakteryzowała się wysoką twardością, co może powodować kruchość połączenia [15].

Ograniczeniem TIG w naprawie żeliwa jest duża zależność wyniku od umiejętności operatora, przygotowania brzegów i prowadzenia ciepła. Precyzyjny łuk może być zaletą przy małych ubytkach i cienkich ściankach, lecz przy większych naprawach istnieje ryzyko zbyt wielu lokalnych cykli cieplnych. Każdy kolejny ścieg może odpuszczać poprzedni, ale może również tworzyć nowe obszary kruchości na granicach nakładania. Konieczna jest kontrola temperatury międzyściegowej, długości odcinków spawania, sekwencji ściegów i powolnego chłodzenia.

MIG/MAG jest korzystny z punktu widzenia wydajności i powtarzalności, szczególnie przy napawaniu większych powierzchni. W regeneracji żeliwa ograniczeniem jest większa ilość wprowadzanego metalu, możliwość większej energii liniowej i większe ryzyko odkształceń. Proces MAG z drutami proszkowymi lub pełnymi może być stosowany w technologiach naprawczych, jeżeli spoiwo jest dobrane do żeliwa i jeżeli utrzymana jest kontrola temperatury. Dla cienkościennych korpusów złożona geometria może utrudniać stabilne prowadzenie palnika i zapewnienie jednorodnej osłony gazowej.

W literaturze dotyczącej elementów grubościennych z żeliwa sferoidalnego opisano naprawy z użyciem drutów do spawania w osłonie gazowej, w tym rozwiązań Castolin. Dla EN-GJS-400-18-LT jako optymalne wskazano spoiwo CastoMag 45640 Ti, a dla EN-GJS-450-18 spoiwo EnDOtec DO*23, przy czym ocena obejmowała mikrostrukturę, twardość, wytrzymałość, udarność i parametry mechaniki pękania [1]. Dla regeneracji elementów cienkościennych dane te są wartościowe, ale wymagają

ostrożnej interpretacji, ponieważ pracują w innych cyklach cieplnych niż odlewy grubościenne analizowane w badaniach źródłowych.

Ważnym parametrem metod łukowych jest energia liniowa. Zbyt duża energia zwiększa szerokość SWC, naprężenia własne i odkształcenia, ale może jednocześnie zmniejszać szybkość chłodzenia. Zbyt mała energia ogranicza odkształcenia, lecz zwiększa twardość. Optimum jest zatem zależne od grubości odlewu, rodzaju osnowy i spoiwa. W praktyce korzystne bywa stosowanie krótkich ściegów, młotkowania lub odciążania pomiędzy przejściami, podtrzymania temperatury i stopniowego chłodzenia w materiale izolacyjnym.

Istotnym ograniczeniem metod łukowych jest również przygotowanie powierzchni. Żeliwo eksploatowane w turbosprężarce lub innym zespole maszyny może zawierać tlenki, siarczki, nagary, olej, produkty korozji i mikropęknięcia wypełnione zanieczyszczeniami. Niedostateczne oczyszczenie zwiększa ryzyko porowatości i niezgodności. Powierzchnia powinna być oczyszczona mechanicznie, odtłuszczona i w miarę możliwości odgazowana przez wygrzewanie. W przypadku pęknięć konieczne jest ich pełne wyżłobienie do końca, ponieważ pozostawiony wierzchołek staje się inicjatorem dalszej propagacji.

2.13.2. Procesy laserowe i plazmowe (laser cladding, DED, PTA)

Procesy o skoncentrowanym dopływie energii - spawanie laserowe, laser cladding, DED i PTA - znajdują coraz szersze zastosowanie w naprawach żeliwa sferoidalnego. Ich przewaga polega na lokalnym dostarczaniu energii i na możliwości kontroli rozcieńczenia, co dla żeliwa o wysokiej zawartości węgla ma znaczenie krytyczne. Ograniczenie głębokości przetopienia zmniejsza ilość węgla wprowadzonego do jeziorka, a tym samym zmniejsza ryzyko ledeburytu i martenzytu w strefie przejściowej.

Sommer i in. analizowali laserowe spawanie żeliwa sferoidalnego EN-GJS-400-15 i EN-GJS-700-2, wskazując zależność powstawania pęknięć i twardości od parametrów procesu. Maksymalne wartości twardości w SWC sięgały 860 HV0,3 dla GJS-400-15 i 975 HV0,3 dla GJS-700-2, co potwierdza wysokie ryzyko pęknięć przy braku odpowiedniej kontroli cieplnej i bez stosowania spoiwa łagodzącego [2]. Otsubo i Fukumatsu badali natomiast laserowe spawanie żeliwa sferoidalnego, identyfikując wpływ parametrów wiązki na mikrostrukturę i właściwości mechaniczne złącza [3].

Hamilton i in. opisali laserowe w regeneracji żeliwa szarego z wykorzystaniem materiałów SS316L i Inconel 625, wskazując możliwość naprawy materiałów grafitowych przy ograniczeniu kruchych mikrostruktur i porowatości typowej dla procesów łukowych o wysokim dopływie ciepła [25]. Bourahima i in. analizowali laserowe napawanie proszku niklowego na żeliwie szarym form szklarskich, wskazując, że w pewnych warunkach pojawiają się pęknięcia związane z naprężeniami strukturalnymi i przemianami w SWC [27]. Z punktu widzenia GJS-450 potwierdza to, że laser jako źródło ciepła nie

rozwiązuje samodzielnie problemu naprawy żeliwa - wymaga optymalizacji parametrów i doboru proszku.

Modelowanie numeryczne procesów laserowych pozwala przewidywać pole temperatury, kształt jeziorka, przepływ Marangoniego i obszary plastycznych odkształceń. Xu i in. analizowali laserowe napawanie żeliwa sferoidalnego QT600, łącząc symulację z eksperymentem i podkreślając wpływ mocy lasera, prędkości skanowania, średnicy plamki oraz ilości proszku na głębokość przetopienia i rozcieńczenie [28]. Li i in. modelowali wieloosiowe sprzężenie pól w procesie laserowego napawania IN625 na żeliwie sferoidalnym, wskazując na konieczność uwzględnienia interakcji między polami cieplnym, przepływowym i naprężeniowym [29].

Plazmowe napawanie z przeniesieniem łuku PTA jest procesem o pośrednich charakterystykach. Pozwala uzyskać powłoki o wysokiej jakości metalurgicznej i kontrolowanym rozcieńczeniu, szczególnie dla stopów kobaltowych i niklowych. Acevedo-Davila i in. badali wpływ dodatku TiC-NP na powłoki Stellite 6 i Stellite 12 nanoszone metodą PTA, wskazując na poprawę odporności na zużycie przez rafinację mikrostruktury i wzrost mikrotwardości [26]. Choć badania prowadzono na stali D2, wnioski są przenoszalne na zastosowania w napoinach na żeliwie GJS-450 jako powłokach roboczych. Porównanie procesów spawalniczych i napawania w łączeniu i regeneracji elementów żeliwnych zestawiono w tabeli 2.3.

Tabela 2.3. Porównanie procesów spawalniczych i napawania w łączeniu i regeneracji elementów żeliwnych

Proces	Zalety	Ograniczenia	Główny obszar zastosowania
TIG / GTAW	Precyzyjna kontrola jeziorka, dobra jakość lica, możliwość użycia prętów Ni/Fe-Ni	Wysoka wrażliwość na operatora i chłodzenie; ryzyko twardej SWC przy lokalnych naprawach	Pęknięcia, małe ubytki, naprawa precyzyjna
MIG/MAG / GMAW	Wydajność, możliwość drutów proszkowych, powtarzalność	Większe wprowadzenie ciepła, ryzyko odkształceń, trudności na złożonej geometrii	Większe naprawy, napoiny powierzchniowe
SMAW	Najlepiej udokumentowane w wielu badaniach żeliwa; dostępność elektrod Ni	Mniejsza precyzja, więcej żużla, konieczność czyszczenia międzyściegowego	Naprawy warsztatowe
Napoiny proszkowe / Castolin	Warstwy buforowe i robocze, materiały specjalne dla regeneracji	Niedobór niezależnych danych dla aplikacji turbo;	Odbudowa powierzchni, warstwy odporne

		konieczność znajomości pełnej procedury	
Laser cladding / DED	Mała SWC, wysoka precyzja, kontrola rozcieńczenia	Bardzo szybkie chłodzenie, koszt aparatury, wymóg czystej powierzchni	Precyzyjna odbudowa, warstwy funkcjonalne
PTA	Kontrolowane rozcieńczenie, wysoka jakość metalurgiczna powłok Co-Cr-W i Ni-bazowych	Wymaga oprzyrządowania; istotne rozcieńczenie żeliwem	Powierzchnie tribologiczne i wysokotemperaturowe

2.13.3. Spawanie hybrydowe i strategie wielowarstwowe

W praktyce regeneracji często stosuje się strategie hybrydowe łączące różne procesy lub różne spoiwa w obrębie jednego złącza. Typowy układ obejmuje warstwę buforową niskorozcieńczoną wykonaną spoiwem niklowym lub Fe-Ni, a następnie warstwę wypełniającą lub funkcjonalną o innym składzie i przeznaczeniu. Takie podejście pozwala oddzielić funkcję metalurgicznego pośredniczenia z grafitowym podłożem od funkcji odbudowy geometrii lub odporności powierzchniowej.

W spawaniu wielościegowym kolejne ściegi modyfikują mikrostrukturę poprzednich. Sun i in. analizowali charakter odpuszczania międzyściegowego w spawaniu wielowarstwowym, wskazując że odpowiednio prowadzony cykl cieplny może zmniejszać twardość i naprężenia w strefach utworzonych podczas wcześniejszych ściegów [6]. Mechanizm ten jest istotny również dla żeliwa, choć w obecności wysokiej zawartości węgla może prowadzić do powtórnej austenityzacji i powstania nowego martenzytu, jeżeli temperatura międzyściegowa jest zbyt wysoka.

Strategia wielowarstwowa ma znaczenie szczególne dla elementów cieplnie obciążonych. Dla korpusów turbosprężarek racjonalne może być wykonanie warstwy konstrukcyjnej spoiwem łagodnym metalurgicznie (Fe-Ni, Ni), a następnie warstwy roboczej narażonej na utlenianie i spaliny - spoiwem Ni-Cr-Fe lub IN625. Taka kombinacja wymaga jednak osobnej kwalifikacji obu interfejsów oraz kontroli interakcji między warstwami.

2.14. Spoiwa do spawania żeliwa sferoidalnego

Dobór spoiwa jest jednym z najważniejszych czynników decydujących o mikrostrukturze połączenia. Spoiwo nie jest wyłącznie materiałem wypełniającym ubytek - wpływa na rozcieńczenie, lokalny skład chemiczny, przemiany w jeziorku, twardość, pękanie i zdolność do obróbki skrawaniem. W żeliwie sferoidalnym szczególnie istotne jest ograniczenie tworzenia cementytu i martenzytu w pobliżu linii wtopienia oraz uzyskanie struktury zdolnej do odkształcenia bez pękania.

W literaturze wyróżnia się spoiwa żeliwne, stalowe, niklowe, niklowo-żelazowe, niklowo-chromowo-żelazowe oraz spoiwa specjalne, w tym Inconel i materiały napoinowe. Spoiwa żeliwne mogą dawać zgodność składu, lecz zwiększają ryzyko faz kruchych. Spoiwa stalowe są tańsze, ale mogą prowadzić do dużej twardości i pękania. Spoiwa niklowe są droższe, lecz zwykle poprawiają ciągliwość i ograniczają powstawanie węglików. Spoiwa chromowe i Ni-Cr-Fe mogą poprawiać odporność środowiskową, ale wymagają kontroli węglików i rozcieńczenia [14, 16, 18].

2.14.1. Spoiwa na osnowie żelaza i niklowo-żelazowe

Spoiwa na osnowie żelaza są najbliższe materiałom stalowym i mogą być atrakcyjne kosztowo, ale w żeliwie sferoidalnym są obarczone dużym ryzykiem kruchości. Przy znacznym rozcieńczeniu żeliwem do jeziorka wprowadzany jest węgiel, który może tworzyć martenzyt i cementyt w spoinie lub SWC. Klasyczne spoiwa Fe są więc stosowane ostrożnie i najczęściej wymagają podgrzewania i kontroli chłodzenia. W przypadku elementów cyklicznie obciążanych wysoka twardość spoiny lub SWC może być niedopuszczalna.

Spoiwo Fe-Ni stanowi kompromis pomiędzy zgodnością z żeliwem a kosztami. W badaniach GJS 400-15 stosowano spoiwo zawierające około 50-61% Ni, mniej niż 0,1% C, 0,5-1,5% Mn, niewielkie ilości Si, S i P oraz resztę Fe [13, 15]. Właściwości mechaniczne tego spoiwa były zbliżone lub wyższe od materiału bazowego, co czyniło je kandydatem do napraw. W badaniach TIG z różnymi spoiwami Fe-Ni dawało znacznie lepsze wyniki niż brąz manganowy, choć strefa interfejsu nadal wymagała kontroli twardości [15].

Spoiwa Fe-Ni są również szeroko stosowane w naprawach grubościennych odlewów. Trubitz i in. analizowali pełną charakterystykę połączeń wykonanych takimi spoiwami, łącząc ocenę mikrostruktury z pomiarami twardości, próbami rozciągania, udarności i parametrami mechaniki pękania [1]. W ich badaniach dla EN-GJS-450-18 w warunkach naprawy grubościennej dobrze sprawdziły się materiały klasy Castolin EnDOtec DO*2320, które łączą funkcje wypełnienia z ograniczonym wpływem na strefę przejściową.

2.14.2. Spoiwa niklowe i Ni-Cr-Fe

Spoiwa niklowe, w tym elektrody o bardzo wysokiej zawartości Ni, są szeroko stosowane w naprawach żeliwa, ponieważ Ni ogranicza tworzenie twardych struktur w pobliżu linii wtopienia. Nikiel rozpuszcza grafit z materiału bazowego i sprzyja powstawaniu drobniejszych wydzieleń grafitu zamiast cementytu, dzięki czemu struktura spoiny jest bardziej jednorodna i zdolna do odkształcenia bez pękania [14, 16]. Jednocześnie czyste spoiwa niklowe są kosztowne i mogą mieć inną rozszerzalność cieplną niż materiał bazowy, co w warunkach cykli cieplnych wymaga oceny naprężeń.

W grupie Ni-Cr-Fe mieszczą się m.in. spoiwa Inconel, takie jak Inconel 625, oraz inne stopy niklowe z chromem i żelazem. Ich zaletą jest odporność na utlenianie i korozję oraz zdolność do pracy w

wysokiej temperaturze. W literaturze dotyczącej spawania materiałów różnoimiennych podkreśla się, że spoiwa niklowe ograniczają migrację węgla dzięki niskiemu współczynnikowi dyfuzji węgla w stopach niklu i mogą działać jako bariera dyfuzyjna [18]. Mechanizm ten jest istotny również dla żeliwa, gdzie źródłem węgla jest grafit i osnowa.

Chrom w spoiwach Ni-Cr-Fe zwiększa odporność na utlenianie przez tworzenie warstw tlenkowych, ale jest również pierwiastkiem węglikotwórczym. Jeżeli w strefie mieszania występuje dużo węgla z żeliwa, może dojść do tworzenia węglików chromu, szczególnie w obszarach mikrosegregacji. Spoiwo o wysokiej zawartości Cr nie jest więc automatycznie lepsze. Dla naprawy elementów wysokotemperaturowych korzystne może być spoiwo z dostateczną zawartością Cr dla odporności na spaliny, ale jednocześnie z tak dobranym udziałem Ni i Fe, aby ograniczyć ciągłe sieci węglików i nadmierny gradient twardości.

Cárcel-Carrasco i in. analizowali spawalność żeliwa sferoidalnego z użyciem Inconel 625 dla ściegu graniowego i elektrod o zawartości 97,6% niklu dla ściegów wypełniających, wskazując możliwość uzyskania dobrej kombinacji właściwości mechanicznych i obrabialności [21]. Gouveia i in. potwierdzili, że Inconel 625 może ograniczać tworzenie martenzytu i twardych węglików w żeliwie wysokowytrzymałym 700 MPa, ale lokalne wartości twardości w napoinie i SWC mogą nadal być wysokie, a wyniki mechaniczne zależą od temperatury obróbki po spawaniu [16].

Praktyczna klasyfikacja spoiw dla łączenia i regeneracji żeliwa sferoidalnego powinna uwzględniać nie tylko skład chemiczny, ale także funkcję: spoiwo buforowe, spoiwo wypełniające, napoina odporna na zużycie lub warstwa robocza odporna na wysoką temperaturę. Często potrzebna jest kombinacja tych funkcji - warstwa buforowa Fe-Ni lub Ni może ograniczać kruchość na granicy żeliwa, a warstwa zewnętrzna Ni-Cr-Fe może poprawiać odporność na spaliny. Taki układ wymaga jednak osobnej kwalifikacji.

2.14.3. Wpływ Ni i Cr na dyfuzję węgla i tworzenie węglików

Wpływ niklu i chromu na dyfuzję węgla jest jednym z kluczowych zagadnień w interpretacji mikrostruktury połączeń spawanych żeliwa. Nikiel jest stabilizatorem austenitu, ogranicza skłonność do tworzenia cementytu, poprawia ciągliwość i może sprzyjać grafityzacji w obszarze spoiny. W praktyce spoiwa niklowe łagodzą skutki wysokiej zawartości węgla w materiale bazowym. Spoiwa Ni i Ni-Fe dają lepsze właściwości niż spoiwa żeliwne lub niektóre spoiwa tańsze, a ich mikrostruktura sprzyja unikaniu kruchych węglików [14, 16].

Nikiel działa jako bariera dla migracji węgla w połączeniach różnoimiennych. W przeglądach spawania stali ferrytyczno-martenzytycznych ze stalami austenitycznymi podkreśla się, że niska dyfuzyjność węgla w spoiwach niklowych ogranicza tworzenie stref odwęglonych i nawęglonych, co poprawia trwałość wysokotemperaturową [18]. W żeliwie problem ma inny charakter, ponieważ

źródłem węgla jest grafit i osnowa, lecz zasada pozostaje istotna - spoiwo niklowe może zmniejszać intensywność niekorzystnej redystrybucji węgla na granicy wtopienia.

Chrom zwiększa odporność na utlenianie i korozję, ale w obecności węgla może tworzyć węgliki M_7C_3 lub $M_{23}C_6$. W niewielkich ilościach i przy odpowiednim rozkładzie węgliki mogą zwiększać odporność na zużycie. Problem pojawia się, gdy tworzą ciągłą sieć na granicach dendrytów lub w pobliżu linii wtopienia - taka sieć może działać jako ścieżka pękania i obniżać odporność na zmęczenie cieplne. Dlatego spoiwa Ni-Cr-Fe wymagają szczególnej kontroli rozcieńczenia żeliwem.

W spoinie żeliwa rozcieńczenie jest zjawiskiem nieuniknionym. Materiał bazowy wnosi do jeziorka węgiel, krzem, mangan i inne pierwiastki, natomiast spoiwo wnosi Ni, Fe, Cr, Mo lub inne dodatki. Lokalny skład może znacznie różnić się od składu nominalnego spoiwa. O powstawaniu węglików decyduje nie tylko zawartość Cr w drucie lub elektrodzie, ale także ilość przetopionego żeliwa, szybkość krzepnięcia i mikrosegregacja. Wysoka prędkość chłodzenia może utrwalić nierównowagowe rozkłady składu.

Analiza spoiw powinna obejmować badania EDS w przekroju poprzecznym, mapowanie składu na granicy wtopienia, pomiar twardości mikroobszarów i identyfikację faz. Sama makrotwardość nie wystarcza, ponieważ krucha sieć węglików może występować lokalnie, a średni wynik twardości może nie ujawniać ryzyka pękania. Charakterystykę grup spoiw stosowanych w spawaniu i regeneracji żeliwa sferoidalnego przedstawiono w tabeli 2.4.

Tabela 2.4. Charakterystyka grup spoiw stosowanych w spawaniu i regeneracji żeliwa sferoidalnego

Grupa spoiw	Przykładowa rola	Wpływ na mikrostrukturę	Uwagi eksploatacyjne
Fe / stalowe	Tanie wypełnienie, naprawy mniej krytyczne	Ryzyko martenzytu i cementytu przy rozcieńczeniu węglem	Ograniczone zastosowanie w elementach cyklicznie obciążanych cieplnie
Fe-Ni (~50-60% Ni)	Spoiwo kompromisowe do TIG/SMAW; naprawy na zimno	Stabilizacja austenitu, mniej węglików, lepsza ciągliwość niż wiele spoiw Fe	Dobre dla GJS 400-15 i GJS-450; wymaga kontroli twardości interfejsu
Ni wysokoniklowe (>97% Ni)	Naprawy krytyczne, ograniczenie twardości SWC	Sprzyja grafityzacji i ogranicza cementyt/martenzyt	Kosztowne, ale korzystne dla obrabialności i pękania
Ni-Cr-Fe / Inconel 625	Warstwy buforowe i odporne na utlenianie; wysoka temperatura	Ni ogranicza migrację węgla, Cr zwiększa odporność, lecz może tworzyć węgliki	Obiecujące dla gorącej strony układu wydechowego; potrzebne badania cykli cieplnych

Proszkowe/napoinowe (Castolin)	Odbudowa geometrii, warstwy odporne na zużycie	Zależne od składu proszku i rozcieńczenia; możliwe węgliki lub strefy buforowe	Dane naukowe dla rzeczywistych korpusów ograniczone

2.15. Technologie Castolin Eutectic w naprawach żeliwa sferoidalnego

Technologie Castolin Eutectic stanowią szczególną grupę rozwiązań przemysłowych dedykowanych regeneracji elementów żeliwnych, w tym wykonanych z żeliwa sferoidalnego GJS-450. Literatura naukowa nie posługuje się konsekwentnie nazwami handlowymi tej grupy, omawia natomiast kategorie metalurgiczne i procesowe odpowiadające jej rozwiązaniom: spoiwa Ni i Fe-Ni, powłoki Co-Cr-W typu Stellite, napoiny Fe-Cr-C/HCCI, stopy Ni-Cr-B-Si, Inconel 625, Ni-Cu, laser cladding, DED, PTA oraz napawanie elektrodami otulonymi. Z tego powodu w niniejszej pracy przyjęto zasadę funkcjonalnego przyporządkowania: produkty Castolin omawiane są przez analogię do klas materiałów i procesów opisanych w źródłach naukowych, a nie przez przypisywanie literaturze danych katalogowych [1, 22, 23].

Takie podejście jest uzasadnione, ponieważ w praktyce naprawczej o skuteczności technologii nie decyduje sama nazwa handlowa, lecz trzy grupy właściwości: skład chemiczny materiału dodatkowego, przebieg cieplny procesu oraz wynikowa mikrostruktura. Jeżeli literatura opisuje napawanie żeliwa spoiwem niklowym, wnioski można przenieść na rodziny elektrod i drutów niklowych Castolin stosowanych w zimnych naprawach. Jeżeli badania opisują powłoki Co-Cr-W typu Stellite nanoszone metodą PTA, można je zestawić z klasą kobaltowych napoin Castolin/TeroMate, zachowując ostrożność co do szczegółowych składów katalogowych. Funkcjonalne powiązanie technologii Castolin z klasami materiałów i procesów opisanymi w literaturze ujęto w tabeli 2.5.

Tabela 2.5. Funkcjonalne powiązanie technologii Castolin z klasami materiałów i procesów opisanymi w literaturze

Zakres praktyki Castolin	Odpowiednik naukowy	Główna funkcja w regeneracji GJS-450	Źródła
EutecTrode Ni, Castolin 2xx, 2222	spoiwa Ni i Fe-Ni	naprawa pęknięć, ubytków, zimne spawanie, ograniczenie kruchych faz	[14], [21], [30], [31]
LaserCast, Eutalloy	DED, proszki Ni, Fe-Ni-Cr, IN625	odbudowa geometrii przy ograniczonym wpływie cieplnym	[2], [25], [27], [28], [29]
PTA-TeroTec, TeroMate, Stellite	PTA, stopy Co-Cr-W, Stellite 6/12, modyfikacje TiC	odporność na zużycie, tarcie, obciążenia cieplno-mechaniczne	[26]

Castolin 13xx/1400/1550	napoiny Fe-Cr-C/HCCI	twarde warstwy przeciwścierne, węgliki M_7C_3	[28]
Castolin 1400-series, IN625-rod, EnDOtec DO*23	Ni-Cr-B-Si, Inconel 625, Ni-Cu, Ni-Fe specjalne	korozja, temperatura, odbudowa, ograniczanie dyfuzji węgla	[1], [16], [21], [23], [25], [27], [29]
CastoMag 45640 Ti	drut Ni-Fe w osłonie gazu	napawanie wielościegowe grubościennych odlewów	[1], [22]

2.15.1. Spoiwa niklowe i niklowo-żelazowe Castolin w naprawach pęknięć i ubytków

Najbardziej klasyczną grupą materiałów w naprawach żeliwa są spoiwa niklowe i niklowo-żelazowe. W praktyce Castolin odpowiadają im rozwiązania przeznaczone do napraw na zimno, wypełniania ubytków, napraw pęknięć oraz wykonywania warstw buforowych. Ich zadaniem jest ograniczenie negatywnych skutków wysokiej zawartości węgla w żeliwie. W badaniach Żuka i in. podkreślono, że spawanie żeliwa jest procedurą złożoną, a materiał wykazuje skłonność do pękania zarówno podczas spawania, jak i po nim. Autorzy badali naprawę żeliwa sferoidalnego elektrodami otulonymi przy niskim prądzie, krótkich ściegach i młotkowaniu po spawaniu w celu ograniczenia dopływu ciepła i naprężeń [30].

Mechanizm użyteczności niklu można wyjaśnić zachowaniem węgla. W stopach żelaza szybkie chłodzenie sprzyja tworzeniu martenzytu, cementytu i ledeburytu. W stopach niklu skłonność do wiązania węgla w kruchych węglikach jest mniejsza, a węgiel może łatwiej wydzielać się jako grafit. Alizadeh-Sh i in. analizowali wpływ różnych spoiw na mikrostrukturę spawanego, wysokokrzemowego, roztworowo umocnionego żeliwa ferrytycznego, wskazując że dobór materiału dodatkowego ma znaczenie dla charakteru krystalizacji i ograniczenia kruchych faz [31]. Dla GJS-450 znaczenie jest analogiczne: materiał dodatkowy powinien ograniczać tworzenie struktur hartowniczych i nie powinien nadmiernie rozpuszczać grafitu.

W naprawie pęknięć spoiwo niklowe pełni trzy funkcje. Po pierwsze, ma umożliwić uzyskanie ciągłości metalurgicznej przy możliwie niskim dopływie ciepła. Po drugie, ma zapewnić plastyczniejszą strefę wypełnienia, zdolną do przeniesienia części odkształceń bez inicjacji nowych pęknięć. Po trzecie, ma ograniczyć różnice twardości pomiędzy materiałem bazowym a napoiną. W praktyce nie eliminuje to całkowicie twardych wysp w SWC, ale zmniejsza ryzyko pęknięć i ułatwia obróbkę. W badaniach SMAW odnotowano, że strefy bardzo twarde związane z nawęgleniem i strukturą martenzytyczną mogą osiągać wartości rzędu kilkuset HV, a dobór elektrody wpływa na rozkład twardości i ocenę naprawy [30].

Dla GJS-450 ważne jest, aby nie utożsamiać spoiw niklowych z napoinami przeciwściernymi. Elektrody niklowe lub niklowo-żelazowe mają zapewniać naprawialność, ciągliwość i minimalizację

naprężeń, a nie maksymalną twardość. Dla powierzchni narażonych na ścieranie mogą stanowić warstwę buforową pod inną napoinę, np. Fe-Cr-C lub Co-Cr-W. Bezpośrednie nanoszenie bardzo twardej powłoki na żeliwo prowadzi do wysokich gradientów twardości i naprężeń; warstwa niklowa pośredniczy między podatnym, grafitowym podłożem a twardą warstwą funkcjonalną.

2.15.2. Laser cladding i DED jako niskoenergetyczna odbudowa geometrii

Laser cladding oraz pokrewne procesy Directed Energy Deposition są szczególnie istotne w regeneracji GJS-450, ponieważ pozwalają odbudowywać geometrię przy relatywnie małej strefie wpływu ciepła. W praktyce Castolin odpowiadają im rozwiązania typu LaserCast, Eutalloy oraz inne systemy laserowego nanoszenia proszków i drutów. Energia jest dostarczana lokalnie, a rozcieńczenie może być niższe niż w klasycznym napawaniu łukowym. Z punktu widzenia żeliwa sferoidalnego ograniczenie przetopienia zmniejsza ilość węgla wprowadzanego do jeziorka i zmniejsza zakres strefy, w której mogą powstać ledeburyt i martenzyt.

Hamilton i in. analizowali laserowe DED w regeneracji żeliwa szarego z wykorzystaniem materiałów SS316L i Inconel 625. Źródło to opisuje naprawę materiału grafitowego, w którym tradycyjne procesy spawania o wysokim dopływie ciepła prowadzą do kruchych mikrostruktur i porowatości. Wnioski są zgodne z logiką napraw żeliwa sferoidalnego: parametry procesu, rozcieńczenie, gradienty cieplne i ewentualne podgrzewanie decydują o wytrzymałości naprawy [25]. DED pozwala precyzyjnie kształtować tor i ilość materiału, ale może generować porowatość oraz pęknięcia, jeżeli jeziorko jest niestabilne lub zbyt silnie miesza się z podłożem.

Bourahima i in. zoptymalizowali ewolucję mikrostruktury podczas laserowego napawania proszku niklowego na żeliwie szarym form szklarskich, wskazując że w pewnych warunkach pojawiają się pęknięcia związane z naprężeniami strukturalnymi i przemianami w SWC [27]. Z punktu widzenia GJS-450 potwierdza to, że laser jako źródło ciepła nie rozwiązuje samodzielnie problemu naprawy żeliwa - wymaga optymalizacji parametrów i doboru proszku.

W regeneracji elementów GJS-450 laser cladding jest szczególnie przydatny w czterech przypadkach: przy odbudowie lokalnych ubytków geometrycznych, gdy wymagana jest niewielka SWC i mały naddatek do obróbki; przy wykonywaniu warstw odpornych na korozję lub temperaturę, np. na bazie stopów Ni; przy naprawie krawędzi i gniazd, gdzie klasyczne napawanie mogłoby spowodować odkształcenie; oraz przy regeneracji elementów o wysokiej wartości, dla których kontrola jakości i powtarzalność uzasadniają koszt procesu.

Ograniczeniem jest wrażliwość powierzchni żeliwa. Grafit, oleje, produkty korozji i zanieczyszczenia eksploatacyjne mogą generować gaz w jeziorku i prowadzić do porowatości. Przed laserowym napawaniem konieczne jest mechaniczne i chemiczne oczyszczenie powierzchni, niekiedy

lokalne przetopienie wstępne lub usunięcie warstwy nasyconej olejem. Samo przeszlifowanie nie zawsze usuwa zanieczyszczenia z grafitu i mikroporów.

2.15.3. PTA i napoiny kobaltowe Co-Cr-W dla obciążeń tribologicznych

Plasma Transferred Arc jest procesem nanoszenia powłok, który w ofercie Castolin odpowiada rodzinie PTA-TeroTec oraz kobaltowym rozwiązaniom TeroMate/Stellite. Acevedo-Davila i in. analizowali powłoki kobaltowe Stellite 6 i Stellite 12, modyfikowane nanocząstkami TiC, nanoszone metodą PTA. Choć badania wykonano na stali D2, wyniki mają znaczenie dla rozumienia roli napoin Co-Cr-W w regeneracji elementów narażonych na zużycie, ponieważ stopy kobaltowe są stosowane przede wszystkim wtedy, gdy wymagana jest stabilność tribologiczna, odporność na ścieranie i odporność w wysokiej temperaturze [26].

Powłoki Stellite należą do grupy materiałów, w których osnowa kobaltowa jest wzmacniana przez węgliki i fazy bogate w chrom oraz wolfram. Zastosowanie TiC-NP poprawia odporność na zużycie przez rafinację mikrostruktury i wzrost mikrotwardości, przy czym najlepszy efekt odnotowano dla Stellite 6 z dodatkiem 2% TiC-NP. Dla regeneracji GJS-450 istotny jest sam kierunek: stopy Co-Cr-W można modyfikować przez twarde cząstki ceramiczne, a właściwości powłoki zależą od mikrostruktury, rozcieńczenia i przebiegu procesu PTA [26].

W elementach z GJS-450 napoiny kobaltowe nie są typowym materiałem do naprawy pęknięć. Ich naturalnym obszarem zastosowania są powierzchnie funkcjonalne: gniazda zaworowe, powierzchnie uszczelniające, elementy narażone na tarcie metal-metal, części pracujące w temperaturze podwyższonej albo w warunkach zmiennego obciążenia. W porównaniu z Fe-Cr-C powłoki kobaltowe są zwykle droższe, ale oferują stabilniejsze zachowanie w temperaturze i przy tarciu adhezyjnym.

Z perspektywy żeliwa sferoidalnego kluczowe jest rozcieńczenie. W procesie PTA jeziorko jest większe niż w niektórych odmianach laser cladding, ale nadal może być kontrolowane. Jeżeli powłoka kobaltowa jest nanoszona bezpośrednio na GJS-450, należy liczyć się z możliwością wprowadzenia węgla i żelaza z podłoża do napoiny. W wielu przypadkach racjonalne jest zastosowanie warstwy pośredniej, zwłaszcza niklowej lub niklowo-żelazowej, która zmniejszy niekorzystną interakcję między grafitowym podłożem a twardą powłoką użytkową.

2.15.4. Napoiny Fe-Cr-C/HCCI oraz powłoki Ni-Cr-B-Si i IN625

Drugą grupą powłok użytkowych są napoiny żelazo-chrom-węgiel, odpowiadające wysokochromowym żeliwom białym typu HCCI. W praktyce Castolin można je powiązać z rodzinami stosowanymi do ochrony przed ścieraniem (Castolin 13xx, 1400, 1550). Ich podstawową cechą jest obecność twardych węglików chromu, zwłaszcza M_7C_3, osadzonych w osnowie austenitycznej,

martenzytycznej lub mieszanej. Węgliki te stanowią szkielet odporny na ścieranie i decydują o trwałości w warunkach kontaktu z cząstkami mineralnymi.

W kontekście GJS-450 Fe-Cr-C należy traktować jako materiał na powłokę przeciwścierną, a nie jako spoiwo do naprawy konstrukcyjnej. Wysoka twardość jest zaletą w kontakcie z piaskiem, rudą, cementem czy kruszywem, ale oznacza ograniczoną podatność na odkształcenia. Bezpośrednie naniesienie grubej, wysokochromowej warstwy na żeliwo sferoidalne może prowadzić do koncentracji naprężeń i pęknięć, szczególnie gdy element ma zmienną grubość ścianki lub gdy napawanie wymaga dużego dopływu ciepła. Technologie Castolin w tym obszarze powinny być więc stosowane wraz z procedurą buforowania, sekwencją ściegów i kontrolą temperatury.

Stopy niklowe stanowią najszerszą grupę materiałów dla regeneracji żeliwa, ponieważ mogą pełnić zarówno funkcję spoiwa naprawczego, jak i powłoki użytkowej. Należy rozróżnić trzy klasy: spoiwa niklowe i niklowo-żelazowe do napraw pęknięć, stopy Ni-Cr-B-Si do warstw odpornych na zużycie i korozję oraz Inconel 625 lub układy Ni-Cu do zastosowań cieplnych, korozyjnych i odbudowy geometrii. W praktyce Castolin odpowiadają im rozwiązania z rodzin 1400-series, 147, IN625-rod oraz EnDOtec, przy czym nazwy te są tu traktowane jako przemysłowe odpowiedniki klas stopów wskazanych w źródłach.

Inconel 625 jest stopem niklowo-chromowo-molibdenowym, znanym z odporności korozyjnej i stabilności w podwyższonej temperaturze. Hamilton i in. wskazali, że IN625 może być wykorzystywany do regeneracji grafitowych żeliw w aplikacjach wymagających wysokiej jakości naprawy [25]. Li i in. analizowali numerycznie laserowe napawanie IN625 na żeliwie sferoidalnym, co jest szczególnie bliskie problemowi GJS-450. Wyniki potwierdzają, że IN625 jest zasadny tam, gdzie oprócz odbudowy kształtu wymagana jest odporność na temperaturę, korozję albo złożone oddziaływania cieplno-mechaniczne [29].

Stopy Ni-Cr-B-Si są atrakcyjne jako powłoki odporne na ścieranie, korozję i utlenianie. Bor i krzem obniżają temperaturę topnienia, poprawiają zwilżanie i sprzyjają tworzeniu twardych faz, lecz mogą również zwiększać kruchość, jeżeli warstwa jest zbyt gruba lub zbyt silnie rozcieńczona. W odniesieniu do GJS-450 powłoka Ni-bazowa może chronić żeliwne podłoże, które samo w sobie nie ma wystarczającej odporności powierzchniowej w warunkach pracy cyklicznej cieplno-mechanicznej.

2.15.5. Dobór technologii Castolin do typowych uszkodzeń GJS-450

Dobór technologii Castolin do GJS-450 można uporządkować według rodzaju uszkodzenia. Pęknięcia i nieciągłości odlewnicze - priorytet zachowania integralności materiału, ograniczenia twardych stref w SWC i minimalizacji naprężeń; logiczne są spoiwa niklowe lub niklowo-żelazowe prowadzone krótkimi ściegami przy niskim dopływie ciepła [30]. Ubytki geometryczne bez głębokich pęknięć - wybór zależy od wymaganej dokładności; dla precyzyjnej geometrii korzystniejszy jest laser

cladding, dla powierzchni obrabianych - spoiwo Ni/Fe-Ni [25, 27, 28, 29]. Zużycie abrazyjne - powłoki Fe-Cr-C/HCCI lub Co-Cr-W. Uszkodzenia elementów cieplnych - IN625 lub Ni-Cr-Mo nanoszony laserowo lub DED. Powierzchnie ślizgowe i uszczelniające - Co-Cr-W (Stellite) dla wysokich obciążeń, Ni-bazowe dla odporności korozyjnej [25, 29].

Powyższy dobór nie powinien być traktowany jako sztywny schemat, lecz jako logika projektowania naprawy. Ten sam element może przechodzić kilka etapów: diagnostyka, usunięcie uszkodzonego materiału, stabilizacja pęknięcia, odbudowa objętości, naniesienie warstwy funkcjonalnej i obróbka końcowa. Dla każdego etapu inna technologia Castolin może być optymalna, dlatego właściwa naprawa GJS-450 jest często procesem hybrydowym, a nie pojedynczą operacją spawalniczą.

2.16. Wpływ podgrzewania wstępnego i obróbki cieplnej po spawaniu

Podgrzewanie wstępne i obróbka cieplna po spawaniu (PWHT) są podstawowymi narzędziami sterowania przebiegiem cyklu cieplnego oraz mikrostrukturą złącza. W spawaniu żeliwa sferoidalnego ich rola jest szczególnie istotna, ponieważ zarówno szybkość chłodzenia, jak i czas przebywania w zakresie krytycznych przemian decydują o powstawaniu martenzytu, cementytu i ledeburytu w SWC [13, 14, 16]. Dla większości gatunków żeliw podgrzewanie zmniejsza naprężenia własne, ogranicza pękanie zimne i poprawia obrabialność, ale jego skuteczność zależy od grubości elementu, masywności konstrukcji oraz rodzaju spoiwa.

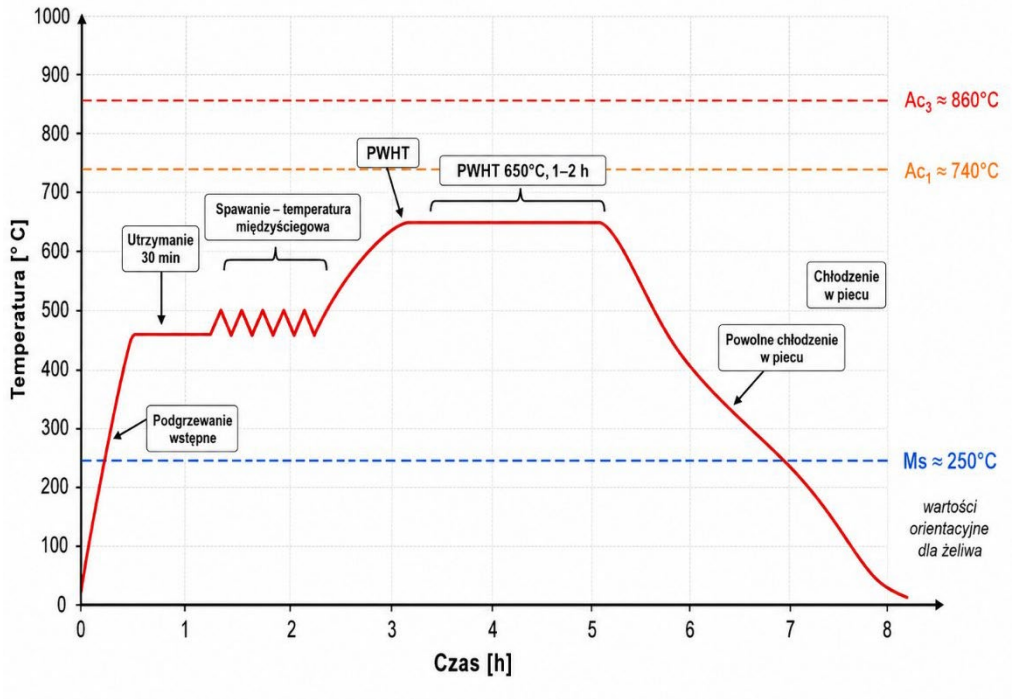
Dla GJS 400-15 spawanego SMAW i TIG ze spoiwem Fe-Ni analizowano zakres podgrzewania od temperatury otoczenia do około 450 °C oraz wyżarzanie po spawaniu w temperaturze 900 °C [13]. Wyniki pokazały, że dla SMAW podgrzewanie do 450 °C eliminowało typowe twarde struktury martenzytyczne i ledeburytyczne na granicy wtopienia, natomiast dla TIG przy podobnych warunkach takie struktury mogły jeszcze występować. Wyżarzanie po spawaniu sprzyjało tworzeniu mniej twardych struktur ferrytowych lub perlitycznych o bardziej równoosiowych ziarnach, lecz mogło obniżać wytrzymałość materiału bazowego.

Dla żeliwa wysokowytrzymałego (~700 MPa) Gouveia i in. wykazali, że PWHT może być korzystniejsze niż samo podgrzewanie wstępne. Cykle cieplne spawania sprzyjały tworzeniu ledeburytu w pobliżu złącza, a właściwie dobrane PWHT mogło ograniczyć skutki obecności tych faz. Jednocześnie zbyt wysoka temperatura PWHT, np. 800 °C przez 2 godziny, prowadziła do gorszych wyników wytrzymałości i odkształcenia [16]. Wniosek praktyczny: obróbka cieplna nie może być dobierana intuicyjnie, lecz musi być kwalifikowana dla konkretnego materiału i spoiwa.

W spawaniu wielościegowym dodatkowym mechanizmem jest odpuszczanie międzyściegowe. Kolejny ścieg podgrzewa wcześniej utworzoną SWC do temperatury odpuszczania, co obniża twardość

i naprężenia. Sun i in. analizowali ten mechanizm w spawaniu stali martenzytycznych i bainitycznych, gdzie wielościegowe cykle cieplne powodowały odpuszczenie wcześniejszych obszarów, wzrost wydzieleń węglikowych i spadek twardości [6]. W żeliwie efekt ten może być korzystny, ale tylko wtedy, gdy nie dochodzi do ponownej austenityzacji i powstania nowego martenzytu przy chłodzeniu.

Podgrzewanie i PWHT w elementach o złożonej geometrii napotykają ograniczenia praktyczne. Elementy mają zmienną grubość ścianki i często lokalne strefy o dużej sztywności. Pełne wygrzewanie bywa kosztowne lub trudne, a lokalne podgrzewanie generuje dodatkowe gradienty. Z tego powodu szczególnie ważne jest monitorowanie temperatury rzeczywistej, a nie tylko ustawień palnika lub pieca. Wskazane jest stosowanie termopar, kredek temperaturowych lub pomiarów bezkontaktowych oraz powolne chłodzenie w materiale izolacyjnym. Podgrzewanie wstępne zmniejsza szybkość chłodzenia złącza, ogranicza udział martenzytu i cementytu oraz redukuje naprężenia własne, przy czym temperatura ta powinna pozostawać powyżej temperatury początku przemiany martenzytycznej Ms (dla żeliwa ≈ 230°C-250°C), a jednocześnie nie być na tyle wysoka, by sprzyjać wydzielaniu cementytu w SWC [59]. Obróbka cieplna po spawaniu prowadzona jest jako wygrzewanie podkrytyczne, którego temperatura musi pozostawać poniżej dolnej temperatury krytycznej Ac_1, aby nie doszło do ponownej austenityzacji i powstania świeżego, nieodpuszczonego martenzytu podczas chłodzenia [59-62]. PWHT umożliwia odpuszczenie i rozpuszczenie martenzytu w SWC oraz częściową grafityzację, obniżając twardość i kruchość złącza [60]. Na Rys. 2.12 przedstawiono schematycznie zalecany przebieg temperaturowo-czasowy takiego cyklu wraz z naniesionymi liniami krytycznymi Ac_1, Ac_3 i Ms.



Rys. 2.12. Schemat cyklu cieplnego spawania żeliwa z obróbką cieplną po spawaniu (PWHT) [59-62].

Podsumowując, podgrzewanie wstępne i PWHT są narzędziami kontroli mikrostruktury i naprężeń, ale nie są uniwersalnym rozwiązaniem. Ich skuteczność zależy od gatunku żeliwa, spoiwa, procesu, grubości i geometrii. Najbardziej uzasadnione jest traktowanie ich jako zmiennych eksperymentalnych w planie kwalifikacji technologii, a nie jako stałych zaleceń.

2.17. Właściwości eksploatacyjne złączy spawanych żeliwa sferoidalnego

Część 1 niniejszego rozdziału (rozdziały 2.2-2.9) szczegółowo opisała warunki pracy i mechanizmy uszkodzeń kolektorów wydechowych oraz korpusów turbosprężarek. Niniejszy podrozdział uzupełnia tę analizę o specyficzny kontekst złączy spawanych w takich elementach. Korpus turbosprężarki, kolektor wydechowy i podobne elementy pracują w środowisku szczególnie wymagającym dla materiałów odlewniczych i połączeń spawanych. Są one narażone na gorące spaliny, szybkie zmiany temperatury, drgania, obciążenia montażowe, utlenianie, lokalne koncentracje naprężeń przy kołnierzach i otworach oraz oddziaływanie produktów spalania. Warunki te są bardziej złożone niż w klasycznych próbach statycznych połączeń spawanych [7, 8, 9].

2.17.1. Materiały konstrukcyjne złączy: GJS-450, SiMo, Ni-Resist

W turbosprężarkach i kolektorach wydechowych stosuje się różne rodzaje żeliw, zależnie od temperatury pracy, kosztu i wymagań trwałości. GJS-450 i pokrewne żeliwa sferoidalne mogą być wykorzystywane w elementach o umiarkowanych wymaganiach cieplnych. Ich zaletą jest dobra odlewalność, korzystne właściwości mechaniczne i relatywnie niski koszt. Ograniczeniem jest odporność na wysokotemperaturowe utlenianie i zmęczenie cieplne w porównaniu z żeliwami stopowymi.

Żeliwa SiMo zawierają podwyższoną zawartość krzemu i molibdenu. Krzem poprawia odporność na utlenianie, a molibden wpływa na wytrzymałość w podwyższonej temperaturze i stabilność struktury. Żeliwa SiMo są powszechnie rozpatrywane jako materiały na kolektory i korpusy gorącej strony turbosprężarek. Bartošák i Španiel analizowali zachowanie zmęczeniowe SiMo 4.06 w warunkach TMF, podkreślając konieczność uwzględnienia mechanizmów uszkodzeń w sprzężeniu cieplno-mechanicznym [9]. Yilmaz i in. badali zachowanie utleniające wysokoaluminiowo-krzemowych odmian SiMo, wskazując na rolę krzemu w tworzeniu warstw ochronnych [10]. Spawalność tych materiałów nie jest jednak tożsama ze spawalnością klasycznego GJS - wyższy udział dodatków stopowych zmienia hartowność, kruchość i skłonność do tworzenia wydzieleń.

Ni-Resist jest żeliwem austenitycznym o podwyższonej zawartości niklu. Materiał ten charakteryzuje się dobrą odpornością na korozję, stabilnością wymiarową i odpornością w podwyższonej temperaturze. Jego koszt jest większy, ale uzasadniony w najbardziej wymagających

elementach. W kontekście regeneracji spawalniczej Ni-Resist wymaga osobnego podejścia, ponieważ osnowa austenityczna, wysoka zawartość Ni i różnice rozszerzalności zmieniają warunki doboru spoiwa.

2.17.2. Mechanizmy zużycia złączy: zmęczenie cieplne, pełzanie, utlenianie

Zmęczenie cieplne jest najważniejszym mechanizmem pękania elementów gorącej strony układu wydechowego, opisanym szczegółowo w Części 1 (rozdz. 2.3). W kontekście złącza spawanego dochodzi dodatkowy wymiar: lokalna mikrostruktura WM, FL i HAZ jest inna niż mikrostruktura materiału bazowego, a różnice modułu sprężystości i rozszerzalności mogą lokalnie zmieniać rozkład naprężeń. Jeżeli złącze wykonano w obszarze, w którym w eksploatacji koncentrują się naprężenia (przy kołnierzach, w pobliżu zmian grubości), jego trwałość zmęczeniowa może być niższa niż samego materiału bazowego.

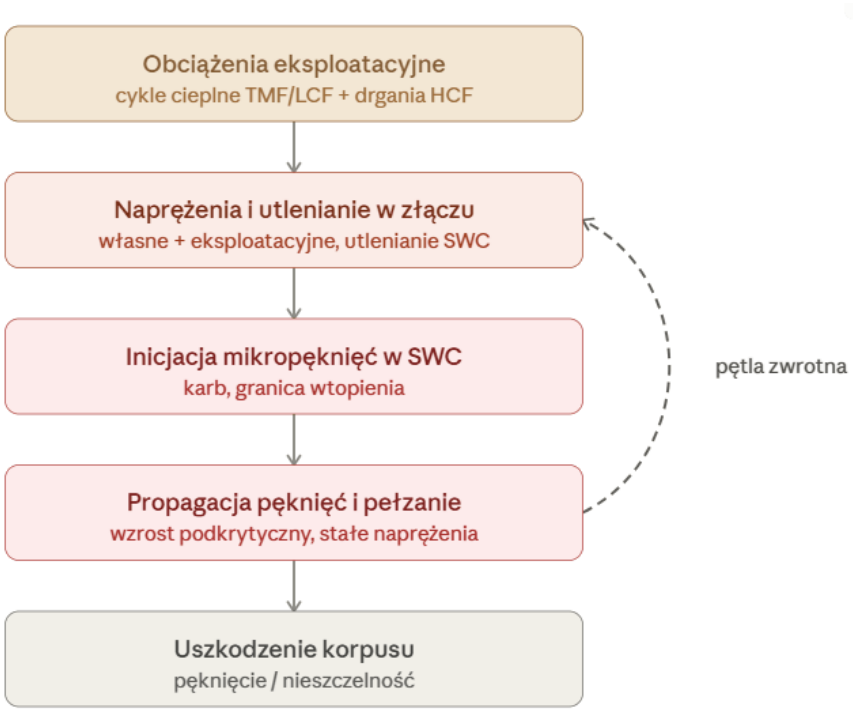
W żeliwach z grafitem pęknięcia termiczne często inicjują się przy wydzieleniach grafitu lub na granicy grafit-osnowa. W warunkach utleniania powstają tlenki i pustki po dekarburyzacji grafitu, działające jak mikrokarby. Badania TMF(HCF) żeliwa wermikularnego wykazały, że wpływ superponowanych drgań wysokoczęstotliwościowych rośnie wraz z temperaturą, a stopień oddziaływania jest związany z utlenianiem i rozwojem pęknięć w pobliżu grafitu [17]. Mechanizm jest istotny dla korpusów turbosprężarek, ponieważ podczas pracy występują jednocześnie zmiany temperatury i drgania.

Pełzanie w klasycznym sensie dominuje przy długotrwałej pracy w wysokiej temperaturze i przy naprężeniach stałych. W żeliwie stosowanym na turbosprężarki pełzanie może współdziałać ze zmęczeniem cieplnym, szczególnie w obszarach poddanych naprężeniom montażowym lub przy długiej pracy z wysoką temperaturą spalin. Warstwa naprawcza o niższej granicy plastyczności w temperaturze może relaksować naprężenia, ale może też ulegać lokalnej deformacji i inicjować pęknięcia na granicy z materiałem bazowym.

W spawanych złączach pracujących w wysokiej temperaturze utlenianie ma znaczenie zarówno na powierzchni, jak i w szczelinach pęknięć. Tlenki działają jak ochrona, ale mogą pękać i tworzyć karby. W żeliwie dodatkowym zjawiskiem jest dekarburyzacja grafitu, prowadząca do pustek i osłabienia granicy grafit-osnowa. Fan i in. badali złącza stali CrMoV w temperaturze 520 °C, wykazując że pęknięcia mogą inicjować się na warstwie tlenkowej już po niewielkiej liczbie cykli, propagować w tlenku i ostatecznie wnikać w osnowę z dużą szybkością [19]. Mechanizm jest analogiczny do możliwego zachowania złączy żeliwa po naprawie.

Podsumowując korpus turbosprężarki pracuje w warunkach silnie zmiennych obciążeń cieplno-mechanicznych, w których cykle cieplne rozruchu i wyłączenia (zmęczenie TMF/LCF) nakładają się na

drgania wysokocyklowe (HCF), oddziaływanie środowiska utleniającego oraz długotrwałe naprężenia sprzyjające pełzaniu [63-67]. Złącze spawane, a zwłaszcza strefa wpływu ciepła (SWC), stanowi obszar szczególnie podatny na degradację ze względu na karb strukturalny, naprężenia własne oraz obecność twardych i kruchych faz powstałych podczas spawania [66]. Mechanizmy te nie działają niezależnie — zmęczenie, utlenianie i pełzanie wzajemnie się wzmacniają, a rozwój uszkodzenia zwrotnie zmienia rozkład naprężeń i podatność na drgania [65-68]. Na Rys. 2.13 przedstawiono w uproszczonej formie blokowej ciąg tych oddziaływań wraz z pętlą sprzężenia zwrotnego, prowadzący od obciążeń eksploatacyjnych do końcowego uszkodzenia korpusu.



Rys. 2.13. Uproszczony schemat blokowy mechanizmów oddziaływania na złącze spawane w korpusie turbosprężarki podczas eksploatacji.

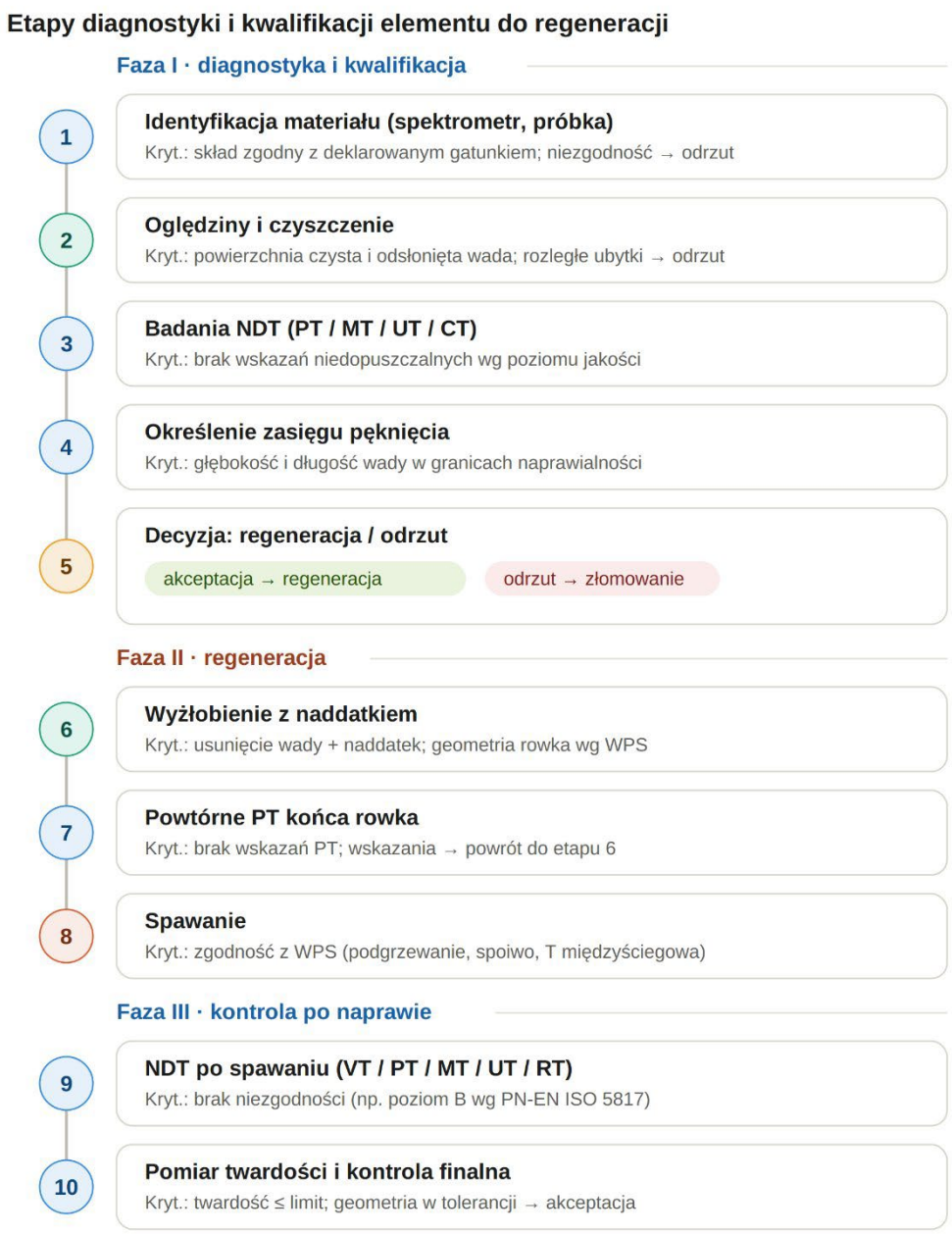
2.17.3. Diagnostyka uszkodzeń i ocena zdolności do regeneracji

Ocena zdolności korpusu lub innego elementu do regeneracji powinna rozpoczynać się od identyfikacji materiału i charakteru uszkodzenia. Inaczej kwalifikuje się pęknięcie powierzchniowe w obszarze kołnierza, inaczej pęknięcie przechodzące przez ściankę, a jeszcze inaczej ubytek erozyjny. Znaczenie ma historia eksploatacji: liczba cykli cieplnych, przegrzanie, kontakt z olejem, korozja, wcześniejsze naprawy.

Podstawowe metody to oględziny wizualne po oczyszczeniu oraz badania penetracyjne (PT), magnetyczno-proszkowe (MT), ultradźwiękowe (UT) i tomografia komputerowa (CT). W odlewach żeliwnych interpretacja UT jest utrudniona przez strukturę i grafit, dlatego dobór metody musi być przemyślany. Ważnym etapem jest ustalenie końca pęknięcia i pełne wyżłobienie pęknięcia z

naddatkiem; pozostawienie niewidocznego końca jest jedną z głównych przyczyn niepowodzenia napraw.

Dla elementów cyklicznie cieplnych zaleca się zaokrąglanie końców wyżłobienia, unikanie ostrych karbów i wykonanie geometrii rowka umożliwiającej pełne wypełnienie spoiwem. Po wykonaniu naprawy konieczne jest powtórzenie badań nieniszczących oraz pomiar twardości w wybranych punktach. W pracach badawczych należy dodatkowo wykonywać przekroje metalograficzne, mikrotwardość przez spoinę i SWC, analizę składu EDS oraz próby cykli cieplnych. Trubitz i in. wykazali, że ocena spoin i wad w naprawach grubościennych GJS powinna uwzględniać odporność na pękanie, wzrost pęknięć zmęczeniowych i lokalizację wady w spoinie lub na interfejsie [1]. Proces kwalifikacji elementu do regeneracji obejmuje uporządkowaną sekwencję działań diagnostyczno-kontrolnych, w której każdy etap kończy się jednoznacznym kryterium akceptacji lub odrzucenia, decydującym o dopuszczeniu elementu do kolejnego kroku. Na Rys. 2.14. przedstawiono przebieg w podziale na trzy fazy - diagnostykę i kwalifikację, regenerację oraz kontrolę po naprawie.



Rys. 2.14. Schemat etapów diagnostyki i kwalifikacji elementu do regeneracji, z kryteriami akceptacji/odrzucenia na każdym etapie (opracowanie własne).

2.18. Podsumowanie przeglądu literatury i identyfikacja luki badawczej

Przegląd literatury wskazuje, że problem wpływu parametrów spawania oraz rodzaju spoiwa na mikrostrukturę i właściwości połączeń z żeliwa sferoidalnego jest dobrze rozpoznany na poziomie mechanizmów ogólnych, lecz nadal niepełny dla zastosowań eksploatacyjnych. Najlepiej opisane są: skład i mikrostruktura GJS 400-15 oraz pokrewnych żeliw, rola grafitu kulkowego, powstawanie

martenzytu, cementytu i ledeburytu w SWC, wpływ podgrzewania i PWHT oraz korzystne oddziaływanie spoiw niklowych i Fe-Ni [13, 14, 15, 16].

Literatura jednoznacznie wskazuje, że żeliwo sferoidalne jest trudne do spawania z powodu dużej zawartości węgla i powstawania faz twardych. Zastosowanie spoiw niklowych, podgrzewania i obróbki po spawaniu może poprawiać właściwości, ale nie gwarantuje sukcesu w każdym przypadku. Efekt zależy od metody, energii liniowej, grubości elementu, temperatury chłodzenia, liczby ściegów i stanu materiału bazowego. Ta wieloczynnikowość uzasadnia potrzebę badań planowanych eksperymentalnie.

Szczególną luką jest brak szerokich, porównawczych badań dotyczących żeliw stopowych pracujących w wysokiej temperaturze - GJS-450 w wariantach grubościennych i cienkościennych, SiMo i Ni-Resist - po eksploatacji. Dostępne badania dotyczą najczęściej płyt próbnych, cienkich próbek GJS 400-15, materiałów wysokowytrzymałych lub odlewów grubościennych. Są one wartościowe, ale nie odpowiadają w pełni geometrii, historii cieplnej i środowisku pracy elementów typu korpus turbosprężarki, których specyfikę opisano w Części 1 niniejszego rozdziału.

Druga luka dotyczy technologii napoin proszkowych i materiałów Castolin. Literatura potwierdza ich zastosowanie w naprawach żeliwa i wskazuje konkretne materiały (CastoMag 45640 Ti, EnDOtec DO*23/DO*2320, rodziny EutecTrode Ni). Brakuje jednak niezależnych, szczegółowych badań porównujących te technologie z TIG, MIG/MAG i klasycznymi spoiwami Ni/Fe-Ni na próbkach reprezentujących elementy eksploatowane. Szczególnie potrzebne są dane o mikrostrukturze strefy wtopienia, dyfuzji węgla, tworzeniu węglików Cr oraz trwałości po cyklach termicznych [1, 22, 23].

Trzecia luka dotyczy eksploatacyjnej trwałości napraw. Wiele badań kończy się na twardości, wytrzymałości na rozciąganie i mikrostrukturze po spawaniu. Tymczasem korpus turbosprężarki pracuje w warunkach zmęczenia termicznego, utleniania, drgań i możliwego pełzania. Potrzebne są próby cykli cieplnych, testy TMF/HCF, badania utleniania w temperaturach reprezentatywnych dla spalin oraz ocena wzrostu pęknięć w złączach naprawczych [17, 19].

Czwarta luka dotyczy diagnostyki zdolności do regeneracji. W praktyce często brakuje kryteriów pozwalających zdecydować, czy eksploatowany element można naprawić. Potrzebne są procedury łączące badania wizualne, penetracyjne, twardość, ocenę mikrostruktury i ewentualnie mechanikę pękania, dające jednoznaczne kryteria akceptacji lub odrzucenia [1].

Na podstawie przeglądu można sformułować główną lukę badawczą: brakuje kompleksowego porównania wpływu parametrów spawania i rodzaju spoiwa na mikrostrukturę, twardość, odporność na pękanie oraz trwałość cieplno-zmęczeniową połączeń wykonywanych w żeliwie sferoidalnym, z uwzględnieniem materiałów GJS-450 / SiMo, technologii TIG / MIG-MAG / Castolin oraz spoiw Fe-Ni / Ni / Ni-Cr-Fe. Z tej luki wynikają następujące kierunki badań: określenie mapy parametrów procesu, porównanie spoiw, ocena wpływu Cr na węgliki w strefie mieszania, kwalifikacja podgrzewania i PWHT, badania twardości i mikrostruktury po cyklach cieplnych, analiza pękania na

granicy naprawy oraz opracowanie kryteriów diagnostycznych. Zidentyfikowane luki badawcze i proponowane sposoby ich uzupełnienia zestawiono w tabeli 2.6.

Tabela 2.6. Zidentyfikowane luki badawcze i proponowane sposoby ich uzupełnienia

Obszar	Stan literatury	Luka	Sposób uzupełnienia
Materiał bazowy GJS-450	Dane dla GJS-400-15, GJS-450-18 grubościenne, GJS-700-2	Brak szczegółowych danych dla cienkościennych elementów eksploatowanych	Charakterystyka konkretnej partii materiału + plan eksperymentalny
Spoiwa Castolin (EnDOtec, CastoMag)	Wzmianki w naprawach grubościennych [1]	Brak niezależnych badań porównawczych dla typowych zastosowań	Włączenie do planu jako wariantu specjalnego z pełną dokumentacją SEM/EDS
Cykle cieplne i utlenianie	Dane dla SiMo, GJV, stali CrMoV [9, 17, 19]	Brak danych dla naprawionych złączy GJS-450 po realnych cyklach	Próby TMF / utleniania na wybranych wariantach
Diagnostyka i kryteria odbioru	Klasyczne badania NDT	Brak kryteriów łączących NDT z mechaniką pękania dla GJS	Procedura łącząca PT / MT / UT z pomiarem KIc i mikrotwardością
Modelowanie i optymalizacja	Modele MES dla stali; pojedyncze prace dla żeliw [28, 29]	Brak zintegrowanego systemu plan + MES + ML dla GJS-450	Budowa bazy danych i modelu predykcyjnego z planu eksperymentalnego

Najważniejsze pytanie badawcze można sformułować następująco: która kombinacja procesu spawania, spoiwa i obróbki cieplnej pozwala wykonać połączenie w żeliwie sferoidalnym GJS-450 bez tworzenia kruchej, wysoko utwardzonej SWC oraz z zachowaniem akceptowalnej trwałości w warunkach pracy cyklicznej cieplno-mechanicznej? Odpowiedź wymaga badań porównawczych, ponieważ pojedyncze prace literaturowe dają wartościowe, ale rozproszone wyniki. Sformułowanie tego pytania prowadzi bezpośrednio do metodyki badawczej, której zarys jest zawarty w kolejnych rozdziałach pracy.

3. Badania wstępne - porównanie technologii naprawy żeliwa

3.1. Wprowadzenie i cel badań wstępnych

Zanim przystąpiono do właściwego programu badawczego ukierunkowanego na optymalizację parametrów napawania palnikiem acetylenowo-tlenowym przeprowadzono etap badań wstępnych o charakterze porównawczym. Etap ten miał kluczowe znaczenie dla całego dalszego postępowania, ponieważ jego zadaniem było rozstrzygnięcie fundamentalnego pytania, czy napawanie palnikiem acetylenowo-tlenowym z udziałem proszku stanowi technologię konkurencyjną względem klasycznej naprawy spawalniczej metodą TIG (Tungsten Inert Gas) i czy zasadne jest dalsze rozwijanie tej ścieżki technologicznej. W przypadku stwierdzenia istotnej i niekorzystnej różnicy w wytrzymałości na rozciąganie pomiędzy wymienionymi metodami, prowadzenie kolejnego, znacznie bardziej rozbudowanego eksperymentu, byłoby pozbawione uzasadnienia.

W ramach badań wstępnych poddano analizie trzy zestawy próbek, każdy reprezentowany przez trzy powtórzenia. Pierwszy zestaw, oznaczony jako O (O1, O2, O3), stanowił materiał rodzimy - żeliwo w stanie dostawy, bez jakiejkolwiek ingerencji spawalniczej. Próbki te pełniły rolę punktu odniesienia, wyznaczając górną granicę osiąganej wytrzymałości i definiując pożądany poziom właściwości mechanicznych. Drugi zestaw, oznaczony symbolem T (T1, T2, T3), reprezentował klasyczną naprawę spawalniczą metodą TIG, traktowaną jako technologia odniesienia, powszechnie stosowana w praktyce przemysłowej. Trzeci zestaw, oznaczony symbolem C (C1, C2, C3), odpowiadał próbkom poddanym naprawie poprzez napawanie palnikiem acetylenowo-tlenowym z udziałem proszku oznaczonego dalej jako Proszek 1 - tego samego materiału dodatkowego, który następnie został szczegółowo zbadany w głównej części eksperymentu opisanej w rozdziale piątym.

Założono, że porównanie obu rozważanych technologii naprawczych z materiałem rodzimym pozwoli na sformułowanie ilościowej oceny wpływu samego procesu spawalniczego na właściwości mechaniczne złącza, niezależnie od konkretnej metody jego realizacji. Z kolei porównanie technologii TIG z napawaniem palnikiem acetylenowo-tlenowym, przy jednakowej geometrii próbek i jednakowych warunkach próby rozciągania, miało wykazać, czy napawanie palnikiem acetylenowo-tlenowym oferuje jakąkolwiek przewagę wytrzymałościową, względnie czy jego stosowanie jest uzasadnione na drodze bilansu właściwości mechanicznych i potencjalnych korzyści technologicznych, takich jak łagodniejszy cykl cieplny, niższe odkształcenia spawalnicze oraz mniejsze koszty wyposażenia procesu.

Cele szczegółowe badań wstępnych zdefiniowano następująco: (i) wyznaczenie wytrzymałości na rozciąganie oraz odpowiadającej jej siły maksymalnej dla każdej z trzech grup próbek; (ii) określenie współczynników redukcji wytrzymałości technologii naprawczych względem materiału rodzimego; (iii) ocena powtarzalności wyników w obrębie poszczególnych grup; (iv) charakterystyka zachowania

odkształceniowego - w szczególności rozróżnienie pomiędzy pęknięciem o charakterze plastycznym a kruchym; (v) sformułowanie wniosków stanowiących uzasadnienie merytoryczne dla kontynuowania eksperymentu w kierunku optymalizacji parametrów napawania palnikiem acetylenowo-tlenowym.

3.2. Materiał i koncepcja eksperymentu porównawczego

3.2.1. Materiał rodzimy - żeliwo

Materiał rodzimy stanowiło żeliwo, z którego wykonano blok podstawowy o grubości pozwalającej na pobranie próbek o znormalizowanym przekroju roboczym. Z bloku tego wycięto trzy próbki o oznaczeniach O1, O2, O3, które poddano próbie statycznego rozciągania bez jakiejkolwiek dodatkowej obróbki cieplnej lub spawalniczej. Próbki te reprezentują zatem stan materiału przed wystąpieniem ewentualnego uszkodzenia eksploatacyjnego i wynikają z rzeczywistych właściwości stopu wyjściowego. Wartości uzyskane na próbkach O stanowią zatem górne ograniczenie wytrzymałości możliwe do osiągnięcia w danych warunkach materiałowych i wyznaczają odniesienie, względem którego oceniane są technologie naprawcze.

3.2.2. Wariant naprawy spawalniczej metodą TIG

Próbki z grupy T (T1, T2, T3) zostały wykonane poprzez naprawę spawalniczą wykrojów w bloku z żeliwa, przeprowadzoną metodą TIG z elektrodą wolframową w osłonie gazu obojętnego. Spoinę wykonano z użyciem materiału dodatkowego o składzie chemicznym dobranym do spawania żeliw szarych. Przed pobraniem próbek do próby rozciągania naprawiony obszar poddano obróbce mechanicznej, doprowadzając powierzchnie do wymiarów zgodnych z geometrią próbki znormalizowanej. Przekrój roboczy próbek z grupy T był identyczny z przekrojem próbek z grupy O i wynosił 4 × 12,5 mm, co odpowiada polu przekroju $S_0 = 50$ mm².

Spoina obejmowała środkową część przekroju roboczego, dzięki czemu pęknięcie próbki w trakcie próby rozciągania następowało w obszarze spoiny lub w bezpośrednio do niej przylegającej strefie wpływu ciepła. Tak zaprojektowane próbki pozwalają na bezpośrednie porównanie wytrzymałości złącza spawanego z wytrzymałością materiału rodzimego, przy zachowaniu identycznych warunków obciążenia.

3.2.3. Wariant napawania palnikiem acetylenowo-tlenowym z proszku

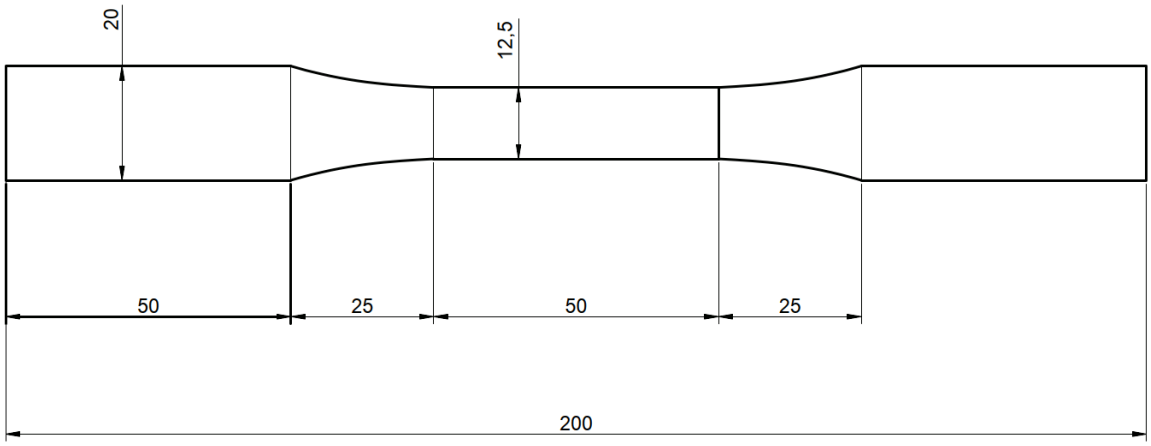
Próbki z grupy C (C1, C2, C3) wykonano poprzez naprawę wykrojów w bloku z żeliwa za pomocą napawania palnikiem acetylenowo-tlenowym z udziałem proszku metalicznego, oznaczonego jako Proszek 1. W procesie napawania zastosowano palnik acetylenowo-tlenowy z dyszą proszkową w technologii typu Castolin EuTronic/EuTroLoy, z parametrami płomienia (stosunek tlen/acetylen,

prędkość podawania proszku, prędkość prowadzenia palnika) dobranymi eksperymentalnie do uzyskania pełnego stopienia warstwy spoiny przy minimalnej głębokości wtopienia w materiał rodzimy. Po procesie napawania powierzchnie naprawionego obszaru zostały doprowadzone obróbką mechaniczną do wymiarów zgodnych z geometrią próbki znormalizowanej, tak aby zachować pełną porównywalność z próbkami z grup O i T.

Należy podkreślić, że na etapie badań wstępnych nie stosowano podgrzewania wstępnego podłoża; wszystkie próbki napawane były w jednakowych warunkach termicznych, odpowiadających temperaturze otoczenia. Dopiero w głównej części eksperymentu, po potwierdzeniu zasadności kontynuacji prac, wprowadzono trzy poziomy podgrzania wstępnego (200, 300 i 400 °C) jako zmienną technologiczną podlegającą optymalizacji.

3.3. Przygotowanie próbek i metodyka pomiarów

Wszystkie dziewięć próbek wykonano zgodnie z normą PN-EN ISO 6892-1 jako próbki płaskie o przekroju roboczym 4,0 × 12,5 mm i polu przekroju $S_0 = 50$ mm². Bazowa długość pomiarowa wynosiła 50 mm, co odpowiada oznaczeniu A50 stosowanemu w rejestratorze maszyny wytrzymałościowej. Kształt oraz wszystkie wymiary gabarytowe próbek przyjęto zgodnie z rysunkiem 3.1.



Rys. 3.1. Wymiary geometryczne próbek wykorzystywanych do badań.

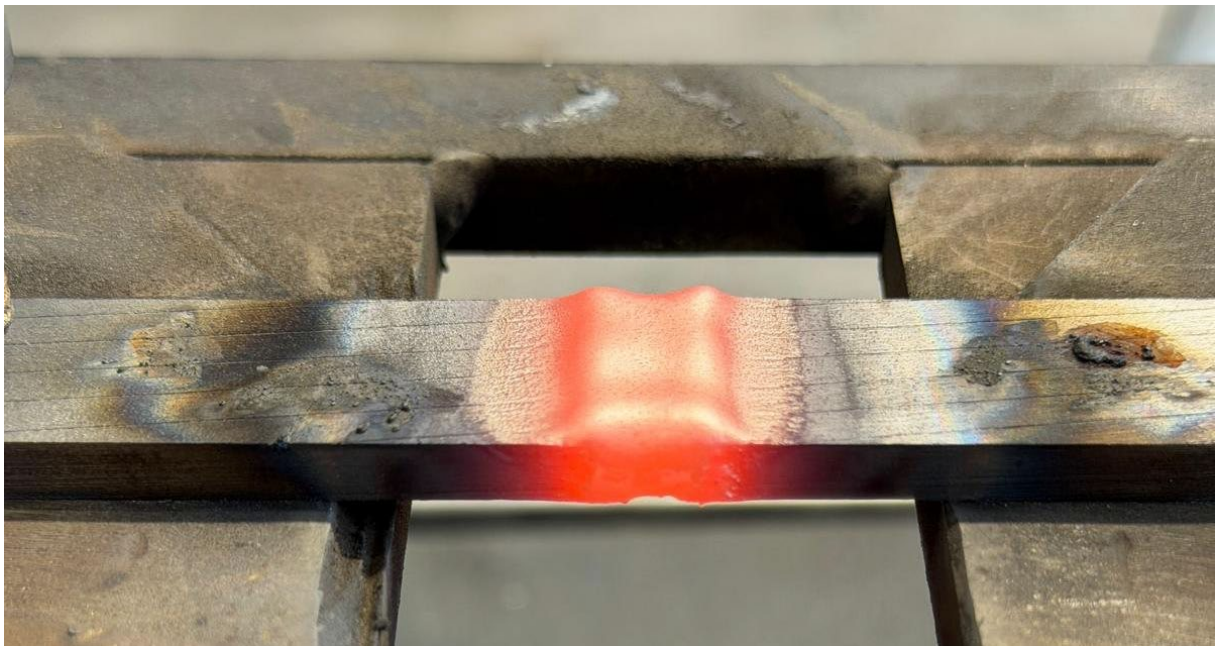
Próbki wytwarzano jako płaskie elementy o całkowitej długości 200 mm, szerokości części roboczej 12,5 mm oraz długości bazy pomiarowej 50 mm, z symetrycznymi strefami przejściowymi i uchwytowymi po obu stronach przekroju roboczego. Wykonanie próbek ściśle według załączonego rysunku zapewniło powtarzalność warunków obciążenia w szczękach maszyny wytrzymałościowej oraz pełną porównywalność wyników pomiędzy grupami badawczymi. Na rysunki od 3.2. do 3.6. przedstawiono przebieg procesu wykonania próbek.



Rys. 3.2. Widok próbek przed poddaniem ich procesowi spawania



Rys. 3.3. Widok próbek w uchwycie spawalniczym zaprojektowanym pod przygotowywanie próbek za pomocą spoiny V oraz Y



Rys. 3.4. Widok próbki w trakcie stygnięcia po przeprowadzonym procesie spawalniczym



Rys. 3.5. Widok próbek po procesie spawalniczym

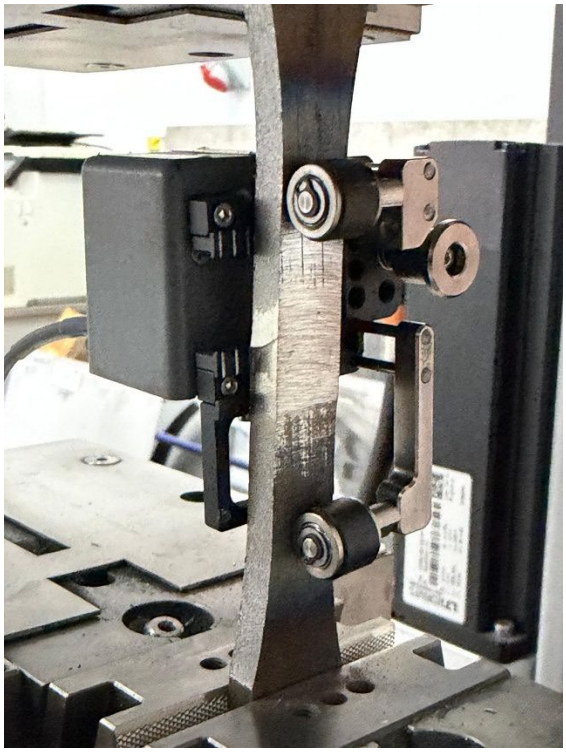


Rys. 3.6. Widok serii próbek po pełnej obróbce zgodnie z normą PN-EN ISO 6892-1

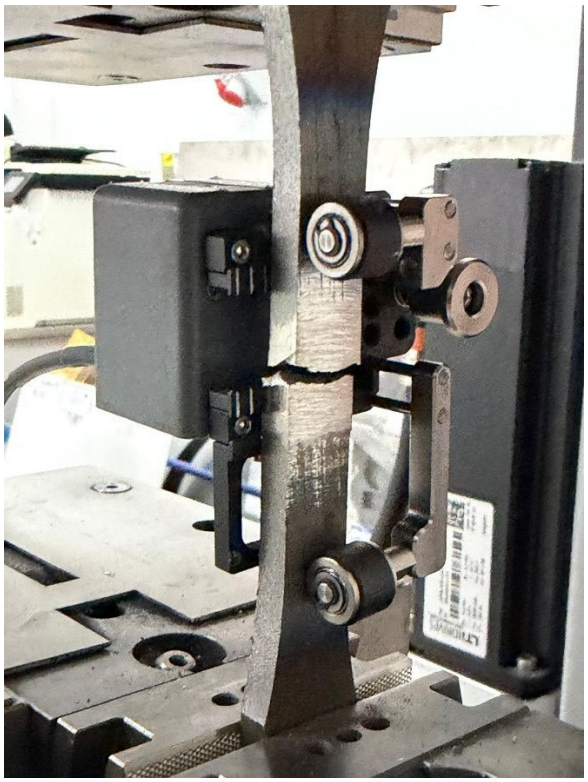
Próbę rozciągania przeprowadzono na maszynie wytrzymałościowej ZwickRoell Z050 wyposażonej w ekstensometr oraz tor pomiaru siły, z prędkością odkształcania mieszczącą się w przedziale dopuszczonym przez normę dla materiałów o ograniczonej plastyczności. Na rysunkach 3.7., 3.8. 3.9. przedstawiono maszynę wytrzymałościową wykorzystywaną do badań oraz przykładową fotografię próbki zamontowanej w uchwycie maszyny podczas badania.



Rys. 3.7. Maszyna wytrzymałościowa wykorzystywana w badaniach



Rys. 3.8. Widok próbki zamontowanej na maszynie wytrzymałościowej podczas wykonywania badania



Rys. 3.9. Widok próbki zamontowanej na maszynie wytrzymałościowej po pęknięciu.

Dla każdej próbki rejestrowano przebieg czasowy siły osiowej F oraz odpowiadającego jej wydłużenia względnego ε, mierzonego w obrębie bazy pomiarowej. Z zarejestrowanych przebiegów obliczano naprężenie normalne $\sigma = F / S_0$, a wytrzymałość na rozciąganie R_m definiowano jako maksymalną wartość σ osiągniętą w trakcie próby. Dla próbek z grupy O, dla których obserwowano wyraźną granicę plastyczności, dodatkowo wyznaczano umowny moduł sprężystości E oraz umowną granicę plastyczności $R_{p0,2}$.

Wszystkie próbki badano w identycznych warunkach klimatycznych (temperatura otoczenia 20 ± 2 °C, wilgotność względna powietrza nie przekraczająca 65%), a maszyna wytrzymałościowa była uprzednio wykalibrowana w zakresie obciążeń odpowiadającym przewidywanemu oknu pomiarowemu. Po każdej próbie próbkę poddawano oględzinom wzrokowym w celu określenia położenia i charakteru pęknięcia.

3.4. Wyniki badań wytrzymałościowych

3.4.1. Wyniki dla poszczególnych próbek

W tabeli 3.1 zestawiono wartości wytrzymałości na rozciąganie R_m oraz odpowiadającej jej siły maksymalnej F_m uzyskane dla każdej z dziewięciu próbek wstępnych. Dla próbek z grupy O dodatkowo

podano umowną granicę plastyczności $R_{p0,2}$, którą udało się jednoznacznie wyznaczyć z przebiegów σ-ε; dla próbek z grup T i C wyraźna granica plastyczności nie wystąpiła i wartość $R_{p0,2}$ pozostawiono niewyznaczoną. Wszystkie wartości F_m podane w tabeli 3.1 odnoszą się do próbek serii wstępnej o znormalizowanym polu przekroju $S_0 = 50$ mm². Surowe zapisy maszyny wytrzymałościowej, zebrane w Załącznikach nr 1 i 2, obejmują natomiast również próbki wykonane w geometrii głównego programu badawczego, o większych i zróżnicowanych polach przekroju, dlatego podanych tam wartości siły nie należy zestawiać bezpośrednio z tabelą 3.1 bez uprzedniej normalizacji do S_0 (por. uwaga metodyczna w Załączniku nr 1).

Tabela 3.1. Wyniki próby rozciągania dla próbek wstępnych

Próbka	Grupa	F_m [kN]	R_m [MPa]	Charakter pęknięcia
O1	Żeliwo (rodzimy)	23,40	468,03	plastyczne
O2	Żeliwo (rodzimy)	23,00	460,03	plastyczne
O3	Żeliwo (rodzimy)	23,03	460,67	plastyczne
T1	TIG	21,03	420,61	kruche
T2	TIG	17,30	346,04	kruche
T3	TIG	16,14	322,85	kruche
C1	Proszek 1	14,36	287,24	kruche
C2	Proszek 1	17,49	349,81	kruche
C3	Proszek 1	18,00	360,01	kruche

Już pobieżna analiza tabeli 3.1 wskazuje na trzy istotne obserwacje. Po pierwsze, próbki z grupy O wykazują najwyższe wartości R_m i jednocześnie najmniejszą rozbieżność wyników - różnica między wartością maksymalną a minimalną wynosi zaledwie 8 MPa. Po drugie, próbki z grupy T charakteryzują się znacznie większym rozrzutem (różnica około 98 MPa pomiędzy T1 a T3), co sugeruje istotny wpływ warunków wykonania spoiny TIG na końcową wytrzymałość. Po trzecie, próbki z grupy C wykazują rozrzut o podobnym rzędzie wielkości jak grupa T (różnica około 73 MPa), jednak rozkład wartości jest odmienny: najsłabsza próbka z grupy C (C1) jest znacznie słabsza od najsłabszej z grupy T (T3), natomiast wartość średnia obu grup leży na zbliżonym poziomie.

3.4.2. Statystyka grupowa

Po skondensowaniu wyników indywidualnych do parametrów grupowych otrzymano wartości zawarte w tabeli 3.2. Zgodnie z konwencją przyjętą w całej pracy, dla każdej grupy podano średnią arytmetyczną, odchylenie standardowe próbkowe (estymator nieobciążony), wartość minimalną, wartość maksymalną oraz współczynnik zmienności CV, definiowany jako iloraz odchylenia

standardowego do wartości średniej, wyrażony w procentach. W tabeli 3.2. przedstawiono statystykę grupowa wytrzymałości R_m dla badań wstępnych.

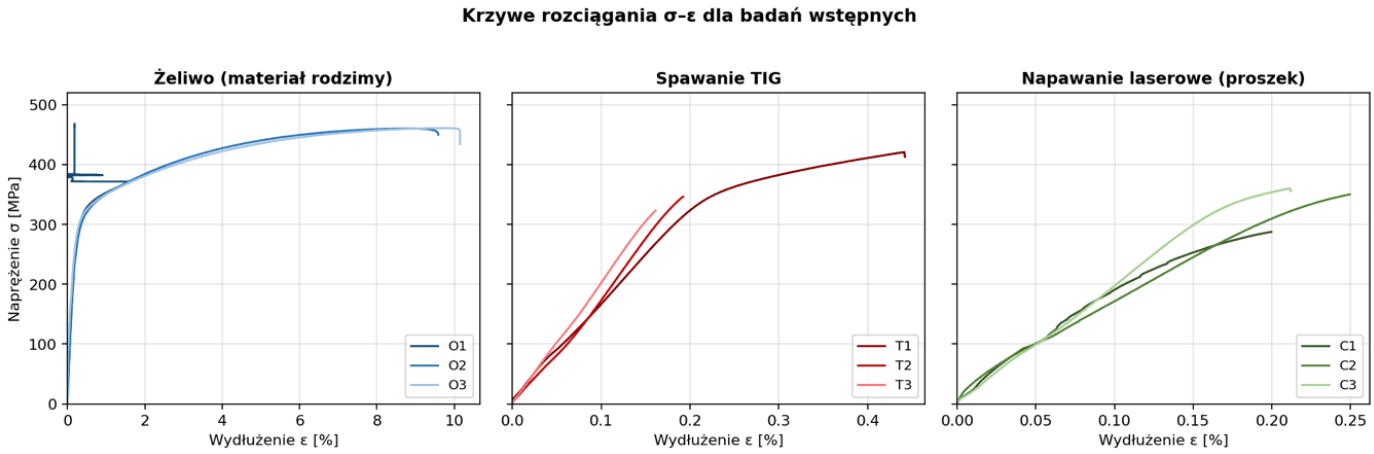
Tabela 3.2. Statystyka grupowa wytrzymałości R_m dla badań wstępnych (n = 3 dla każdej grupy)

Grupa	Liczba próbek	Średnia [MPa]	Odch. std. [MPa]	Min [MPa]	Maks [MPa]	CV [%]
O - żeliwo rodzime	3	462,91	4,45	460,03	468,03	0,96
T - TIG	3	363,17	51,08	322,85	420,61	14,07
C - Proszek 1	3	332,35	39,40	287,24	360,01	11,86

Wartości zestawione w tabeli 3.2 ujawniają strukturalną różnicę pomiędzy materiałem rodzimym a oboma rozwiązaniami naprawczymi. Współczynnik zmienności w grupie O wynosi mniej niż 1%, co jest wartością charakterystyczną dla materiału jednorodnego o ustabilizowanej mikrostrukturze. W grupach T oraz C współczynniki zmienności rosną do poziomu ponad 11-14%, co odzwierciedla naturalną zmienność procesów spawalniczych i napawalniczych - czynniki takie jak lokalne fluktuacje energii liniowej, nierównomierność grzania i chłodzenia, a w przypadku napawania palnikiem acetylenowo-tlenowym również zmienne warunki podawania proszku, prowadzą do różnicy właściwości w obrębie pojedynczej serii.

3.4.3. Reprezentatywne krzywe rozciągania σ-ε

Zarejestrowane przebiegi naprężenie-wydłużenie dla wszystkich dziewięciu próbek przedstawiono na rysunku 3.10, z podziałem na trzy panele odpowiadające poszczególnym grupom. Skala osi wydłużenia została dostosowana indywidualnie dla każdego panelu, ponieważ zakresy odkształceń są zasadniczo różne. Skala osi naprężeń jest natomiast wspólna dla wszystkich paneli, co umożliwia bezpośrednie porównanie osiąganych poziomów wytrzymałości.



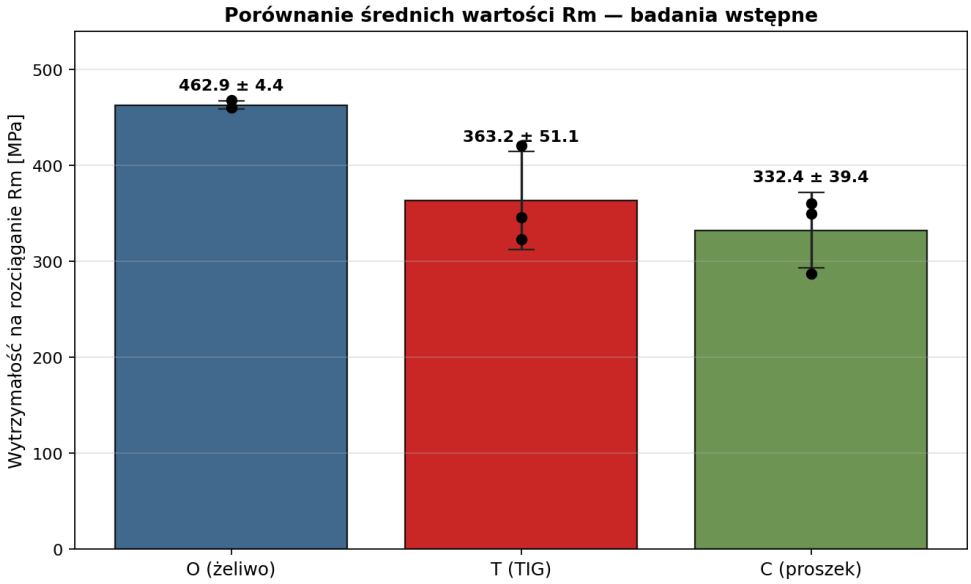
Rys. 3.10. Krzywe rozciągania σ-ε dla próbek wstępnych - żeliwo rodzime, naprawa TIG, napawanie palnikiem acetylenowo-tlenowym z proszku

Już pobieżne porównanie paneli rysunku 3.10 pozwala na sformułowanie kluczowej obserwacji jakościowej, niezależnej od liczbowych wartości R_m. Próbki z grupy O wykazują pełny, klasyczny charakter krzywej rozciągania materiału plastycznego: początkowy zakres sprężysty, wyraźną granicę plastyczności, długi zakres umocnienia odkształceniowego oraz ostateczne pęknięcie po osiągnięciu znacznych wydłużeń, sięgających poziomu 9-10%. Tymczasem próbki z grup T i C kończą próbę praktycznie w zakresie sprężysto-mikroplastycznym, przy wydłużeniach nie przekraczających 0,5% (grupa T) oraz 0,25% (grupa C), bez wyraźnej granicy plastyczności i bez wyraźnej fazy umocnienia.

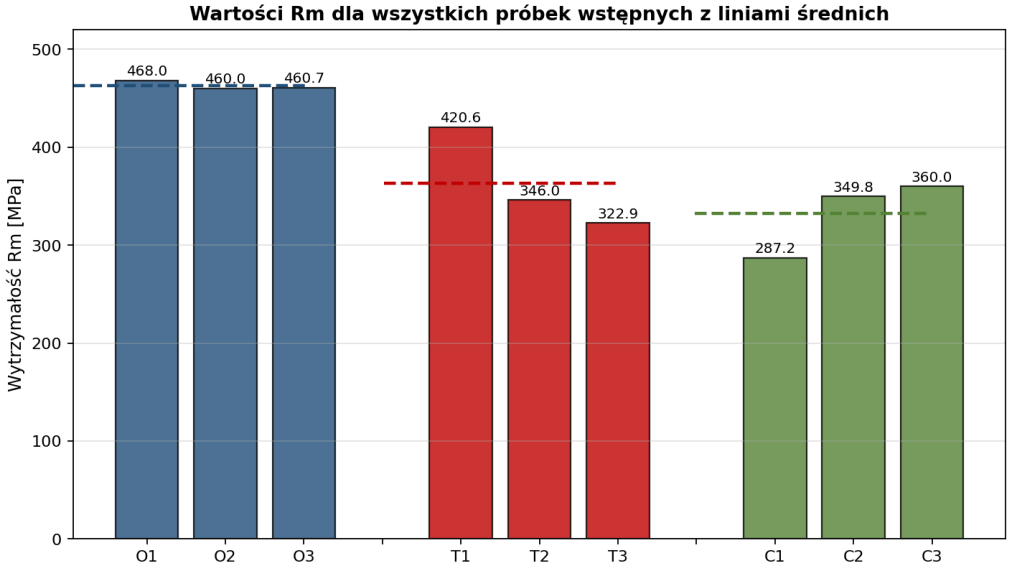
Zachowanie próbek po naprawie spawalniczej można zatem opisać jako wybitnie kruche, pomimo że materiał wyjściowy wykazuje znaczną plastyczność. Konsekwencja praktyczna tego spostrzeżenia jest istotna: połączenie naprawione, niezależnie od zastosowanej technologii (TIG czy napawanie palnikiem acetylenowo-tlenowym), traci zdolność do absorpcji energii poprzez odkształcenie plastyczne, co bezpośrednio przekłada się na obniżoną odporność konstrukcji na obciążenia o charakterze udarowym i na pojawienie się pęknięcia bez uprzedniej deformacji ostrzegawczej.

3.4.4. Porównanie zbiorcze średnich wartości

Syntetyczne porównanie średnich wartości R_m dla trzech grup, wraz z naniesionymi słupkami błędu standardowego oraz indywidualnymi punktami pomiarowymi, przedstawiono na rysunku 3.11. Dodatkowo na rysunku 3.12 zwizualizowano wyniki indywidualne wszystkich dziewięciu próbek, uporządkowane grupami i opatrzone liniami średnich grupowych, co ułatwia ocenę rozproszenia wewnątrz grupy oraz porównanie pomiędzy grupami.



Rys. 3.11. Średnie wartości R_m dla grup O, T i C wraz ze słupkami błędu (± odchylenie standardowe) i naniesionymi wartościami indywidualnymi



Rys. 3.12. Wartości R_m dla wszystkich próbek wstępnych z naniesionymi liniami średnich grupowych

Zestawienie graficzne potwierdza spostrzeżenia liczbowe. Średnia wytrzymałość żeliwa rodzimego wynosi 462,91 MPa, średnia wytrzymałość naprawy TIG wynosi 363,17 MPa, natomiast średnia wytrzymałość napawania palnikiem acetylenowo-tlenowym z Proszku 1 osiąga 332,35 MPa. Słupki błędu nakładają się częściowo dla grup T i C, co sugeruje, że różnica średnich pomiędzy tymi grupami może nie być statystycznie istotna w sensie testu hipotezy. Jednocześnie obie technologie naprawcze różnią się wyraźnie od grupy O, a brak nakładania się słupków błędu w tym przypadku stanowi mocną przesłankę do uznania efektu naprawy spawalniczej za jednoznaczny i istotny.

3.5. Pomiar twardości metodą Rockwella

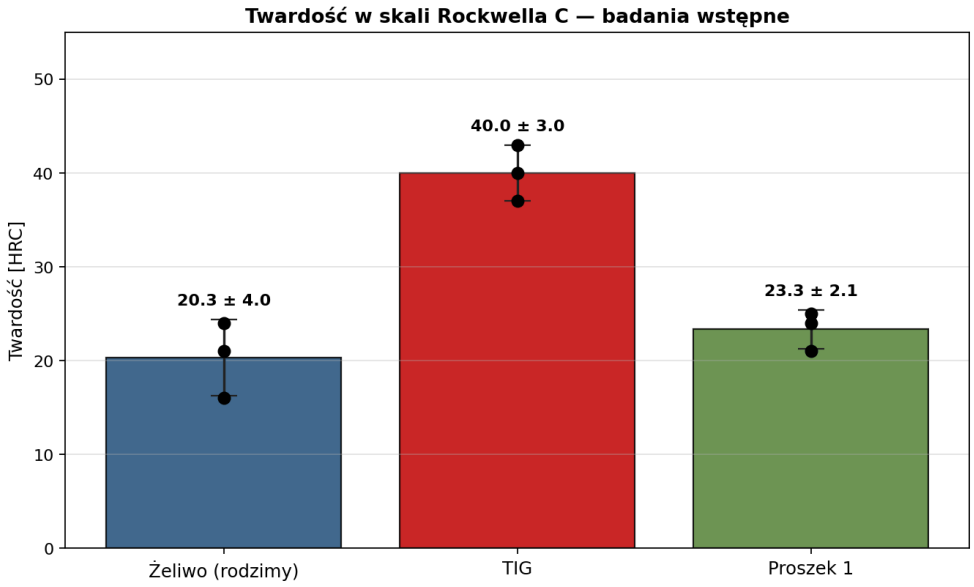
Próba statycznego rozciągania, omówiona w punkcie 3.4, dostarcza globalnej informacji o wytrzymałości próbki, lecz nie pozwala na lokalną charakterystykę poszczególnych obszarów złącza. Aby uzupełnić opis właściwości mechanicznych o parametr lokalny, powiązany bezpośrednio z mikrostrukturą obszaru pomiaru, przeprowadzono pomiary twardości w skali Rockwella C (HRC) dla próbek reprezentujących trzy badane warianty: żeliwo rodzime, naprawę metodą TIG oraz napawanie palnikiem acetylenowo-tlenowym Proszkiem 1.

Twardość mierzono metodą statyczną Rockwella, zgodnie z normą PN-EN ISO 6508-1, przy zastosowaniu wgłębnika diamentowego stożkowego oraz obciążenia 1471 N (150 kgf). Pomiary wykonywano na powierzchniach uprzednio przygotowanych przez szlifowanie, w odstępach gwarantujących nienakładanie się stref oddziaływania wgłębnika. Dla każdego z trzech wariantów wykonano po trzy pomiary na różnych miejscach próbki, po czym obliczono średnią arytmetyczną oraz odchylenie standardowe.

Wartości indywidualne oraz parametry zbiorcze pomiarów twardości zestawiono w tabeli 3.3, natomiast graficzne porównanie średnich z naniesionymi słupkami błędu i wartościami indywidualnymi przedstawiono na rysunku 3.13.

Tabela 3.3. Wyniki pomiarów twardości metodą Rockwella C (HRC) dla próbek wstępnych

Wariant	Pomiar 1	Pomiar 2	Pomiar 3	Średnia	Odch. std.
Żeliwo (rodzimy)	24	21	16	20,33	4,04
TIG	40	37	43	40,00	3,00
Proszek 1	24	21	25	23,33	2,08



Rys. 3.13. Twardość w skali Rockwella C dla badanych wariantów - wartości średnie z naniesionymi indywidualnymi punktami pomiarowymi

Z zestawienia wynikają trzy zasadnicze obserwacje, istotne z perspektywy oceny przydatności poszczególnych technologii do naprawy elementów żeliwnych. Po pierwsze, średnia twardość żeliwa rodzimego wynosi 20,3 HRC i jest wartością charakterystyczną dla tego rodzaju materiału w stanie dostawy. Stosunkowo szeroki rozrzut pojedynczych pomiarów (16-24 HRC) odzwierciedla naturalną niejednorodność lokalnych wydzieleń grafitu i ich wpływ na pozycję wgłębnika.

Po drugie, naprawa metodą TIG prowadzi do uzyskania twardości średniej 40,0 HRC - niemal dwukrotnie wyższej niż twardość materiału rodzimego. Wartość ta jest charakterystyczna dla struktur martenzytycznych powstających w wyniku gwałtownego chłodzenia spoiny po procesie spawalniczym. Wysoka twardość spoiny TIG nie jest w tym przypadku cechą pożądaną - w połączeniu z obserwowanym w punkcie 3.4 kruchym charakterem pęknięcia (wydłużenie poniżej 0,5%) wskazuje ona na niekorzystną kombinację wysokiej twardości z niską plastycznością, czyli klasyczny obraz materiału kruchego o ograniczonej zdolności do przenoszenia obciążeń dynamicznych.

Po trzecie, próbki naprawione napawaniem palnikiem acetylenowo-tlenowym z Proszku 1 wykazują twardość 23,3 HRC - wartość bardzo zbliżoną do twardości materiału rodzimego (różnica jedynie 3 HRC). Z punktu widzenia projektowania złącza naprawczego jest to wynik korzystny, oznacza on bowiem, że spoina nie wprowadza istotnej niejednorodności twardości w obrębie złącza. Zachowanie zbliżonej do podłoża twardości redukuje ryzyko koncentracji naprężeń na granicy spoina-materiał rodzimy w warunkach eksploatacyjnych oraz ułatwia ewentualną dalszą obróbkę mechaniczną złącza, ponieważ obie strefy mogą być obrabiane narzędziami o tych samych parametrach.

Stosunek twardości spoiny TIG do twardości materiału rodzimego wynosi 1,97, podczas gdy analogiczny stosunek dla napawania palnikiem acetylenowo-tlenowym Proszkiem 1 wynosi 1,15. Innymi słowy, napawanie palnikiem acetylenowo-tlenowym wprowadza średnio o około 80% mniejszą skokową zmianę twardości niż naprawa TIG, co należy traktować jako jedną z istotnych przewag technologii gazowo-proszkowej w kontekście pracy złącza pod obciążeniem zmiennym lub udarowym. Choć wytrzymałość na rozciąganie spoiny wykonanej palnikiem acetylenowo-tlenowym była w badaniach wstępnych nieco niższa od wytrzymałości spoiny TIG (różnica około 30 MPa, punkt 3.4), to pod względem dopasowania twardości do podłoża napawanie palnikiem acetylenowo-tlenowym wykazuje wyraźną przewagę.

Wynik ten stanowi dodatkowy argument na rzecz kontynuowania prac nad optymalizacją parametrów napawania palnikiem acetylenowo-tlenowym, ponieważ zmniejszenie różnicy w wytrzymałości na rozciąganie pomiędzy spoiną TIG a spoiną gazowo-proszkową może uczynić technologię palnikową rozwiązaniem wyraźnie korzystniejszym, biorąc pod uwagę jednocześnie obserwowaną korzystną relację twardości spoiny do twardości materiału rodzimego.

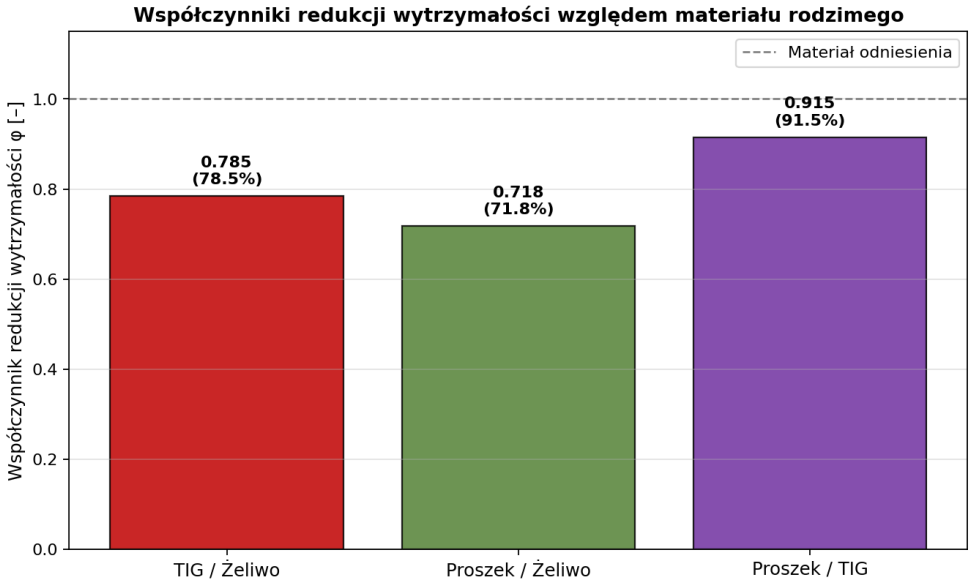
3.6. Analiza i dyskusja wyników wstępnych

3.6.1. Współczynniki redukcji wytrzymałości

Aby ocena wpływu naprawy spawalniczej na właściwości mechaniczne mogła zostać sformułowana w sposób ilościowy i niezależny od bezwzględnego poziomu wytrzymałości materiału wyjściowego, wprowadzono pojęcie współczynnika redukcji wytrzymałości φ, definiowanego jako iloraz średniej wytrzymałości danej grupy do średniej wytrzymałości materiału rodzimego:

$$\varphi = R_{m,grupa} / R_{m,O}$$

Wartości tak zdefiniowanych współczynników, wyznaczone dla obu rozważanych technologii naprawczych, zestawiono na rysunku 3.14. Dla pełności porównania uwzględniono również stosunek średniej wytrzymałości napawania palnikiem acetylenowo-tlenowym do średniej wytrzymałości naprawy TIG, co pozwala na bezpośrednią ocenę relacji pomiędzy obiema rozważanymi metodami.



Rys. 3.14. Współczynniki redukcji wytrzymałości φ dla naprawy TIG i napawania palnikiem acetylenowo-tlenowym względem materiału rodzimego oraz stosunek napawanie/TIG

Z rysunku 3.14 wynika, że naprawa metodą TIG osiąga średnio 78,5% wytrzymałości materiału rodzimego, natomiast napawanie palnikiem acetylenowo-tlenowym z Proszku 1 osiąga średnio 71,8% tej wytrzymałości. W bezwzględnych jednostkach naprężeń odpowiada to redukcji o około 100 MPa w przypadku TIG i o około 130 MPa w przypadku napawania palnikiem acetylenowo-tlenowym. Stosunek wytrzymałości napawania palnikiem acetylenowo-tlenowym do wytrzymałości TIG wynosi 0,915, co oznacza, że na etapie badań wstępnych - bez podgrzewania wstępnego i bez optymalizacji parametrów - napawanie palnikiem acetylenowo-tlenowym osiąga około 91,5% wytrzymałości naprawy TIG. Jest to wynik niższy, ale jednocześnie wyraźnie sygnalizujący potencjał technologii: różnica około 30 MPa może zostać zniwelowana lub odwrócona poprzez odpowiednie sterowanie parametrami procesu napawania, w szczególności temperaturą podgrzania wstępnego.

3.6.2. Rozproszenie wyników i ocena powtarzalności

Współczynnik zmienności w grupie O, wynoszący 0,96%, jest typowy dla wytrzymałości materiału jednorodnego mierzonej w warunkach kontrolowanych - odchylenie tej wielkości jest determinowane głównie przez fluktuacje mikrostrukturalne stopu oraz drobne różnice w wykonaniu próbek. Z punktu widzenia metrologii pomiar wytrzymałości żeliwa cechuje się wysoką powtarzalnością, co potwierdza wiarygodność punktu odniesienia.

Współczynniki zmienności w grupach T i C, mieszczące się w przedziale 11,9-14,1%, są o ponad rząd wielkości większe od współczynnika dla materiału rodzimego. Wynika to z faktu, że proces spawalniczy bądź napawalniczy wprowadza dodatkowe źródła zmienności: lokalna historia termiczna, zmiany mikrostruktury w strefie wpływu ciepła, gradient stężeń i ewentualna obecność porów lub mikropęknięć w samym materiale spoiny lub spoiny. W praktyce inżynierskiej wartości CV na poziomie

10-15% są charakterystyczne dla wytrzymałości połączeń spawanych żeliwa i nie mogą być uważane za nadzwyczajne.

Z perspektywy projektowania konstrukcji, ważniejszą informację niż średnia wytrzymałość niesie wartość minimalna lub odpowiednio niski kwantyl rozkładu, ponieważ to one decydują o dolnej obwiedni nośności złącza. Dla rozważanego zbioru danych wartości minimalne wynoszą odpowiednio 460,03 MPa dla żeliwa rodzimego, 322,85 MPa dla naprawy TIG oraz 287,24 MPa dla napawania palnikiem acetylenowo-tlenowym z Proszku 1. Stosunek wartości minimalnych w grupach T i C do wartości minimalnej w grupie O wynosi odpowiednio 0,702 i 0,624 - w obu przypadkach jest niższy niż stosunek wartości średnich, co należy traktować jako sygnał ostrzegawczy: rozrzut wytrzymałości jest na tyle istotny, że projektowanie wyłącznie na wartości średniej może prowadzić do niedoszacowania marginesu bezpieczeństwa.

3.6.3. Charakter pęknięcia i zachowanie odkształceniowe

Analiza krzywych σ-ε zaprezentowanych na rysunku 3.10 oraz oględziny próbek po próbie pozwoliły na klasyfikację charakteru pęknięcia w obrębie każdej z grup. Próbki z grupy O wykazały pęknięcie plastyczne, z wyraźnym przewężeniem przekroju w obszarze pęknięcia i z charakterystycznym łamem o powierzchni włóknistej. Próbki z grupy T uległy pęknięciu o charakterze przejściowym pomiędzy kruchym a quasi-plastycznym - łam jest częściowo gładki, częściowo pofalowany, bez wyraźnego przewężenia, a wydłużenie przy zerwaniu nie przekraczało wartości około 0,4%. Próbki z grupy C wykazały pęknięcie kruche w pełnym tego słowa znaczeniu - łam jest praktycznie gładki, prostopadły do osi rozciągania, bez śladu odkształcenia plastycznego, a wydłużenie przy zerwaniu nie przekraczało 0,25%.

Przejście od zachowania plastycznego materiału rodzimego do zachowania kruchego materiału naprawionego ma swoje zakorzenienie w mikrostrukturze. W żeliwie rodzimym macierz metaliczna ma strukturę dopuszczającą znaczne odkształcenie plastyczne, a obecne wydzielenia grafitu pełnią jedynie rolę modyfikatorów lokalnych pól naprężeń. Po procesie spawalniczym lub napawalniczym mikrostruktura w obszarze przetopu i strefie wpływu ciepła ulega zasadniczej przebudowie: na skutek gwałtownego ogrzewania i jeszcze szybszego chłodzenia powstają składniki strukturalne o znacznie ograniczonej zdolności do odkształcenia plastycznego (martenzyt, ledeburyt, austenit szczątkowy, lokalne koncentracje cementytu), które determinują kruchy charakter pęknięcia całego złącza.

3.6.4. Mechanizmy fizyczne odpowiedzialne za różnice wytrzymałości

Choć obie technologie naprawcze prowadzą do uzyskania złącza o zachowaniu kruchym, ich mikrostruktura i historia termiczna różnią się na tyle, że uzasadnione jest oczekiwanie różnej

wytrzymałości na rozciąganie. W przypadku TIG ciepło wprowadzane jest do złącza w sposób stosunkowo skoncentrowany - łuk elektryczny o wysokiej gęstości mocy lokalnie nadtapia materiał w czasie rzędu kilkudziesięciu sekund, co skutkuje umiarkowaną strefą wpływu ciepła oraz względnie szybkim chłodzeniem spoiny po wygaśnięciu łuku. W przypadku napawania palnikiem acetylenowo-tlenowym, charakteryzującego się znacznie niższą gęstością mocy źródła ciepła (płomień acetylenowo-tlenowy w stosunku do skoncentrowanego łuku elektrycznego) oraz większą objętością nagrzewanego obszaru, czas oddziaływania źródła ciepła jest dłuższy, strefa wpływu ciepła znacznie szersza, a szybkość chłodzenia po przesunięciu palnika - umiarkowana, lecz silnie zależna od temperatury podłoża. Konsekwencją wydłużonego oddziaływania cieplnego oraz kontaktu kąpieli metalicznej z produktami spalania acetylenu jest zwiększone ryzyko migracji węgla z żeliwa rodzimego do spoiny, lokalnego tworzenia twardych faz węglikowych (cementyt, ledeburyt) na granicy stopu, a także absorpcji wodoru i tlenu z atmosfery płomienia. Czynniki te - przy braku podgrzewania wstępnego, gdy gradient temperatur pomiędzy kąpielą a zimnym podłożem żeliwnym jest największy - negatywnie wpływają na wytrzymałość spoiny i sprzyjają powstawaniu mikropęknięć skurczowych oraz porowatości w obszarze wtopienia.

Powyższe rozważanie sugeruje, że niższa średnia wytrzymałość grupy C w porównaniu do grupy T nie jest cechą trwałą napawania palnikiem acetylenowo-tlenowym jako takiego, lecz wynikiem konkretnego stanu procesu - w szczególności braku podgrzewania wstępnego, które stanowi standardowy element praktyki przemysłowej w spawaniu i napawaniu żeliw. Tym samym istnieje racjonalna przesłanka do oczekiwania, że wprowadzenie podgrzewania wstępnego i optymalizacja jego temperatury pozwolą na podniesienie wytrzymałości próbek z grupy C powyżej poziomu obserwowanego dla TIG. Hipoteza ta stanowi punkt wyjścia dla głównej części eksperymentu, której wyniki opisano w rozdziale piątym.

3.7. Wnioski z badań wstępnych i uzasadnienie kierunku prac dalszych

Na podstawie wyników i analiz przedstawionych w niniejszym rozdziale sformułować można następujące wnioski cząstkowe:

- Średnia wytrzymałość na rozciąganie żeliwa rodzimego wynosi 462,91 MPa przy odchyleniu standardowym 4,45 MPa, co potwierdza wysoką jednorodność materiału wyjściowego i jego przydatność jako wiarygodny punkt odniesienia.
- Naprawa metodą TIG, traktowana jako technologia odniesienia, prowadzi do średniej wytrzymałości 363,17 MPa, co odpowiada osiągnięciu 78,5% wytrzymałości materiału rodzimego.

- Napawanie palnikiem acetylenowo-tlenowym z Proszku 1, wykonane bez podgrzewania wstępnego, osiąga średnią wytrzymałość 332,35 MPa, co odpowiada 71,8% wytrzymałości materiału rodzimego oraz 91,5% wytrzymałości naprawy TIG.
- Obie technologie naprawcze powodują przejście charakteru pęknięcia z plastycznego (właściwego dla materiału rodzimego, wydłużenie do 10%) do kruchego z znacznie zredukowanym wydłużeniem przy zerwaniu (poniżej 0,5% w grupie T i poniżej 0,25% w grupie C).
- Współczynnik zmienności w grupach naprawianych spawalniczo (11,9-14,1%) jest znacząco wyższy niż w materiale rodzimym (0,96%), co odzwierciedla zwiększoną zmienność procesów spawalniczych i wymusza zachowanie odpowiedniego marginesu bezpieczeństwa w projektowaniu konstrukcji naprawianych.
- Niższa wytrzymałość napawania palnikiem acetylenowo-tlenowym względem TIG, obserwowana na etapie badań wstępnych, wynika z braku optymalizacji warunków termicznych procesu - w szczególności braku podgrzewania wstępnego - a nie z natury samej technologii napawania gazowo-proszkowego.
- Stwierdzony niewielki dystans pomiędzy wytrzymałością napawania palnikiem acetylenowo-tlenowym i wytrzymałością naprawy TIG (różnica średnich około 30 MPa) uzasadnia kontynuację prac w kierunku optymalizacji parametrów napawania palnikiem acetylenowo-tlenowym, w szczególności poprzez wprowadzenie podgrzewania wstępnego podłoża oraz analizę różnych wariantów materiału dodatkowego.

Na bazie powyższych wniosków podjęto decyzję o kontynuacji prac w kierunku optymalizacji parametrów napawania palnikiem acetylenowo-tlenowym. Pierwszym krokiem na tej drodze, podjętym przed przystąpieniem do rozszerzonego programu mechanicznego, była systematyczna analiza chemiczna dostępnych proszków napawalniczych, której wyniki przedstawiono w rozdziale czwartym niniejszej pracy. Celem tej analizy było rozpoznanie charakterystyki materiałowej trzech rozważanych proszków oraz wybranie spośród nich tych, które zostaną włączone do głównego programu optymalizacji parametrów napawania. Wyniki tego rozszerzonego eksperymentu, obejmującego trzy warianty materiału dodatkowego (Proszek 1, Proszek 2 oraz Proszek 3) oraz trzy poziomy temperatury podgrzania wstępnego (200, 300 i 400 °C), przedstawiono w rozdziałach czwartym i piątym.

4. Charakterystyka chemiczna proszków napawalniczych

4.1. Wprowadzenie i cel analizy chemicznej

Właściwości mechaniczne złącza powstałego w wyniku napawania palnikiem acetylenowo-tlenowym są pochodną wielu czynników, spośród których skład chemiczny zastosowanego proszku napawalniczego stanowi parametr o znaczeniu fundamentalnym. Skład chemiczny determinuje bezpośrednio mikrostrukturę spoiny po zastygnięciu, jej skłonność do tworzenia faz twardych i kruchych, odporność na pękanie krystalizacyjne, a także zachowanie się w trakcie obróbki cieplnej oraz w warunkach eksploatacyjnych. Z tego względu, przed przystąpieniem do prac nad optymalizacją parametrów procesu napawania palnikiem acetylenowo-tlenowym, przeprowadzono niezależną analizę składu chemicznego dostępnych materiałów dodatkowych, której wyniki stanowią przedmiot niniejszego rozdziału.

Analizie poddano trzy proszki o oznaczeniach Proszek 1, Proszek 2 oraz Proszek 3, otrzymane od producentów materiałów napawalniczych jako kandydaci do zastosowania przy regeneracji elementów wykonanych z żeliwa. Każdy z proszków został przeznaczony do badań ze względu na deklarowane przez dostawcę przeznaczenie do prac z materiałami żelaznymi i ze względu na obecność niklu jako głównego pierwiastka stopowego, co stanowi standardowe rozwiązanie technologiczne w spawaniu i napawaniu żeliw. Zadaniem analizy chemicznej było potwierdzenie deklarowanej charakterystyki składu, ocena powtarzalności wewnątrz każdego z proszków oraz porównanie pomiędzy nimi w celu ich systematycznej klasyfikacji.

Cele szczegółowe analizy chemicznej obejmowały: (i) wyznaczenie zawartości głównych i drugorzędnych pierwiastków stopowych w każdym z trzech proszków na podstawie kilkukrotnych pomiarów spektrometrycznych; (ii) ocenę jednorodności składu w obrębie pojedynczej partii proszku poprzez porównanie wyników poszczególnych prób pomiarowych; (iii) porównanie składu chemicznego pomiędzy proszkami i ich przypisanie do typowych klas stopowych; (iv) sformułowanie hipotez dotyczących wpływu zaobserwowanych różnic składu na właściwości mechaniczne uzyskiwane w spoinach; (v) uzasadnienie wyboru proszków do dalszych etapów eksperymentu mechanicznego, w szczególności do programu optymalizacji opisanego w rozdziale piątym.

Należy zaznaczyć, że analiza chemiczna proszków, opisana w niniejszym rozdziale, została przeprowadzona w lipcu 2025 roku, czyli już po wykonaniu badań wstępnych dotyczących porównania technologii naprawy (rozdział trzeci), a przed głównym programem optymalizacji parametrów napawania (rozdział piąty). Tym samym wyniki uzyskane na tym etapie pełniły rolę informacji materiałowej, wykorzystanej przy podejmowaniu decyzji o doborze proszków do głównego programu optymalizacji parametrów napawania palnikiem acetylenowo-tlenowym.

4.2. Metodyka analizy spektrometrycznej

Skład chemiczny proszków oznaczono metodą spektrometrii emisyjnej, która umożliwia ilościowe wyznaczenie zawartości pierwiastków metalicznych i niemetalicznych w próbkach stałych w szerokim zakresie stężeń - od dziesiątek procent w przypadku pierwiastków bazowych do pojedynczych ppm w przypadku domieszek. Każdą próbę poddano analizie pod kątem 20 pierwiastków, obejmujących: węgiel, krzem, mangan, fosfor, siarkę, chrom, molibden, nikiel, glin, kobalt, miedź, niob, tytan, wanad, wolfram, ołów, cynę, arsen, cyrkon, bor oraz żelazo wyznaczone jako uzupełnienie do 100%.

W celu zwiększenia wiarygodności wyników, dla każdego z proszków pobrano i przebadano niezależnie kilka prób pomiarowych. Dla Proszku 1 oraz Proszku 3 wykonano po trzy próby (n = 3), natomiast dla Proszku 2 wykonano cztery próby (n = 4). Wartości pojedynczych prób oraz wyznaczone na ich podstawie wartości średnie zestawiono odpowiednio w tabelach 4.1, 4.2 i 4.3. Pierwiastki, dla których wszystkie wyniki pomiarów wykazały zawartość poniżej granicy oznaczalności, oznaczono w tabelach wartością zerową, jednakże w dalszej dyskusji zostały one pominięte jako nieistotne z punktu widzenia charakterystyki proszku.

Pomiary przeprowadzono w warunkach standardowych, przy stabilizowanym wzbudzeniu spektrometrycznym, na próbkach uprzednio zhomogenizowanych. Ze względu na charakter pomiaru spektrometrycznego, dokładność wyznaczenia zawartości poszczególnych pierwiastków zależy od ich poziomu w próbce - dla pierwiastków o zawartości rzędu kilku procent niepewność względna mieści się typowo w zakresie 1-3%, podczas gdy dla pierwiastków śladowych (poniżej 0,01%) niepewność może osiągać rząd wielkości samej zmierzonej wartości. Z tego względu interpretacja porównawcza koncentruje się na pierwiastkach głównych i drugorzędnych, których oznaczenia są obarczone najmniejszą niepewnością względną.

4.3. Wyniki analizy składu chemicznego

4.3.1. Proszek 1

Wyniki analizy spektrometrycznej Proszku 1, wraz z wartościami średnimi obliczonymi z trzech niezależnych pomiarów, zestawiono w tabeli 4.1. W zestawieniu wyróżniono trzy grupy pierwiastków: pierwiastki bazowe (Fe, Ni), pierwiastki stopowe drugorzędne (Cr, Si, C, Mo, Co, Nb) oraz pierwiastki śladowe i nieoznaczalne, których zawartość mieściła się poniżej granicy oznaczalności lub była pomijalnie mała.

Tabela 4.1. Skład chemiczny Proszku 1 - wyniki pomiarów spektrometrycznych [% mas.]

Pierwiastek	Próba 1	Próba 2	Próba 3	Średnia
Fe	91,2	92,5	93,7	92,5
Ni	7,07	5,77	4,68	5,84
Si	0,63	0,53	0,48	0,55
C	0,44	0,61	0,36	0,47
Cr	0,145	0,099	0,279	0,174
Mo	0,061	0,050	0,044	0,052
Co	0,057	0,046	0,037	0,047
Nb	0,0162	0,0128	0,0160	0,0150
Mn	0,0109	0,0094	0,0101	0,0101
V	0,0099	0,0086	0,0057	0,0080
S	0,0074	0,0026	0,0000	0,0040
P, Al, Cu, Ti, W, Pb, Sn, As, Zr, B	< 0,001	< 0,001	< 0,001	< 0,001

Skład Proszku 1 wskazuje na materiał typu Fe-Ni z niklem jako głównym pierwiastkiem stopowym, którego średnia zawartość wynosi 5,84%. Zwraca uwagę bardzo niska zawartość chromu (średnio 0,17%), porównywalna z zawartością domieszek śladowych w stalach niskostopowych, oraz względnie wysoka zawartość węgla (średnio 0,47%) jak na proszek tego typu. Pozostałe pierwiastki stopowe - molibden, kobalt, niob, mangan, wanad - występują w ilościach poniżej 0,1%, co kwalifikuje je jako pierwiastki mikrolegujące. Brak istotnych zawartości chromu sprawia, że Proszek 1 należy traktować jako stop niklowo-żelazny o ograniczonej zdolności do utwardzania martenzytycznego po szybkim chłodzeniu.

4.3.2. Proszek 2

Skład chemiczny Proszku 2 wyznaczono na podstawie czterech niezależnych pomiarów spektrometrycznych; wyniki zestawiono w tabeli 4.2. W odróżnieniu od Proszku 1, pomiary dla Proszku 2 wykazały istotną zawartość chromu, co stanowi zasadniczą cechę odróżniającą oba materiały.

Tabela 4.2. Skład chemiczny Proszku 2 - wyniki pomiarów spektrometrycznych [% mas.]

Pierwiastek	Próba 1	Próba 2	Próba 3	Próba 4	Średnia
Fe	92,7	88,5	96,5	94,6	93,1
Ni	5,02	7,81	2,59	3,55	4,74
Cr	1,49	2,56	0,284	1,23	1,39
Si	0,50	0,80	0,243	0,36	0,47
C	0,041	0,042	0,19	0,052	0,081
Mo	0,038	0,057	0,0166	0,0295	0,035
Co	0,034	0,051	0,0253	0,0236	0,034
P	0,0221	0,0232	0,0161	0,0110	0,0181
Nb	0,0193	0,0295	0,0000	0,0146	0,0186
Mn	0,0121	0,0180	0,0130	0,0000	0,0130
V	0,0053	0,0075	0,0000	0,0000	0,0052
S	0,0000	0,0022	0,0022	0,0000	0,0021
Cu	0,0000	0,0000	0,0047	0,0000	0,0012
Al, Ti, W, Pb, Sn, As, Zr, B	< 0,001	< 0,001	< 0,001	< 0,001	< 0,001

Średnia zawartość niklu w Proszku 2 wynosi 4,74%, jest zatem o około 19% niższa niż w Proszku 1. Jednocześnie średnia zawartość chromu osiąga wartość 1,39%, co jest wartością blisko ośmiokrotnie wyższą niż w Proszku 1. Charakterystyczne jest również obniżenie średniej zawartości węgla do 0,08% (przy 0,47% w Proszku 1) oraz wystąpienie mierzalnej zawartości fosforu na poziomie 0,018%. Skład Proszku 2 odpowiada w przybliżeniu klasie niskowęglowych stali niskostopowych z dodatkiem chromu i niklu, jakie znajdują zastosowanie m.in. w spawaniu konstrukcji odpornych na korozję lub pracujących w warunkach umiarkowanego obciążenia termicznego.

Należy zwrócić uwagę na znaczne rozproszenie wyników wewnątrz Proszku 2 - zawartość niklu wahała się od 2,59% do 7,81%, a zawartość chromu od 0,28% do 2,56%. Tak wysokie rozproszenie sugeruje niejednorodność chemiczną pojedynczej partii proszku, mogącą wynikać z niedostatecznej homogenizacji proszku przy produkcji lub z segregacji pierwiastków w trakcie pakowania i transportu. W praktyce procesu napawania palnikiem acetylenowo-tlenowym niejednorodność tego rzędu może prowadzić do lokalnych fluktuacji składu spoiny, a tym samym do zwiększonego rozrzutu wytrzymałości w obrębie pojedynczej serii próbek.

4.3.3. Proszek 3

Wyniki analizy Proszku 3, opartej na trzech niezależnych pomiarach spektrometrycznych, zestawiono w tabeli 4.3. Skład Proszku 3 lokuje się pomiędzy Proszkiem 1 a Proszkiem 2 pod względem zawartości chromu, a jednocześnie wyróżnia się obecnością mierzalnej ilości miedzi.

Tabela 4.3. Skład chemiczny Proszku 3 - wyniki pomiarów spektrometrycznych [% mas.]

Pierwiastek	Próba 1	Próba 2	Próba 3	Średnia
Fe	96,6	93,5	91,9	94,0
Ni	2,33	4,90	6,15	4,46
Cr	0,35	0,59	0,47	0,47
Si	0,231	0,49	0,55	0,43
C	0,14	0,093	0,06	0,098
Mo	0,0226	0,036	0,047	0,035
Co	0,0183	0,035	0,039	0,031
Cu	0,0145	0,030	0,035	0,0265
Nb	0,0115	0,0175	0,0219	0,0170
Mn	0,0000	0,0100	0,0125	0,0105
V	0,0000	0,0046	0,0058	0,0048
P, S, Al, Ti, W, Pb, Sn, As, Zr, B	< 0,001	< 0,001	< 0,001	< 0,001

W Proszku 3 średnia zawartość niklu wynosi 4,46% - jest to wartość najniższa spośród trzech analizowanych proszków. Średnia zawartość chromu osiąga 0,47%, lokując się pomiędzy bardzo niską wartością dla Proszku 1 (0,17%) a wyraźnie wyższą wartością dla Proszku 2 (1,39%). Szczególną cechą Proszku 3 jest mierzalna zawartość miedzi (średnio 0,027%), występująca w pozostałych proszkach jedynie śladowo. Obecność miedzi, choć w niewielkiej ilości, może wpływać na zachowanie spoiny - m.in. na podatność do tworzenia faz międzymetalicznych Fe-Cu w obszarach segregacji oraz na zmianę charakterystyk kąpieli metalicznej w trakcie krystalizacji.

4.4. Porównanie i interpretacja składów

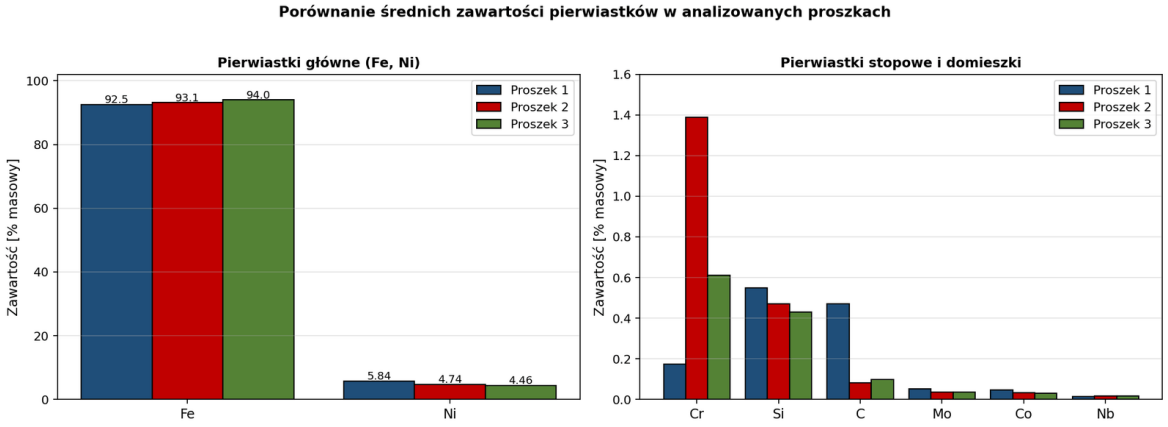
4.4.1. Zestawienie zbiorcze

Aby umożliwić bezpośrednie porównanie chemicznej charakterystyki trzech analizowanych proszków, zestawiono ich średnie zawartości najważniejszych pierwiastków w jednej tabeli zbiorczej (tabela 4.4) oraz przedstawiono je graficznie na rysunku 4.1. Tabela zbiorcza zawiera tylko te

pierwiastki, których średnia zawartość przekracza próg 0,001% w przynajmniej jednym z proszków, co pozwala na czytelne porównanie bez nadmiernego rozproszenia uwagi na pierwiastki śladowe.

Tabela 4.4. Porównanie średnich zawartości pierwiastków w trzech analizowanych proszkach [% mas.]

Pierwiastek	Proszek 1	Proszek 2	Proszek 3
Fe (bazowy)	92,50	93,10	94,00
Ni	5,84	4,74	4,46
Cr	0,174	1,39	0,47
Si	0,55	0,47	0,43
C	0,47	0,081	0,098
Mo	0,052	0,035	0,035
Co	0,047	0,034	0,031
Nb	0,0150	0,0186	0,0170
Mn	0,0101	0,0130	0,0105
V	0,0080	0,0052	0,0048
Cu	< 0,001	0,0012	0,0265
P	< 0,001	0,0181	< 0,001
S	0,0040	0,0021	< 0,001



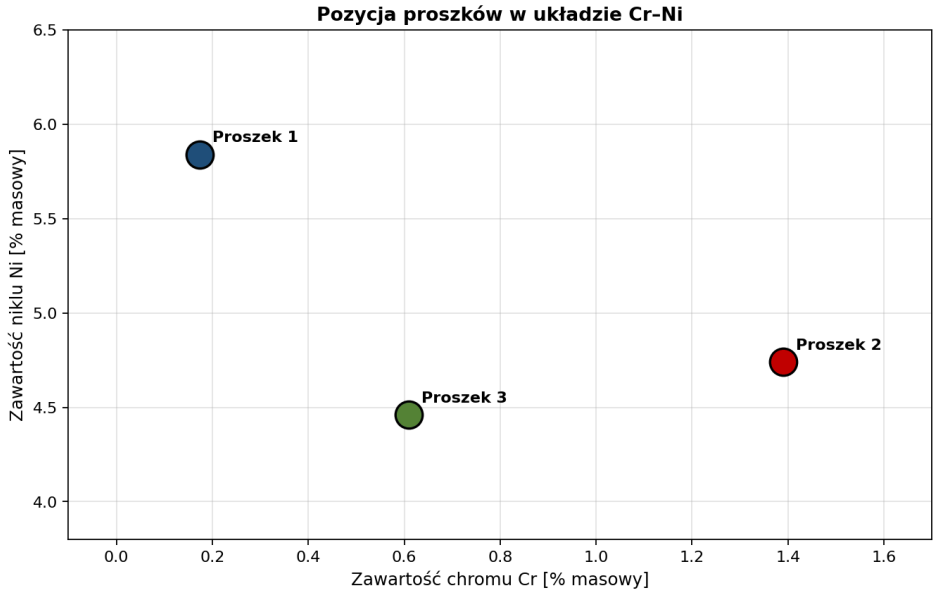
Rys. 4.1. Porównanie średnich zawartości pierwiastków głównych (Fe, Ni) i pierwiastków drugorzędnych w trzech analizowanych proszkach

4.4.2. Klasyfikacja proszków

Na podstawie zestawienia zbiorczego można sformułować następującą klasyfikację jakościową analizowanych materiałów:

- **Proszek 1:** Stop typu Fe-Ni o najwyższej zawartości niklu (5,84%), pomijalnie niskiej zawartości chromu (0,17%) i podwyższonej zawartości węgla (0,47%). Brak istotnych pierwiastków pasywujących powierzchnię. Materiał o charakterze stopu wzmocnionego niklem, bez istotnej odporności korozyjnej.
- **Proszek 2:** Stop typu Fe-Ni-Cr o umiarkowanej zawartości niklu (4,74%) i wyraźnie wyższej zawartości chromu (1,39%). Niska zawartość węgla (0,08%). Materiał o cechach niskowęglowej stali stopowej, z potencjałem do tworzenia drobnoziarnistej, plastycznej mikrostruktury spoiny.
- **Proszek 3:** Stop typu Fe-Ni-Cr-Cu o niższej zawartości niklu (4,46%) i pośredniej zawartości chromu (0,47%). Wyróżnia się obecnością miedzi (0,027%), występującej w pozostałych proszkach jedynie śladowo. Niska zawartość węgla (0,10%). Materiał o cechach pośrednich pomiędzy Proszkiem 1 a Proszkiem 2, z dodatkową rolą Cu jako modyfikatora krzepnięcia.

Diagram Cr-Ni przedstawiony na rysunku 4.2 obrazuje zasadnicze zróżnicowanie pomiędzy trzema proszkami. Proszek 1 lokuje się w lewej górnej części wykresu (wysoki Ni, niski Cr), Proszek 2 - w prawej środkowej (niższy Ni, wysoki Cr), natomiast Proszek 3 zajmuje pozycję pośrednią w obu osiach.



Rys. 4.2. Pozycja analizowanych proszków w układzie zawartości chromu i niklu

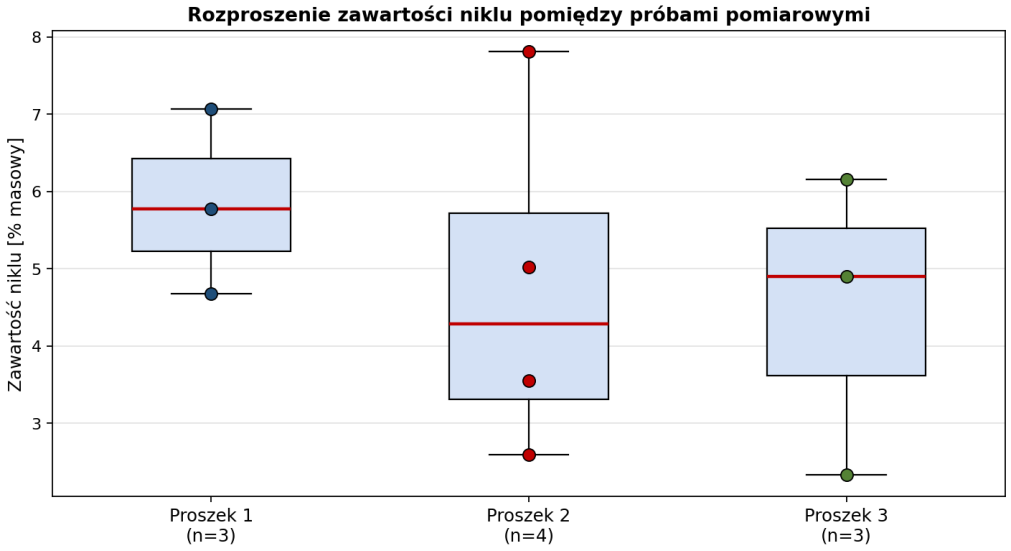
Tego rodzaju zróżnicowanie składu chemicznego pomiędzy trzema kandydatami stanowi korzystną podstawę dla porównawczego programu eksperymentalnego, ponieważ pozwala objąć badaniami szerszy zakres charakterystyk metalurgicznych.

4.5. Powtarzalność wewnątrz proszków

Analiza zmienności zawartości pierwiastków pomiędzy poszczególnymi próbami w obrębie każdego z proszków daje informację o jednorodności partii proszku poddanej badaniom. Jednorodność chemiczna proszku napawalniczego stanowi czynnik istotny technologicznie, gdyż niejednorodność

może prowadzić do lokalnych zmian składu spoiny i, w konsekwencji, do zwiększonego rozrzutu właściwości mechanicznych wykonanych na jego bazie złączy.

Rysunek 4.3 ilustruje rozproszenie wartości zawartości niklu pomiędzy poszczególnymi próbami pomiarowymi w obrębie każdego proszku jako reprezentatywnego pierwiastka stopowego. W Proszku 1 zawartość niklu wahała się w przedziale 4,68-7,07% (rozstęp 2,39%), w Proszku 2 zakres był znacznie szerszy i wynosił 2,59-7,81% (rozstęp 5,22%), natomiast w Proszku 3 zakres wynosił 2,33-6,15% (rozstęp 3,82%).



Rys. 4.3. Rozproszenie zawartości niklu pomiędzy próbami pomiarowymi w obrębie poszczególnych proszków

Tak istotne rozproszenie, szczególnie w przypadku Proszku 2, świadczy o istotnej niejednorodności partii proszku poddanej badaniom. Wartość średnia, obliczona jako średnia arytmetyczna z czterech pomiarów, jest w tym przypadku jedynie pewnym oszacowaniem zawartości reprezentatywnej, a rzeczywisty skład pojedynczej dawki proszku wykorzystanej w procesie napawania może odbiegać od tej średniej w zakresie do kilkudziesięciu procent względnych. Z perspektywy projektowania procesu wniosek ten implikuje konieczność przemieszczenia i wymieszania proszku przed jego załadowaniem do podajnika proszkowego palnika acetylenowo-tlenowego, a także zachowania ostrożności w interpretacji pojedynczych wyników wytrzymałościowych jako reprezentatywnych dla „danego proszku" - w rzeczywistości reprezentują one konkretny stan lokalnej koncentracji składników w obszarze spoiny.

4.6. Wpływ składu na właściwości spoiny

Każdy z analizowanych pierwiastków pełni w spoinie określoną rolę metalurgiczną, której zrozumienie pozwala na sformułowanie hipotez odnośnie spodziewanych właściwości spoiny przed

wykonaniem eksperymentu mechanicznego. Poniżej omówiono rolę głównych pierwiastków w kontekście zaobserwowanych różnic składu pomiędzy analizowanymi proszkami.

Nikiel jest pierwiastkiem stabilizującym fazę austenitu i sprzyjającym plastyczności spoiny. Wzrost zawartości niklu prowadzi do zwiększenia udarności i zmniejszenia skłonności do pęknięć w trakcie chłodzenia, co jest szczególnie istotne w przypadku napawania na podłożu żeliwnym, gdzie różnica współczynników rozszerzalności i lokalne naprężenia termiczne sprzyjają pękaniu. Z tego punktu widzenia Proszek 1 (5,84% Ni) powinien dawać spoiny o najwyższej plastyczności, a Proszek 3 (4,46% Ni) - o najniższej, przy zachowaniu pozostałych parametrów procesu na jednakowym poziomie.

Chrom jest pierwiastkiem ferrytotwórczym, zwiększającym hartowność spoiny i jej odporność na utlenianie w wysokich temperaturach. Jednocześnie wysokie zawartości chromu sprzyjają tworzeniu kruchych węglików chromu, których obecność na granicach ziaren może inicjować pękanie. Zdecydowanie najwyższa zawartość chromu w Proszku 2 (1,39%) wpływa zatem dwojako: z jednej strony zwiększa twardość i hartowność spoiny, z drugiej - może obniżać jej plastyczność i odporność na pękanie wskutek tworzenia twardych wydzieleń węglikowych.

Węgiel, w typowym ujęciu, jest pierwiastkiem o najsilniejszym wpływie na twardość i wytrzymałość, lecz jednocześnie obniża plastyczność i spawalność. W kontekście napawania żeliwa, zawierającego znaczne ilości węgla w materiale rodzimym, dodatkowa zawartość węgla w proszku może prowadzić do utworzenia w spoinie struktur martenzytycznych lub ledeburytycznych, szczególnie w warunkach wydłużonego oddziaływania cieplnego sprzyjającego migracji węgla z podłoża do spoiny, charakterystycznego dla procesu napawania palnikiem acetylenowo-tlenowym. Najwyższa zawartość węgla w Proszku 1 (0,47%) sygnalizuje ryzyko pojawienia się takich struktur, podczas gdy Proszek 2 i Proszek 3 ze znacznie niższą zawartością węgla (odpowiednio 0,08% i 0,10%), powinny dawać spoiny o łagodniejszym charakterze metalurgicznym.

Krzem oraz mangan pełnią rolę odtleniaczy oraz dodatkowo wpływają na szybkość krystalizacji kąpieli metalicznej. Zawartości tych pierwiastków są w analizowanych proszkach zbliżone (Si: 0,43-0,55%, Mn: pomijalnie niski w każdym z nich), co oznacza, że ich rola w różnicowaniu właściwości spoin pomiędzy proszkami jest drugorzędna. Pierwiastki śladowe - molibden, kobalt, niob, wanad - występują w ilościach pomijalnych z punktu widzenia tworzenia samodzielnych faz, jednakże ich łączny udział może mieć znaczenie jako modyfikatorów ziarna i utwardzaczy wtórnych podczas obróbki cieplnej napawanej warstwy.

Z powyższych rozważań wynika fundamentalny wniosek: spoiny wykonane z Proszku 1 i Proszku 2 powinny różnić się między sobą zarówno pod względem mikrostruktury, jak i właściwości mechanicznych, jednak żadna z dwóch ścieżek nie jest a priori uznawana za optymalną. Proszek 1 zapewnia więcej niklu, co sprzyja plastyczności, lecz większą zawartością węgla zwiększa ryzyko utwardzenia spoiny. Proszek 2 oferuje przeciwną kombinację - niższą zawartość niklu, lecz znacznie

wyższą zawartość chromu i niższą zawartość węgla, co potencjalnie zapewnia bardziej stabilną mikrostrukturę. Proszek 3, mający pośrednią zawartość chromu i dodatkowo zawierający domieszkę miedzi, reprezentuje trzecią, samodzielną ścieżkę metalurgiczną. Tym samym wszystkie trzy proszki uzasadniają włączenie do głównego programu eksperymentalnego, opisanego w rozdziale piątym.

4.7. Wybór proszków do dalszych etapów badań

Na podstawie wyników analizy chemicznej oraz wynikających z niej hipotez dotyczących właściwości spoin podjęto następujące decyzje odnośnie do wyboru materiałów dodatkowych do dalszych etapów eksperymentu:

- **Proszek 1:** Włączony do głównego programu eksperymentalnego ze względu na najwyższą zawartość niklu wśród analizowanych proszków, kwalifikującą go jako materiał reprezentatywny dla typowych rozwiązań napawalniczych dla żeliwa. Próbki napawane Proszkiem 1 były już przedmiotem badań wstępnych opisanych w rozdziale trzecim, a w rozszerzonym programie eksperymentalnym opisanym w rozdziale piątym badano je równolegle z Proszkiem 2 oraz Proszkiem 3.
- **Proszek 2:** Włączony do głównego programu eksperymentalnego jako materiał o odmiennej charakterystyce metalurgicznej (niższy nikiel, znacznie wyższy chrom, niski węgiel), pozwalającej na zbadanie wpływu obecności chromu na właściwości spoiny. Próbki napawane Proszkiem 2 są przedmiotem analizy w rozdziale piątym.
- **Proszek 3:** Włączony do głównego programu eksperymentalnego ze względu na jego pośrednią pozycję w układzie zawartości chromu i niklu (pomiędzy Proszkiem 1 a Proszkiem 2) oraz wyróżniającą go obecność miedzi, występującej w pozostałych proszkach jedynie śladowo. Ta odmienna charakterystyka materiałowa uzasadnia oczekiwanie odmiennego zachowania metalurgicznego spoiny i potwierdza zasadność rozszerzenia eksperymentu o trzeci wariant. Próbki napawane Proszkiem 3 są przedmiotem analizy w rozdziale piątym.

4.8. Wnioski z analizy chemicznej

Na podstawie wyników i analiz przedstawionych w niniejszym rozdziale sformułować można następujące wnioski cząstkowe dotyczące charakterystyki chemicznej proszków napawalniczych:

- Trzy analizowane proszki - Proszek 1, Proszek 2 i Proszek 3 - reprezentują zróżnicowane rodziny stopów na bazie żelaza i niklu, różniące się przede wszystkim zawartością niklu, chromu i węgla.
- Proszek 1 (5,84% Ni, 0,17% Cr, 0,47% C) jest stopem niklowo-żelaznym o wysokiej zawartości niklu i podwyższonej zawartości węgla, bez istotnej zawartości chromu.
- Proszek 2 (4,74% Ni, 1,39% Cr, 0,08% C) jest stopem chromowo-niklowo-żelaznym o cechach niskowęglowej stali stopowej, z najwyższą zawartością chromu pośród badanych proszków.

- Proszek 3 (4,46% Ni, 0,47% Cr, 0,10% C) zajmuje pozycję pośrednią pod względem zawartości chromu i niklu, dodatkowo wyróżniając się obecnością miedzi na poziomie 0,027%.
- Wszystkie proszki wykazują znaczne rozproszenie zawartości głównych pierwiastków stopowych pomiędzy poszczególnymi próbami pomiarowymi, co świadczy o niejednorodności partii proszków i implikuje konieczność starannego homogenizowania materiału przed jego wprowadzeniem do procesu napawania palnikiem acetylenowo-tlenowym.
- Różnice w składzie chemicznym pomiędzy proszkami uzasadniają oczekiwanie odmiennych właściwości mechanicznych spoin uzyskanych na ich bazie, przy czym kierunek zależności (czy wyższa zawartość chromu prowadzi do wzrostu, czy spadku wytrzymałości) zależy od konkretnych warunków termicznych procesu i wymaga eksperymentalnej weryfikacji.
- Do głównego programu eksperymentalnego, opisanego w rozdziale piątym, włączono wszystkie trzy analizowane proszki - Proszek 1, Proszek 2 oraz Proszek 3 - co pozwala na bezpośrednie porównanie ich charakterystyk wytrzymałościowych w warunkach jednakowej temperatury podgrzania wstępnego oraz jednakowej geometrii próbek.

Rezultaty analizy chemicznej, choć same w sobie nie rozstrzygają o przydatności poszczególnych proszków do określonych zastosowań technologicznych, stanowią niezbędną podstawę informacyjną dla interpretacji wyników mechanicznych prezentowanych w kolejnych rozdziałach. Pozwalają one bowiem powiązać zaobserwowane różnice wytrzymałości na rozciąganie z konkretnymi cechami metalurgicznymi materiału dodatkowego, a tym samym przekształcić eksperyment mechaniczny ze studium fenomenologicznego w badanie o charakterze wyjaśniającym.

5. Wyniki badań własnych i ich analiza

5.1. Wprowadzenie do części badawczej

W rozdziale niniejszym przedstawiono wyniki eksperymentalnych badań właściwości mechanicznych próbek pobranych z połączeń napawanych palnikiem acetylenowo-tlenowym, wykonanych z wykorzystaniem trzech wariantów materiału dodatkowego: proszku oznaczonego jako Proszek 1 (P1), proszku oznaczonego jako Proszek 2 (P2) oraz proszku oznaczonego jako Proszek 3 (P3). Zasadniczym celem badań było określenie wpływu rodzaju zastosowanego proszku napawalniczego oraz temperatury podgrzania wstępnego podłoża (200, 300 i 400 °C) na poziom wytrzymałości na rozciąganie R_m oraz na wartość wydłużenia odpowiadającego sile maksymalnej. Wyniki badań posłużą jednocześnie do oceny jednorodności mechanicznej napawanej warstwy oraz do identyfikacji obszarów wymagających dalszej optymalizacji parametrów procesu.

W kontekście ogólnym przedstawione w tym rozdziale wyniki wpisują się w szerszy nurt badań nad jakością metalurgiczną połączeń wykonywanych metodami napawania gazowo-proszkowego (palnikiem acetylenowo-tlenowym) oraz hybrydowego. Powszechnie wiadomo, że właściwości mechaniczne takich połączeń rzadko dorównują właściwościom materiału rodzimego, jednak właściwy dobór rodzaju proszku oraz parametrów cieplnych procesu - w tym krytycznej temperatury podgrzania wstępnego - pozwala znacząco ograniczyć obniżenie nośności obszaru spoiny. Niniejszy eksperyment ma na celu potwierdzenie, że dobór tych parametrów w odniesieniu do trzech konkretnych wariantów materiału dodatkowego stanowi praktyczny wkład w optymalizację procesów produkcyjnych w zakresie regeneracji elementów maszyn i urządzeń.

5.2. Metodyka badań

5.2.1. Założenia teoretyczne próby statycznego rozciągania

Statyczna próba rozciągania jest podstawową metodą badawczą pozwalającą ocenić zachowanie się materiału konstrukcyjnego pod jednoosiowym obciążeniem rozciągającym. W toku próby, próbka znormalizowana o znanej geometrii poddawana jest stopniowo wzrastającej sile osiowej F, która powoduje sprężyste, a następnie plastyczne odkształcenie materiału. Wartości naprężenia σ i odkształcenia ε wyznaczane są z prostych zależności: $\sigma = F/S_0$ oraz $\varepsilon = \Delta L/L_0$, gdzie S_0 oznacza początkowe pole przekroju roboczego, L_0 początkową długość bazy pomiarowej, a ΔL bieżące wydłużenie próbki. Najistotniejszym parametrem wytrzymałościowym wyznaczanym z próby rozciągania jest wytrzymałość na rozciąganie R_m, odpowiadająca maksymalnemu naprężeniu zarejestrowanemu w trakcie obciążania.

W praktyce inżynierskiej R_m traktowana jest jako miara górnej granicy nośności materiału, niezależnie od stanu sprężystego lub plastycznego, w którym zaszło zniszczenie. W odniesieniu do

połączeń napawanych ma to szczególne znaczenie, bowiem warstwy powstałe w wyniku napawania charakteryzują się zwykle ograniczoną plastycznością i mają tendencję do zerwania krótko po przekroczeniu granicy plastyczności. W takich warunkach R_m jest praktycznie jedynym dostępnym, w pełni mierzalnym parametrem opisującym wytrzymałość obszaru spoiny, dlatego stała się głównym przedmiotem analizy przeprowadzonej w niniejszym rozdziale.

5.2.2. Stanowisko badawcze i procedura próby rozciągania

Próbę statycznego rozciągania przeprowadzono na maszynie wytrzymałościowej Zwick Roell Z050. Maszyna jest wyposażona w cyfrowy układ pomiarowy rejestrujący jednocześnie siłę osiową F oraz przemieszczenie trawersy wyrażone jako wydłużenie ΔL z częstotliwością wystarczającą do uzyskania gęstej dyskretyzacji krzywej rozciągania. Każda pojedyncza próba rozciągania została zarejestrowana w postaci pełnej krzywej siła-wydłużenie, co umożliwiło precyzyjne wyznaczenie wartości siły maksymalnej F_{max} oraz odpowiadającego jej wydłużenia.

Przyjęto następujący standardowy tok postępowania. W pierwszej kolejności mierzono geometrię każdej próbki: szerokość przekroju roboczego oraz jego grubość, z dokładnością nie mniejszą niż 0,1 mm. Na podstawie tych pomiarów obliczano początkowe pole przekroju S_0. Następnie próbkę mocowano w szczękach maszyny i poddawano obciążeniu rozciągającemu o stałej prędkości narastania, aż do całkowitego zerwania. Wartości siły maksymalnej F_{max} oraz siły odpowiadającej zniszczeniu F_n były odczytywane automatycznie z krzywej rozciągania. Wytrzymałość na rozciąganie R_m wyznaczono z klasycznego wzoru:

$$R_m = F_{max} / S_0 \ [MPa]$$

gdzie F_{max} wyrażone w niutonach oznacza maksymalną zarejestrowaną siłę osiową, a S_0 (mm^2) początkowe pole przekroju roboczego próbki przed obciążeniem. Wszystkie próby przeprowadzono w temperaturze otoczenia, a przyporządkowanie do trzech zakresów temperaturowych (200, 300, 400 °C) odnosi się do temperatury wstępnego podgrzania podłoża podczas wytwarzania połączenia napawanego, nie zaś do temperatury samej próby rozciągania.

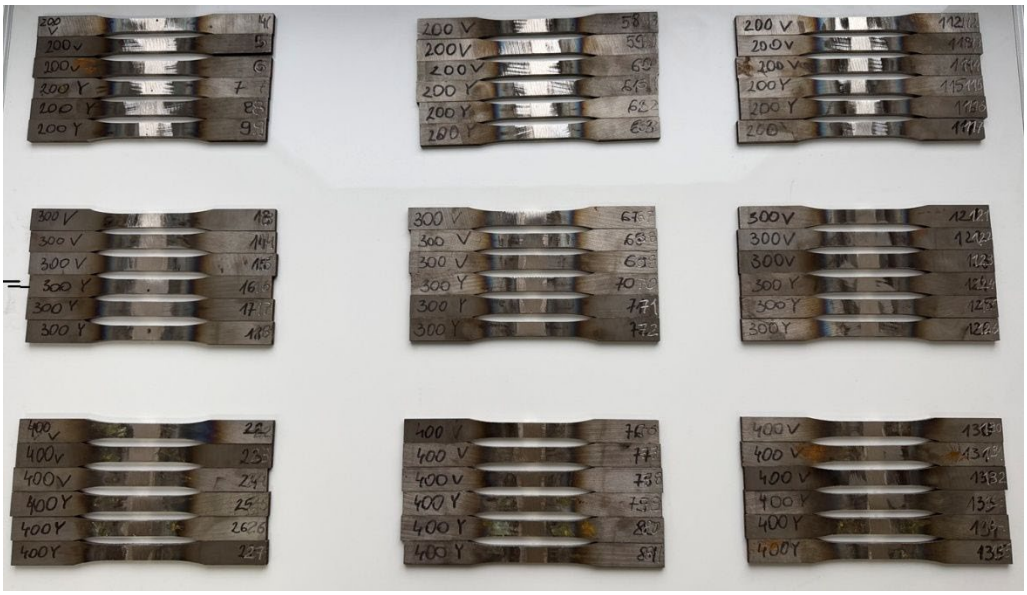
5.2.3. Charakterystyka próbek

Wszystkie próbki głównego programu badawczego wykonano według tej samej znormalizowanej geometrii płaskiej próbki wytrzymałościowej, opisanej szczegółowo w punkcie 3.3 i przedstawionej na rysunku 3.1, przyjętej zgodnie z wymaganiami normy PN-EN ISO 6892-1 dotyczącymi próby statycznego rozciągania metali w temperaturze pokojowej. Różnice pomiędzy próbkami dotyczyły wyłącznie grubości części roboczej, wynikającej z indywidualnego naddatku obróbczego napawanego obszaru: przy stałej szerokości 12,5 mm grubość próbek głównego programu mieściła się w przedziale 4,9–6,3 mm, podczas gdy próbki serii wstępnej (rozdział 3) wykonano z grubością znormalizowaną 4,0 mm, co odpowiada polu przekroju S_0 = 50 mm^2. Z tego powodu wartości siły maksymalnej F_{max}

rejestrowane w obu seriach nie są bezpośrednio porównywalne i wymagają każdorazowego odniesienia do rzeczywistego pola przekroju S_0 danej próbki. Wszystkie próbki zostały pozyskane z płyt napawanych palnikiem acetylenowo-tlenowym, wykonanych w trzech wariantach materiału dodatkowego (P1, P2, P3) oraz przy trzech temperaturach podgrzania wstępnego (200, 300, 400 °C).

Płyty napawano w stałej temperaturze otoczenia wynoszącej 22 °C, przy zużyciu proszku napawalniczego na poziomie ok. 9 g na pojedynczą próbkę. Czas nagrzewania powierzchni wynosił od 4 do 10 s i zależał bezpośrednio od odległości palnika od materiału. Po zakończeniu napawania rejestrowano czas stygnięcia napawanej płyty od temperatury podgrzania wstępnego do 100 °C: wyniósł on średnio 2,08 min dla wariantu 200 °C, 2,21 min dla 300 °C oraz 2,58 min dla 400 °C, co odpowiada średnim szybkościom stygnięcia w tym zakresie temperatur wynoszącym odpowiednio ok. 0,8; 1,5 oraz 1,9 K/s. Wartości te charakteryzują końcową fazę cyklu cieplnego, tj. stygnięcie całej płyty po zakończeniu napawania, i nie należy ich utożsamiać z szybkością chłodzenia jeziorka bezpośrednio po przejściu palnika, która - jak omówiono w punkcie 6.2.1 - mieści się w zakresie kilkudziesięciu kelwinów na sekundę. Obie wielkości potwierdzają łagodny, rozłożony w czasie cykl cieplny charakterystyczny dla napawania palnikowego i wyraźnie odróżniający je od procesów o wysokiej gęstości mocy, w których szybkości chłodzenia sięgają kilku tysięcy kelwinów na sekundę.

Pierwotny plan eksperymentu obejmował 135 próbek i przewidywał - obok wariantów napawanych palnikiem acetylenowo-tlenowym - również dodatkowe rodzaje złączy, różniące się sposobem przygotowania krawędzi i geometrią spoiny. Próby rozpoznawcze wykazały, że część z tych wariantów cechuje się wytrzymałością na rozciąganie na poziomie dyskwalifikującym je z punktu widzenia zastosowań regeneracyjnych, w związku z czym zostały one wyeliminowane z dalszego programu badawczego. Do analizy statystycznej przedstawionej w niniejszym rozdziale zakwalifikowano ostatecznie 53 próbki, którym nadano nową, ciągłą numerację od 1 do 53. W surowych zapisach maszyny wytrzymałościowej, zestawionych w Załącznikach nr 1 i 2, zachowano natomiast oryginalne oznaczenia wynikające z pierwotnego planu badań, obejmującego numery w zakresie 1-135 - stąd występowanie w załącznikach numerów spoza przedziału 1-53. Zapisy te mają charakter wyłącznie dokumentacyjny i nie wchodzą do analizy statystycznej niniejszego rozdziału. Stosowne fotografie próbek wraz z wyraźnym oznaczeniem strefy ich pobrania znajdują się na rys. 5.1.



Rys. 5.1. Zestawienie próbek do badania.

Średnia szerokość strefy roboczej próbek wyniosła 12,5 mm i była stała we wszystkich badanych grupach. Średnia grubość próbek wahała się w zakresie 4,9-6,3 mm, przy wartości średniej 5,67 mm i odchyleniu standardowym 0,35 mm. Pole przekroju początkowego S_0 mieściło się w przedziale 61,25-78,75 mm² (wartość średnia 70,87 mm²). W tabeli 5.1 zestawiono kluczowe parametry geometryczne próbek w podziale na typy proszków i temperatury podgrzania.

Tabela 5.1. Charakterystyka geometryczna próbek w poszczególnych grupach badawczych

Proszek	Temperatura	Liczność n	Grubość g [mm]	Pole S_0 [mm²]
P1	200 °C	7	5,64 ± 0,40	70,54 ± 5,04
P1	300 °C	8	5,54 ± 0,21	69,22 ± 2,67
P1	400 °C	8	5,71 ± 0,34	71,41 ± 4,25
P2	200 °C	6	5,87 ± 0,33	73,33 ± 4,16
P2	300 °C	6	5,50 ± 0,24	68,75 ± 3,06
P2	400 °C	4	5,75 ± 0,30	71,88 ± 3,75
P3	200 °C	6	5,47 ± 0,50	68,33 ± 6,26
P3	300 °C	3	5,97 ± 0,23	74,58 ± 2,89
P3	400 °C	5	5,82 ± 0,33	72,75 ± 4,09

5.2.4. Metodyka opracowania danych

Dla każdej z dziewięciu kombinacji czynników (3 rodzaje proszku × 3 temperatury podgrzania wstępnego) wyznaczono następujące statystyki opisowe: średnią arytmetyczną $\bar{x}$, odchylenie

standardowe s, błąd standardowy średniej s/√n, medianę, minimum, maksimum, rozstęp, wariancję, kurtozę i skośność. Współczynnik zmienności v zdefiniowano jako stosunek odchylenia standardowego do średniej wyrażony w procentach:

$$v = (s / \bar{x}) \cdot 100\%.$$

Dodatkowo wyznaczono 95-procentowy przedział ufności średniej, przyjmując rozkład t-Studenta dla próby o liczności n. Ze względu na niewielkie liczności prób w poszczególnych grupach eksperymentalnych (od n = 3 do n = 8) wnioskowanie statystyczne opiera się na ostrożnej interpretacji obserwowanych tendencji, a nie wyłącznie na sformalizowanych testach istotności.

5.3. Wyniki ogólne próby statycznego rozciągania

W tabeli 5.2 zestawiono szczegółowe wyniki próby rozciągania dla wszystkich 53 próbek, w tym numer próbki, przypisany rodzaj proszku, temperaturę podgrzania, parametry geometryczne, siłę maksymalną F_{max}, wydłużenie odpowiadające sile maksymalnej oraz wytrzymałość na rozciąganie R_m. Dane te stanowią materiał wyjściowy do dalszych analiz statystycznych.

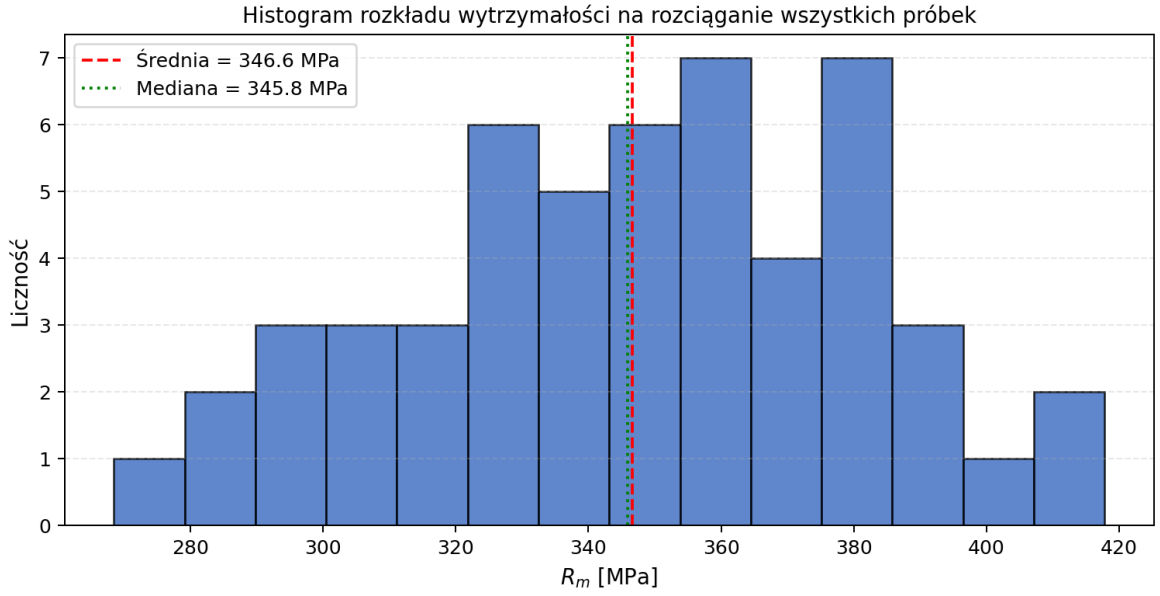
Tabela 5.2. Szczegółowe wyniki próby statycznego rozciągania (wszystkie próbki)

Nr	Proszek	T [°C]	g [mm]	S_0 [mm²]	F_{max} [kN]	ΔL_{max} [mm]	R_m [MPa]
1	P1	200	5,40	67,50	24,06	2,89	356,4
2	P1	200	5,40	67,50	28,20	4,98	417,8
3	P1	200	6,10	76,25	27,22	3,01	356,9
4	P1	200	5,30	66,25	21,61	2,10	326,2
5	P1	200	6,10	76,25	26,39	2,88	346,1
6	P1	200	6,00	75,00	27,99	3,24	373,2
7	P1	200	5,20	65,00	21,61	2,30	332,4
8	P1	300	5,50	68,75	26,15	3,52	380,3
9	P1	300	5,80	72,50	22,46	2,06	309,8
10	P1	300	5,40	67,50	26,19	3,42	388,0
11	P1	300	5,40	67,50	27,61	4,74	409,0
12	P1	300	5,60	70,00	24,96	2,77	356,5
13	P1	300	5,30	66,25	23,61	2,65	356,4
14	P1	300	5,90	73,75	27,79	3,80	376,8

15	P1	300	5,40	67,50	25,50	3,13	377,8
16	P1	400	5,40	67,50	19,83	2,03	293,7
17	P1	400	5,80	72,50	23,79	2,50	328,2
18	P1	400	5,60	70,00	24,32	2,38	347,5
19	P1	400	6,10	76,25	29,84	3,98	391,4
20	P1	400	6,00	75,00	23,99	2,29	319,8
21	P1	400	6,10	76,25	20,47	2,03	268,5
22	P1	400	5,20	65,00	24,66	2,88	379,3
23	P1	400	5,50	68,75	24,37	2,61	354,5
24	P2	200	5,60	70,00	25,75	2,92	367,9
25	P2	200	5,40	67,50	23,25	2,47	344,4
26	P2	200	6,00	75,00	21,52	1,87	286,9
27	P2	200	6,30	78,75	29,51	3,25	374,7
28	P2	200	5,80	72,50	24,17	2,44	333,4
29	P2	200	6,10	76,25	29,78	3,63	390,6
30	P2	300	5,30	66,25	24,35	2,79	367,5
31	P2	300	5,90	73,75	29,26	3,61	396,8
32	P2	300	5,50	68,75	23,78	2,69	345,8
33	P2	300	5,50	68,75	21,53	1,99	313,1
34	P2	300	5,20	65,00	21,35	2,24	328,4
35	P2	300	5,60	70,00	24,14	2,47	344,9
36	P2	400	5,40	67,50	26,01	3,16	385,3
37	P2	400	6,00	75,00	25,47	2,44	339,5
38	P2	400	5,60	70,00	21,01	1,98	300,2
39	P2	400	6,00	75,00	28,71	3,29	382,8
40	P3	200	6,10	76,25	28,70	3,22	376,4
41	P3	200	4,90	61,25	20,12	1,94	328,5
42	P3	200	5,00	62,50	18,04	1,80	288,7
43	P3	200	5,70	71,25	25,56	2,53	358,7
44	P3	200	5,90	73,75	24,04	2,50	326,0
45	P3	200	5,20	65,00	22,02	2,21	338,7

46	P3	300	5,70	71,25	22,74	2,13	319,2
47	P3	300	6,10	76,25	27,34	3,05	358,5
48	P3	300	6,10	76,25	25,51	2,42	334,6
49	P3	400	5,90	73,75	22,36	1,86	303,1
50	P3	400	5,90	73,75	22,37	2,46	303,3
51	P3	400	5,30	66,25	22,66	2,75	342,1
52	P3	400	5,80	72,50	24,89	2,87	343,3
53	P3	400	6,20	77,50	23,13	2,48	298,4

Wartość średnia wytrzymałości na rozciąganie dla całej populacji badanych próbek wyniosła $\bar{x}$ = 346,57 MPa przy odchyleniu standardowym s = 33,56 MPa, co odpowiada współczynnikowi zmienności v = 9,68%. Najniższą wartość R_m zarejestrowano dla próbki nr 21 (268,46 MPa), zaś najwyższą - dla próbki nr 2 (417,80 MPa). Zakres zmienności wynosi zatem 149,34 MPa, co wskazuje na istotne zróżnicowanie właściwości pomiędzy poszczególnymi wariantami procesu i strefami pobrania próbek.



Rys. 5.2. Histogram rozkładu wytrzymałości R_m wszystkich badanych próbek

Z rysunku 5.2 wynika, że rozkład wytrzymałości całej populacji jest zbliżony do rozkładu jednomodalnego, z dominującym przedziałem 320-380 MPa. Rozkład wykazuje umiarkowaną asymetrię - pojedyncze wartości skrajne (zarówno w obszarze małych, jak i dużych R_m) przypisać można odpowiednio próbkom pobranym ze stref granicznych oraz próbkom z materiału rodzimego, w którym zachowała się oryginalna mikrostruktura wyjściowa.

5.4. Wpływ rodzaju proszku napawalniczego

Pierwszą zasadniczą zmienną wpływającą na właściwości mechaniczne połączenia napawanego jest rodzaj zastosowanego proszku stanowiącego materiał dodatkowy. W tabeli 5.3 zestawiono statystyki opisowe wytrzymałości na rozciąganie R_m obliczone w obrębie każdej z trzech grup proszkowych, niezależnie od temperatury podgrzania.

Tabela 5.3. Statystyki opisowe R_m [MPa] według rodzaju proszku

Proszek	$\bar{x}$	s	v	Mediana	min	max
Proszek 1 (P1)	354,20	36,02	10,17 %	356,43	268,46	417,80
Proszek 2 (P2)	350,15	32,80	9,37 %	345,38	286,93	396,78
Proszek 3 (P3)	329,97	25,56	7,75 %	331,51	288,67	376,44

Najwyższą średnią wytrzymałość na rozciąganie zarejestrowano dla próbek napawanych z udziałem Proszku 1 - $\bar{x}$ = 354,20 MPa. Wynik dla Proszku 2 jest jedynie o ok. 1,1% niższy ($\bar{x}$ = 350,15 MPa), co świadczy o porównywalnej charakterystyce wytrzymałościowej obu tych proszków. Proszek 3 wykazuje wyraźnie niższą średnią wytrzymałość - $\bar{x}$ = 329,97 MPa, co odpowiada spadkowi o ok. 6,8% względem Proszku 1. Niższy poziom wytrzymałości spoiny Proszku 3 znajduje uzasadnienie w jego składzie chemicznym, omówionym w rozdziale czwartym: Proszek 3 charakteryzuje się najniższą wśród badanych proszków zawartością niklu (4,46%) oraz pośrednią zawartością chromu (0,47%), a dodatkowo zawiera domieszkę miedzi, mogącą sprzyjać tworzeniu się lokalnych faz międzymetalicznych w obszarach segregacji.

Warto jednocześnie zauważyć, że Proszek 3 charakteryzuje się najniższym współczynnikiem zmienności (v = 7,75 %), co świadczy o większej powtarzalności wyników. Próbki napawane Proszkiem 1 wykazują v = 10,17 %, a Proszkiem 2 - v = 9,37 %. Wskazuje to, że Proszek 3, mimo niższego średniego poziomu wytrzymałości, daje jednocześnie bardziej stabilne warunki pracy połączenia w poszczególnych próbach - co może mieć istotne znaczenie praktyczne w sytuacjach, w których powtarzalność jakości naprawy jest ważniejsza niż jej maksymalny poziom.

5.5. Wpływ temperatury podgrzania wstępnego

Drugim niezależnym czynnikiem badanym w eksperymencie była temperatura podgrzania wstępnego podłoża, regulowana w trzech zakresach: 200, 300 oraz 400 °C. Temperatura ta wpływa zarówno na warunki krzepnięcia jeziorka spawalniczego, jak i na intensywność procesów dyfuzyjnych zachodzących w strefie wpływu ciepła. W tabeli 5.4 zaprezentowano statystyki R_m w grupach temperaturowych, niezależnie od typu proszku.

Tabela 5.4. Statystyki opisowe R_m [MPa] według temperatury podgrzania

Temperatura	n	x̄	s	v	Mediana	min	max
200 °C	19	348,64	32,19	9,23 %	346,12	286,93	417,80
300 °C	17	356,68	29,48	8,26 %	356,54	309,81	409,04
400 °C	17	334,17	36,74	10,99 %	339,54	268,46	391,37

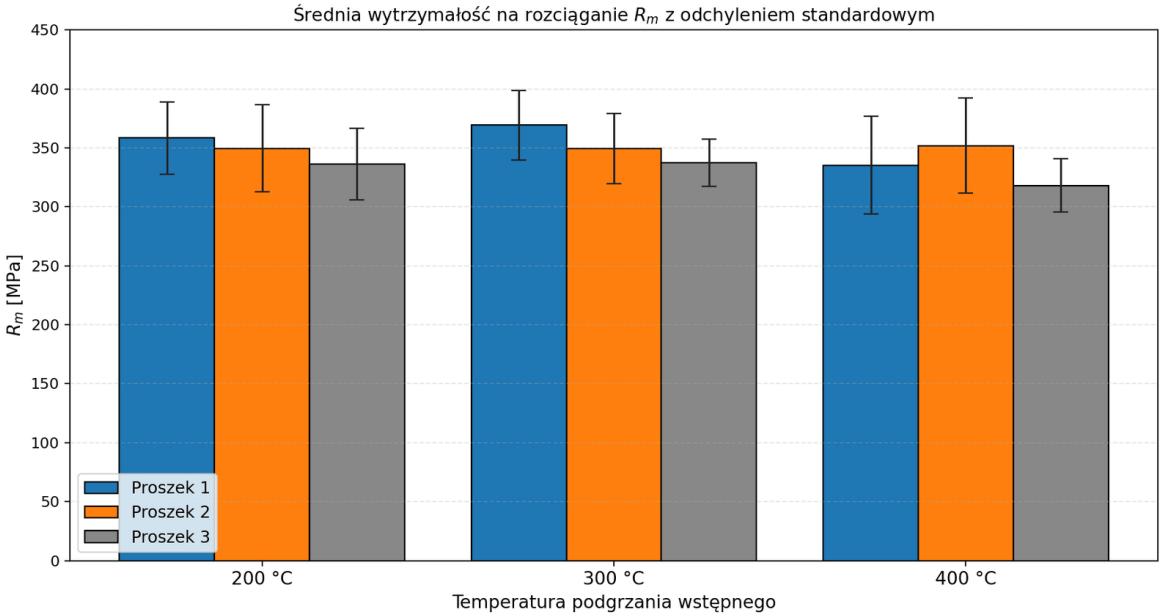
Dane zawarte w tabeli 5.4 ujawniają niemonotoniczny charakter zależności R_m od temperatury podgrzania. Najwyższą średnią (356,68 MPa) zarejestrowano dla wariantu 300 °C, zaś najniższą (334,17 MPa) - dla 400 °C. Wartość pośrednia dla 200 °C wynosi 348,64 MPa. Tendencja ta jest zgodna z teorią procesów cieplnych zachodzących w warstwie napawanej: zbyt niska temperatura podgrzania prowadzi do gwałtownych szoków cieplnych i powstawania mikropęknięć, podczas gdy zbyt wysoka - sprzyja rozrostowi ziarna w strefie wpływu ciepła i spadkowi wytrzymałości. Optimum w okolicach 300 °C odpowiada kompromisowi pomiędzy szybkością chłodzenia a poziomem naprężeń własnych w spoinie.

5.6. Wpływ interakcji rodzaju proszku i temperatury podgrzania

Pełen obraz właściwości wytrzymałościowych ujawnia się dopiero w analizie dwuczynnikowej, w której uwzględnia się równocześnie rodzaj proszku i temperaturę podgrzania. W tabeli 5.5 zestawiono średnie wartości R_m wraz z odchyleniami standardowymi i licznościami w każdej z dziewięciu kombinacji czynników, natomiast rysunek 5.3 stanowi graficzną prezentację tej zależności.

Tabela 5.5. Średnia R_m [MPa] dla wszystkich kombinacji proszek × temperatura

Proszek	T	n	x̄ R_m	s	SE = s/√n	v
P1	200 °C	7	358,45	30,59	11,56	8,53 %
P1	300 °C	8	369,33	29,39	10,39	7,96 %
P1	400 °C	8	335,35	41,55	14,69	12,39 %
P2	200 °C	6	349,66	37,06	15,13	10,60 %
P2	300 °C	6	349,44	29,53	12,06	8,45 %
P2	400 °C	4	351,94	40,38	20,19	11,47 %
P3	200 °C	6	336,18	30,19	12,32	8,98 %
P3	300 °C	3	337,40	19,83	11,45	5,88 %
P3	400 °C	5	318,05	22,60	10,11	7,11 %



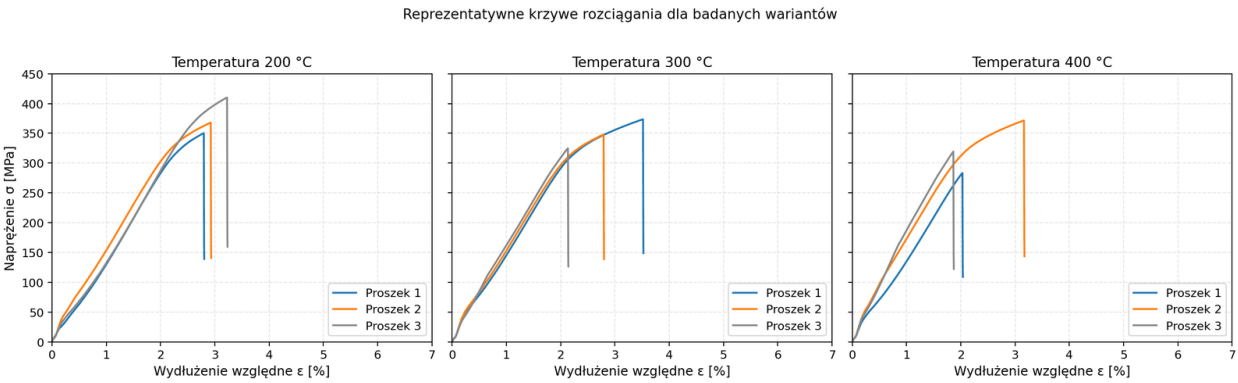
Rys. 5.3. Średnia wytrzymałość R_m w grupach proszek × temperatura, słupki błędu odpowiadają odchyleniu standardowemu

Interakcja czynników widoczna na rysunku 5.3 świadczy o tym, że odpowiedź mechaniczna materiału na zmianę temperatury nie jest jednakowa dla wszystkich proszków. Proszek 1 wykazuje wyraźnie maksimum w temperaturze 300 °C (369,33 MPa) i istotny spadek przy 400 °C (335,35 MPa). Proszek 2 zachowuje się odmiennie - jego wartości średnie pozostają praktycznie niezmienne w całym zakresie temperatur (349,44-351,94 MPa), co świadczy o znacznie mniejszej wrażliwości tego proszku na warunki podgrzania wstępnego. Proszek 3 zachowuje natomiast tendencję monotonicznie malejącą - od 336,18 MPa przy 200 °C do 318,05 MPa przy 400 °C, co potwierdza wcześniej sformułowaną tezę o kumulatywnym wpływie niejednorodności mikrostruktury i wysokiej temperatury na obniżenie wytrzymałości.

Spostrzeżenia te mają istotne znaczenie praktyczne. Wskazują one, że w przypadku stosowania samego Proszku 1 należy precyzyjnie kontrolować temperaturę podgrzania, aby utrzymać ją w okolicach optimum 300 °C. Proszek 2 dopuszcza większą tolerancję parametrów technologicznych. Proszek 3 wymaga zaś najniższej spośród badanych temperatur podgrzania, aby zachować akceptowalny poziom R_m.

5.7. Reprezentatywne krzywe rozciągania

Kompletny obraz zachowania się materiału pod obciążeniem zapewniają krzywe rozciągania, czyli zależności naprężenia σ od wydłużenia względnego ε rejestrowane w sposób ciągły w trakcie próby. Dla każdego z dziewięciu wariantów (proszek × temperatura) wybrano krzywą reprezentatywną - odpowiadającą próbie o wartości F_{max} zbliżonej do mediany w grupie. Krzywe te przedstawiono na rysunku 5.4.



Rys. 5.4. Reprezentatywne krzywe rozciągania σ-ε dla badanych wariantów (mediany grup)

Analiza krzywych z rysunku 5.4 pozwala sformułować szereg spostrzeżeń jakościowych. Po pierwsze, wszystkie krzywe wykazują wyraźny zakres odkształceń sprężystych zakończony stosunkowo gwałtownym przejściem w obszar plastyczny, co jest charakterystyczne dla materiałów uzyskanych w wyniku nakładania warstw spoinowych. Po drugie, długość strefy plastycznej (a zatem zdolność próbki do plastycznego umacniania) różni się między wariantami: największe wartości wydłużenia odpowiadającego sile maksymalnej obserwuje się dla Proszku 1 w temperaturze 300 °C, najmniejsze - dla Proszku 3 we wszystkich temperaturach. Po trzecie, dla wszystkich wariantów następuje nagły spadek naprężenia po osiągnięciu F_{max}, wskazujący na kruche zerwanie z minimalną fazą lokalnego przewężenia, co jest typowe dla połączeń napawanych zawierających strefę o podwyższonej twardości i zredukowanej plastyczności.

5.8. Pogłębiona analiza statystyczna

W celu kompleksowej oceny zmienności wyników wykonano dla każdej z dziewięciu grup eksperymentalnych pełen zestaw statystyk opisowych obejmujący miary tendencji centralnej, miary rozproszenia i miary kształtu rozkładu. Dane te zaczerpnięto z arkusza zbiorczego badań i przedstawiono w skróconej formie w tabeli 5.6.

Tabela 5.6. Rozszerzone statystyki opisowe R_m [MPa] dla wybranych grup

Grupa	n	x̄	s	SE	min	max	Kurtoza	Skośność
P1, 200 °C	7	358,45	30,59	11,56	326,24	417,80	2,07	1,30
P1, 300 °C	8	369,33	29,39	10,39	309,81	409,04	2,10	-1,08
P1, 400 °C	8	335,35	41,55	14,69	268,46	391,37	-0,67	-0,28
P2, 200 °C	6	349,66	37,06	15,13	286,93	390,61	0,76	-0,95
P2, 300 °C	6	349,44	29,53	12,06	313,13	396,78	0,25	0,64
P2, 400 °C	4	351,94	40,38	20,19	300,20	385,30	-1,82	-0,75

P3, 200 °C	6	336,18	30,19	12,32	288,67	376,44	0,49	-0,35
P3, 300 °C	3	337,40	19,83	11,45	319,20	358,50	-	-0,63
P3, 400 °C	5	318,05	22,60	10,11	298,43	343,34	-3,27	0,58

Wartości skośności sk wahają się w zakresie od -1,08 do +1,30, co wskazuje na umiarkowanie symetryczne rozkłady wyników w obrębie większości grup. Dodatnie wartości skośności w grupach P1, 200 °C oraz P2, 300 °C sugerują występowanie pojedynczych próbek o wytrzymałości znacząco przekraczającej średnią - co odpowiada lokalnym, korzystnym warunkom mikrostrukturalnym próbki. Wartości kurtozy są zróżnicowane: wartości ujemne (np. -0,67 dla P1, 400 °C) odpowiadają rozkładowi spłaszczonemu, natomiast skrajna wartość +2,10 dla grupy P1, 300 °C wskazuje na rozkład wysmukły z tendencją do koncentracji wartości wokół średniej. Najniższy współczynnik zmienności v zarejestrowano dla grupy P3, 400 °C (v = 7.11%), co przy jednoczesnej najniższej średniej wartości R_m daje rozkład najbardziej skoncentrowany wokół wartości „typowo niskich".

Na podstawie powyższych wyników można zaproponować ostrożne wnioskowanie dotyczące porównań międzygrupowych. Różnica średnich pomiędzy grupą P1, 300 °C (369,33 MPa) a P3, 400 °C (318,05 MPa) wynosi 51,28 MPa i znacząco przekracza wspólny błąd standardowy. Przy braku formalnego testu można jednak zauważyć, że ten sam typ porównania pomiędzy P1, 300 °C i P1, 400 °C - różniący się wyłącznie temperaturą - wynosi 33,98 MPa, co również przekracza zsumowane błędy standardowe i pozwala uznać efekt temperatury za istotny praktycznie. Z kolei różnica pomiędzy P1, 300 °C a P2, 300 °C wynosi 19,89 MPa i również przewyższa łączną niepewność, sugerując zauważalny wpływ rodzaju proszku na uzyskany poziom wytrzymałości.

5.8.1. Przedziały ufności średnich grupowych

Dla pełniejszej charakterystyki niepewności pomiarowej obliczono 95-procentowe przedziały ufności średnich grupowych. Przy małych licznościach prób (n < 30) zastosowano rozkład t-Studenta, korzystając z zależności: $\bar{x} \pm t_{0,025}(n-1) \cdot s/\sqrt{n}$. Wartości krytyczne t odczytano dla każdej grupy odpowiednio do liczby stopni swobody. Przedziały ufności przedstawione w tabeli 5.7 obrazują niepewność oszacowania średnich w grupach o zróżnicowanej liczności i stanowią pomoc w ostrożnej interpretacji zaobserwowanych różnic.

Tabela 5.7. 95-procentowe przedziały ufności średnich R_m [MPa]

Proszek	T	n	$\bar{x}$	SE	$t_{0,025}$	Margines	Przedział 95% CI
P1	200 °C	7	358,45	11,56	2,447	28,29	[330,15; 386,74]
P1	300 °C	8	369,33	10,39	2,365	24,57	[344,75; 393,90]

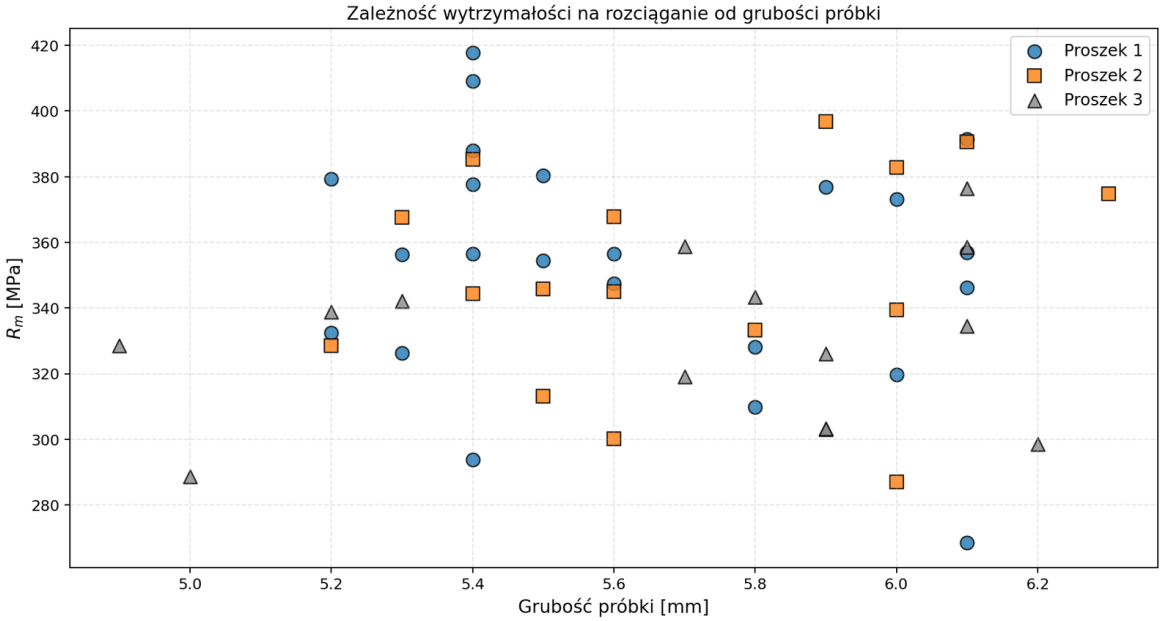
P1	400 °C	8	335,35	14,69	2,365	34,74	[300,61; 370,09]
P2	200 °C	6	349,66	15,13	2,571	38,89	[310,77; 388,55]
P2	300 °C	6	349,44	12,06	2,571	30,99	[318,45; 380,43]
P2	400 °C	4	351,94	20,19	3,182	64,26	[287,69; 416,20]
P3	200 °C	6	336,18	12,32	2,571	31,68	[304,50; 367,85]
P3	300 °C	3	337,40	11,45	4,303	49,26	[288,15; 386,66]
P3	400 °C	5	318,05	10,11	2,776	28,06	[289,99; 346,12]

Wartości przedstawione w tabeli 5.7 wskazują, że szerokość 95-procentowych przedziałów ufności waha się od ok. 30 MPa (dla najliczniejszych grup P1, 300 °C oraz P1, 400 °C) do ponad 100 MPa (dla grup o n = 3, gdzie wartość krytyczna t-Studenta jest istotnie podwyższona). Tak duże różnice szerokości przedziałów ufności bezpośrednio przekładają się na rzetelność wnioskowania porównawczego: wnioski wyciągane z grup o większej liczności są obarczone niepewnością mniejszą niż wnioski wynikające z grup mało licznych. Z tego powodu dla celów projektowych zaleca się stosowanie wartości pochodzących z grup o $n \geq 6$, traktując pozostałe wyniki jako materiał orientacyjny, wymagający potwierdzenia w toku dalszych badań.

Porównanie przedziałów ufności wskazuje na wyraźne różnice między niektórymi badanymi konfiguracjami, w szczególności między wariantami P1 przy 300 i 400 °C oraz między P1 przy 300 °C i P3 przy 400 °C. Jednocześnie przedziały dla wariantów Proszku 2 w znacznym stopniu się pokrywają. Obserwacje te są spójne z analizą średnich grupowych, lecz ze względu na niewielkie liczności oraz brak formalnego testu porównań międzygrupowych nie stanowią samodzielnej podstawy do stwierdzenia statystycznej istotności efektów. Mogą natomiast posłużyć do sformułowania ostrożnych zaleceń technologicznych.

5.9. Wpływ grubości próbki na wynik R_m

Choć w nominalnej geometrii próbki zarówno grubość, jak i szerokość powinny być wartościami stałymi, w rzeczywistości grubość próbek w analizowanym zestawie zmieniała się w zakresie 4,9-6,3 mm. Zróżnicowanie to wynika z naturalnego rozrzutu związanego z procesem wycinania próbek z napawanych płyt. Aby ocenić, czy obserwowany rozrzut grubości może w istotny sposób tłumaczyć rozrzut R_m, wykonano analizę korelacyjną przedstawioną na rysunku 5.5.



Rys. 5.5. Zależność wytrzymałości R_m od grubości próbki, z rozróżnieniem na rodzaj proszku

Współczynnik korelacji liniowej Pearsona pomiędzy grubością g a wytrzymałością R_m wynosi r = -0,020, co wskazuje na słabą i statystycznie nieistotną zależność liniową pomiędzy obiema zmiennymi. Wynik ten potwierdza, że obserwowany rozrzut wytrzymałości nie wynika z różnic geometrycznych próbek, lecz z czynników mikrostrukturalnych - rodzaju proszku, temperatury podgrzania i strefy pobrania próbki. Tym samym przyjęta procedura normalizacji wyników poprzez dzielenie F_{max} przez S_o jest poprawna i prowadzi do wyników niewrażliwych na rozrzut wymiarów próbek.

5.10. Synteza wyników i wnioski

Przeprowadzone badania eksperymentalne pozwoliły na sformułowanie następujących wniosków szczegółowych:

- Średnia wytrzymałość na rozciąganie dla całej populacji 53 próbek wyniosła 346,57 ± 33,56 MPa, a wartości skrajne mieściły się w przedziale 268,46-417,80 MPa.
- Rodzaj zastosowanego proszku napawalniczego ma istotny wpływ na poziom wytrzymałości na rozciąganie. Najwyższe wartości średnie uzyskano dla próbek wykonanych z Proszku 1 (354,20 MPa), najniższe - dla Proszku 3 (329,97 MPa).
- Temperatura podgrzania wstępnego oddziałuje na R_m w sposób niemonotoniczny, z wyraźnym maksimum w okolicy 300 °C (356,68 MPa) i minimum przy 400 °C (334,17 MPa). Tendencja ta jest zgodna z teorią procesów cieplnych w napawaniu, w której zbyt niska oraz zbyt wysoka temperatura prowadzą do obniżenia jakości spoiny - choć z różnych przyczyn fizycznych.
- Optymalnymi parametrami procesu z punktu widzenia uzyskania najwyższej wytrzymałości na rozciąganie okazały się: Proszek 1 + temperatura podgrzania wstępnego 300 °C (R_m = 369,33 MPa).

- Współczynnik korelacji pomiędzy grubością próbki a R_m jest znikomy (r = -0,020), co potwierdza, że obserwowany rozrzut wyników wynika ze zjawisk mikrostrukturalnych, nie zaś z różnic geometrycznych próbek.
- Charakterystyki krzywych rozciągania potwierdzają charakter kruchy zerwania we wszystkich badanych wariantach, z minimalną fazą lokalnego przewężenia próbki. Z uwagi na ograniczoną plastyczność warstwy napawanej, wskazane jest unikanie obciążeń udarowych w eksploatacji elementów wykonanych z badanego materiału.

6. Analiza metalograficzna mikrostruktury połączeń napawanych palnikiem acetylenowo-tlenowym

6.1. Wprowadzenie i cel analizy metalograficznej

Charakterystyka wytrzymałościowa złączy napawanych palnikiem acetylenowo-tlenowym z dodaniem proszku jako materiału wypełniającego, omówiona w rozdziale piątym niniejszej pracy, dostarcza informacji o makroskopowym zachowaniu się trzech wariantów połączeń pod obciążeniem mechanicznym. Zarejestrowane wartości wytrzymałości na rozciąganie, współczynnika zmienności wewnątrzgrupowej oraz charakterystyk krzywych σ-ε pozostają jednak interpretowalne w sposób pełny dopiero wówczas, gdy zostaną odniesione do bezpośrednio obserwowalnej mikrostruktury materiału w poszczególnych strefach złącza. To bowiem mikrostruktura - rozumiana jako układ faz, rozmiar i orientacja ziaren, stan granic ziaren oraz obecność niejednorodności strukturalnych - stanowi nośnik właściwości mechanicznych, a obserwacja jej zmienności w przekroju złącza pozwala na zidentyfikowanie fizycznych przyczyn zaobserwowanego zróżnicowania właściwości wytrzymałościowych.

Z tego względu, w ramach planu badań, którego pierwsze etapy obejmowały badania wstępne porównujące naprawę metodą TIG z napawaniem palnikowym z udziałem pojedynczego proszku (rozdział 3) oraz analizę chemiczną trzech dostępnych proszków napawalniczych, przeprowadzono systematyczną analizę metalograficzną zgładów wykonanych z próbek pobranych z połączeń napawanych każdym z trzech głównych proszków stanowiących przedmiot głównego programu badań. Zastosowana technologia napawania należy do rodziny procesów spawania gazowego z proszkowym materiałem dodatkowym, w których proszek napawalniczy wprowadzany jest do strefy oddziaływania płomienia acetylenowo-tlenowego, gdzie ulega stopnieniu i osadzeniu na uprzednio podgrzanej powierzchni podłoża. Tego rodzaju proces charakteryzuje się znacznie niższą gęstością mocy w porównaniu do procesów laserowych - szybkość chłodzenia po przejściu palnika mieści się w zakresie kilkudziesięciu kelwinów na sekundę, a strefa oddziaływania termicznego jest istotnie szersza niż w technikach o wysokiej koncentracji energii. Tym samym mikrostruktura uzyskanych połączeń kształtowana jest w warunkach umiarkowanego, lecz nadal istotnego gradientu termicznego,

sprzyjającego pewnej dyfuzji pierwiastków pomiędzy proszkiem a podłożem oraz zachowaniu względnie szerokich stref przejściowych pomiędzy materiałem rodzimym a spoiną.

Niniejszy rozdział poświęcony jest prezentacji i interpretacji wyników analizy mikroskopowej w odniesieniu do trzech materiałów dodatkowych: Proszku 1 (5,84% Ni, 0,17% Cr, 0,47% C - stop niklowo-żelazowy o wysokiej zawartości niklu i podwyższonej zawartości węgla), Proszku 2 (4,74% Ni, 1,39% Cr, 0,08% C - stop chromowo-niklowo-żelazowy o cechach niskowęglowej stali stopowej) oraz Proszku 3 (4,46% Ni, 0,47% Cr, 0,10% C, 0,027% Cu - stop o pozycji pośredniej z dodatkiem miedzi). Wszystkie trzy proszki należą do rodziny materiałów napawalniczych przeznaczonych do prac z materiałami żelaznymi, w szczególności z żeliwami, co odpowiada specyfice ich zastosowania w badanym procesie regeneracji elementów żeliwnych metodą napawania palnikowego.

Cele szczegółowe analizy metalograficznej obejmowały: (i) udokumentowanie wyjściowej mikrostruktury materiału rodzimego (żeliwa) w obszarze nienaruszonym oddziaływaniem ciepła w odniesieniu do każdego z trzech proszków, co umożliwia weryfikację jednorodności partii materiału podłoża wykorzystanej w trzech wariantach eksperymentu; (ii) opis i klasyfikację zmian strukturalnych zachodzących w strefie wpływu ciepła (SWC) wskutek nagrzewania do temperatur podsolidusowych w trakcie procesu napawania, oddzielnie dla każdego z proszków; (iii) charakterystykę linii wtopienia (LW) - krytycznej granicy międzyfazowej pomiędzy materiałem rodzimym a warstwą napawaną - wraz z oceną jakości metalurgicznej połączenia w każdym z trzech wariantów; (iv) szczegółowy opis morfologii warstwy napawanej (spoiny dla Proszku 1, spoiny dla Proszków 2 i 3), w tym charakteru krystalizacji, rozkładu faz oraz ewentualnych nieciągłości; (v) sformułowanie wniosków porównawczych łączących obserwowane różnice mikrostrukturalne pomiędzy trzema proszkami z różnicami w ich składzie chemicznym (rozdział 4) oraz właściwościach mechanicznych (rozdział 5).

Należy podkreślić, że trzy proszki - Proszek 1, Proszek 2 oraz Proszek 3 - stanowią głównych przedstawicieli rozszerzonego programu eksperymentalnego, włączonych do badań po pierwotnym porównaniu napawania palnikowego z naprawą metodą TIG na materiale rodzimym żeliwnym. Tym samym niniejsza analiza metalograficzna obejmuje trzy równorzędne warianty materiału dodatkowego, traktowane bez uprzywilejowania któregokolwiek z nich, w celu rzetelnego porównania ich charakterystyk strukturalnych.

W obrębie każdej z wyróżnionych stref, dla każdego z proszków, przeanalizowano kilka pól obserwacji pobranych z różnych miejsc tej samej strefy, co umożliwia ocenę zarówno typowego obrazu mikrostrukturalnego, jak i lokalnych odchyleń od tego obrazu, mogących mieć znaczenie z punktu widzenia powtarzalności procesu i jednorodności złącza. Tak ukształtowana baza obserwacji obejmuje łącznie sto trzydzieści osiem pól obserwacyjnych, co stanowi reprezentatywny zestaw informacji o strukturze złączy uzyskanych z trzech rodzajów materiału dodatkowego.

Analiza metalograficzna ma w niniejszej pracy charakter komplementarny względem badań wytrzymałościowych - jej zadaniem nie jest samodzielne rozstrzyganie o przydatności technologicznej rozwiązania, lecz dostarczenie interpretacyjnej podstawy mikrostrukturalnej dla zarejestrowanych właściwości mechanicznych. Tym samym wnioski przedstawione w punkcie końcowym rozdziału mają charakter łączący: korelują obserwacje strukturalne z wynikami eksperymentu mechanicznego oraz z wcześniejszą analizą chemiczną proszków, tworząc spójny obraz każdego z trzech wariantów rozwiązania.

6.2. Metodyka badań metalograficznych

6.2.1. Charakterystyka procesu napawania palnikowego z proszkowym materiałem dodatkowym

Napawanie palnikiem acetylenowo-tlenowym z proszkowym materiałem dodatkowym stanowi technologię z grupy procesów spawania gazowego, w której energia cieplna dostarczana jest do strefy obróbki w postaci płomienia powstającego ze spalania acetylenu w atmosferze tlenu. Proszek napawalniczy podawany jest do strefy bezpośredniego oddziaływania płomienia, gdzie ulega stopnieniu, po czym osadza się w postaci kropel na uprzednio nagrzanej powierzchni podłoża. W komercyjnych implementacjach tej technologii proszek dozowany jest z głowicy palnikowej w sposób ciągły lub impulsowy, co umożliwia formowanie warstwy napawanej o kontrolowanej grubości i szerokości. W porównaniu do procesów napawania o wysokiej gęstości mocy (laser, plazma) napawanie palnikowe charakteryzuje się: (i) niższą i bardziej rozproszoną gęstością energii dostarczanej do podłoża; (ii) szerszą strefą bezpośredniego oddziaływania termicznego; (iii) wolniejszą szybkością chłodzenia po przejściu palnika - typowo rzędu kilkudziesięciu kelwinów na sekundę, w odróżnieniu od kilku tysięcy kelwinów na sekundę w procesie laserowym; (iv) większą skłonnością do tworzenia stosunkowo szerokich i o łagodniejszym gradiencie stref wpływu ciepła. Tego rodzaju warunki termiczne sprzyjają: (a) bardziej kompletnym przemianom fazowym w strefie wpływu ciepła, z większym udziałem struktur pośrednich (bainit, sorbit) wobec martenzytu; (b) lepszej dyfuzji pierwiastków pomiędzy proszkiem a podłożem, prowadzącej do łagodniejszego skoku składu chemicznego w obrębie linii wtopienia; (c) grubszej skali wymiarowej dendrytów w warstwie napawanej; (d) niższemu poziomowi naprężeń resztkowych w obrębie złącza.

Z drugiej strony jednak, ze względu na obecność żeliwa jako podłoża, w trakcie nagrzewania szczytowego strefa wpływu ciepła ulega lokalnemu wzbogaceniu w węgiel pochodzący z częściowo rozpuszczonych sferoidów grafitu. Tego rodzaju lokalne wzbogacenie znacząco zwiększa hartowność osnowy i sprzyja powstawaniu struktur martenzytycznych mimo umiarkowanej szybkości chłodzenia procesu napawania palnikowego. W konsekwencji, mimo iż globalna szybkość chłodzenia jest znacznie niższa niż w procesie laserowym, w lokalnych obszarach przygrafitowych obserwuje się fragmenty

struktury o cechach martenzytycznych - obserwacja istotna dla interpretacji obrazów mikroskopowych przedstawionych w dalszej części rozdziału.

6.2.2. Pobranie próbek i przygotowanie zgładów

Zgłady metalograficzne wykonano z próbek pobranych z połączeń napawanych palnikowo z wykorzystaniem każdego z trzech proszków, zrealizowanych w warunkach procesu opisanych w rozdziale piątym. Próbki cięto prostopadle do osi ścieżki napawania, w sposób pozwalający na uwidocznienie pełnego przekroju złącza od strony materiału rodzimego, poprzez strefę wpływu ciepła i linię wtopienia, aż do warstwy napawanej. Cięcie wykonywano przy intensywnym chłodzeniu cieczą, w sposób ograniczający dodatkowe oddziaływanie cieplne na powierzchnię obserwowaną.

Po wycięciu próbek przeprowadzono ich zokludowanie w żywicy termoutwardzalnej, co umożliwiło bezpieczne i powtarzalne manipulowanie nimi w trakcie kolejnych operacji szlifowania i polerowania. Powierzchnię obserwacyjną przygotowano w sposób klasyczny - poprzez szlifowanie kolejnymi gradacjami papieru ściernego o coraz drobniejszym uziarnieniu, po którym następowało polerowanie zawiesinami diamentowymi o malejącej średnicy ziarna, aż do uzyskania powierzchni o jakości lustrzanej, wolnej od zarysowań widocznych przy powiększeniach stosowanych w obserwacjach.

Trawienie powierzchni przeprowadzono w sposób dostosowany do charakteru obserwowanego materiału. W przypadku zgładów obejmujących obszar materiału rodzimego, strefy wpływu ciepła i linii wtopienia zastosowano odczynniki konwencjonalne dla żeliw i stali węglowych, ujawniające granice ziaren oraz różnicujące fazy ferrytyczne, perlityczne i ewentualne wydzielenia węglikowe. Dobór reżimu trawienia był wyważony - celem było uzyskanie czytelnego obrazu mikrostruktury w każdej ze stref, bez nadmiernego zatrawienia jednej z nich kosztem pozostałych, co bywa wyzwaniem w przypadku zgładów obejmujących obszary o silnie zróżnicowanej zawartości pierwiastków stopowych, szczególnie w przypadku Proszku 2, o najwyższej zawartości chromu.

6.2.3. Stanowisko obserwacyjne i parametry rejestracji obrazów

Obserwacje mikroskopowe przeprowadzono z wykorzystaniem mikroskopu metalograficznego w technice świetlnej, w trybie obserwacji jasnego pola. Stanowisko wyposażone było w cyfrowy układ rejestracji obrazu, umożliwiający dokumentowanie wybranych pól obserwacyjnych w postaci zdjęć barwnych o wysokiej rozdzielczości. Wszystkie zdjęcia opatrzono podziałką metryczną wyrażoną w mikrometrach, umieszczoną w prawym dolnym rogu pola obserwacji.

Powiększenia stosowane w trakcie analizy dobierano w sposób adekwatny do charakteru obserwowanej strefy i do rozmiarów elementów mikrostrukturalnych w niej występujących. W obszarze materiału rodzimego oraz strefy wpływu ciepła, w której rozmiary ziaren oraz wydzieleń grafitu są stosunkowo duże, stosowano powiększenia, dla których pole widzenia odpowiada podziałce 500 µm. W obszarze linii wtopienia oraz w przejściach pomiędzy strefami stosowano powiększenia średnie, z

podziałką 200 µm, pozwalające na uchwycenie jednoczesnej obecności dwóch typów mikrostruktury w jednym polu widzenia. W obrębie samej warstwy napawanej oraz w obszarach o szczególnie drobnoziarnistej strukturze stosowano powiększenia wysokie, z podziałką 50 lub 100 µm, umożliwiające analizę szczegółów morfologii dendrytycznej oraz identyfikację faz na granicach ziaren.

6.2.4. Klasyfikacja stref struktury złącza

Dla zachowania jednolitości terminologicznej oraz spójności z rozdziałem piątym przyjęto klasyfikację stref struktury złącza zgodną z konwencją obowiązującą w spawalnictwie. Wyróżniono:

Materiał rodzimy (MR) - obszar żeliwa położony w wystarczającej odległości od linii wtopienia, aby w trakcie procesu napawania nie został podgrzany do temperatury powodującej istotne zmiany w jego strukturze. Mikrostruktura w tej strefie odpowiada strukturze wyjściowej żeliwa, ukształtowanej w procesie odlewania i ewentualnej obróbki cieplnej.

Strefa wpływu ciepła (SWC) - obszar żeliwa położony pomiędzy materiałem rodzimym a linią wtopienia, w którym w trakcie procesu napawania doszło do nagrzania materiału do temperatur podsolidusowych. Strefa ta - w przypadku procesu palnikowego - jest istotnie szersza niż w technikach o wysokiej gęstości mocy, a gradient temperatury szczytowej wzdłuż jej szerokości ma charakter łagodny, co skutkuje stopniowym, ciągłym przejściem mikrostruktury widocznym na zgładach.

Strefa przejściowa SWC/LW (SWCLW) - wąski obszar bezpośrednio przylegający do linii wtopienia od strony materiału rodzimego, w którym efekty termiczne strefy wpływu ciepła osiągają swoje maksymalne natężenie. Strefa ta wyodrębniono i obserwowano oddzielnie wyłącznie w przypadku zgładów Proszku 1; dla Proszków 2 i 3 została włączona do obszaru SWC, ze względu na ciągłość obrazu mikrostrukturalnego pomiędzy tymi dwiema podstrefami w obserwowanych zgładach.

Linia wtopienia (LW) - granica międzyfazowa pomiędzy materiałem rodzimym a warstwą napawaną, ukształtowana w trakcie procesu jako powierzchnia, na której materiał rodzimy uległ częściowemu przetopowi i zmieszał się z materiałem dodatkowym pochodzącym z proszku napawalniczego. Ze względu na charakter procesu palnikowego (niższa gęstość mocy w porównaniu do lasera), linia wtopienia może wykazywać większą strefę wzajemnego mieszania się obu materiałów na poziomie mikroskopowym, niż obserwuje się w technologiach o wyższej koncentracji energii.

Warstwa napawana - warstwa materiału wytworzona w trakcie procesu z proszku napawalniczego, krystalizująca po stopnieniu proszku w płomieniu i osadzeniu kropel na podłożu. W przypadku zgładów Proszku 1 obszar ten oznaczono jako spoinę, zgodnie z terminologią opisującą pojedynczą warstwę napawaną; w przypadku zgładów Proszków 2 i 3 obszar ten oznaczono jako spoinę, zgodnie z geometrią próbek, w których obszar napawany przyjmował kształt typowej spoiny. Różnica nomenklaturowa odzwierciedla różnice w geometrii pobranej próbki, nie zaś w naturze samego procesu metalurgicznego.

6.2.5. Struktura programu obserwacji

Łącznie zarejestrowano 138 zdjęć mikroskopowych zgładów z próbek napawanych trzema proszkami, rozłożonych w następujący sposób:

Proszek 1: 45 zdjęć, w tym 5 pól materiału rodzimego, 17 pól strefy wpływu ciepła, 7 pól strefy przejściowej SWC/LW, 10 pól linii wtopienia oraz 6 pól obszaru spoiny.

Proszek 2: 49 zdjęć, w tym 5 pól materiału rodzimego, 22 pola strefy wpływu ciepła (obejmujące również obszar SWC/LW), 15 pól linii wtopienia oraz 7 pól obszaru spoiny.

Proszek 3: 44 zdjęcia, w tym 5 pól materiału rodzimego, 20 pól strefy wpływu ciepła (obejmujące również obszar SWC/LW), 11 pól linii wtopienia oraz 8 pól obszaru spoiny.

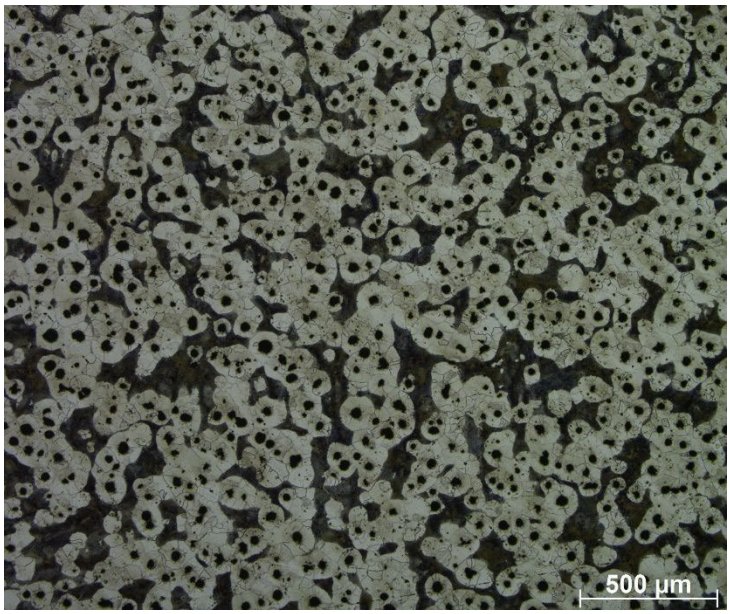
Tak przyjęty rozkład liczności zdjęć w obrębie poszczególnych stref dla każdego z proszków odzwierciedla zarówno relatywne objętości tych stref w przekroju zgładu, jak i stopień zróżnicowania morfologicznego obserwowanej w każdej z nich mikrostruktury.

6.3. Mikrostruktura złącza wykonanego z wykorzystaniem Proszku 1

Proszek 1 charakteryzuje się najwyższą wśród analizowanych proszków zawartością niklu (5,84%) oraz najwyższą zawartością węgla (0,47%), przy bardzo niskiej zawartości chromu (0,17%). Tego rodzaju skład chemiczny - typowy dla stopów niklowo-żelaznych przeznaczonych do napawania na materiały żelazne - sprzyja uzyskaniu spoiny o stosunkowo wysokiej plastyczności, lecz jednocześnie, w warunkach umiarkowanej szybkości chłodzenia charakterystycznej dla procesu palnikowego, podwyższona zawartość węgla w spoinie w połączeniu z dyfuzją węgla z żeliwa rodzimego skutkuje lokalnym wzbogaceniem osnowy strefy wpływu ciepła i powstawaniem struktur martenzytycznych. Analiza metalograficzna zgładów próbek napawanych Proszkiem 1 koncentruje się zatem zarówno na charakterystyce powstałej spoiny, jak i na ocenie głębokości i charakteru przemian fazowych w obszarze sąsiadującym z linią wtopienia.

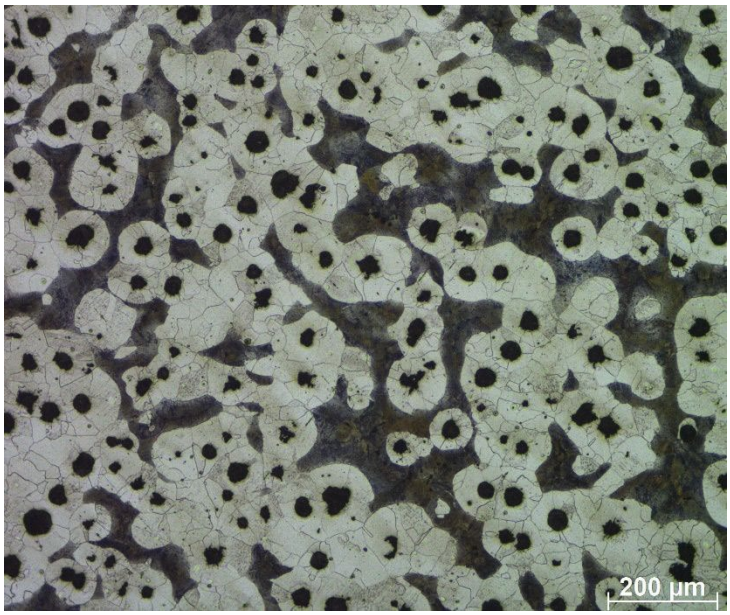
6.3.1. Materiał rodzimy (MR)

Obserwacje obszaru materiału rodzimego mają na celu udokumentowanie wyjściowej, niezakłóconej procesem napawania struktury żeliwa (rysunki 6.1-6.5) (rys. 6.1).



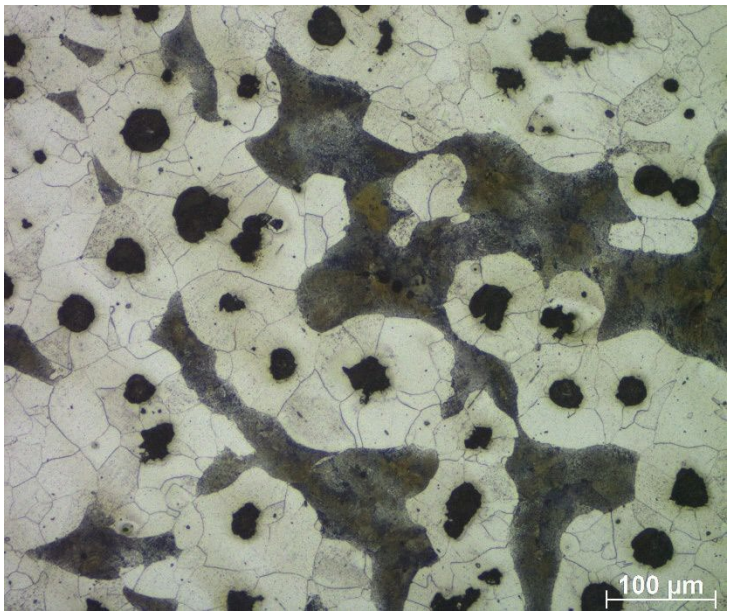
Rys. 6.1. Proszek 1 - materiał rodzimy (MR), pole 1 (mikroskopia świetlna).

Pierwsze pole obserwacji (rys. 6.2) materiału rodzimego, zarejestrowane przy powiększeniu odpowiadającym podziałce 500 µm, ukazuje typową dla żeliwa sferoidalnego strukturę osnowy z licznymi, równomiernie rozłożonymi wydzieleniami grafitu o morfologii zbliżonej do kulistej. Wydzielenia widoczne są jako ciemne wtrącenia o średnicach mieszczących się w przedziale od kilkudziesięciu do około stu pięćdziesięciu mikrometrów, otoczone jasnymi otoczkami ferrytycznymi tworzącymi charakterystyczną strukturę „byczego oka" (ang. bull's eye structure). Obszary pomiędzy ferrytycznymi otoczkami wykazują perlityczny charakter osnowy. Rozkład wydzieleń jest jednorodny, bez wyraźnej orientacji kierunkowej.



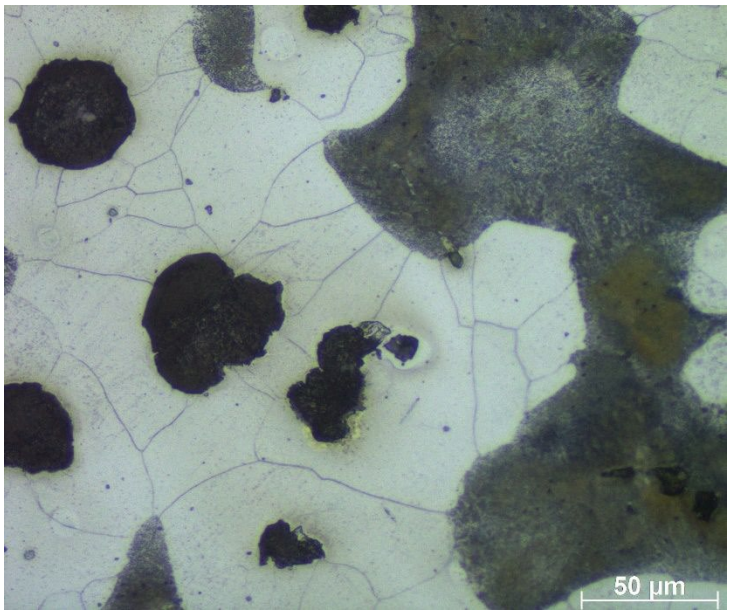
Rys. 6.2. Proszek 1 - materiał rodzimy (MR), pole 2 (mikroskopia świetlna).

Drugie pole obserwacji (rys. 6.3) potwierdza obraz strukturalny zarejestrowany na polu pierwszym. Widoczne są analogiczne wydzielenia grafitu sferoidalnego w osnowie o charakterze mieszanym ferrytyczno-perlitycznym. Daje się zaobserwować nieznaczne lokalne zagęszczenie wydzieleń w wybranych obszarach pola, odpowiadające typowemu dla żeliw rozkładowi grafitu zależnemu od lokalnych warunków krzepnięcia podczas odlewania. Średnice wydzieleń mieszczą się w tym samym przedziale co dla pola pierwszego, a kształty są zaokrąglone. Brak jest mikropęknięć, porów ani wtrąceń o charakterze obcym.



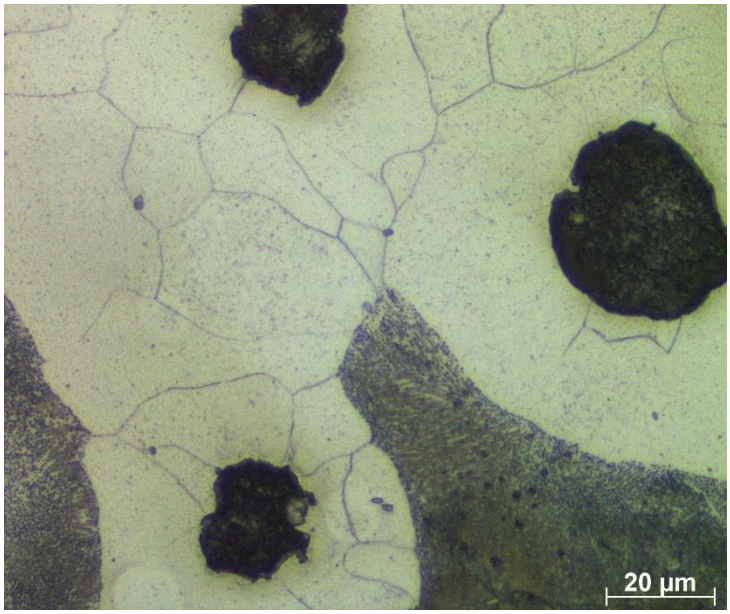
Rys. 6.3. Proszek 1 - materiał rodzimy (MR), pole 3 (mikroskopia świetlna).

Trzecie pole obserwacji (rys. 6.4) przedstawia obszar materiału rodzimego nieco bliższy strefy wpływu ciepła, jednakże nadal pozostający w granicach nienaruszonego materiału wyjściowego. Mikrostruktura zachowuje cechy zarejestrowane na polach pierwszym i drugim. Obraz tego pola pozwala na ocenę powtarzalności struktury żeliwa w skali całego przekroju zgładu - różnice w zagęszczeniu i wielkości wydzieleń pomiędzy poszczególnymi polami są niewielkie i nie świadczą o gradiencie strukturalnym w obszarze materiału rodzimego.



Rys. 6.4. Proszek 1 - materiał rodzimy (MR), pole 4 (mikroskopia świetlna).

Czwarte pole obserwacji (rys. 6.5) potwierdza dotychczasowe wnioski dotyczące jednorodności struktury wyjściowej żeliwa. Charakter wydzieleń grafitu, ich rozkład oraz cechy osnowy są zgodne z opisem trzech wcześniejszych pól. Tego rodzaju powtarzalność obserwacji wewnątrz strefy materiału rodzimego stanowi potwierdzenie zasadności traktowania zarejestrowanej w eksperymencie mechanicznym (rozdział 5) niskiej wartości odchylenia standardowego wytrzymałości na rozciąganie próbek materiału rodzimego jako wynikającej z rzeczywistej jednorodności strukturalnej.



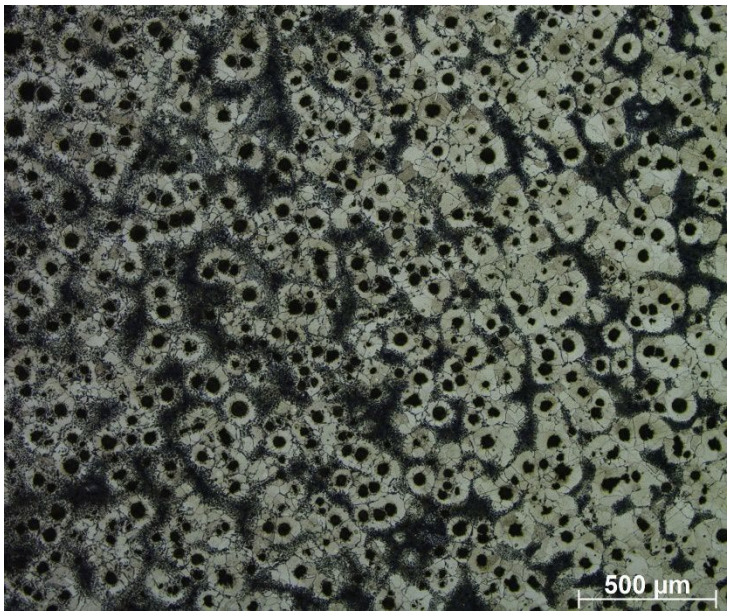
Rys. 6.5. Proszek 1 - materiał rodzimy (MR), pole 5 (mikroskopia świetlna).

Piąte pole obserwacji materiału rodzimego stanowi reprezentatywne podsumowanie obrazu strukturalnego strefy MR dla próbek Proszku 1. Mikrostruktura nadal odpowiada żeliwu sferoidalnemu

w osnowie ferrytyczno-perlitycznej. Na tym polu, podobnie jak na poprzednich, nie zaobserwowano oznak oddziaływania termicznego - granice ziaren są czyste, brak jest charakterystycznych dla strefy wpływu ciepła ciemnych obszarów martenzytycznych, a sferoidy grafitu zachowują pełną otoczkę ferrytyczną.

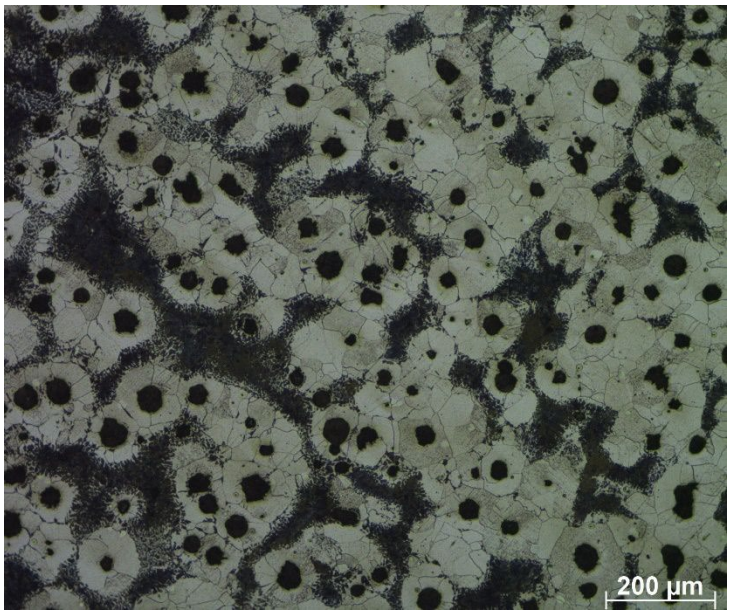
6.3.2. Strefa wpływu ciepła (SWC)

Strefa wpływu ciepła w próbkach Proszku 1 została udokumentowana na siedemnastu polach obserwacji (rysunki 6.6-6.22), rozmieszczonych w sposób systematyczny wzdłuż gradientu odległości od linii wtopienia. Pozwala to na uchwycenie ciągłego - i w przypadku procesu palnikowego o łagodniejszym charakterze niż w procesach laserowych - przejścia mikrostruktury od stanu wyjściowego do stanu silnie zmodyfikowanego (rys. 6.6).



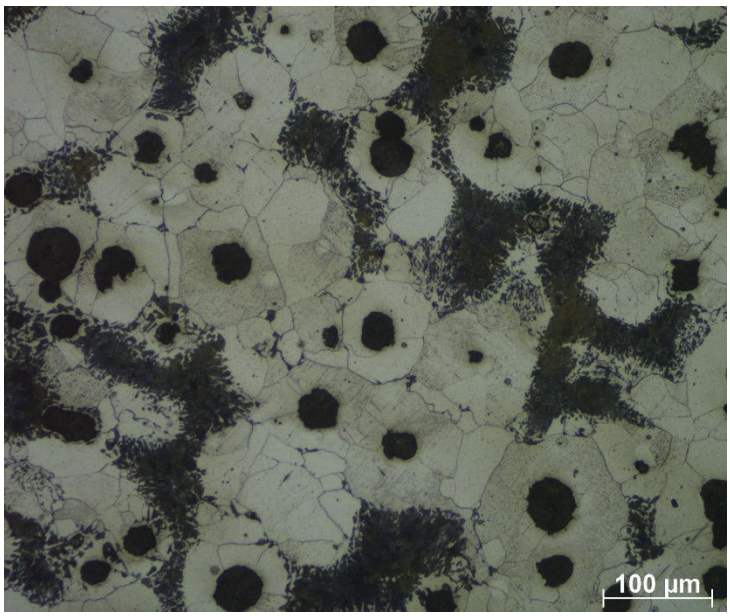
Rys. 6.6. Proszek 1 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 1 (mikroskopia świetlna).

Pierwsze pole obserwacji (rys. 6.7) w obrębie strefy wpływu ciepła, zarejestrowane w obszarze przylegającym do materiału rodzimego, ukazuje stosunkowo łagodne odmiany od obrazu strukturalnego strefy MR. Wydzielenia grafitu sferoidalnego pozostają wyraźnie widoczne, w niezmienionej liczbie i rozkładzie, lecz otoczki ferrytyczne wokół nich uległy częściowemu zaciemnieniu, co wskazuje na rozpoczęcie procesu rozkładu ferrytu i częściowej rekrystalizacji osnowy. W obszarach międzykrystalicznych widoczne są ciemniejsze obszary o charakterze rozmytym, świadczące o lokalnym wystąpieniu mikrostruktur o cechach bainityczno-sorbitycznych. Tego rodzaju zmiany odpowiadają temperaturze szczytowej w przedziale ok. 700-800 °C - wystarczającej dla zainicjowania częściowych przemian fazowych, lecz nie do pełnej austenityzacji osnowy.



Rys. 6.7. Proszek 1 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 2 (mikroskopia świetlna).

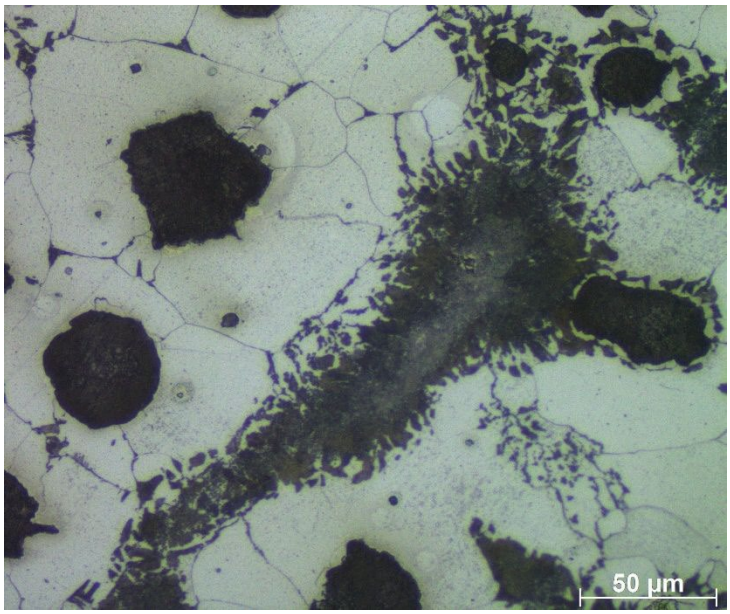
Kolejne pole obserwacji (rys. 6.8) ukazuje obszar nieco bliższy linii wtopienia, w którym efekty oddziaływania termicznego są wyraźniejsze. Otoczki ferrytyczne wokół sferoidów grafitu wykazują znaczne zacienienie, a obszary perlityczne osnowy uległy częściowemu zlaniu się w struktury o charakterze ciemnoszarym - odpowiadającym bainitowi i sorbitowi powstałym z austenitu w warunkach umiarkowanej szybkości chłodzenia. Wydzielenia grafitu pozostają wyraźnie widoczne, lecz wokół niektórych z nich można zaobserwować subtelne pęknięcia - pierwsze oznaki dekohezji na granicy grafit-osnowa.



Rys. 6.8. Proszek 1 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 3 (mikroskopia świetlna).

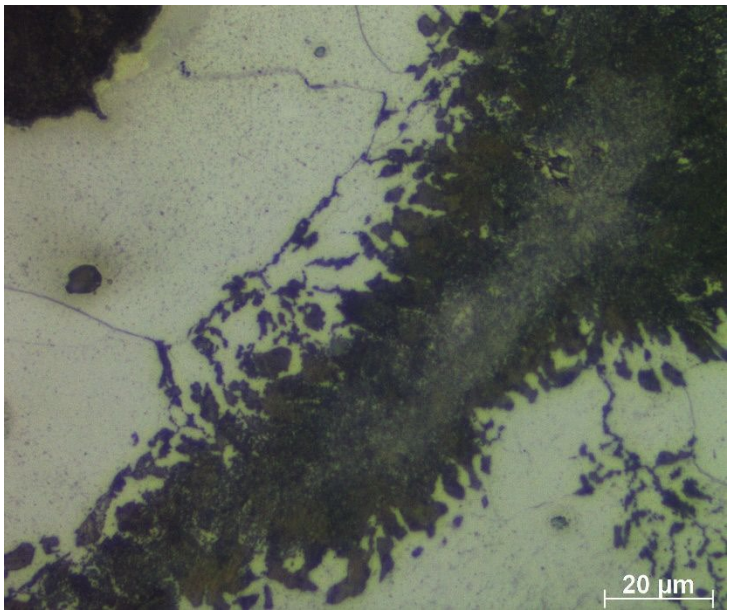
Pole obserwacji (rys. 6.9) wykazuje dalsze postępowanie zmian strukturalnych w kierunku linii wtopienia. Osnowa metaliczna przyjmuje zdecydowanie ciemniejsze zabarwienie, świadczące o

przeważającym udziale faz mieszanych - bainitu dolnego z lokalnymi wystąpieniami martenzytu w obszarach lokalnie wzbogaconych w węgiel. Tego rodzaju lokalna martenzytyzacja, mimo umiarkowanej globalnej szybkości chłodzenia procesu palnikowego, wynika z silnego lokalnego wzbogacenia osnowy w węgiel pochodzący z częściowo rozpuszczonych sferoidów grafitu. Otoczki ferrytyczne wokół sferoidów grafitu są wąskie, niekompletne, miejscami całkowicie zanikłe.



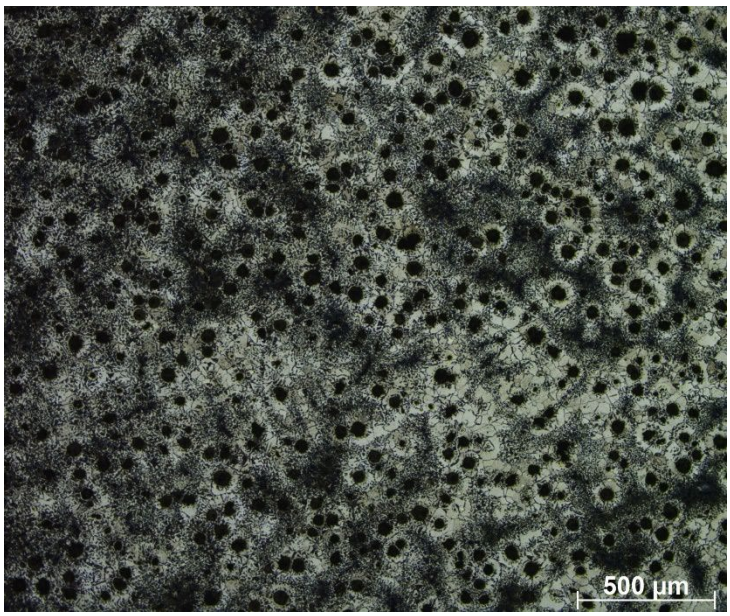
Rys. 6.9. Proszek 1 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 4 (mikroskopia świetlna).

Na polu obserwacji widoczne są obszary o zróżnicowanym stopniu zaawansowania przemian strukturalnych. W obrębie pojedynczego pola (rys. 6.10) widzenia obecne są zarówno obszary o stosunkowo zachowanej strukturze ferrytyczno-perlitycznej, jak i obszary o cechach mieszanych z udziałem martenzytu i bainitu. Tak silne zróżnicowanie w obrębie pojedynczego pola wskazuje na obecność lokalnych gradientów temperatury szczytowej oraz lokalnych różnic w zawartości węgla, wynikających z heterogenicznej dyfuzji węgla z sferoidów grafitu w trakcie nagrzewania.



Rys. 6.10. Proszek 1 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 5 (mikroskopia świetlna).

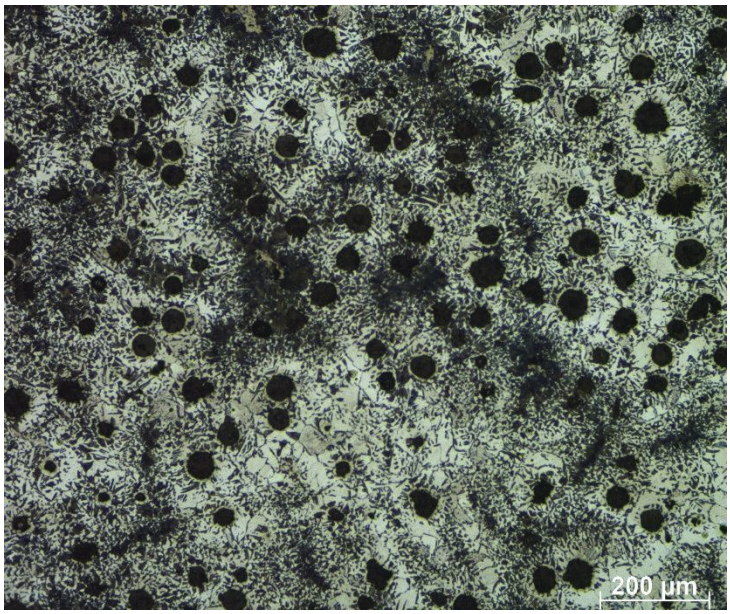
Pole obserwacji (rys. 6.11) dokumentuje strefę średniego oddziaływania termicznego, w której obraz strukturalny jest stosunkowo jednorodny, z dominującym udziałem ciemnej osnowy mieszanej bainityczno-martenzytycznej. Wokół niektórych wydzieleń grafitu widoczne są obszary o lokalnym wzbogaceniu w węgiel - wynikłe z częściowej dyfuzji węgla z wydzielenia do otaczającej osnowy w trakcie nagrzewania. W odróżnieniu od analogicznych obszarów obserwowanych w procesach o wyższej gęstości mocy, strefy wzbogacone w węgiel mają tu szerszy zasięg promieniowy wokół sferoidów grafitu, co jest skutkiem dłuższego czasu trwania nagrzewania.



Rys. 6.11. Proszek 1 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 6 (mikroskopia świetlna).

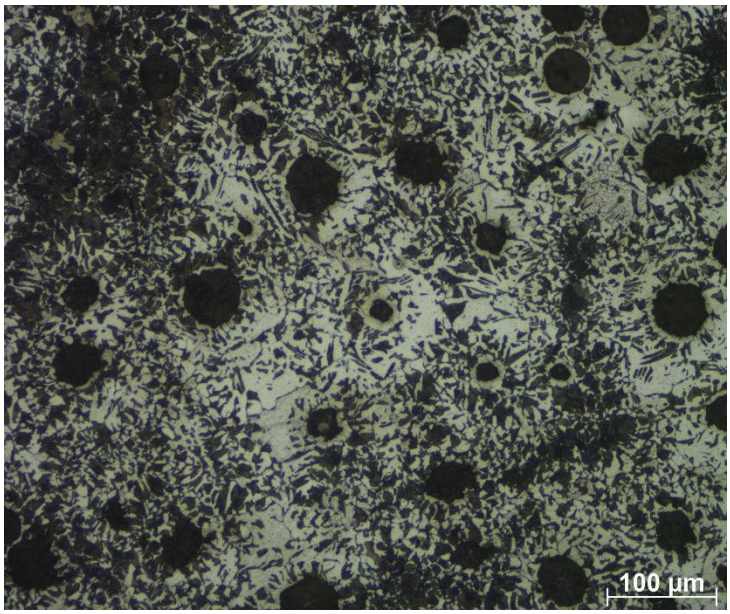
Pole (rys. 6.12) potwierdza i rozszerza obraz z pola poprzedniego. Osnowa pozostaje w stanie silnie zaciemnionym, sferoidy grafitu są wyraźnie widoczne, a w obrębie międzykrystalicznych obszarów

osnowy widoczne są drobne, ciemne wydzielenia o charakterze węglikowym. Pojawiają się również obszary o zwiększonym zagęszczeniu pęknięć międzykrystalicznych w bezpośrednim otoczeniu wydzieleń grafitu - efekt świadczący o znaczącym poziomie naprężeń resztkowych po cyklu cieplnym procesu napawania palnikowego, mimo że poziom tych naprężeń jest niższy niż w technologiach laserowych.



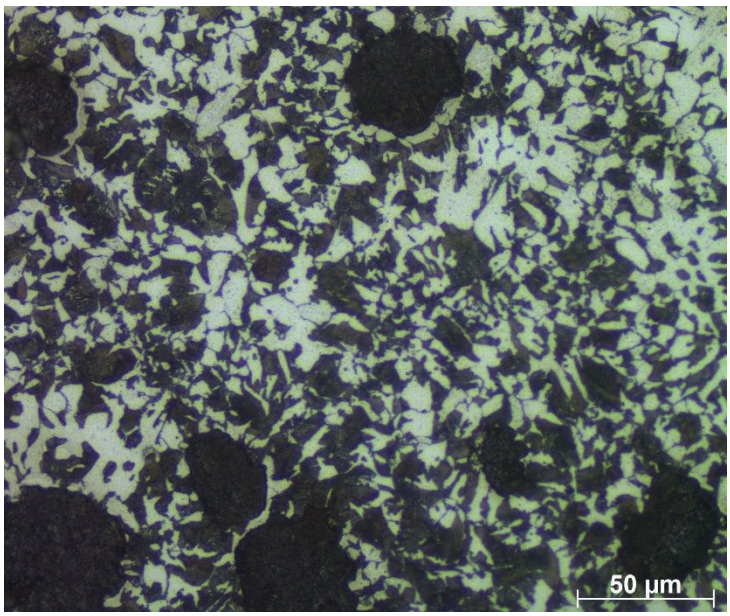
Rys. 6.12. Proszek 1 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 7 (mikroskopia świetlna).

Pole obserwacji (rys. 6.13) ukazuje obraz strefy o znacznym i stosunkowo jednorodnym stopniu zaawansowania przemian. Praktycznie cała osnowa międzysferoidalna jest jednorodnie ciemna, co świadczy o znacznym udziale faz mieszanych martenzytyczno-bainitycznych. Otoczki ferrytyczne wokół sferoidów grafitu zostały zredukowane do wąskich pierścieni. W obrębie tych otoczek widoczne są jasne, drobne wydzielenia, mogące odpowiadać austenitowi szczątkowemu zachowanemu po częściowych przemianach martenzytycznych w obszarach lokalnie wzbogaconych w węgiel.



Rys. 6.13. Proszek 1 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 8 (mikroskopia świetlna).

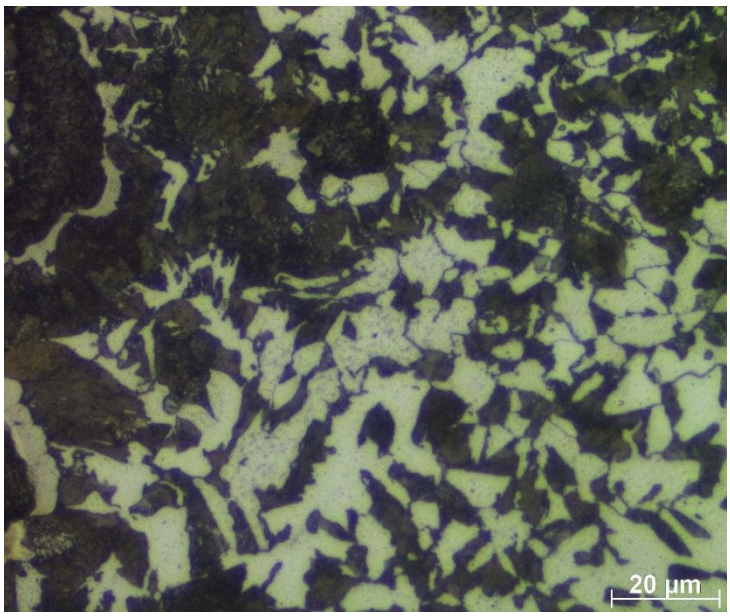
Pole (rys. 6.14) dostarcza obrazu strefy wpływu ciepła w jej części głębokiej, charakteryzującej się dominującym udziałem osnowy o charakterze martenzytyczno-bainitycznym. Sferoidy grafitu pozostają obecne, lecz w niektórych miejscach widoczne są lokalne nieciągłości struktury osnowy w ich bezpośrednim sąsiedztwie - efekt powstawania mikropor lub mikropęknięć na granicy faz w trakcie chłodzenia. Pomimo umiarkowanej globalnej szybkości chłodzenia procesu palnikowego, lokalne różnice współczynników rozszerzalności cieplnej grafitu i osnowy metalicznej generują naprężenia wystarczające do inicjacji tych nieciągłości.



Rys. 6.14. Proszek 1 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 9 (mikroskopia świetlna).

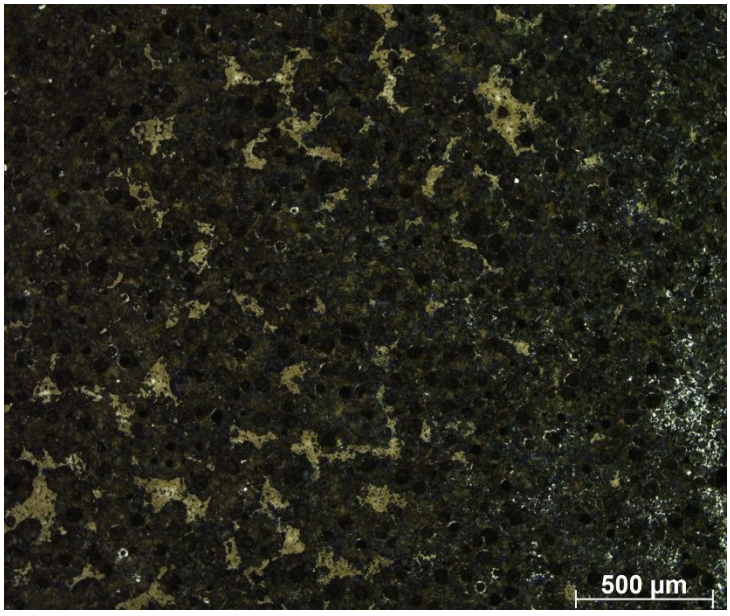
Pole obserwacji (rys. 6.15) potwierdza obecność strefy o silnie przetworzonej osnowie, w której zauważalne są charakterystyczne układy ziaren martenzytu o orientacji częściowo kierunkowej - efekt

anizotropowego pola naprężeń termicznych podczas krzepnięcia i chłodzenia. Wydzielenia grafitu są wyraźnie zlokalizowane, z lokalnymi otoczkami o nieznacznym jasnym zabarwieniu.



Rys. 6.15. Proszek 1 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 10 (mikroskopia świetlna).

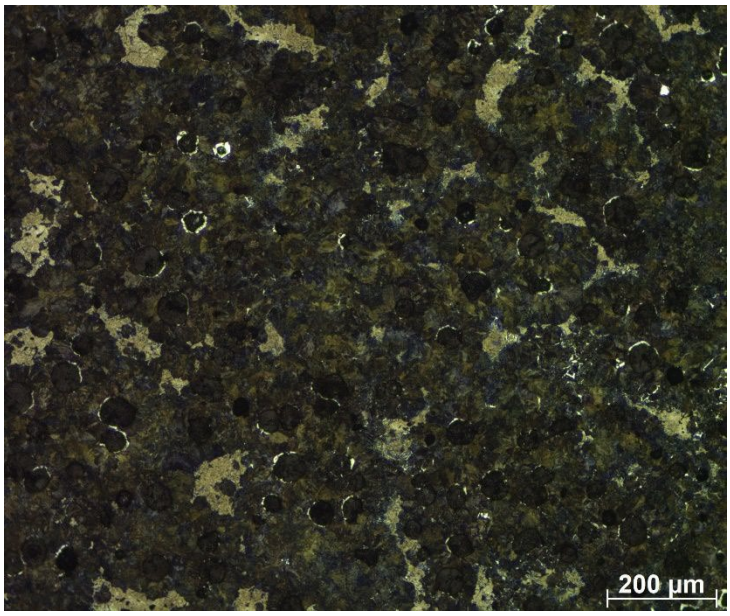
Pole (rys. 6.16) prezentuje obraz strefy wpływu ciepła w jej części środkowej, charakteryzujący się stosunkowo równomiernym rozkładem faz martenzytyczno-bainitycznych w osnowie. Sferoidy grafitu zachowują swój kształt i lokalizację, a otoczki ferrytyczne wokół nich, choć wąskie, są wyraźnie widoczne. Obraz tego pola odpowiada typowemu „środkowi" strefy wpływu ciepła, gdzie efekty termiczne są na tyle silne, by przekształcić znaczną część osnowy.



Rys. 6.16. Proszek 1 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 11 (mikroskopia świetlna).

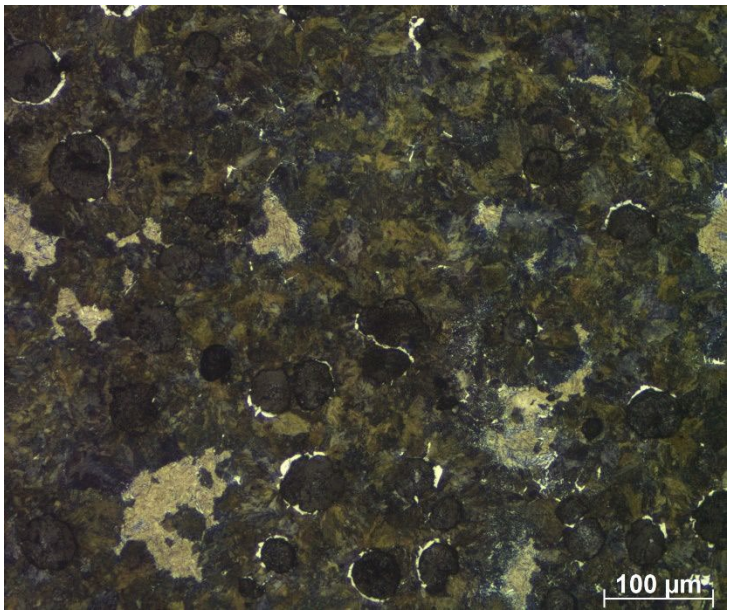
Pole (rys. 6.17) dostarcza informacji o szczegółach mikrostruktury w obszarach międzysferoidalnych. Widoczne są tu wyraźne granice ziaren dawnego austenitu, ujawnione przez

trawienie - co świadczy o pełnej austenityzacji tych obszarów w trakcie szczytowego nagrzewania. Ziarna dawnego austenitu mają rozmiar rzędu kilkudziesięciu mikrometrów, a w ich wnętrzu widoczne są listwy lub iglice martenzytu, świadczące o przemianie martenzytycznej zachodzącej w trakcie chłodzenia. Wymiar ziaren austenitu pierwotnego jest tu nieco większy niż obserwowany w analogicznych strukturach z technologii laserowych, co odpowiada dłuższemu czasowi przebywania w temperaturach wysokich w procesie palnikowym.



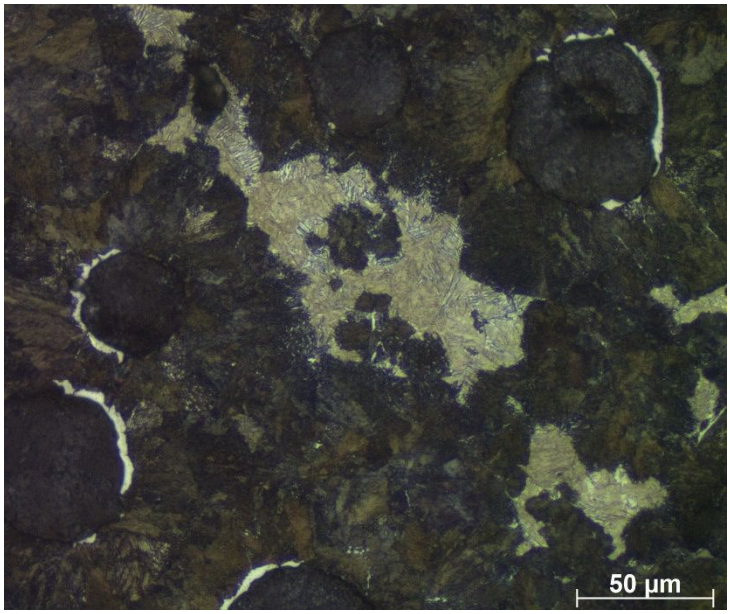
Rys. 6.17. Proszek 1 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 12 (mikroskopia świetlna).

Pole obserwacji (rys. 6.18) ukazuje strefę o szczególnie wysokim stopniu zaawansowania przemian, w której praktycznie cała osnowa wykazuje strukturę o cechach martenzytyczno-bainitycznych z drobnymi wydzieleniami węglikowymi. W otoczeniu kilku sferoidów grafitu widoczne są lokalne nieciągłości - drobne pory lub mikropęknięcia - będące dowodem na obecność naprężeń termicznych w tym obszarze podczas chłodzenia.



Rys. 6.18. Proszek 1 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 13 (mikroskopia świetlna).

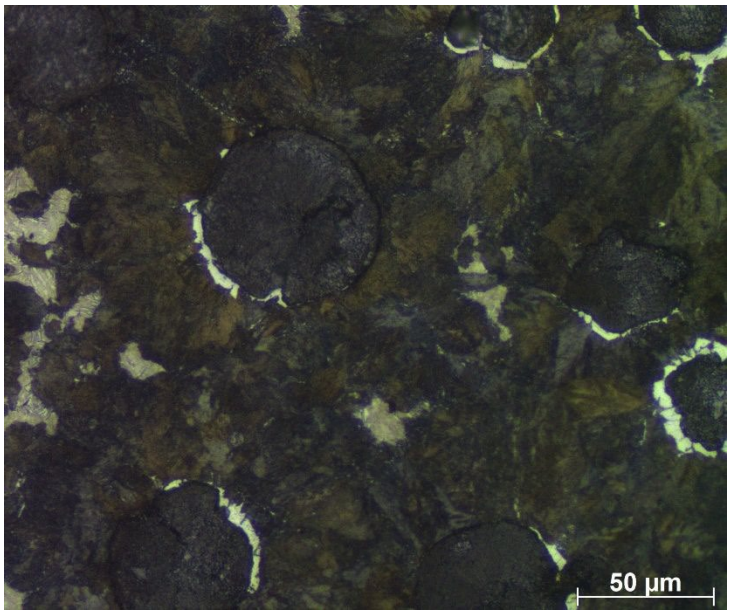
Kolejne pole (rys. 6.19) potwierdza dominujący w strefie wpływu ciepła obraz osnowy o cechach mieszanych martenzytyczno-bainitycznych. Obserwuje się tu wyraźnie pewną morfologiczną gradację - w lewej części pola osnowa jest jednorodnie ciemna, podczas gdy w prawej części widoczne są obszary nieco jaśniejsze. Tego rodzaju gradient w skali pojedynczego pola obserwacji odzwierciedla mikroskalowy charakter rozkładu temperatury w strefie wpływu ciepła.



Rys. 6.19. Proszek 1 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 14 (mikroskopia świetlna).

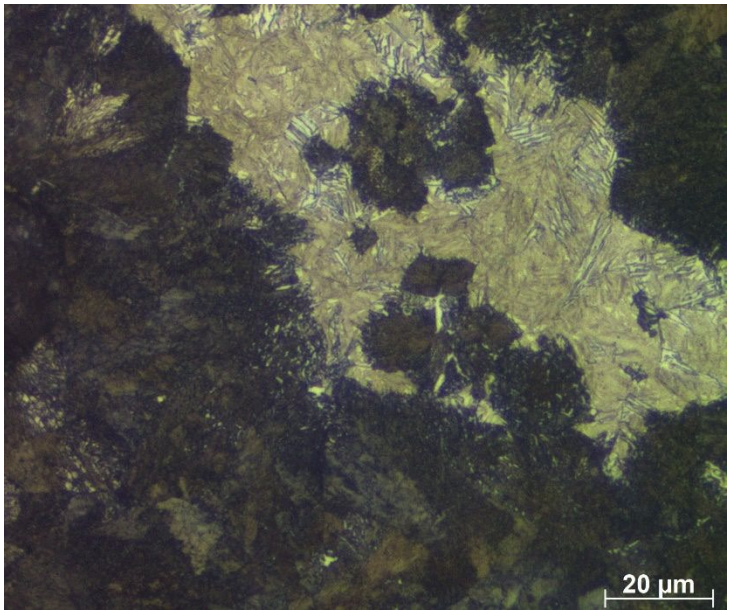
Pole (rys. 6.20) ukazuje obszar strefy wpływu ciepła zbliżający się do linii wtopienia, w którym intensywność oddziaływania termicznego jest jeszcze wyższa niż w polach poprzednich. Osnowa przyjmuje charakter prawie całkowicie martenzytyczny, z drobnymi, rozproszonymi wydzieleniami węglikowymi. W bezpośrednim sąsiedztwie sferoidów grafitu widoczne są zwiększone strefy lokalnej

rozpuszczalności węgla, co sprzyja powstawaniu wysokowęglowego martenzytu o znacznej kruchości - co stanowi paradoks w kontekście umiarkowanej globalnej szybkości chłodzenia procesu palnikowego, lecz znajduje wyjaśnienie w lokalnym, znaczącym wzbogaceniu osnowy w węgiel pochodzący z grafitu.



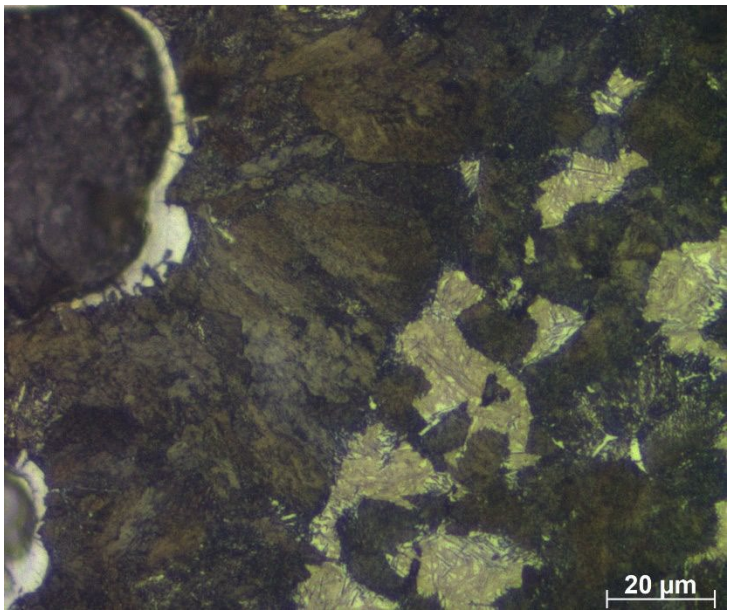
Rys. 6.20. Proszek 1 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 15 (mikroskopia świetlna).

Pole (rys. 6.21) prezentuje obraz strefy o wysokim stopniu jednorodności mikrostrukturalnej - osnowa jest praktycznie całkowicie martenzytyczna, z bardzo niewielkim zróżnicowaniem pomiędzy obszarami pola widzenia. Sferoidy grafitu pozostają na swoich pozycjach, a wokół niektórych z nich widoczne są wyraźne mikropory, świadczące o lokalnym ubytku materiału w trakcie chłodzenia.



Rys. 6.21. Proszek 1 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 16 (mikroskopia świetlna).

Pole (rys. 6.22) ukazuje obszar bezpośrednio sąsiadujący ze strefą przejściową SWC/LW. Osnowa jest tu jednorodnie martenzytyczna, z bardzo wysokim kontrastem względem zachowanych sferoidów grafitu. Granice ziaren dawnego austenitu są wyraźnie widoczne, a wewnątrz nich rejestrowane są drobne struktury listwowe martenzytu. Wokół sferoidów grafitu obserwuje się największą koncentrację drobnych mikropęknięć.

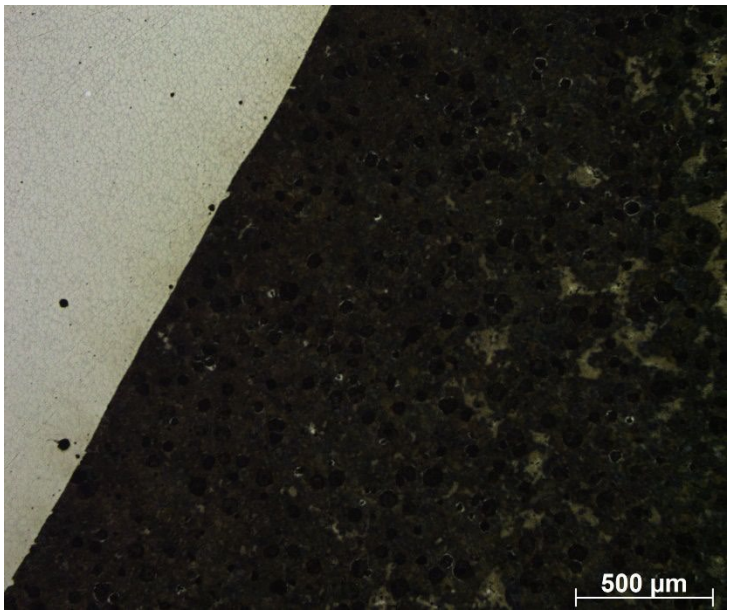


Rys. 6.22. Proszek 1 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 17 (mikroskopia świetlna).

Ostatnie z pól obserwacji w obrębie strefy wpływu ciepła ukazuje obszar przechodzący w strefę przejściową SWC/LW. Sferoidy grafitu są mniej liczne niż w obszarach głębszych SWC, co świadczy o częściowym ich rozpuszczeniu w trakcie nagrzewania do temperatur bliskich solidusowi. Częściowe rozpuszczanie grafitu jest w przypadku procesu palnikowego bardziej zaawansowane niż w procesach o krótszym czasie oddziaływania, ze względu na dłuższe utrzymywanie wysokiej temperatury w obszarze przygranicznym. Lokalne strefy wokół rozpuszczonych sferoidów wykazują wyraźne wzbogacenie w węgiel.

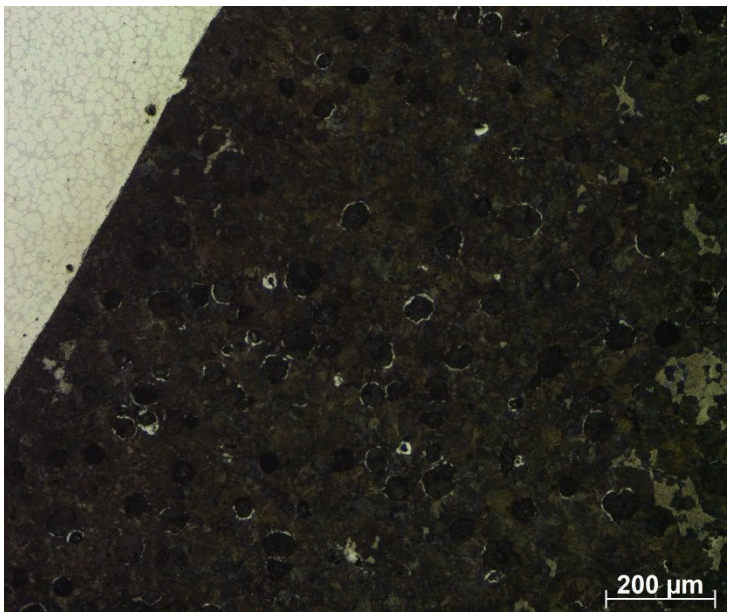
6.3.3. Strefa przejściowa SWC/LW

Strefa przejściowa SWC/LW w próbkach Proszku 1, udokumentowana na siedmiu polach obserwacji (rysunki 6.23-6.29), stanowi wąski obszar bezpośrednio przylegający do linii wtopienia, w którym mikrostruktura żeliwa ulega najgłębszemu przekształceniu. W przypadku procesu palnikowego, mimo szerszej ogólnej strefy wpływu ciepła, strefa przejściowa SWC/LW pozostaje obszarem o szczególnie intensywnej restrukturyzacji metalurgicznej (rys. 6.23).



Rys. 6.23. Proszek 1 - strefa przejściowa SWC/LW, pole 1 (mikroskopia świetlna).

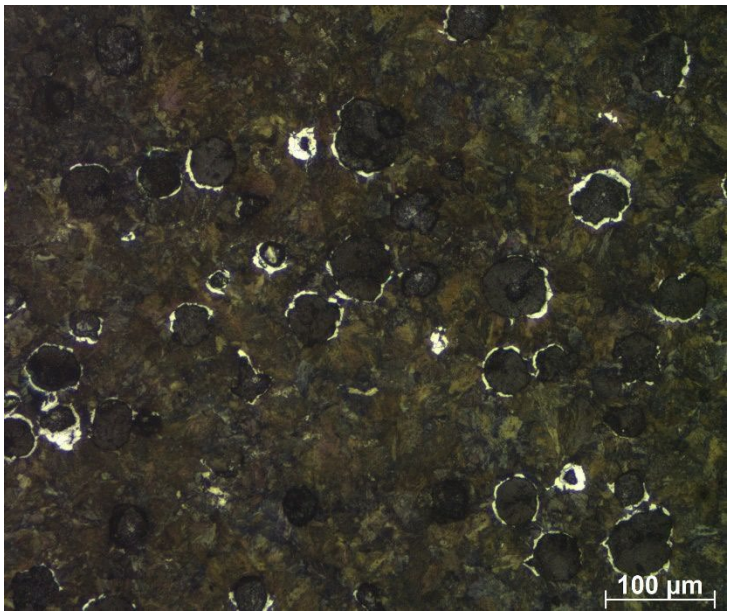
Pierwsze pole obserwacji (rys. 6.24) w obrębie strefy przejściowej SWC/LW ukazuje typowy dla tego obszaru obraz dwustrefowy. W jednej części pola widzenia widoczna jest jasna, dendrytyczna struktura spoiny, w drugiej - ciemna, gęsto wypełniona sferoidami grafitu struktura materiału rodzimego po silnym oddziaływaniu termicznym. Granica pomiędzy obiema strefami jest wyraźna i mieści się w obrębie tego samego pola obserwacji. Na granicy widoczne są pojedyncze sferoidy grafitu, które prawdopodobnie znajdowały się w samej linii wtopienia w trakcie procesu i uległy częściowemu rozpuszczeniu.



Rys. 6.24. Proszek 1 - strefa przejściowa SWC/LW, pole 2 (mikroskopia świetlna).

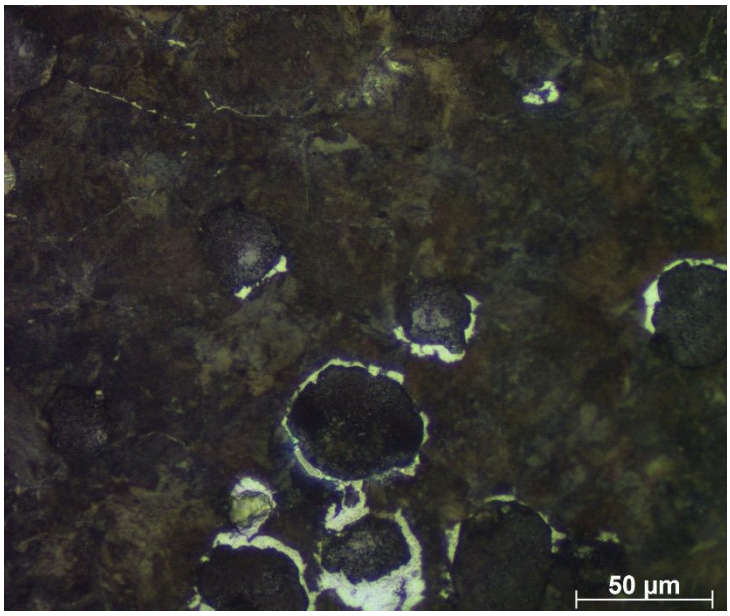
Pole (rys. 6.25) ukazuje strefę przejściową w wariancie nieznacznie bardziej oddalonym od linii wtopienia. Widoczne są tu charakterystyczne cechy strukturalne - pełnowymiarowa martenzytyzacja

osnowy oraz częściowe rozpuszczenie sferoidów grafitu. W obrębie strefy obserwuje się wyraźne ślady wcześniejszych granic ziaren austenitu oraz drobne wydzielenia węglikowe rozłożone wzdłuż tych granic - efekt segregacji węgla i innych pierwiastków stopowych w trakcie wolniejszego, w stosunku do procesu laserowego, chłodzenia procesu palnikowego.



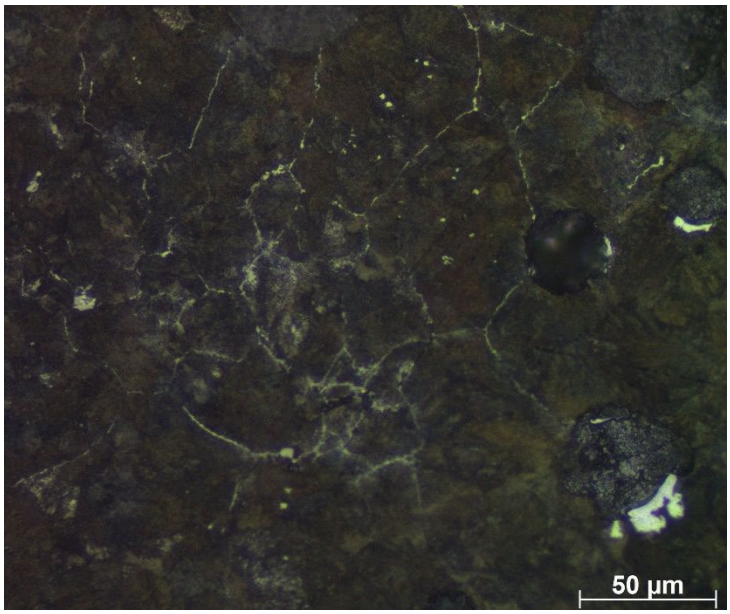
Rys. 6.25. Proszek 1 - strefa przejściowa SWC/LW, pole 3 (mikroskopia świetlna).

Pole (rys. 6.26) dokumentuje obszar strefy przejściowej, w którym wystąpiły lokalne strefy nieciągłości - drobne pory lub mikropęknięcia rozłożone wzdłuż granic ziaren dawnego austenitu. Tego rodzaju mikrouszkodzenia stanowią efekt naprężeń termicznych w tej strefie. Z punktu widzenia mechaniki pęknięć ich obecność obniża lokalnie odporność na propagację pęknięcia.



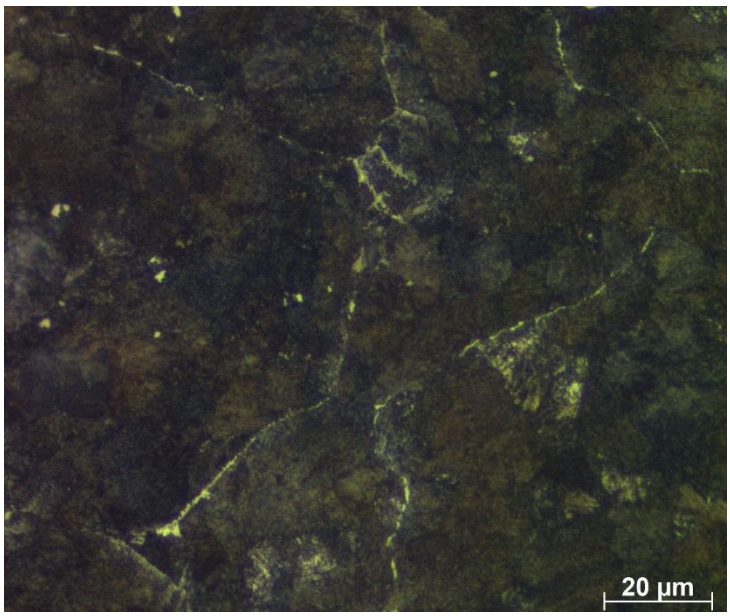
Rys. 6.26. Proszek 1 - strefa przejściowa SWC/LW, pole 4 (mikroskopia świetlna).

Pole (rys. 6.27) ukazuje strefę przejściową w jej charakterystycznym układzie strukturalnym - z martenzytyczną osnową, częściowo zachowanymi sferoidami grafitu oraz wyraźnymi granicami ziaren dawnego austenitu. Widoczne są dodatkowo lokalne strefy o nieco jaśniejszym zabarwieniu, odpowiadające obszarom o niższej zawartości węgla - efekt redystrybucji węgla pomiędzy obszarami przygrafitowymi a osnową, znacząco bardziej zaawansowany niż w procesach o szybkim chłodzeniu.



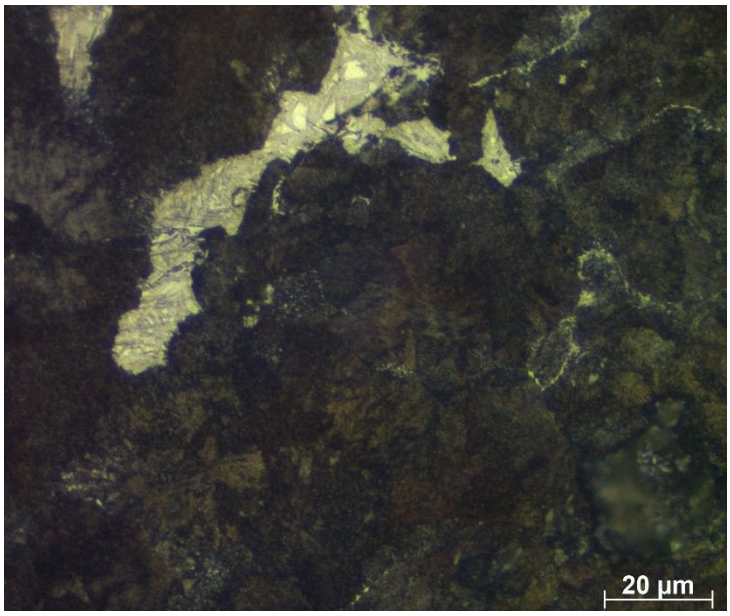
Rys. 6.27. Proszek 1 - strefa przejściowa SWC/LW, pole 5 (mikroskopia świetlna).

Pole (rys. 6.28) stanowi kontynuację obrazu strefy przejściowej, w którym wyraźnie widoczne są efekty pełnej austenityzacji osnowy w trakcie nagrzewania szczytowego. Ziarna dawnego austenitu są wyraźnie zarysowane, a w ich wnętrzu obserwuje się drobne struktury listwowe martenzytu, niekiedy z domieszką nieprzemienionych obszarów austenitu szczątkowego.



Rys. 6.28. Proszek 1 - strefa przejściowa SWC/LW, pole 6 (mikroskopia świetlna).

Pole (rys. 6.29) ukazuje strefę przejściową w obrazie wyróżniającym się szczególnie silnym kontrastem pomiędzy zachowanymi sferoidami grafitu a otaczającą je osnową martenzytyczną. Wokół niektórych sferoidów grafitu widoczne są charakterystyczne strefy o promieniu rzędu kilkudziesięciu mikrometrów, o lokalnie zwiększonej zawartości węgla - efekt dyfuzji węgla z grafitu do osnowy w trakcie nagrzewania, którego promień strefy oddziaływania jest dla procesu palnikowego większy niż dla procesów o krótszym czasie oddziaływania ciepła.

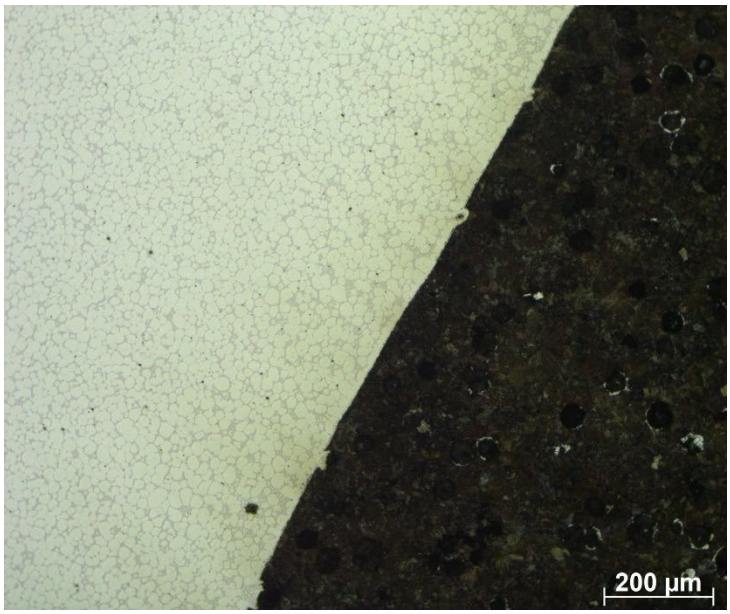


Rys. 6.29. Proszek 1 - strefa przejściowa SWC/LW, pole 7 (mikroskopia świetlna).

Ostatnie z pól obserwacji w obrębie strefy przejściowej SWC/LW przedstawia obraz strukturalny bezpośrednio przylegający do linii wtopienia. Osnowa jest tu jednorodnie martenzytyczna, sferoidy grafitu są nieliczne i częściowo zatarte. Granica strefy przejściowej z linią wtopienia nie jest geometrycznie ostra - przejście dokonuje się w obrębie pasa o szerokości rzędu kilkudziesięciu mikrometrów, co jest typowe dla procesu palnikowego, w którym mieszanie materiału dodatkowego z podłożem na poziomie mikroskopowym ma charakter bardziej rozległy niż w procesach laserowych.

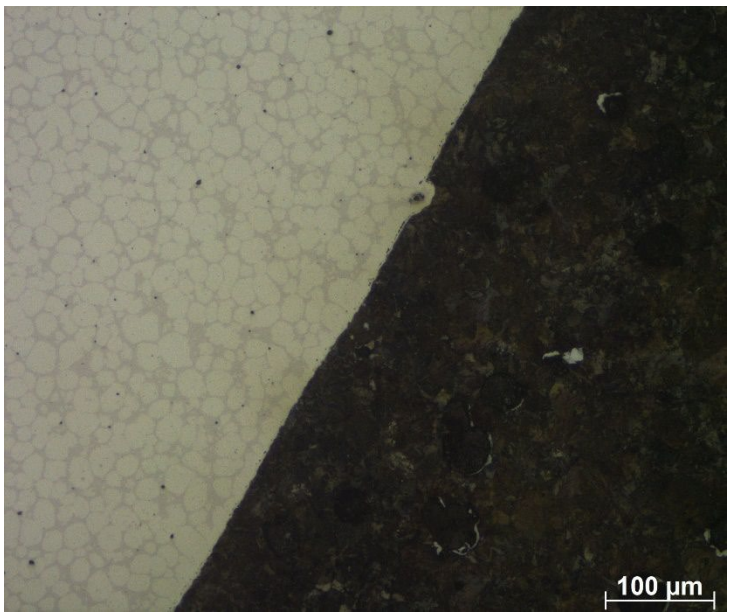
6.3.4. Linia wtopienia (LW)

Linia wtopienia w próbkach Proszku 1 została udokumentowana na dziesięciu polach obserwacji (rysunki 6.30-6.39), pozwalających na ocenę jej geometrii, ciągłości oraz mikrostruktury w obszarach przylegających do niej z obu stron (rys. 6.30).



Rys. 6.30. Proszek 1 - linia wtopienia (LW), pole 1 (mikroskopia świetlna).

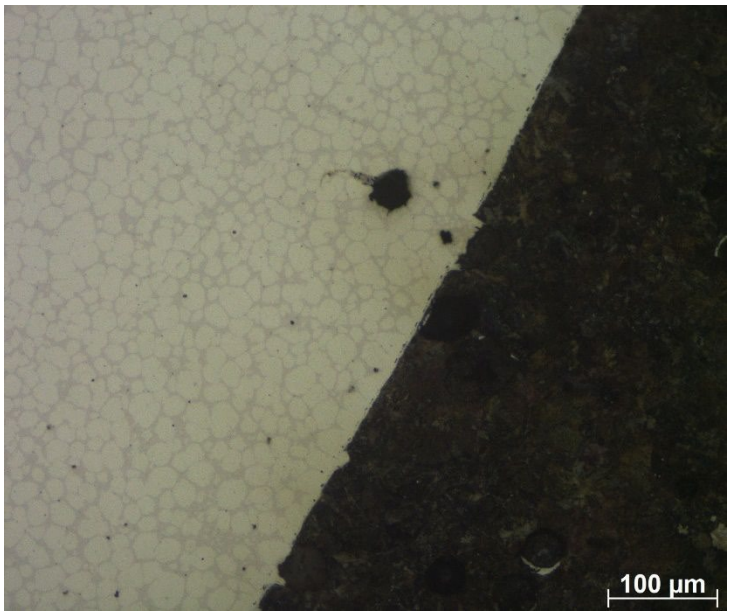
Pierwsze pole obserwacji (rys. 6.31) w obrębie linii wtopienia, zarejestrowane przy powiększeniu odpowiadającym podziałce 200 µm, ukazuje wyraźną granicę pomiędzy materiałem rodzimym a spoin. Po stronie spoiny widoczna jest jasna, jednorodna struktura dendrytyczna o umiarkowanej skali wymiarowej, z subtelnie zaznaczonymi granicami dendrytów. Po stronie materiału rodzimego widoczna jest ciemna struktura żeliwa z licznymi, wyraźnie zlokalizowanymi sferoidami grafitu. Granica pomiędzy obiema strukturami jest ostra i niemal liniowa, bez śladów istotnej penetracji jednej fazy w drugą na poziomie obserwacji makroskopowej.



Rys. 6.31. Proszek 1 - linia wtopienia (LW), pole 2 (mikroskopia świetlna).

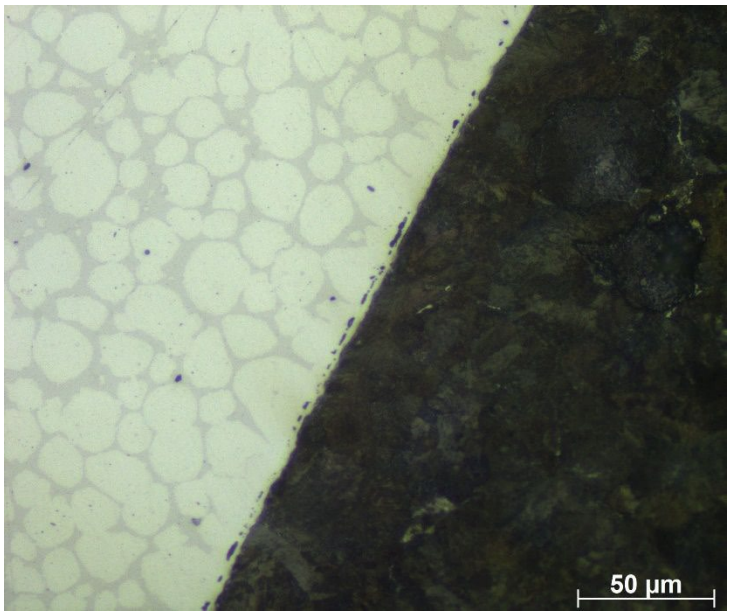
Pole (rys. 6.32) dokumentuje kolejny fragment linii wtopienia. Mikrostruktura spoiny w sąsiedztwie linii wykazuje cechy dendrytycznego krzepnięcia kierunkowego - dendryty są zorientowane prostopadle

do linii wtopienia, co jest zgodne z teorią krzepnięcia ukierunkowanego ku źródłu odprowadzania ciepła (tj. ku podłożu o niższej temperaturze niż spoina w trakcie krzepnięcia). Skala dendrytów jest umiarkowana, odpowiadająca szybkości chłodzenia rzędu kilkudziesięciu kelwinów na sekundę, charakterystycznej dla procesu palnikowego.



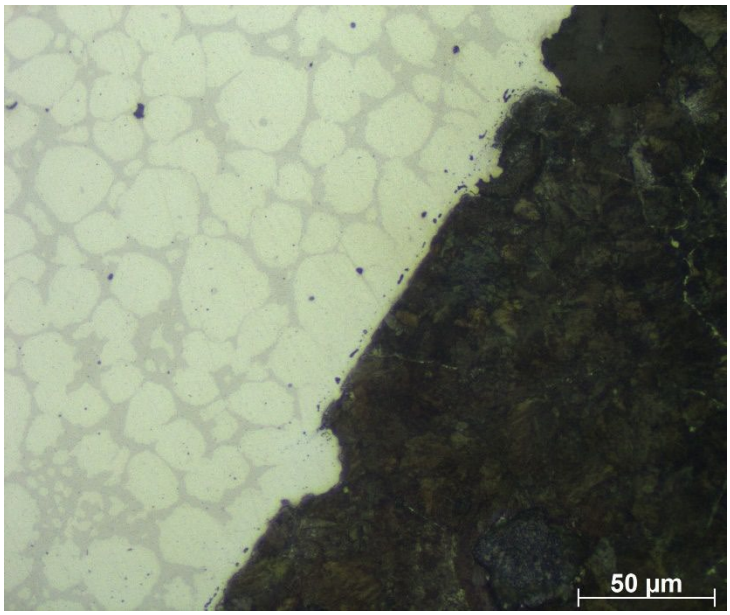
Rys. 6.32. Proszek 1 - linia wtopienia (LW), pole 3 (mikroskopia świetlna).

Pole (rys. 6.33) dostarcza obrazu linii wtopienia o szczególnie czytelnym przebiegu. Po stronie spoiny widoczne są wyraźne struktury dendrytyczne z międzydendrytycznymi obszarami o nieznacznie ciemniejszym zabarwieniu - odpowiadającymi obszarom wzbogaconym w pierwiastki stopowe (głównie nikiel), które segregowały się do fazy ciekłej w trakcie krzepnięcia.



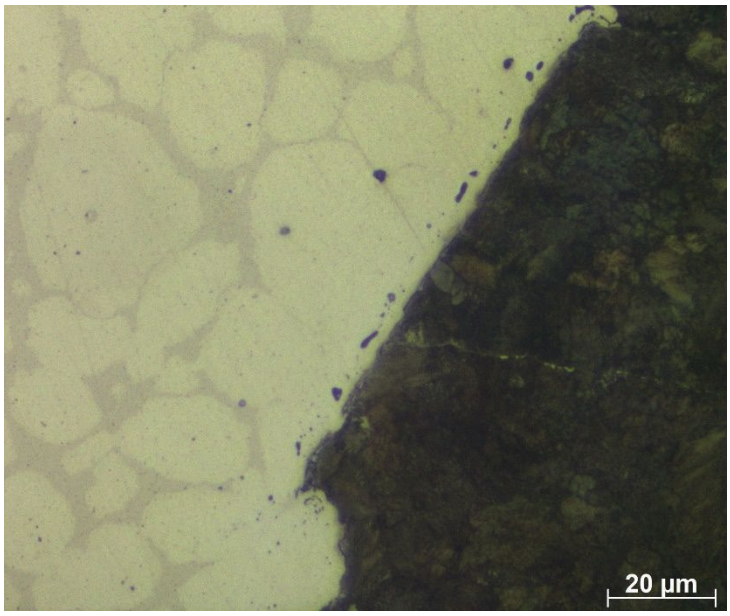
Rys. 6.33. Proszek 1 - linia wtopienia (LW), pole 4 (mikroskopia świetlna).

Pole (rys. 6.34) ukazuje linię wtopienia w wariancie ze szczególnie wyraźnymi cechami metalurgicznymi obu przylegających stref. Po stronie spoiny dendryty mają orientację zbliżoną do prostopadłej względem linii wtopienia, a ich kształt charakterystyczny dla początkowej fazy krzepnięcia. Na samej granicy nie obserwuje się pęknięć ani widocznych nieciągłości.



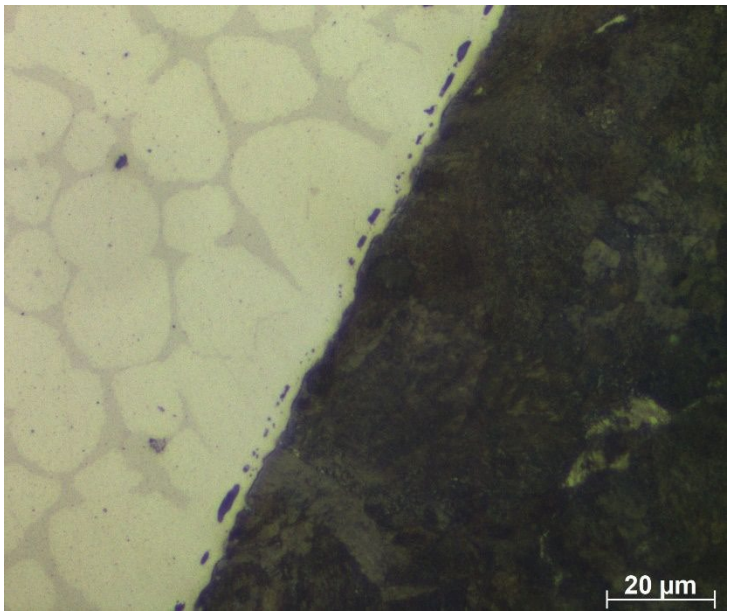
Rys. 6.34. Proszek 1 - linia wtopienia (LW), pole 5 (mikroskopia świetlna).

Pole (rys. 6.35) dokumentuje obszar linii wtopienia z dobrze widocznymi cechami zarówno spoiny, jak i strefy przejściowej. Linia wtopienia jest geometrycznie nieprostoliniowa, z lokalnymi mikrouwypukleniami i mikrouwklęśnięciami o amplitudzie rzędu pojedynczych mikrometrów, co jest naturalne dla granic faz krystalizujących z fazy ciekłej.



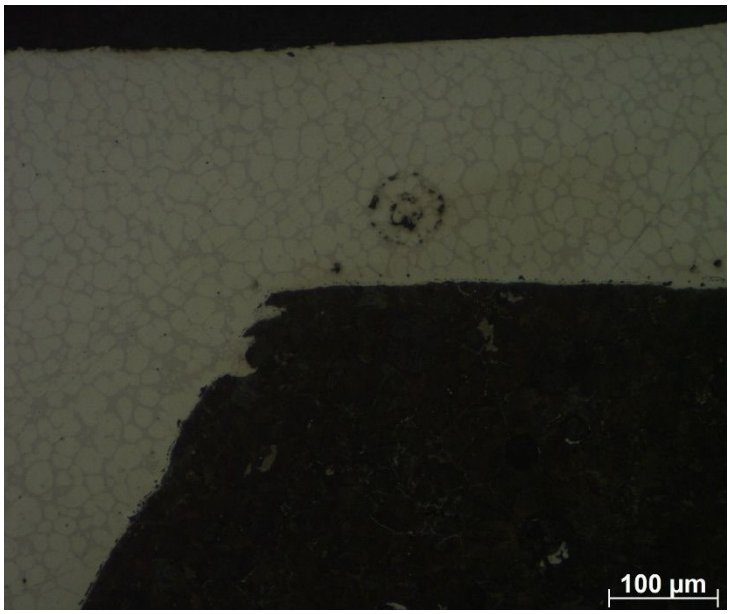
Rys. 6.35. Proszek 1 - linia wtopienia (LW), pole 6 (mikroskopia świetlna).

Pole (rys. 6.36) ukazuje linię wtopienia w obszarze, w którym widoczne są ślady lokalnej penetracji jednej fazy w drugą. W kilku miejscach wzdłuż linii granicznej obserwuje się drobne „języki” struktury dendrytycznej spoiny wchodzące w głąb materiału rodzimego - efekt lokalnego przegrzania granicy w trakcie procesu, prowadzący do częściowego stopnienia i wymieszania obu materiałów na poziomie mikroskopowym. W procesie palnikowym tego rodzaju efekty są bardziej zaawansowane niż w technologiach o wyższej gęstości mocy, co sprzyja dobremu wymieszaniu metalurgicznemu obu materiałów.



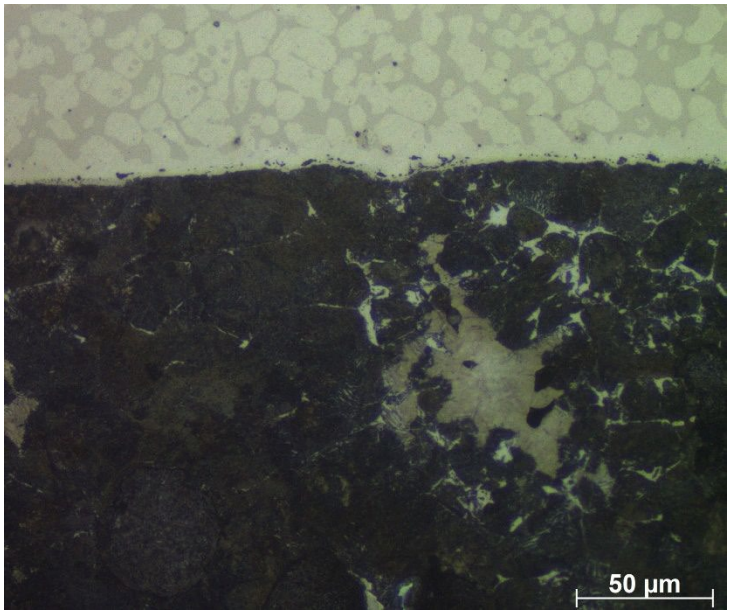
Rys. 6.36. Proszek 1 - linia wtopienia (LW), pole 7 (mikroskopia świetlna).

Pole (rys. 6.37) dokumentuje linię wtopienia w obszarze, w którym po stronie spoiny widoczne są nieco grubsze dendryty, świadczące o nieco wolniejszym lokalnym krzepnięciu w tym punkcie. Na granicy nie obserwuje się żadnych nieciągłości.



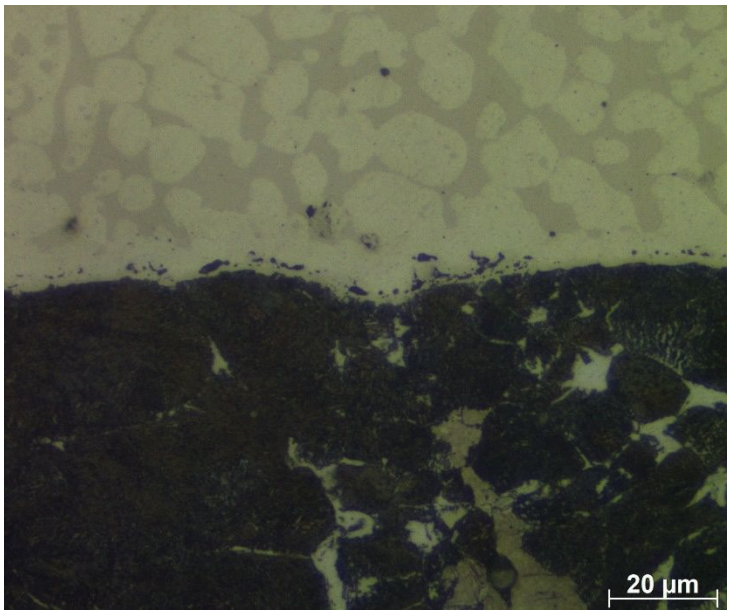
Rys. 6.37. Proszek 1 - linia wtopienia (LW), pole 8 (mikroskopia świetlna).

Pole (rys. 6.38) prezentuje obraz linii wtopienia, w którym mikrostruktura spoiny ma cechy stosunkowo drobne - z dendrytami o średnicy międzydendrytycznej rzędu pojedynczych mikrometrów. Tego rodzaju struktura odpowiada obszarom, w których lokalne warunki termiczne sprzyjały szybszemu odprowadzaniu ciepła z fazy ciekłej.



Rys. 6.38. Proszek 1 - linia wtopienia (LW), pole 9 (mikroskopia świetlna).

Pole (rys. 6.39) ukazuje linię wtopienia w wariancie o nieco większym zróżnicowaniu morfologicznym dendrytów. Po stronie spoiny widoczne są zarówno obszary o drobniejszej, jak i grubszej strukturze dendrytycznej, co odzwierciedla lokalne zróżnicowanie warunków termicznych w kąpieli płomieniowej.

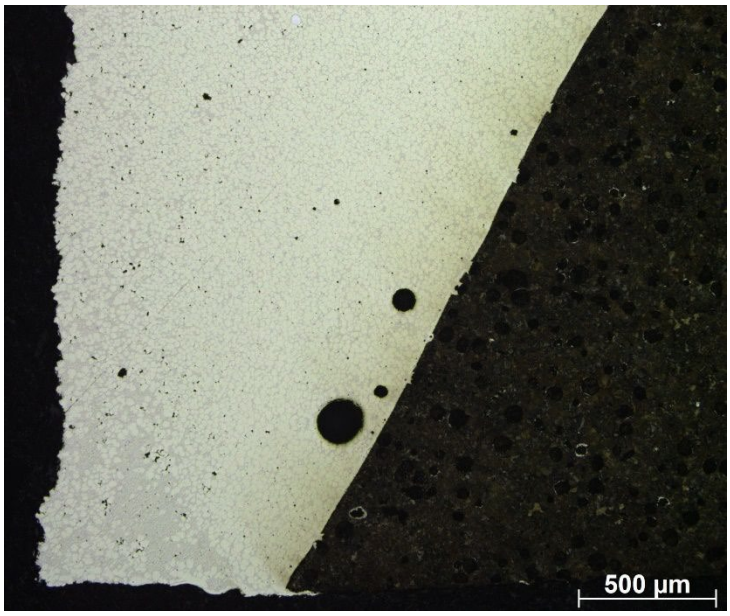


Rys. 6.39. Proszek 1 - linia wtopienia (LW), pole 10 (mikroskopia świetlna).

Ostatnie z pól obserwacji linii wtopienia stanowi reprezentatywne podsumowanie obrazu tej strefy. Granica pomiędzy spoiną a materiałem rodzimym jest wyraźna, ciągła, geometrycznie regularna, bez śladów pęknięć, porów lub innych nieciągłości.

6.3.5. Spoina

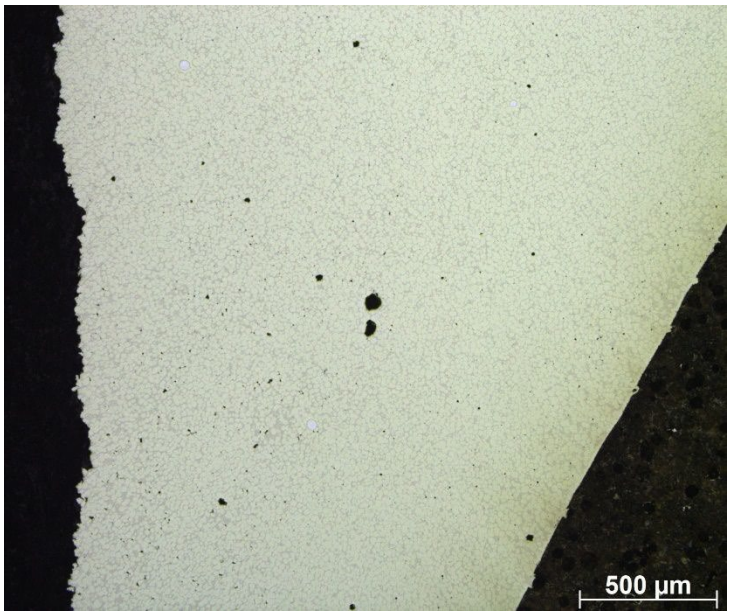
Mikrostruktura spoiny dla Proszku 1 udokumentowana została na sześciu polach obserwacji (rysunki 6.40-6.45) (rys. 6.40).



Rys. 6.40. Proszek 1 - spoina, pole 1 (mikroskopia świetlna).

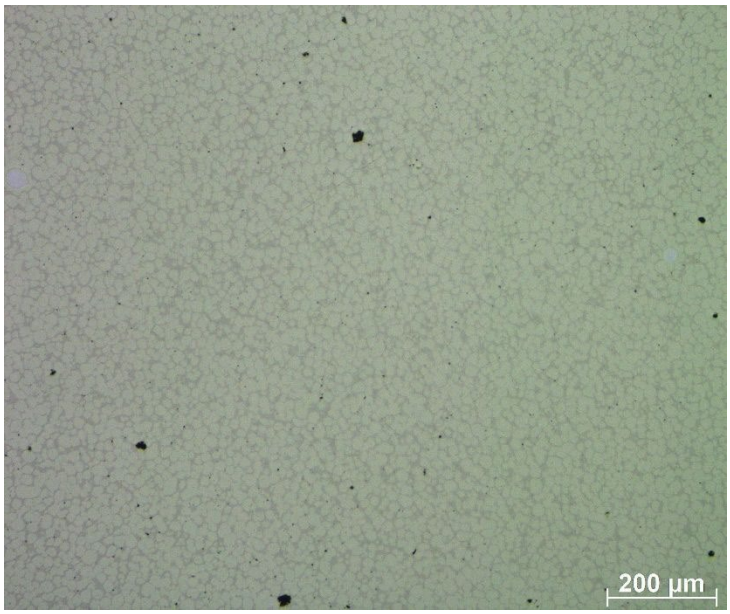
Pierwsze z pól obserwacji (rys. 6.41) w obrębie spoiny, zarejestrowane przy powiększeniu odpowiadającym podziałce 500 µm, ukazuje typowy obraz mikrostruktury spoiny - jasną, jednorodną

strukturę dendrytyczną o umiarkowanej skali wymiarowej, z subtelnym kontrastem międzydendrytycznych obszarów osnowy. W obrębie pola widoczne są nieliczne ciemne wtrącenia o nieregularnych kształtach, interpretowane jako pojedyncze pory lub wtrącenia niemetaliczne pozostałe po procesie krzepnięcia. Obszar spoiny ma wyraźnie inny charakter strukturalny od obszaru materiału rodzimego - jest jasny, jednorodny i wolny od wydzieleń grafitu, co świadczy o skutecznej barierze metalurgicznej pomiędzy proszkiem napawalniczym a podłożem żeliwnym.



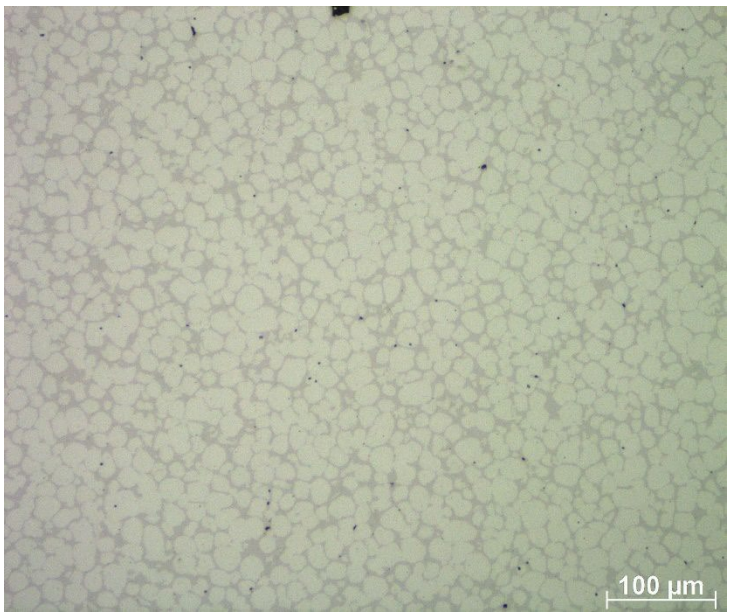
Rys. 6.41. Proszek 1 - spoina, pole 2 (mikroskopia świetlna).

Pole (rys. 6.42) dostarcza obrazu spoiny w obszarze najgłębszym, oddalonym od linii wtopienia. Mikrostruktura ma cechy struktury dendrytycznej o umiarkowanej skali, w której obszary międzydendrytyczne są wyraźnie ciemniejsze od samych dendrytów - efekt segregacji niklu w trakcie krzepnięcia. We wnętrzu spoiny nie obserwuje się porów ani innych nieciągłości.



Rys. 6.42. Proszek 1 - spoina, pole 3 (mikroskopia świetlna).

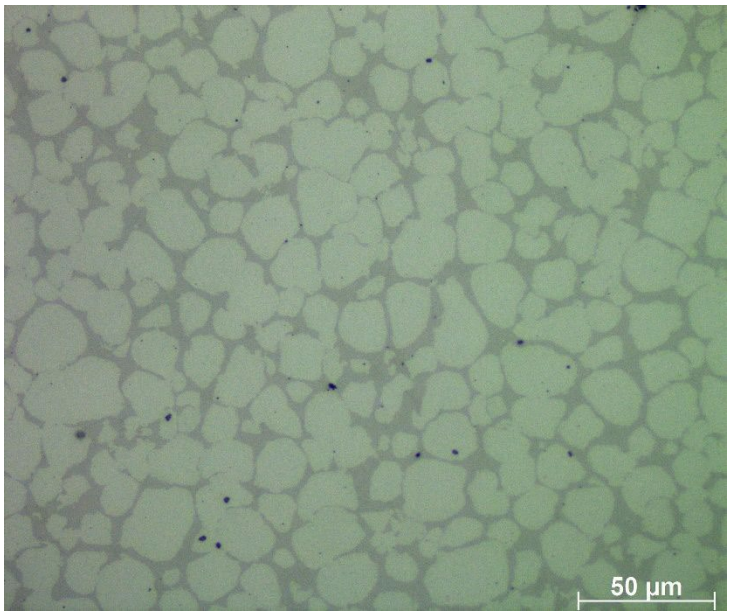
Pole (rys. 6.43) ukazuje obszar spoiny przy szczególnie wysokim powiększeniu, umożliwiającym rozróżnienie morfologii dendrytów. Dendryty mają orientację częściowo kierunkową, z osią główną zorientowaną prostopadle do linii wtopienia. Ich średnica wynosi rząd pojedynczych mikrometrów. Obszary międzydendrytyczne wykazują wyraźnie ciemniejsze zabarwienie. Skala dendrytów odpowiada warunkom krzepnięcia kąpieli napawalniczej w procesie palnikowym - jest większa niż obserwowana w technologiach laserowych o wyższej szybkości chłodzenia, lecz mniejsza niż w wolnych procesach krzepnięcia odlewów.



Rys. 6.43. Proszek 1 - spoina, pole 4 (mikroskopia świetlna).

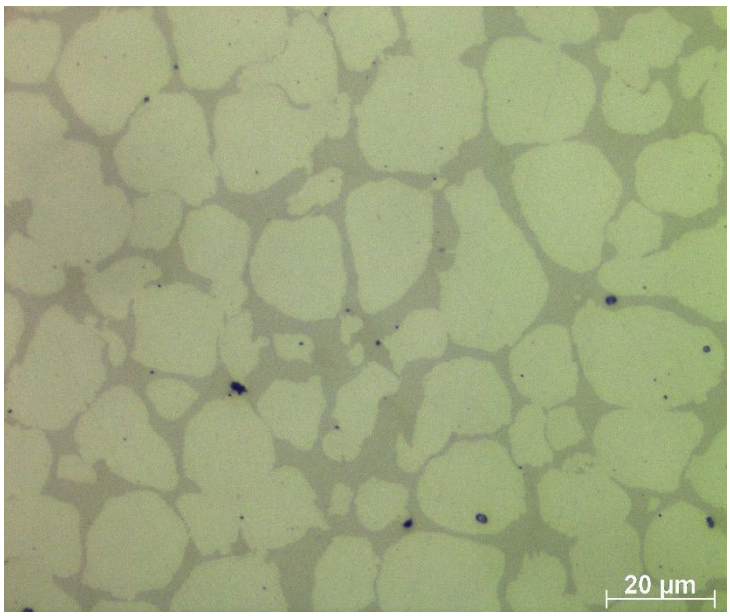
Pole (rys. 6.44) dokumentuje obszar spoiny w jej środkowej części przekroju. Obserwuje się tu pojedyncze ciemne wtrącenie o kształcie zbliżonym do kulistego - najprawdopodobniej por gazowy o

średnicy rzędu 50 µm. Tego rodzaju lokalne nieciągłości stanowią potencjalne miejsca koncentracji naprężeń w warunkach obciążenia mechanicznego. Pory gazowe w procesie palnikowym powstają na skutek absorpcji gazów z atmosfery płomienia (wodoru, tlenku węgla) przez ciekłą kąpiel metaliczną i ich częściowego zatrzymania w obrębie krzepnącej spoiny.



Rys. 6.44. Proszek 1 - spoina, pole 5 (mikroskopia świetlna).

Pole (rys. 6.45) ukazuje obszar spoiny o szczególnie jednorodnym charakterze strukturalnym - bez widocznych porów, bez wtrąceń niemetalicznych, z umiarkowanej skali strukturą dendrytyczną jednorodnie rozłożoną w polu widzenia. Tego rodzaju obraz odpowiada optymalnie ukształtowanej spoinie, w której zarówno warunki termiczne krzepnięcia, jak i skład chemiczny zostały dobrze zoptymalizowane.



Rys. 6.45. Proszek 1 - spoina, pole 6 (mikroskopia świetlna).

Ostatnie z pól obserwacji w obrębie spoiny stanowi reprezentatywne zakończenie analizy. Mikrostruktura zachowuje cechy zarejestrowane na polach poprzednich. Widoczne są również charakterystyczne, drobne, lokalne grupy dendrytów o nieznacznie odmiennej orientacji od dominującej - efekt naturalnego, lokalnego zaburzenia frontu krzepnięcia.

6.3.6. Podsumowanie obserwacji dla Proszku 1

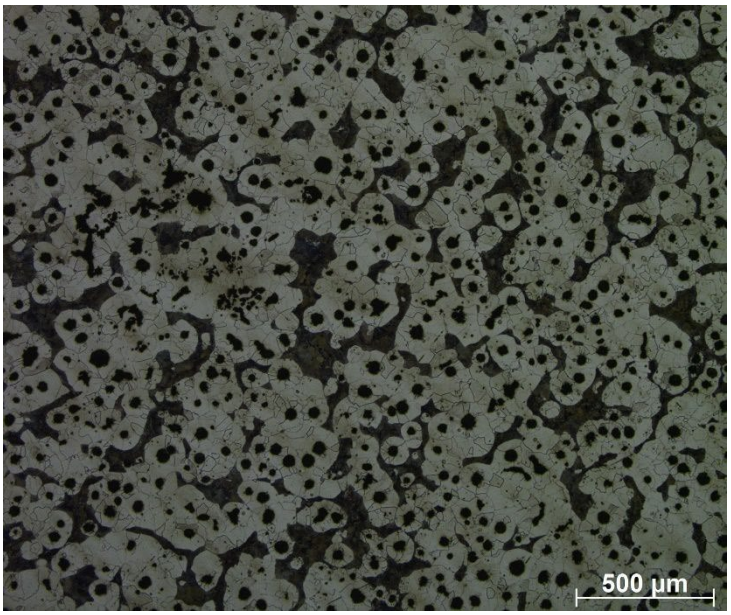
Mikrostruktura złącza wykonanego z wykorzystaniem Proszku 1 wykazuje typowe cechy połączenia napawanego palnikiem acetylenowo-tlenowym na podłożu z żeliwa sferoidalnego. Materiał rodzimy zachowuje wyjściową strukturę ferrytyczno-perlityczną z grafitem sferoidalnym; strefa wpływu ciepła wykazuje stopniową gradację mikrostruktury od stanu nienaruszonego do silnie martenzytycznej, przy czym ze względu na umiarkowaną szybkość chłodzenia procesu palnikowego znaczny udział w strefie SWC mają struktury pośrednie (bainit, sorbit) obok martenzytu; strefa przejściowa SWC/LW charakteryzuje się jednorodnie martenzytyczną osnową z częściowo rozpuszczonymi sferoidami grafitu i lokalnymi mikronieciągłościami; linia wtopienia jest geometrycznie regularna i ciągła, z lokalnymi cechami intensywnego wymieszania materiałów charakterystycznymi dla procesu palnikowego; spoina zaś wykazuje strukturę dendrytyczną o umiarkowanej skali z umiarkowaną segregacją niklu pomiędzy obszarami międzydendrytycznymi a samymi dendrytami. Lokalna obecność pojedynczych porów gazowych w obrębie spoiny - typowych dla procesu palnikowego z udziałem atmosfery acetylenowo-tlenowej - stanowi potencjalne źródło zmienności wewnątrzgrupowej wytrzymałości próbek pobranych z tej strefy.

6.4. Mikrostruktura złącza wykonanego z wykorzystaniem Proszku 2

Proszek 2, w odróżnieniu od Proszku 1, charakteryzuje się niższą zawartością niklu (4,74%), znacznie wyższą zawartością chromu (1,39% - najwyższą wśród badanych proszków) oraz wyraźnie niższą zawartością węgla (0,08%). Tak ukształtowany skład chemiczny odpowiada cechom niskowęglowej stali stopowej chromowo-niklowo-żelaznej. Skutkiem tego, w warunkach procesu napawania palnikowego, oczekiwana jest odmienność charakteru metalurgicznego spoiny: niższa skłonność do tworzenia struktur martenzytycznych w strefie wpływu ciepła (z uwagi na niższą zawartość węgla w proszku, choć węgiel pochodzący z materiału rodzimego pozostaje czynnikiem istotnym), oraz tendencja do tworzenia faz węglikowych z chromem - szczególnie sprzyjana w procesie palnikowym, w którym dłuższy czas przebywania w wysokich temperaturach pozwala na intensywniejszą dyfuzję i wzrost wydzieleń węglikowych. Analiza metalograficzna zgładów próbek napawanych Proszkiem 2 obejmuje pięć pól obserwacji materiału rodzimego, dwadzieścia dwa pola strefy wpływu ciepła, piętnaście pól linii wtopienia oraz siedem pól obszaru spoiny.

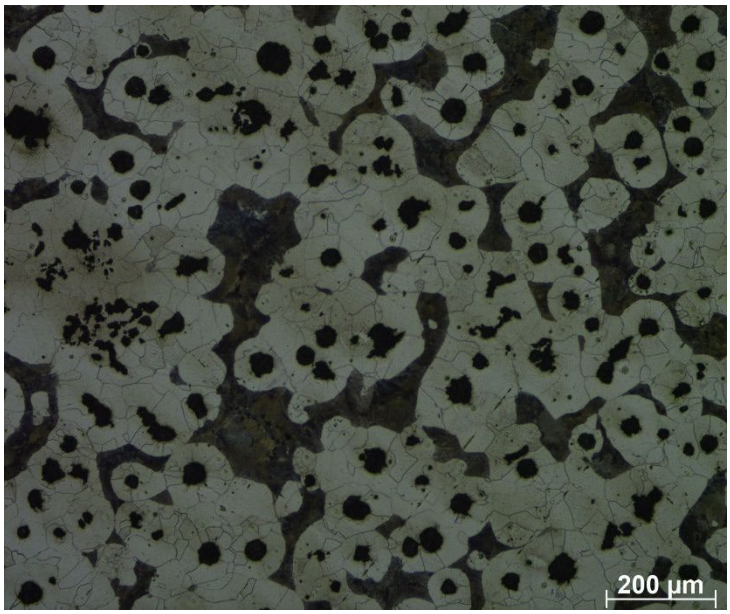
6.4.1. Materiał rodzimy (MR)

Materiał rodzimy złącza wykonanego z wykorzystaniem Proszku 2 udokumentowano na pięciu polach obserwacji (rysunki 6.46-6.50) (rys. 6.46).



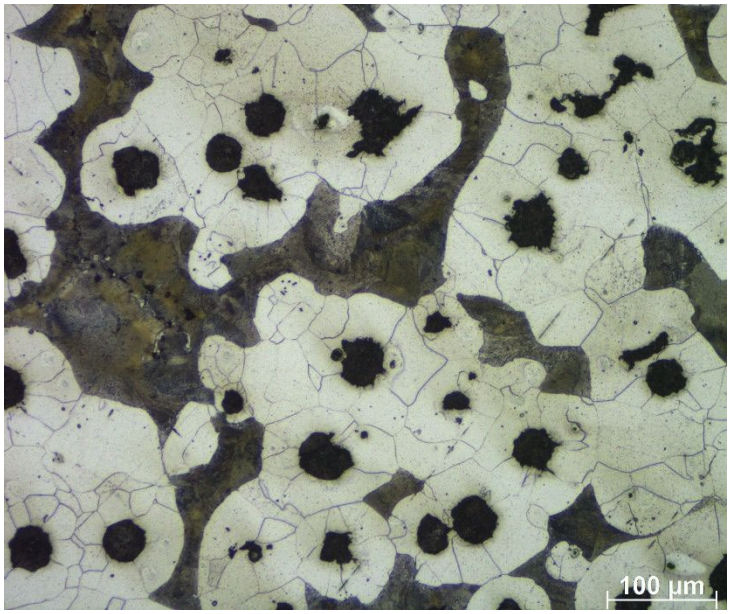
Rys. 6.46. Proszek 2 - materiał rodzimy (MR), pole 1 (mikroskopia świetlna).

Pierwsze pole obserwacji (rys. 6.47) materiału rodzimego dla próbek napawanych Proszkiem 2 ukazuje strukturę typową dla żeliwa sferoidalnego - z licznymi wydzieleniami grafitu o morfologii kulistej, otoczonymi otoczkami ferrytycznymi w osnowie ferrytyczno-perlitycznej. Obraz strukturalny jest porównywalny z obserwowanym w próbkach Proszku 1, co potwierdza wykorzystanie tej samej partii materiału podłoża we wszystkich wariantach eksperymentu. Średnice wydzieleń grafitu mieszczą się w przedziale od kilkudziesięciu do około stu pięćdziesięciu mikrometrów. Obszary perlityczne osnowy mają wyraźnie ciemniejszą barwę względem otoczek ferrytycznych.



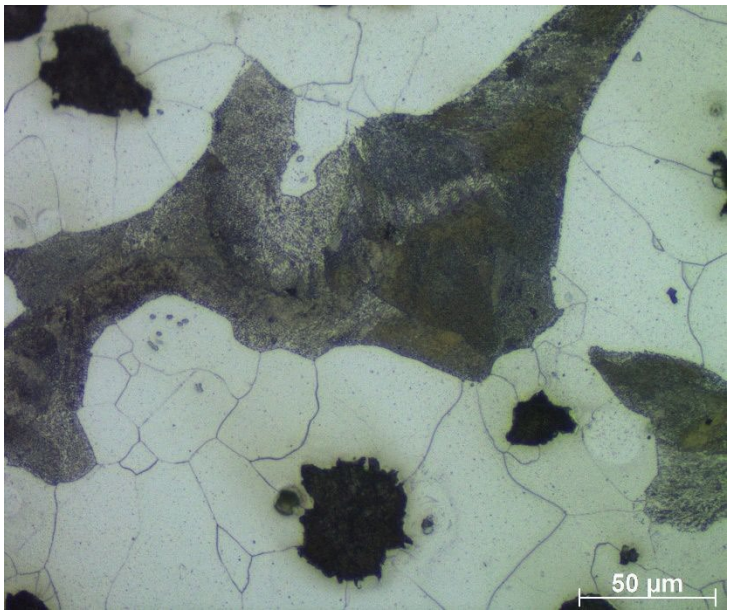
Rys. 6.47. Proszek 2 - materiał rodzimy (MR), pole 2 (mikroskopia świetlna).

Drugie pole obserwacji (rys. 6.48) potwierdza obraz pierwszego pola. Widoczne są analogiczne wydzielenia grafitu sferoidalnego w osnowie o charakterze mieszanym. Rozkład wydzieleń jest jednorodny, granice ziaren perlitu są wyraźne, brak jest mikropęknięć ani porów. Tożsamość obrazu strukturalnego z obrazem materiału rodzimego z próbek Proszku 1 jest dodatkowym argumentem za jednorodnością partii żeliwa wykorzystanej w eksperymencie.



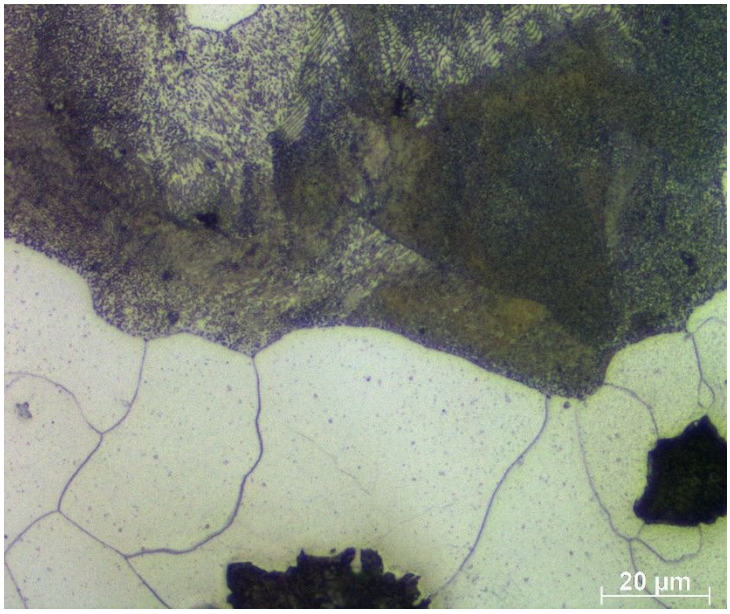
Rys. 6.48. Proszek 2 - materiał rodzimy (MR), pole 3 (mikroskopia świetlna).

Trzecie pole obserwacji (rys. 6.49) dokumentuje strukturę materiału rodzimego w obszarze nieco bliższym strefy wpływu ciepła, jednakże nadal pozostającym poza zakresem oddziaływania termicznego procesu. Wydzielenia grafitu zachowują pełne otoczki ferrytyczne, a osnowa pozostaje w stanie ferrytyczno-perlitycznym, bez śladów przemian martenzytycznych.



Rys. 6.49. Proszek 2 - materiał rodzimy (MR), pole 4 (mikroskopia świetlna).

Czwarte pole obserwacji (rys. 6.50) potwierdza jednorodność struktury wyjściowej w obszarze materiału rodzimego dla próbek Proszku 2. Charakter wydzieleń grafitu, ich liczebność i rozkład w obrębie pola widzenia są zgodne z wcześniejszymi obserwacjami.

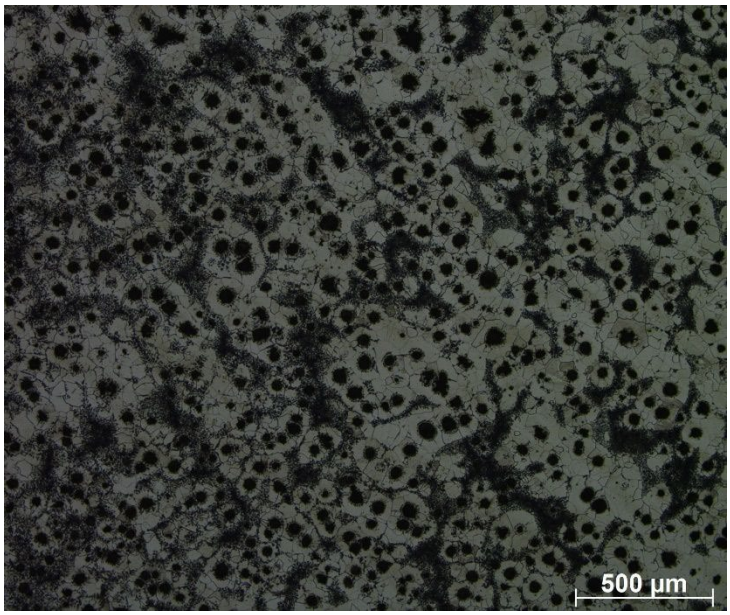


Rys. 6.50. Proszek 2 - materiał rodzimy (MR), pole 5 (mikroskopia świetlna).

Piąte i ostatnie pole materiału rodzimego dla próbek Proszku 2 stanowi reprezentatywne zwieńczenie obserwacji tej strefy. Mikrostruktura odpowiada żeliwu sferoidalnemu w osnowie ferrytyczno-perlitycznej, jednorodnemu, bez śladów oddziaływania termicznego procesu napawania.

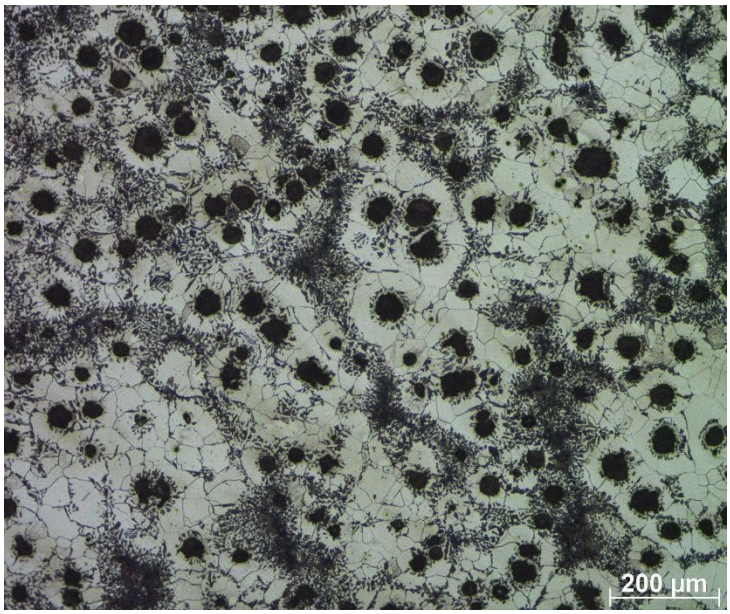
6.4.2. Strefa wpływu ciepła (SWC)

Strefa wpływu ciepła w próbkach Proszku 2 została udokumentowana na dwudziestu dwóch polach obserwacji (rysunki 6.51-6.72), obejmujących pełny gradient od zewnętrznego obszaru SWC do bezpośredniego sąsiedztwa linii wtopienia (rys. 6.51).



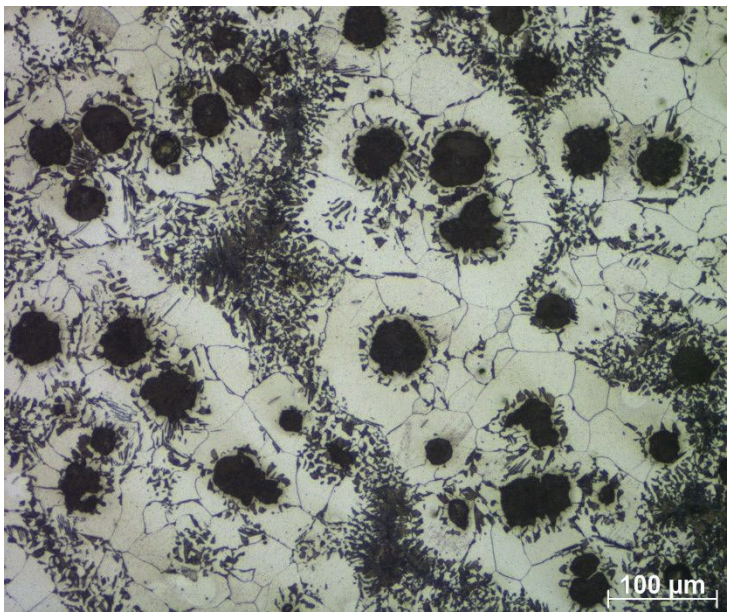
Rys. 6.51. Proszek 2 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 1 (mikroskopia świetlna).

Pierwsze pole obserwacji (rys. 6.52) w obrębie strefy wpływu ciepła ukazuje obszar przylegający do materiału rodzimego, charakteryzujący się stosunkowo łagodnym stopniem zaawansowania przemian. Wydzielenia grafitu pozostają wyraźnie widoczne, lecz otoczki ferrytyczne wokół nich uległy nieznacznemu zaciemnieniu. Obszary perlityczne osnowy zachowują w znacznym stopniu swój wyjściowy charakter, z subtelnymi sygnałami częściowej sferoidyzacji cementytu. W odróżnieniu od analogicznego pola w próbkach Proszku 1, stopień zaawansowania martenzytyzacji jest tu wyraźnie mniejszy - co należy wiązać z ogólnie niższą zawartością węgla w spoinie Proszku 2 (a tym samym z mniejszym wzbogaceniem osnowy strefy wpływu ciepła w węgiel z spoiny w trakcie procesu palnikowego, w którym dyfuzja między spoiną a podłożem ma istotny zasięg).



Rys. 6.52. Proszek 2 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 2 (mikroskopia świetlna).

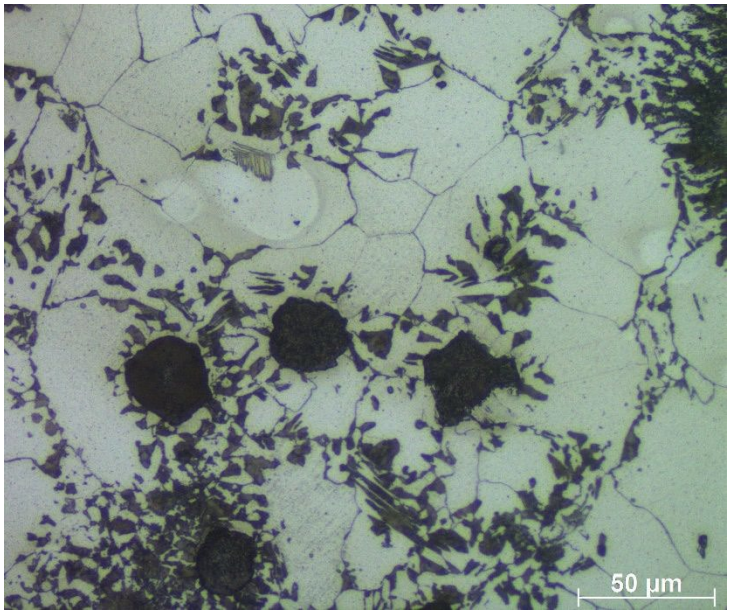
Pole obserwacji (rys. 6.53) w obszarze nieco bliższym linii wtopienia. Osnowa metaliczna wykazuje oznaki częściowego zaczernienia, lecz w mniejszym stopniu niż w analogicznych obszarach próbek Proszku 1. Otoczki ferrytyczne wokół sferoidów grafitu pozostają w znacznym stopniu zachowane, choć ich kontrast względem osnowy jest niższy. Charakter mikrostruktury w tym obszarze sugeruje obecność mieszanej struktury bainityczno-perlitycznej z elementami sorbitu, bez dominującego udziału martenzytu - co jest typowe dla strefy wpływu ciepła w procesie palnikowym, w którym umiarkowana szybkość chłodzenia sprzyja powstawaniu struktur pośrednich.



Rys. 6.53. Proszek 2 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 3 (mikroskopia świetlna).

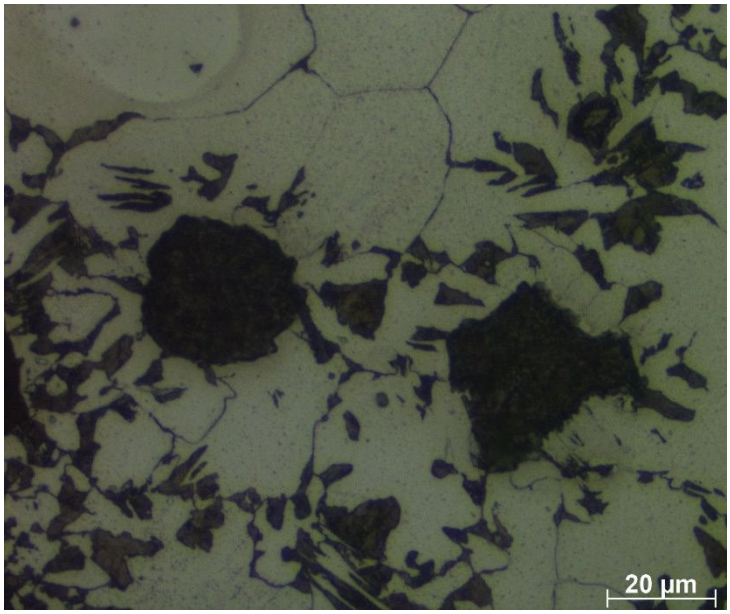
Pole (rys. 6.54) dokumentuje strefę średniego oddziaływania termicznego. Osnowa wykazuje stosunkowo umiarkowany stopień przekształcenia, z lokalnymi obszarami o cechach bainityczno-

sorbitycznych. Sferoidy grafitu są zachowane wraz z otoczkami ferrytycznymi, choć te ostatnie są wąskie. Obraz świadczy o łagodniejszym, w porównaniu do Proszku 1, oddziaływaniu termicznym na osnowę żeliwa.



Rys. 6.54. Proszek 2 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 4 (mikroskopia świetlna).

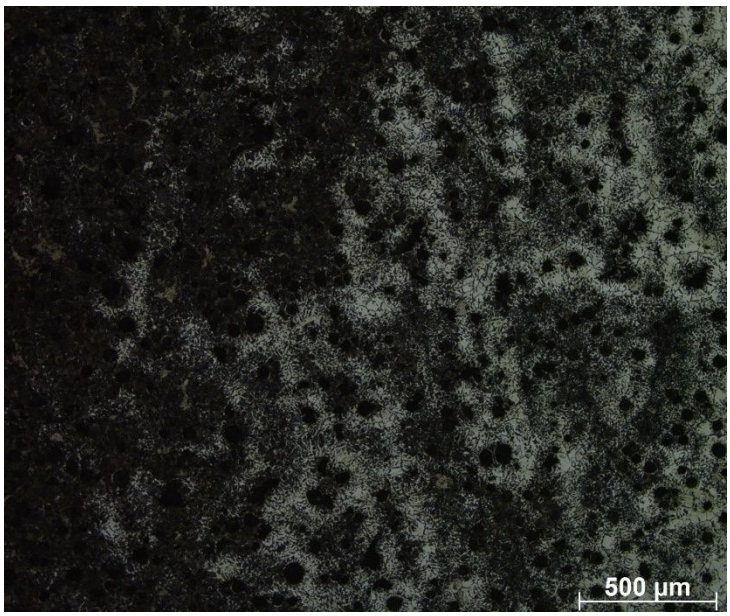
Pole (rys. 6.55) ukazuje obszar SWC, w którym widoczne są lokalne zaburzenia jednorodności strukturalnej - niektóre obszary osnowy wykazują cechy zbliżone do martenzytycznych, podczas gdy inne pozostają w stanie zbliżonym do wyjściowego. Tego rodzaju lokalna heterogeniczność jest typowa dla obszarów strefy wpływu ciepła znajdujących się w średniej odległości od linii wtopienia.



Rys. 6.55. Proszek 2 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 5 (mikroskopia świetlna).

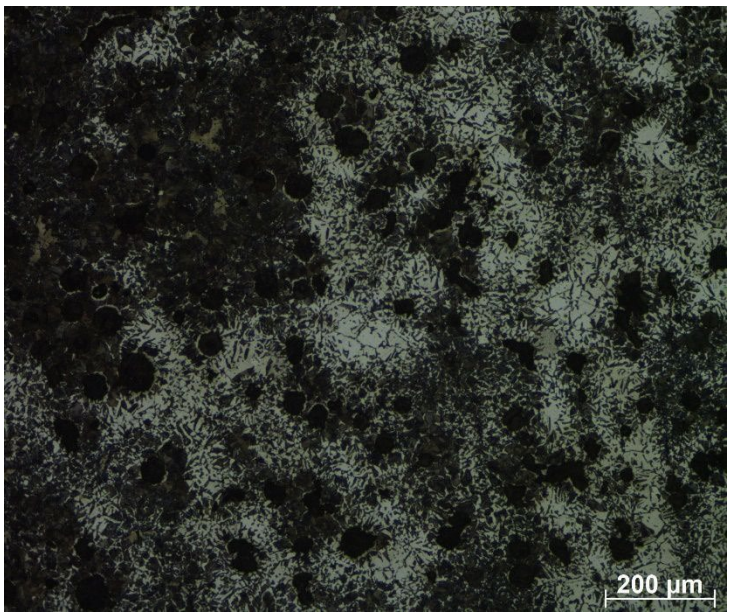
Pole (rys. 6.56) dokumentuje obraz strefy o stosunkowo wysokim stopniu jednorodności mikrostrukturalnej. Osnowa metaliczna przyjmuje charakter wyraźnie ciemniejszy niż w polach

poprzednich, lecz nadal nie wykazuje pełnej martenzytyzacji. Sferoidy grafitu są wyraźnie widoczne, z wąskimi otoczkami ferrytycznymi.



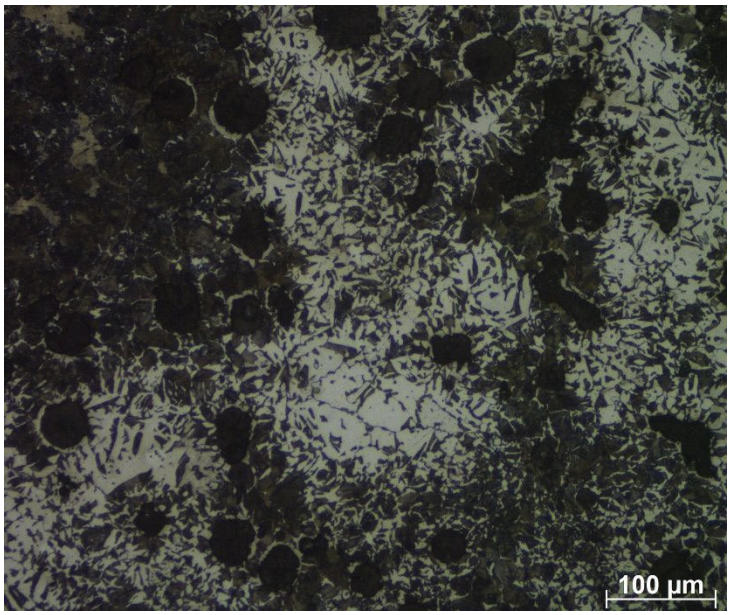
Rys. 6.56. Proszek 2 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 6 (mikroskopia świetlna).

Pole obserwacji (rys. 6.57) ujawnia obecność charakterystycznych dla Proszku 2 cech mikrostruktury - w obszarach międzysferoidalnych widoczne są drobne, jasne wydzielenia, mogące odpowiadać węglikom chromu (M_7C_3 lub $M_{23}C_6$), które segregowały z fazy stopowej w trakcie krzepnięcia spoiny i zostały częściowo wprowadzone do strefy wpływu ciepła wskutek dyfuzji w trakcie nagrzewania. Tego rodzaju wydzielenia są szczególnie sprzyjane w procesie palnikowym ze względu na dłuższy czas przebywania materiału w wysokich temperaturach, umożliwiający intensywniejszą segregację chromu.



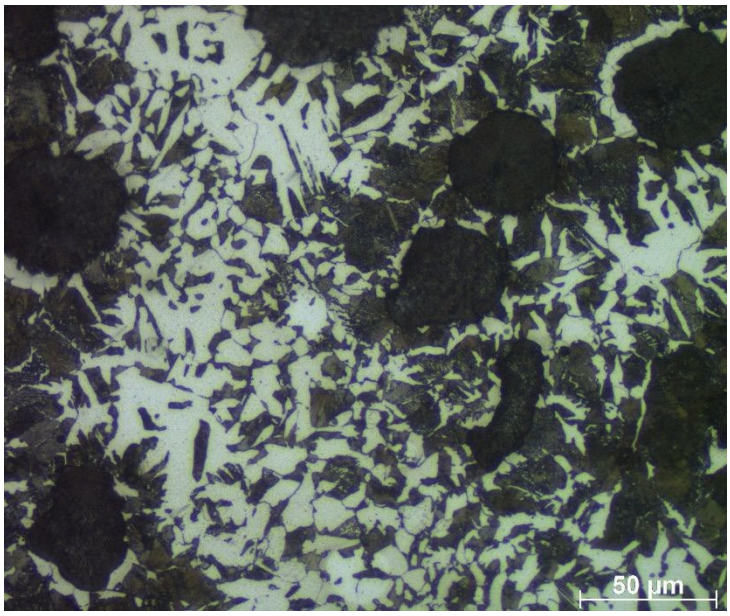
Rys. 6.57. Proszek 2 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 7 (mikroskopia świetlna).

Pole (rys. 6.58) ukazuje obszar SWC w jego części średniej, charakteryzujący się umiarkowanie ciemną osnową z zachowanymi sferoidami grafitu. Obraz pozostaje wyraźnie odmienny od analogicznego obszaru w próbkach Proszku 1 - osnowa wykazuje mniejszy stopień jednorodnej martenzytyzacji, z większym udziałem struktur bainityczno-sorbitycznych.



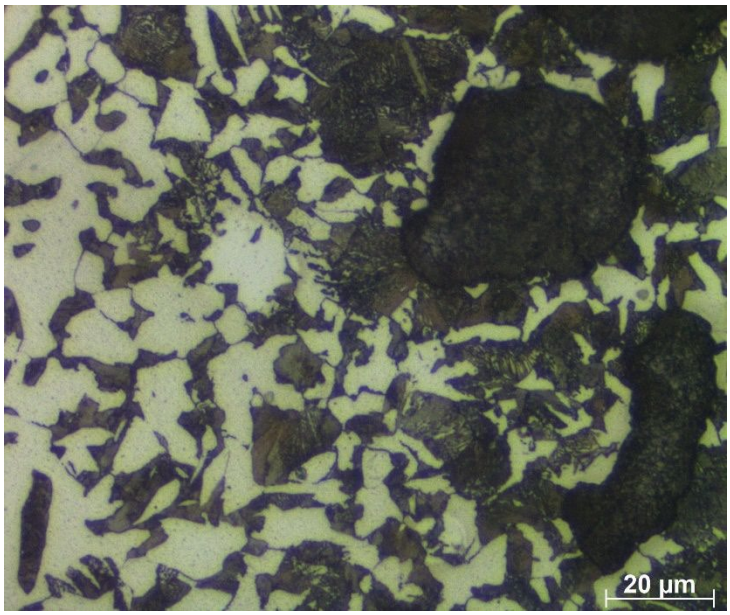
Rys. 6.58. Proszek 2 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 8 (mikroskopia świetlna).

Pole obserwacji (rys. 6.59) potwierdza powyższe wnioski. W obszarze SWC dla Proszku 2 obserwuje się mniej intensywną martenzytyzację osnowy niż w analogicznym obszarze dla Proszku 1, co należy wiązać z niższą zawartością węgla w spoinie i, w konsekwencji, mniejszym wzbogaceniem osnowy strefy wpływu ciepła w węgiel z spoiny w trakcie procesu.



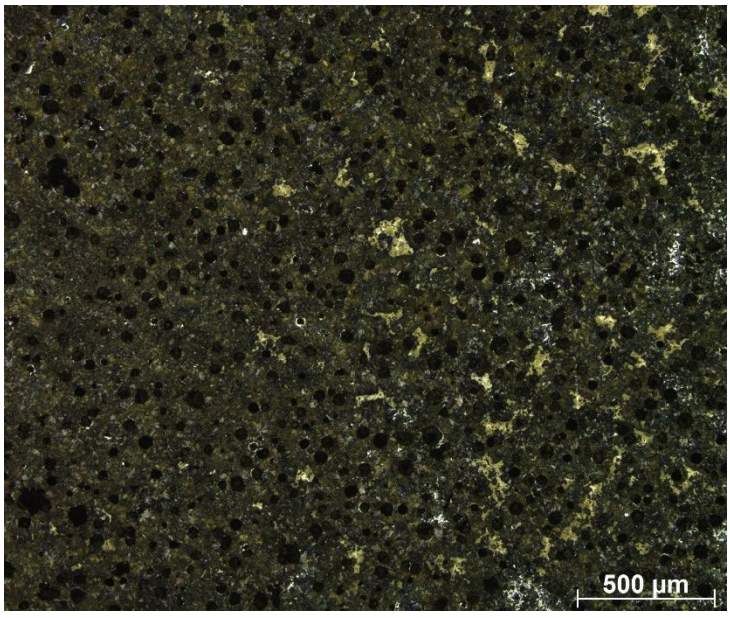
Rys. 6.59. Proszek 2 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 9 (mikroskopia świetlna).

Pole (rys. 6.60) dokumentuje obszar SWC o cechach przejściowych, z mieszaną strukturą osnowy obejmującą zarówno obszary zbliżone do wyjściowej struktury ferrytyczno-perlitycznej, jak i obszary o cechach częściowo martenzytycznych. Zróżnicowanie strukturalne w obrębie pojedynczego pola obserwacji jest istotne.



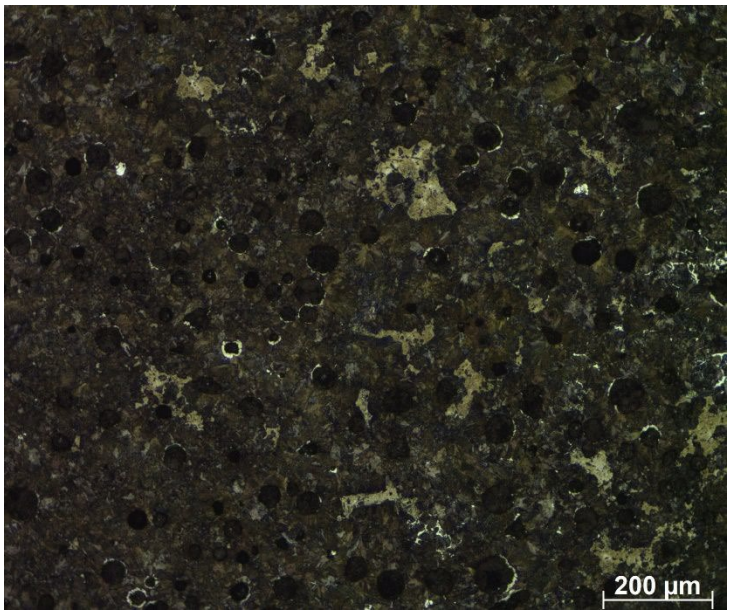
Rys. 6.60. Proszek 2 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 10 (mikroskopia świetlna).

Pole obserwacji (rys. 6.61) ukazuje strefę o nieco wyższym stopniu zaawansowania przemian, z osnową o ciemniejszym charakterze, lecz nadal nie w pełni martenzytyczną. W obszarach międzysferoidalnych widoczne są drobne wydzielenia węglikowe o jasnym zabarwieniu - charakterystyczne dla Proszku 2.



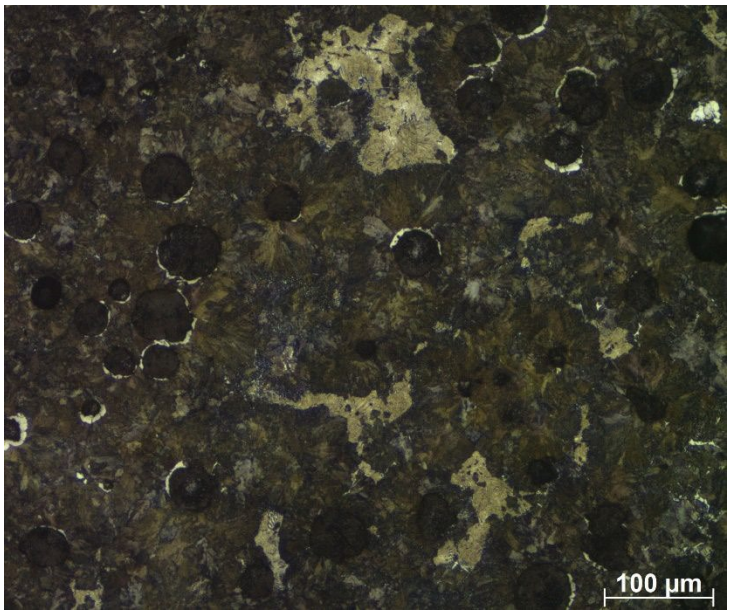
Rys. 6.61. Proszek 2 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 11 (mikroskopia świetlna).

Pole (rys. 6.62) prezentuje obraz strefy z dobrze widocznymi granicami ziaren dawnego austenitu w obszarach między sferoidami grafitu. Tego rodzaju efekt świadczy o pełnej austenityzacji tych obszarów w trakcie szczytowego nagrzewania, lecz przemiana austenitu w trakcie chłodzenia przebiegła w sposób mniej gwałtowny niż dla Proszku 1, prowadząc do struktury o mieszanym charakterze bainityczno-martenzytycznym.



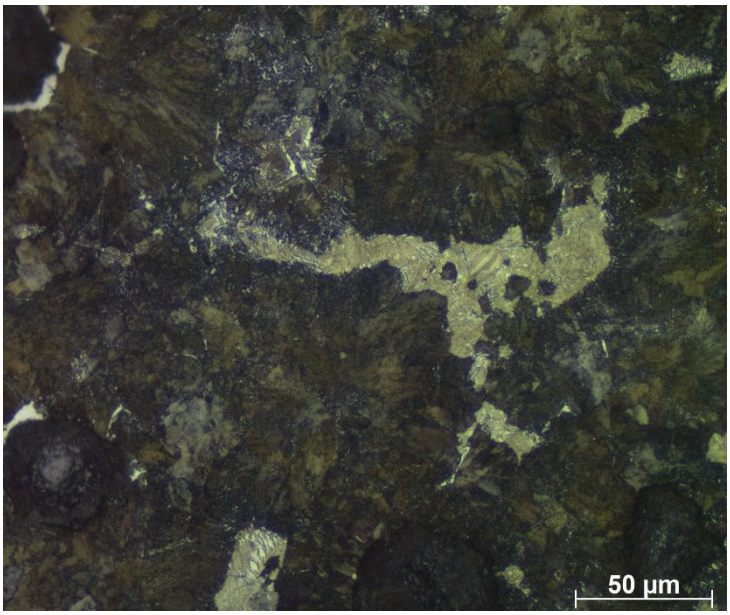
Rys. 6.62. Proszek 2 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 12 (mikroskopia świetlna).

Pole obserwacji (rys. 6.63) dokumentuje obszar SWC o stosunkowo wysokim stopniu zaawansowania przemian. Osnowa przyjmuje cechy dominujące martenzytyczne, lecz z wyraźnie widocznymi drobnymi wydzieleniami węglikowymi, prawdopodobnie typu $M_{23}C_6$ lub M_7C_3. Wydzielenia te są równomiernie rozmieszczone w osnowie i stanowią cechę odróżniającą strefę wpływu ciepła Proszku 2 od analogicznej strefy Proszku 1.



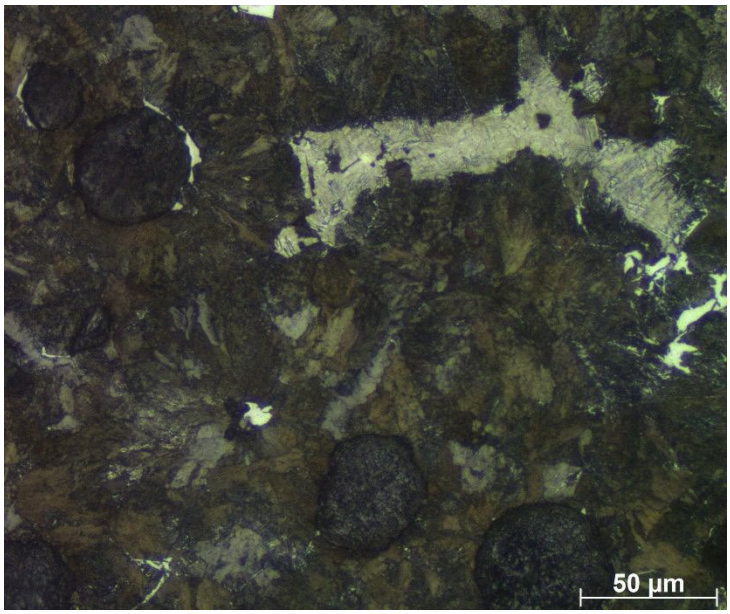
Rys. 6.63. Proszek 2 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 13 (mikroskopia świetlna).

Pole (rys. 6.64) ukazuje obraz SWC o cechach charakterystycznych dla obszaru zbliżonego do linii wtopienia. Osnowa jest w znacznym stopniu przekształcona, z dominującym udziałem martenzytu, lecz obecność drobnych wydzieleń węglikowych wskazuje na stabilizujący wpływ chromu na strukturę. Sferoidy grafitu są zachowane, lecz w bezpośrednim otoczeniu niektórych z nich widoczne są lokalne strefy wzbogacone w węgiel.



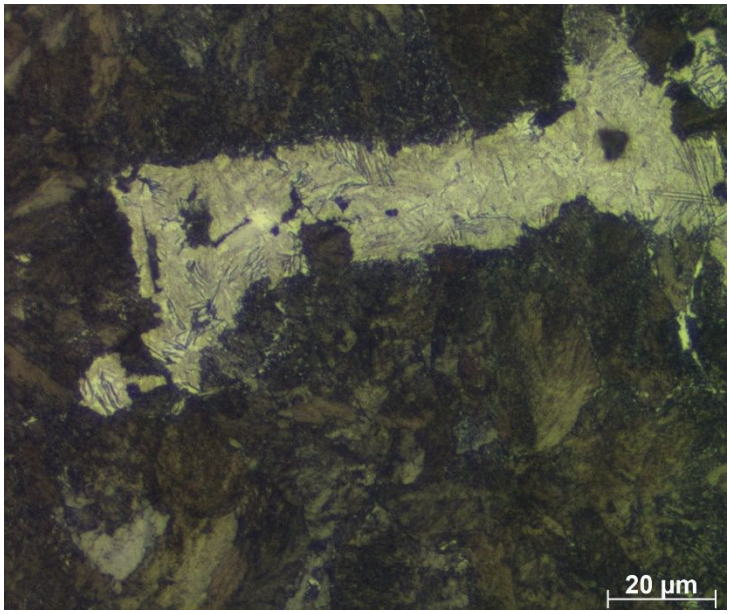
Rys. 6.64. Proszek 2 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 14 (mikroskopia świetlna).

Pole obserwacji (rys. 6.65) w obszarze bliskim linii wtopienia. Osnowa wykazuje cechy w znacznym stopniu martenzytyczne, lecz mikrostruktura zachowuje pewne ślady struktur pośrednich (sorbitu, bainitu). Granice ziaren dawnego austenitu są widoczne, a w ich obrębie obserwuje się drobne, jasne wydzielenia węglikowe.



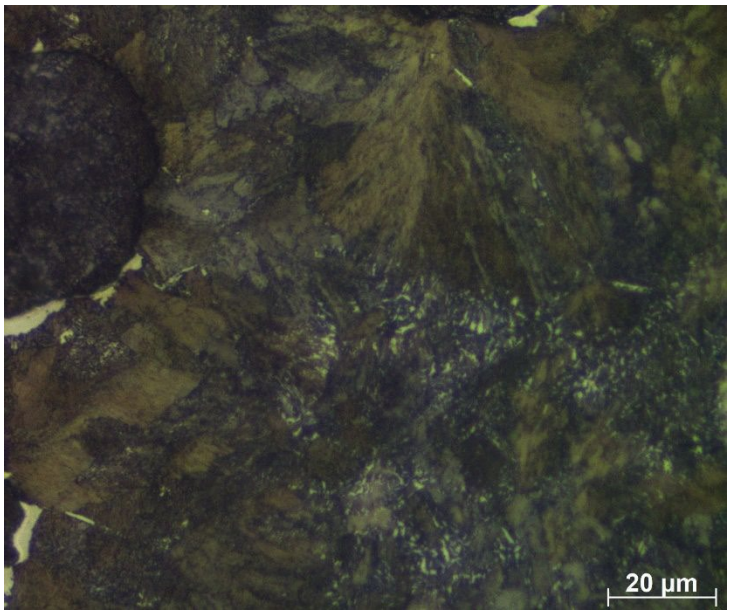
Rys. 6.65. Proszek 2 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 15 (mikroskopia świetlna).

Pole (rys. 6.66) dokumentuje obszar SWC w jego części głębokiej, zbliżonej do linii wtopienia. Obraz strukturalny jest zbliżony do obserwowanego w analogicznych obszarach próbek Proszku 1, lecz z wyraźnie większym udziałem drobnych wydzieleń węglikowych w osnowie. Sferoidy grafitu zachowują swoją lokalizację.



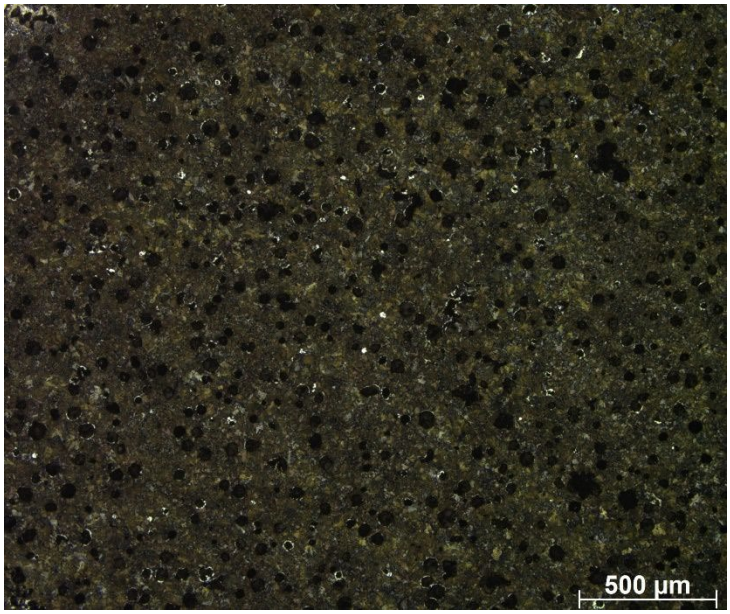
Rys. 6.66. Proszek 2 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 16 (mikroskopia świetlna).

Pole obserwacji (rys. 6.67) ukazuje strefę SWC o szczególnie wysokim stopniu martenzytyzacji osnowy, z drobnymi mikropęknięciami widocznymi w pobliżu niektórych sferoidów grafitu. Mikropęknięcia te są efektem naprężeń termicznych w trakcie chłodzenia.



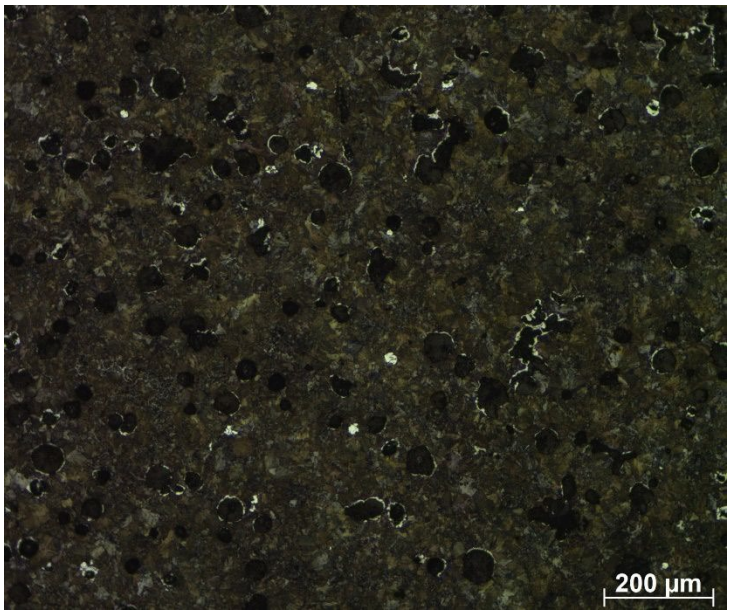
Rys. 6.67. Proszek 2 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 17 (mikroskopia świetlna).

Pole (rys. 6.68) prezentuje obraz strefy SWC w obszarze przylegającym do strefy przejściowej, z wyraźnie zaawansowanymi przemianami martenzytycznymi osnowy. W obszarach międzysferoidalnych obserwuje się gęsto rozłożone wydzielenia węglikowe, świadczące o segregacji chromu w trakcie procesu krzepnięcia i nagrzewania.



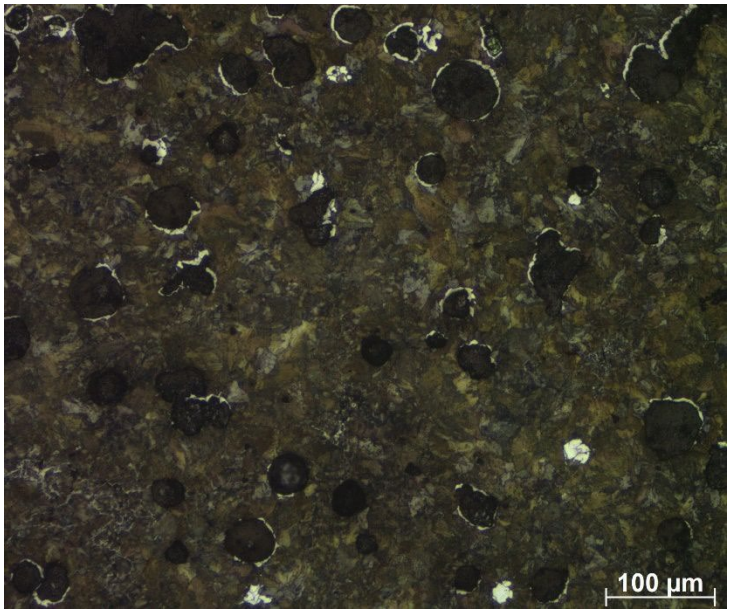
Rys. 6.68. Proszek 2 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 18 (mikroskopia świetlna).

Pole obserwacji (rys. 6.69) w obszarze głębokim SWC, w którym osnowa wykazuje dominującą martenzytyzację. Charakter strukturalny zbliża się tu do obserwowanego w strefie przejściowej SWC/LW próbek Proszku 1.



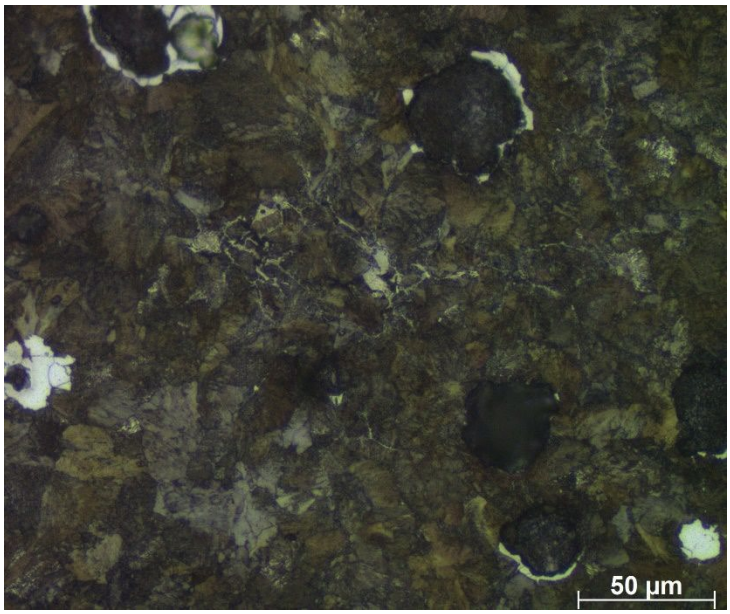
Rys. 6.69. Proszek 2 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 19 (mikroskopia świetlna).

Pole (rys. 6.70) ukazuje obraz strefy SWC w obszarze bezpośrednio przylegającym do linii wtopienia. Osnowa jest tu jednorodnie martenzytyczna, sferoidy grafitu są mniej liczne niż w obszarach zewnętrznych SWC, co świadczy o ich częściowym rozpuszczeniu w trakcie nagrzewania.



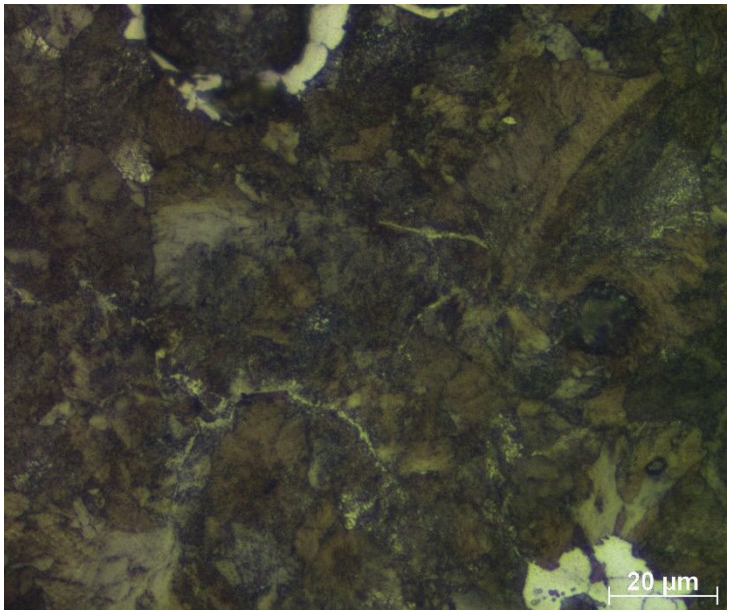
Rys. 6.70. Proszek 2 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 20 (mikroskopia świetlna).

Pole obserwacji (rys. 6.71) potwierdza charakter strefy przejściowej SWC/LW dla próbek Proszku 2. Osnowa jest jednorodnie martenzytyczna, z drobnymi, rozproszonymi wydzieleniami węglikowymi. Sferoidy grafitu są zatarte, częściowo rozpuszczone.



Rys. 6.71. Proszek 2 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 21 (mikroskopia świetlna).

Pole (rys. 6.72) dokumentuje obraz strefy SWC w obszarze bardzo zbliżonym do linii wtopienia. W obrębie pola widzenia widoczne są lokalne strefy o szczególnie silnym wzbogaceniu w węgiel - odpowiadające miejscom, w których sferoidy grafitu uległy częściowemu rozpuszczeniu w trakcie nagrzewania szczytowego.

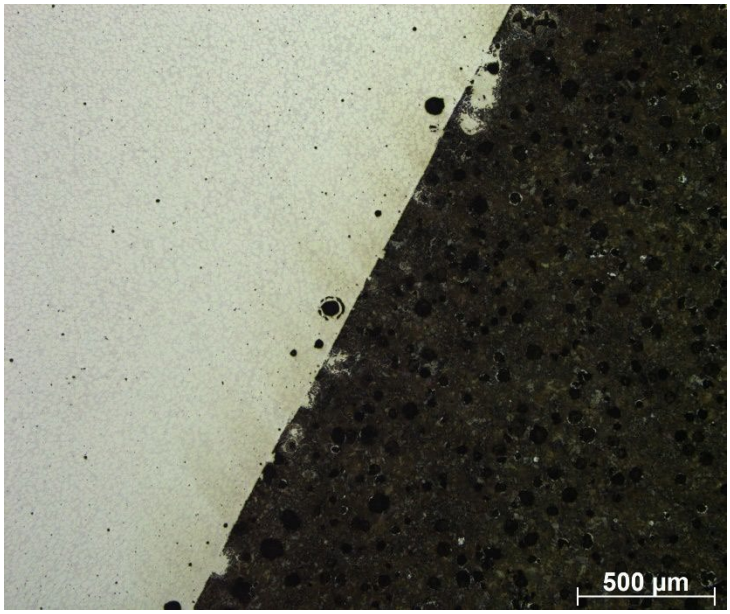


Rys. 6.72. Proszek 2 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 22 (mikroskopia świetlna).

Ostatnie z pól obserwacji w obrębie strefy wpływu ciepła dla próbek Proszku 2 stanowi reprezentatywne zakończenie analizy tej strefy. Mikrostruktura w obszarze przylegającym bezpośrednio do linii wtopienia ma cechy jednorodnie martenzytyczne, z drobnymi wydzieleniami węglikowymi w obrębie osnowy. Geometria sferoidów grafitu jest częściowo zatarta.

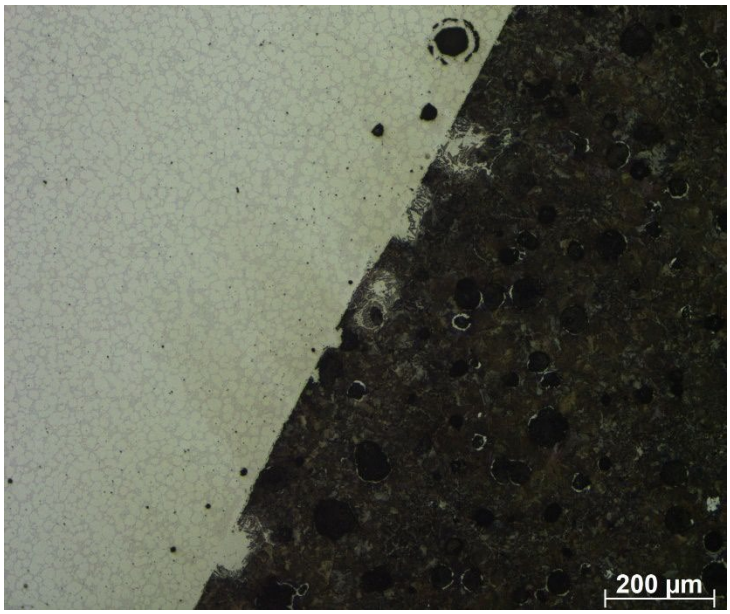
6.4.3. Linia wtopienia (LW)

Linia wtopienia w próbkach Proszku 2 została udokumentowana na piętnastu polach obserwacji (rysunki 6.73-6.87), co stanowi największą liczbę pól dla tej strefy wśród trzech analizowanych proszków. Tak rozbudowana dokumentacja pozwala na szczegółową ocenę ciągłości i jakości metalurgicznej granicy materiałowej (rys. 6.73).



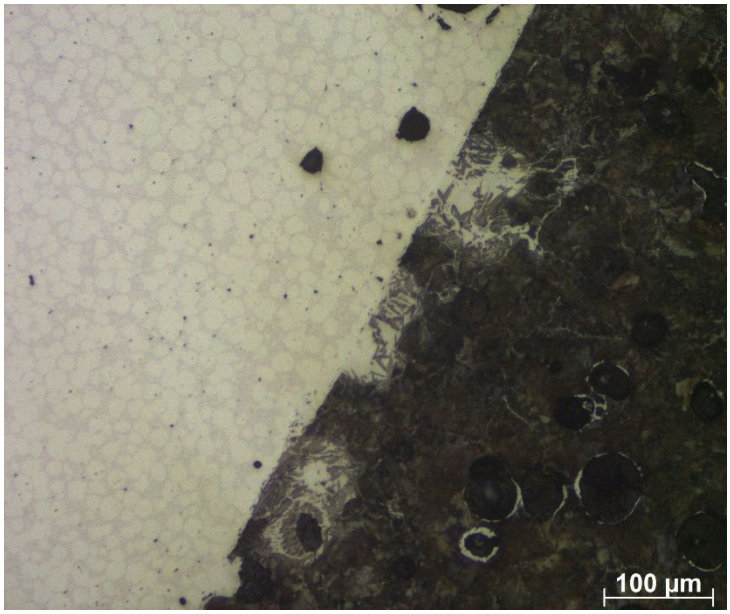
Rys. 6.73. Proszek 2 - linia wtopienia (LW), pole 1 (mikroskopia świetlna).

Pierwsze pole obserwacji (rys. 6.74) w obrębie linii wtopienia ukazuje wyraźną granicę pomiędzy spoiną a materiałem rodzimym. Po stronie spoiny widoczna jest jasna, jednorodna struktura drobnoziarnista, w której rozróżnienie pojedynczych dendrytów wymaga większego powiększenia. Po stronie materiału rodzimego widoczna jest ciemna, gęsto wypełniona sferoidami grafitu struktura żeliwa po silnym oddziaływaniu termicznym. Granica jest ostra, regularna. W bezpośrednim sąsiedztwie linii wtopienia, po stronie materiału rodzimego, obserwuje się pojedyncze drobne pory - typowe dla procesu palnikowego, w którym gazy atmosfery płomienia mogą być zatrzymywane na granicy ciekłej kąpieli ze stałym podłożem.



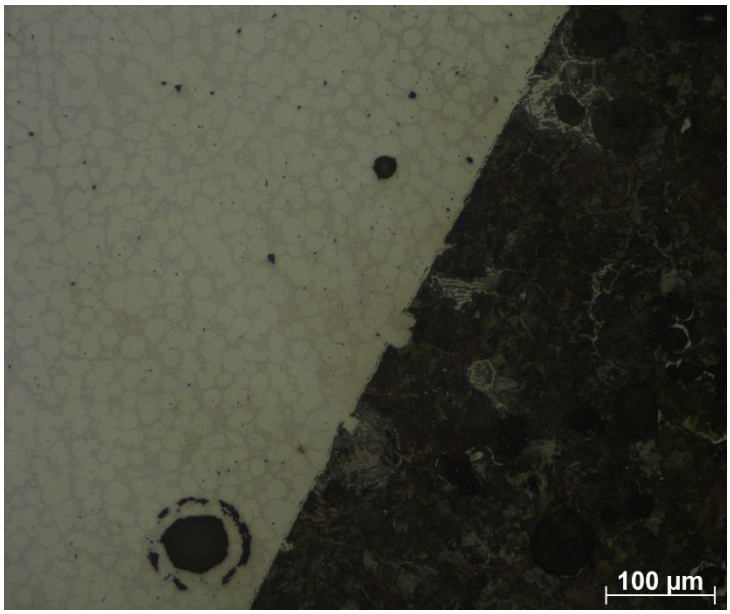
Rys. 6.74. Proszek 2 - linia wtopienia (LW), pole 2 (mikroskopia świetlna).

Pole obserwacji (rys. 6.75) dokumentuje kolejny fragment linii wtopienia. Mikrostruktura spoiny w sąsiedztwie linii ma charakter drobnoziarnisty, jednorodny, bez wyraźnie wyodrębnionych dendrytów na poziomie obserwacji. Tak ukształtowana struktura odbiega od obrazu spoiny Proszku 1, w którym kierunkowość dendrytów była wyraźnie widoczna. Różnica ta wynika z odmiennej geometrii spoiny względem spoiny - w spoinie kierunki krzepnięcia są bardziej zróżnicowane.



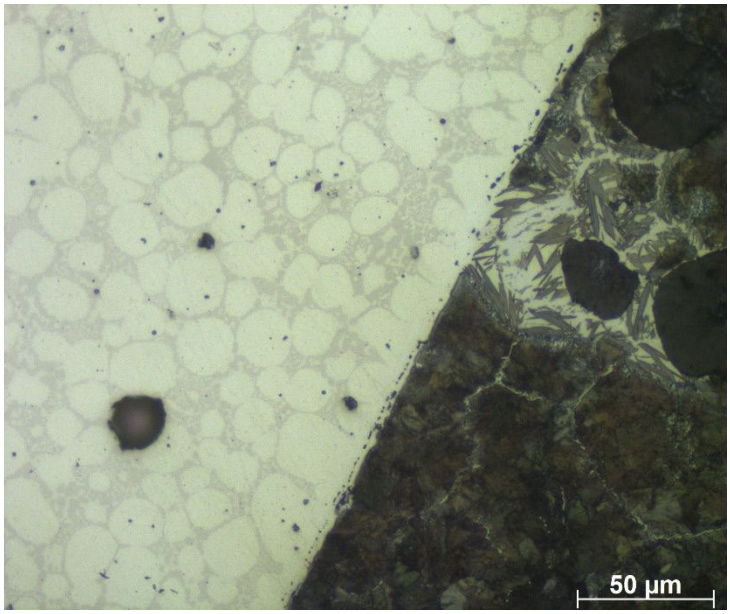
Rys. 6.75. Proszek 2 - linia wtopienia (LW), pole 3 (mikroskopia świetlna).

Pole (rys. 6.76) ukazuje linię wtopienia w obszarze o szczególnie wyraźnym zarysie granicy. Po stronie spoiny widoczna jest jasna, jednorodna struktura, po stronie materiału rodzimego - ciemna, z licznymi sferoidami grafitu. Linia wtopienia jest geometrycznie nieregularna, z widocznymi lokalnymi mikrouwypukleniami.



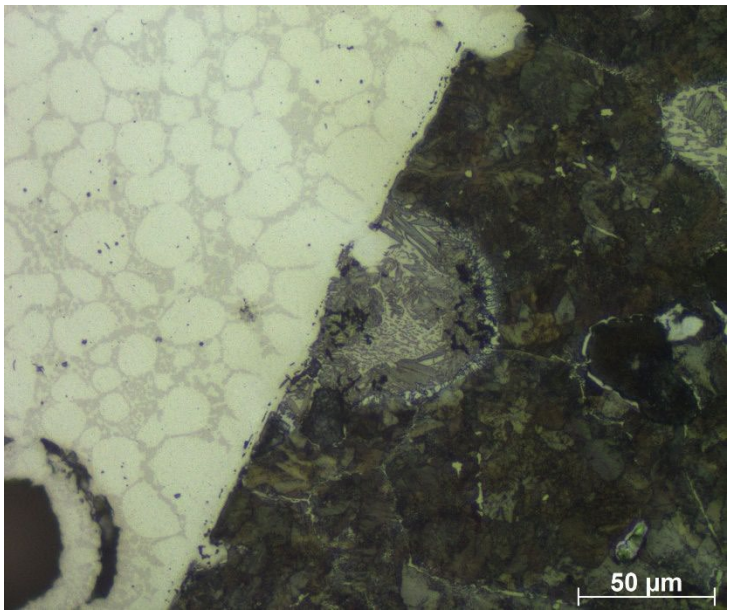
Rys. 6.76. Proszek 2 - linia wtopienia (LW), pole 4 (mikroskopia świetlna).

Pole obserwacji (rys. 6.77) w obszarze, w którym widoczne są drobne mikropory tuż przy linii wtopienia. Mikropory te są zlokalizowane głównie po stronie materiału rodzimego i mają średnice rzędu kilkudziesięciu mikrometrów. Tego rodzaju nieciągłości stanowią efekt absorpcji gazów z atmosfery acetylenowo-tlenowej i ich częściowego zatrzymania w fazie ciekłej w trakcie krzepnięcia.



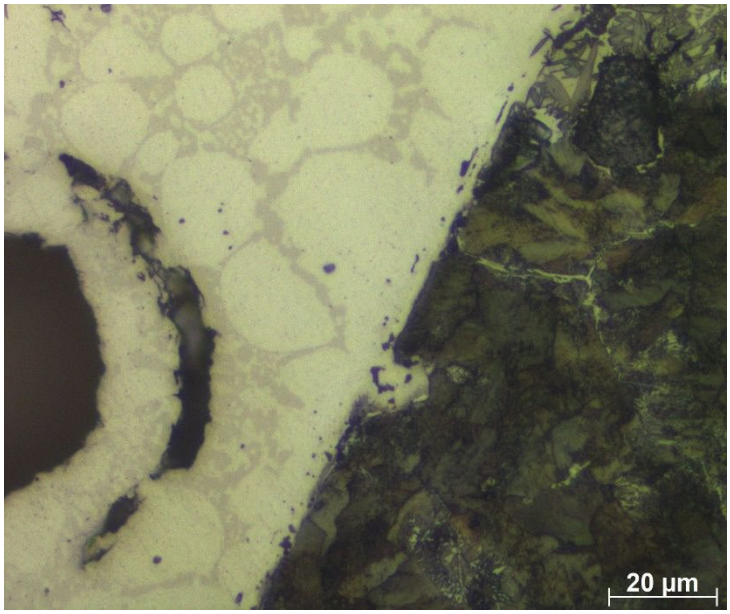
Rys. 6.77. Proszek 2 - linia wtopienia (LW), pole 5 (mikroskopia świetlna).

Pole (rys. 6.78) dokumentuje obraz linii wtopienia o charakterze typowym - ostra granica, jasna spoina, ciemna SWC. Brak widocznych pęknięć i porów. Mikrostruktura spoiny w bezpośrednim sąsiedztwie granicy ma cechy drobnoziarniste.



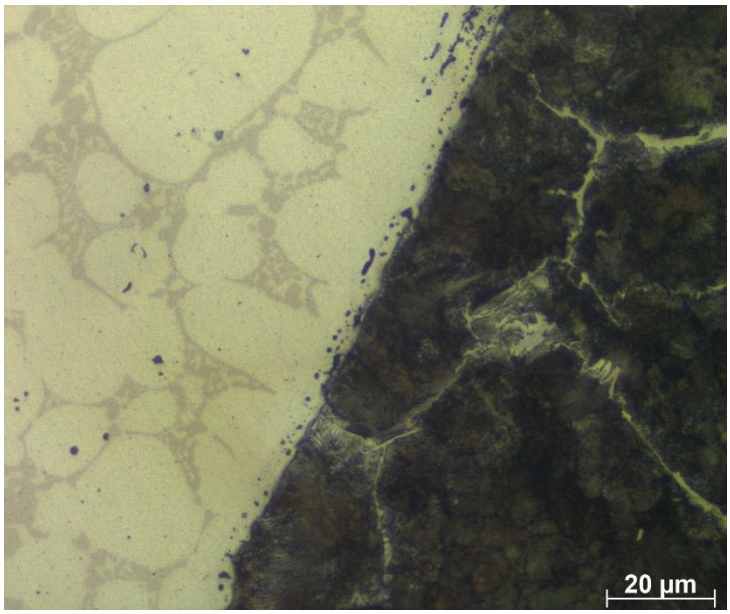
Rys. 6.78. Proszek 2 - linia wtopienia (LW), pole 6 (mikroskopia świetlna).

Pole obserwacji (rys. 6.79) ukazuje linię wtopienia w obszarze, w którym widoczne są pojedyncze pory zlokalizowane po stronie materiału rodzimego, w bezpośrednim sąsiedztwie granicy. Pory te, o średnicach rzędu 30-50 µm, stanowią lokalną nieciągłość mogącą obniżać wytrzymałość zlokalizowaną w obrębie linii wtopienia.



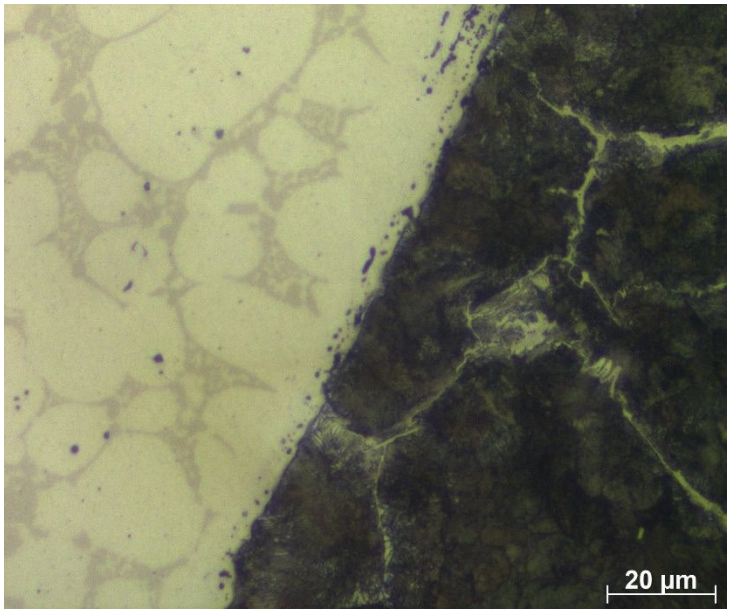
Rys. 6.79. Proszek 2 - linia wtopienia (LW), pole 7 (mikroskopia świetlna).

Pole (rys. 6.80) prezentuje obraz linii wtopienia o cechach reprezentatywnych dla próbek Proszku 2. Po stronie spoiny widoczna jest jasna struktura z subtelnym rysunkiem granic ziaren, po stronie SWC - ciemna struktura żeliwa z licznymi sferoidami grafitu.



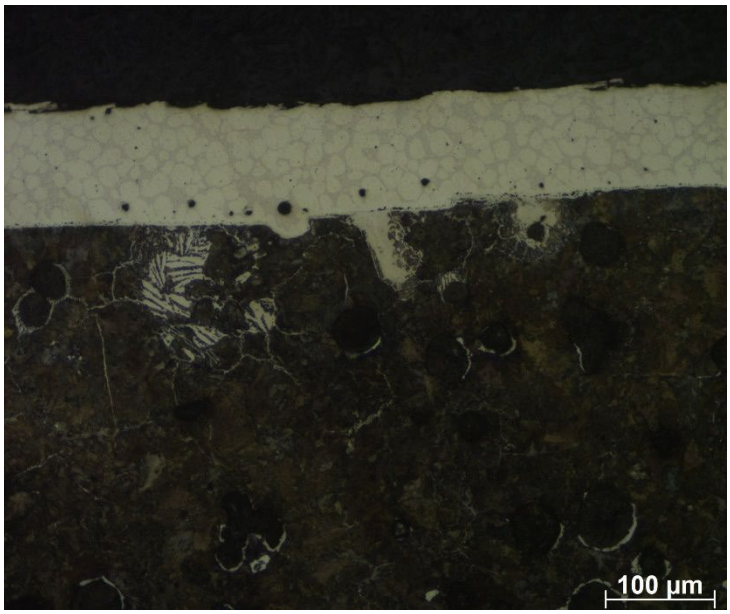
Rys. 6.80. Proszek 2 - linia wtopienia (LW), pole 8 (mikroskopia świetlna).

Pole obserwacji (rys. 6.81) dokumentuje linię wtopienia o szczególnej regularności geometrycznej. Granica jest praktycznie liniowa, bez widocznych nieciągłości. Mikrostruktura po obu stronach granicy jest typowa dla swoich stref.



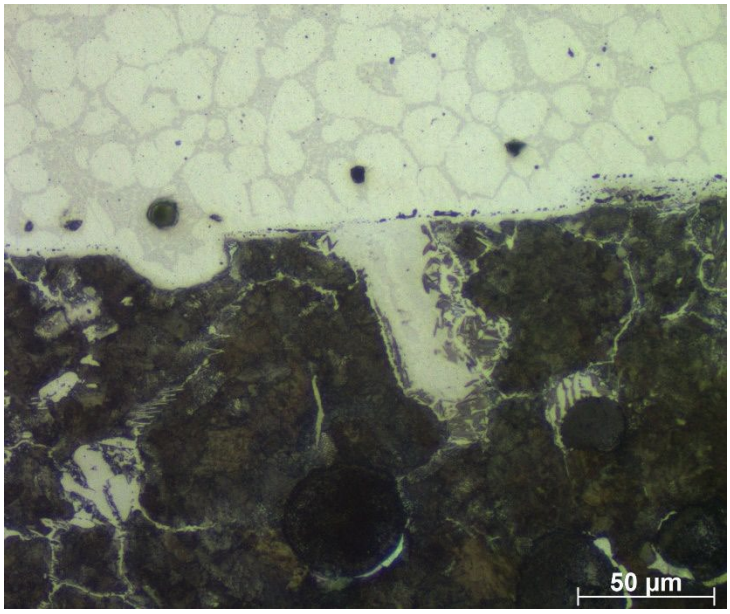
Rys. 6.81. Proszek 2 - linia wtopienia (LW), pole 9 (mikroskopia świetlna).

Pole (rys. 6.82) ukazuje linię wtopienia w wariancie o nieco mniej regularnym przebiegu geometrycznym. Widoczne są lokalne mikrouwypuklenia i mikrouwklęśnięcia granicy. Mikrostruktura po stronie spoiny jest jasna, jednorodna.



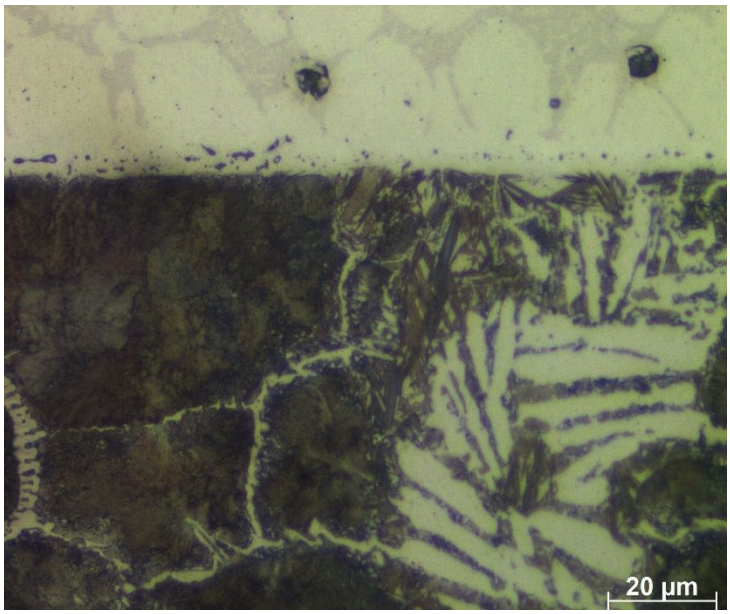
Rys. 6.82. Proszek 2 - linia wtopienia (LW), pole 10 (mikroskopia świetlna).

Pole obserwacji (rys. 6.83) prezentuje obraz linii wtopienia z dobrze widocznymi cechami obu przylegających stref. W obszarze spoiny w bezpośrednim sąsiedztwie linii widoczne są drobne, jasne wydzielenia, mogące odpowiadać wczesnym fazom segregacji chromu w trakcie krzepnięcia.



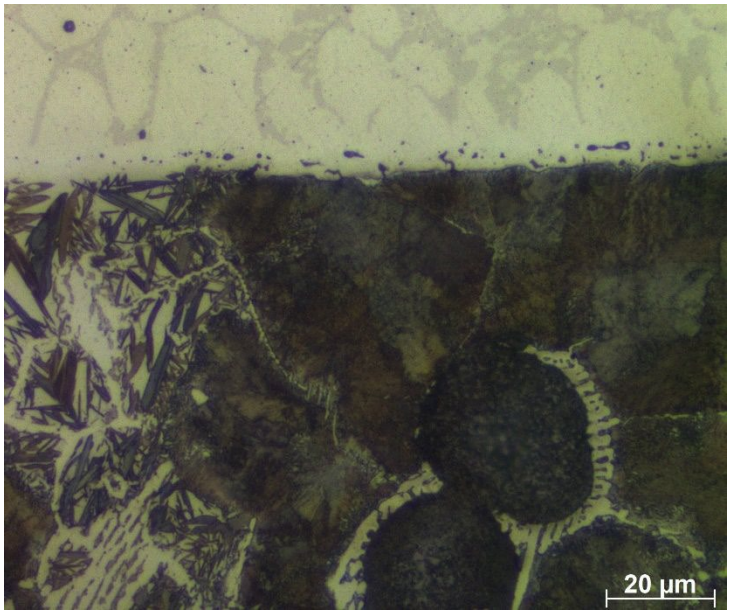
Rys. 6.83. Proszek 2 - linia wtopienia (LW), pole 11 (mikroskopia świetlna).

Pole (rys. 6.84) dokumentuje obraz linii wtopienia bez widocznych nieciągłości. Granica jest ostra i regularna. Mikrostruktura po stronie spoiny ma drobnoziarnisty, jednorodny charakter.



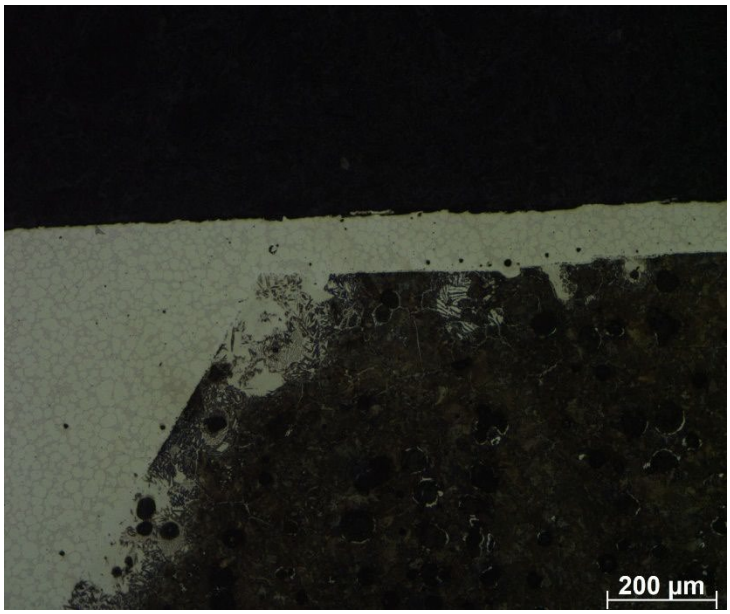
Rys. 6.84. Proszek 2 - linia wtopienia (LW), pole 12 (mikroskopia świetlna).

Pole obserwacji (rys. 6.85) ukazuje linię wtopienia z lokalnymi cechami wskazującymi na intensywne wymieszanie materiałów w trakcie procesu - granica jest miejscami nieostra, z subtelnymi „palcami" struktury spoiny wchodzącymi w głąb materiału rodzimego. Tego rodzaju cechy są charakterystyczne dla procesu palnikowego, w którym dłuższy kontakt ciekłej kąpieli z podłożem sprzyja głębszemu wymieszaniu materiałów.



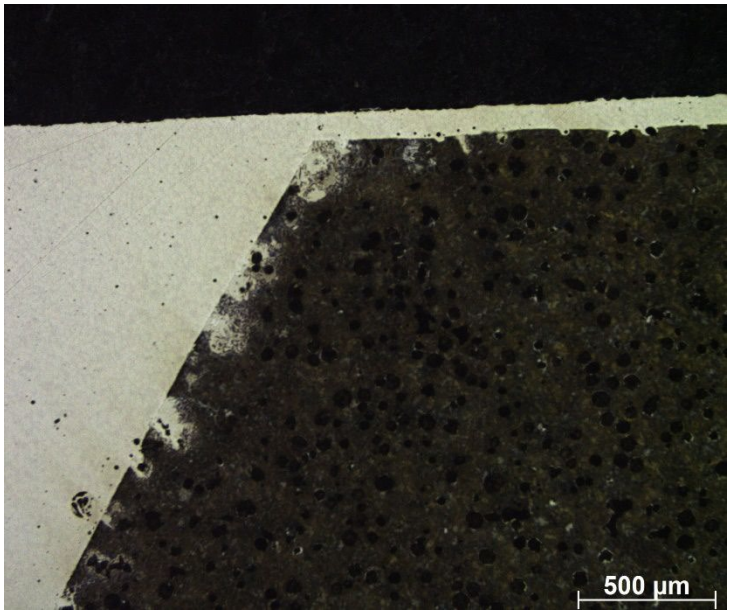
Rys. 6.85. Proszek 2 - linia wtopienia (LW), pole 13 (mikroskopia świetlna).

Pole (rys. 6.86) prezentuje obraz linii wtopienia o cechach standardowych - ostra granica, jasna spoina, ciemna SWC. Mikrostruktura po stronie spoiny zachowuje swój drobnoziarnisty charakter.



Rys. 6.86. Proszek 2 - linia wtopienia (LW), pole 14 (mikroskopia świetlna).

Pole obserwacji (rys. 6.87) dokumentuje fragment linii wtopienia o regularnym przebiegu, bez widocznych nieciągłości. Granica jest geometrycznie ostra, bez widocznych pęknięć.

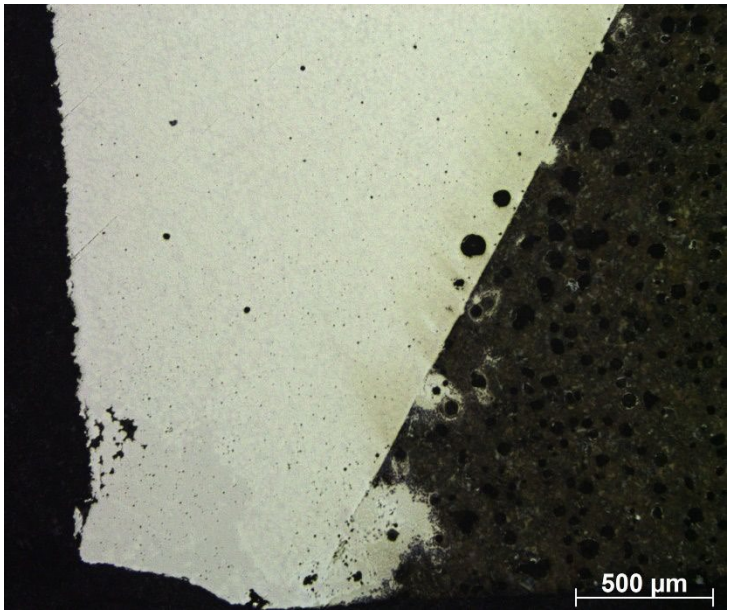


Rys. 6.87. Proszek 2 - linia wtopienia (LW), pole 15 (mikroskopia świetlna).

Ostatnie z pól obserwacji linii wtopienia dla próbek Proszku 2 stanowi reprezentatywne podsumowanie analizy tej strefy. Granica pomiędzy spoiną a materiałem rodzimym jest wyraźna, ciągła, geometrycznie regularna, z lokalnymi mikronieciągłościami w postaci pojedynczych porów. Mikrostruktura po stronie spoiny ma charakter drobnoziarnisty z subtelnymi wydzieleniami węglikowymi; po stronie materiału rodzimego - strukturę przejściową SWC.

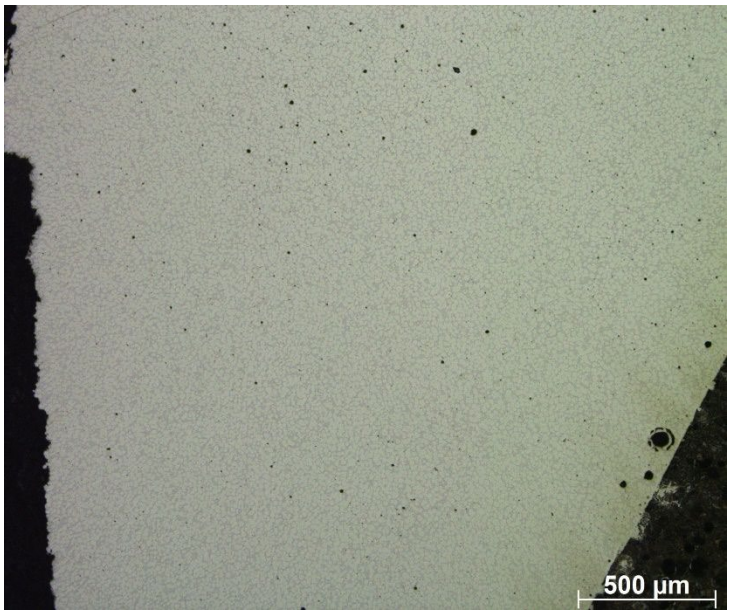
6.4.4. Spoina

Mikrostruktura spoiny dla Proszku 2 została udokumentowana na siedmiu polach obserwacji (rysunki 6.88-6.94) (rys. 6.88).



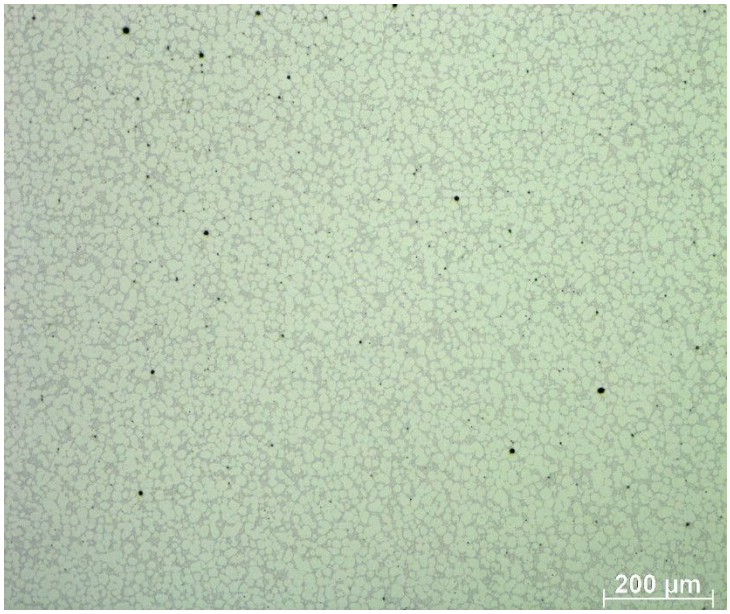
Rys. 6.88. Proszek 2 - spoina, pole 1 (mikroskopia świetlna).

Pierwsze pole obserwacji (rys. 6.89) w obrębie spoiny ukazuje jasną, drobnoziarnistą strukturę o jednorodnym charakterze. W odróżnieniu od spoiny Proszku 1, w której wyraźnie widoczne były dendryty o orientacji kierunkowej, w spoinie Proszku 2 obraz jest bardziej jednorodny, z subtelnym rysunkiem granic ziaren widocznym przy bliższym oglądzie. W obrębie pola widoczne są nieliczne drobne ciemne wtrącenia, interpretowane jako pojedyncze pory lub mikrowtrącenia niemetaliczne - typowe dla procesu palnikowego. Granica spoiny z materiałem rodzimym widoczna jest po prawej stronie pola.



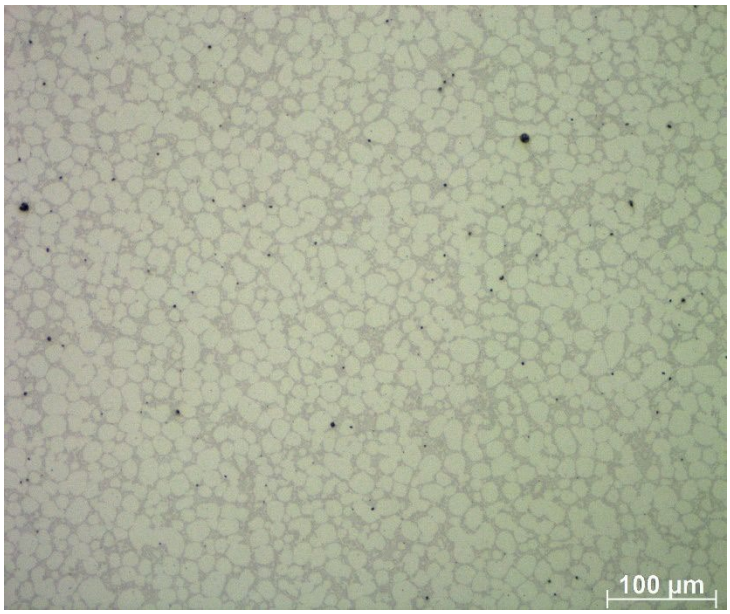
Rys. 6.89. Proszek 2 - spoina, pole 2 (mikroskopia świetlna).

Pole obserwacji (rys. 6.90) dokumentuje strukturę spoiny w obszarze nieco oddalonym od linii wtopienia. Obraz pozostaje jasny i drobnoziarnisty. Widoczne są lokalne, drobne mikropory.



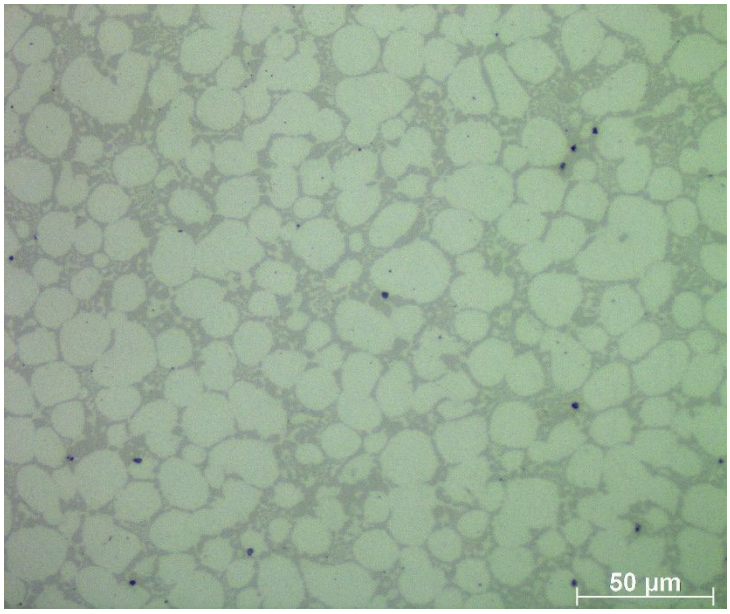
Rys. 6.90. Proszek 2 - spoina, pole 3 (mikroskopia świetlna).

Pole (rys. 6.91) ukazuje obszar spoiny z dobrze widocznymi cechami subtelnej struktury wewnętrznej. W obrębie obszaru jasnego widoczna jest siatka delikatnych granic ziaren, odpowiadająca pierwotnym granicom dendrytów po częściowej rekrystalizacji. Charakter strukturalny jest jednorodny, bez wyraźnych orientacji kierunkowych.



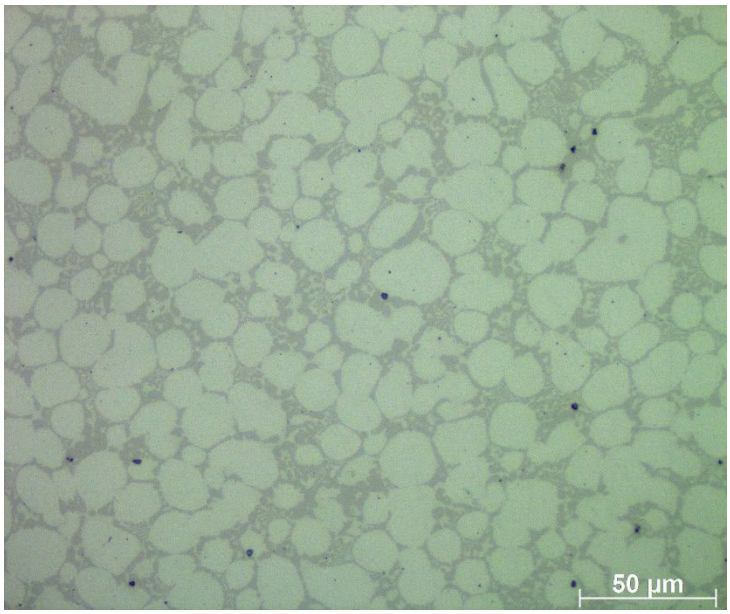
Rys. 6.91. Proszek 2 - spoina, pole 4 (mikroskopia świetlna).

Pole obserwacji (rys. 6.92) prezentuje obraz spoiny w jej wewnętrznym obszarze. Mikrostruktura ma charakter drobnoziarnisty, jednorodny, bez widocznych większych nieciągłości. Widoczne są drobne, jasne wydzielenia, mogące odpowiadać węglikom chromu rozłożonym w osnowie.



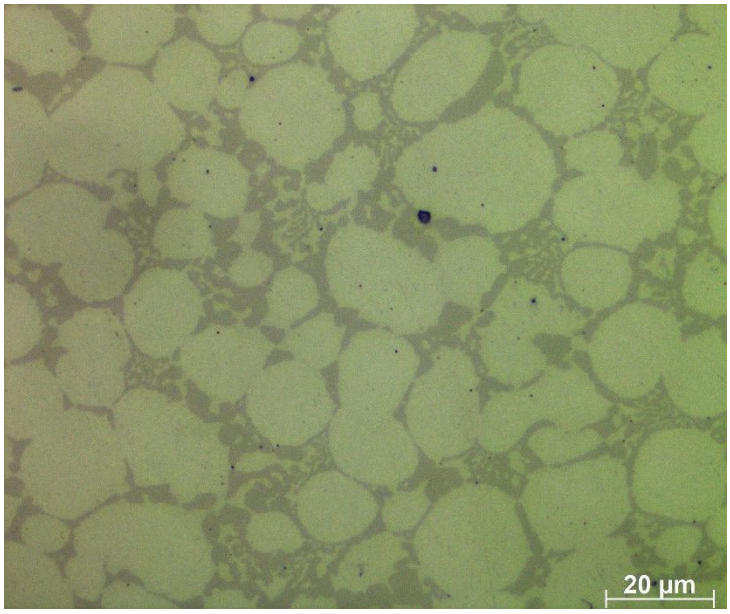
Rys. 6.92. Proszek 2 - spoina, pole 5 (mikroskopia świetlna).

Pole (rys. 6.93) dokumentuje strukturę spoiny w obszarze charakteryzującym się obecnością drobnych mikronieciągłości - pojedynczych porów o średnicach rzędu 20-40 µm. Tego rodzaju lokalne nieciągłości stanowią potencjalne miejsca koncentracji naprężeń w warunkach obciążenia.



Rys. 6.93. Proszek 2 - spoina, pole 6 (mikroskopia świetlna).

Pole obserwacji (rys. 6.94) ukazuje obraz spoiny w obszarze o szczególnej jednorodności strukturalnej. Mikrostruktura jest drobnoziarnista, bez wyraźnych nieciągłości. Tego rodzaju obraz odpowiada optymalnie ukształtowanej spoinie.



Rys. 6.94. Proszek 2 - spoina, pole 7 (mikroskopia świetlna).

Ostatnie z pól obserwacji w obrębie spoiny dla próbek Proszku 2 stanowi reprezentatywne zakończenie analizy. Mikrostruktura zachowuje cechy drobnoziarnistej, jednorodnej osnowy z subtelnymi wydzieleniami węglikowymi.

6.4.5. Podsumowanie obserwacji dla Proszku 2

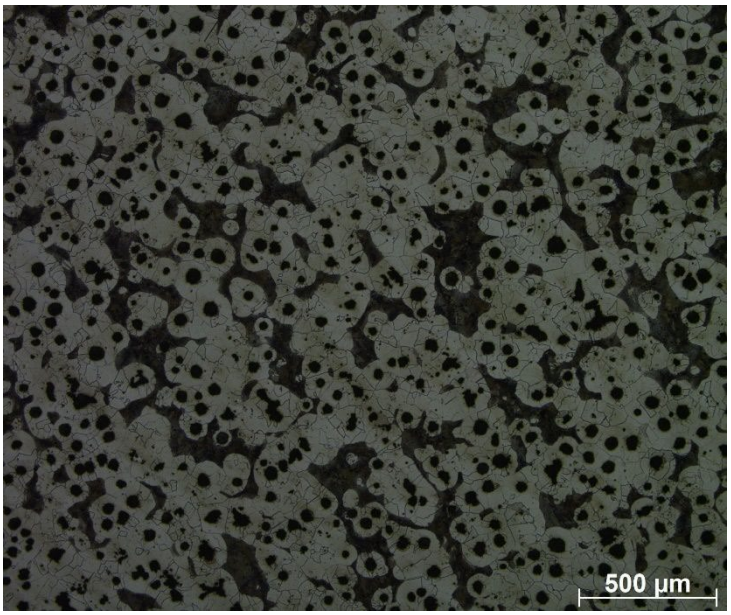
Mikrostruktura złącza wykonanego z wykorzystaniem Proszku 2 wykazuje cechy odróżniające ją od mikrostruktury złącza Proszku 1. Materiał rodzimy zachowuje strukturę żeliwa sferoidalnego ferrytyczno-perlitycznego, identyczną jak w pozostałych wariantach (co potwierdza jednorodność partii podłoża). Strefa wpływu ciepła wykazuje łagodniejszy stopień martenzytyzacji osnowy niż w przypadku Proszku 1 - co należy wiązać z wyraźnie niższą zawartością węgla w spoinie Proszku 2 (0,08% wobec 0,47% w Proszku 1) i, w konsekwencji, mniejszym wzbogaceniem osnowy SWC w węgiel z spoiny w trakcie procesu palnikowego (procesie, w którym dyfuzyjny transport węgla pomiędzy spoiną a podłożem ma istotny zasięg). Jednocześnie w obrębie osnowy SWC i samej spoiny obserwuje się drobne wydzielenia węglikowe, których obecność należy wiązać z wysoką zawartością chromu (1,39%) - w procesie palnikowym ich wzrost jest dodatkowo sprzyjany dłuższym czasem przebywania materiału w wysokich temperaturach. Linia wtopienia jest geometrycznie regularna, ciągła, lecz w niektórych obszarach widoczne są drobne pory po stronie materiału rodzimego, wynikające z atmosfery acetylenowo-tlenowej procesu. Spoina charakteryzuje się drobnoziarnistą, jednorodną strukturą bez wyraźnej kierunkowości dendrytów. Tak ukształtowana mikrostruktura odpowiada cechom metalurgicznym niskowęglowej stali chromowo-niklowej i stanowi mikrostrukturalną podstawę dla nieco niższych wartości średniej wytrzymałości próbek Proszku 2 w stosunku do Proszku 1 obserwowanych w eksperymentach mechanicznych (350,15 MPa wobec 354,20 MPa, rozdział 5).

6.5. Mikrostruktura złącza wykonanego z wykorzystaniem Proszku 3

Proszek 3 charakteryzuje się składem chemicznym pośrednim pomiędzy Proszkiem 1 a Proszkiem 2 - zawiera 4,46% niklu (najniższa wartość wśród trzech proszków), 0,47% chromu (wartość pośrednia) oraz 0,10% węgla (zbliżona do Proszku 2). Cechą wyróżniającą Proszek 3 spośród pozostałych jest obecność miedzi w zawartości 0,027% - pierwiastka nieobecnego w mierzalnych ilościach w Proszkach 1 i 2. Obecność miedzi, choć w bardzo małej zawartości, może mieć znaczenie metalurgiczne ze względu na ograniczoną rozpuszczalność miedzi w żelazie w stanie stałym oraz jej tendencję do tworzenia lokalnych faz w obszarach segregacji międzydendrytycznej. W warunkach procesu palnikowego, charakteryzującego się dłuższym czasem przebywania materiału w stanie ciekłym, zjawisko segregacji miedzi może mieć dodatkowo zaakcentowany charakter. Analiza metalograficzna zgładów próbek napawanych Proszkiem 3 obejmuje pięć pól obserwacji materiału rodzimego, dwadzieścia pól strefy wpływu ciepła, jedenaście pól linii wtopienia oraz osiem pól obszaru spoiny.

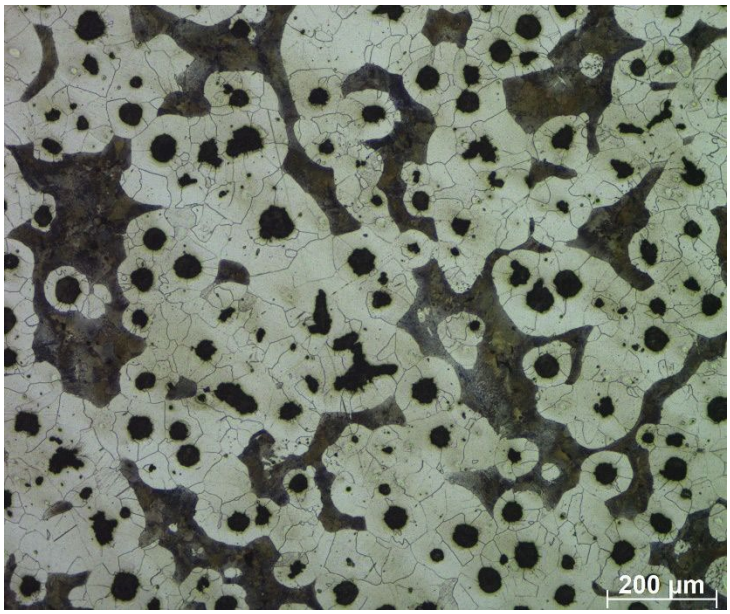
6.5.1. Materiał rodzimy (MR)

Materiał rodzimy złącza wykonanego z wykorzystaniem Proszku 3 udokumentowano na pięciu polach obserwacji (rysunki 6.95-6.99) (rys. 6.95).



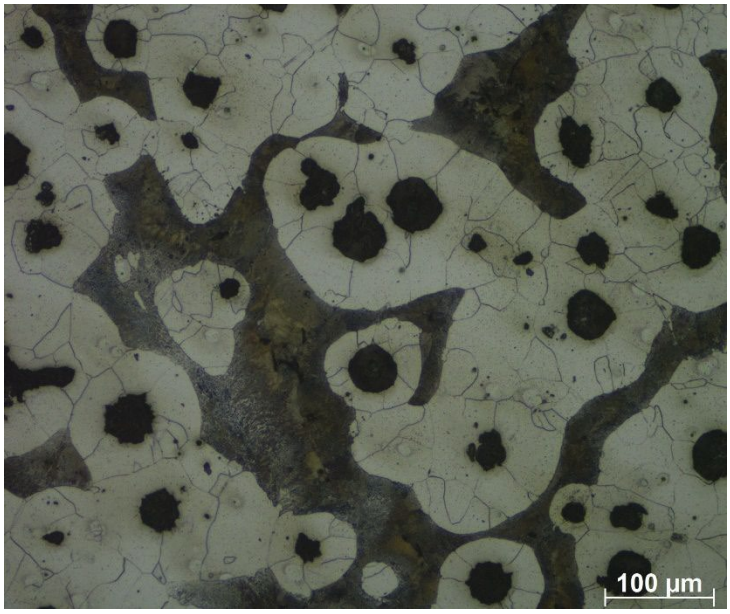
Rys. 6.95. Proszek 3 - materiał rodzimy (MR), pole 1 (mikroskopia świetlna).

Pierwsze pole obserwacji (rys. 6.96) materiału rodzimego dla próbek napawanych Proszkiem 3 ukazuje strukturę typową dla żeliwa sferoidalnego - z wydzieleniami grafitu kulistego otoczonymi otoczkami ferrytycznymi w osnowie ferrytyczno-perlitycznej. Obraz strukturalny jest porównywalny z obserwowanym w próbkach Proszków 1 i 2, co stanowi dodatkowe potwierdzenie jednorodności partii materiału podłoża wykorzystanej w trzech wariantach eksperymentu. Średnice wydzieleń grafitu, ich rozkład oraz cechy osnowy są zgodne z obserwacjami w pozostałych wariantach.



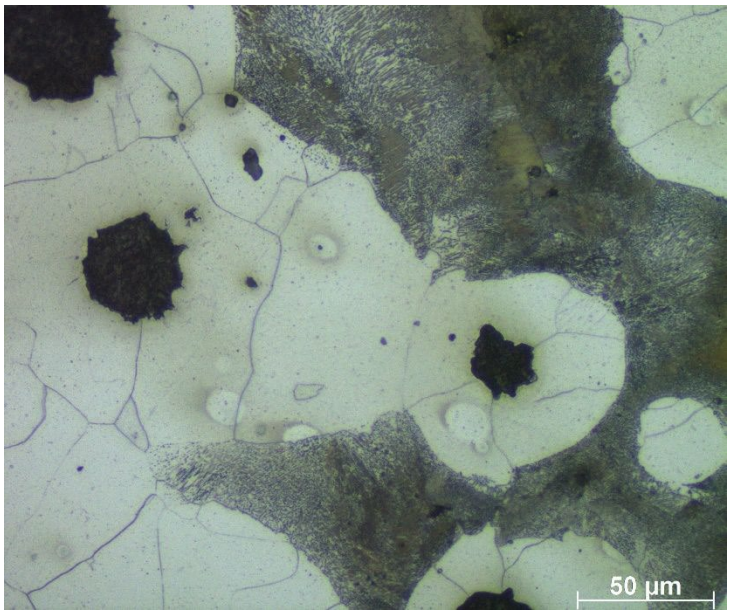
Rys. 6.96. Proszek 3 - materiał rodzimy (MR), pole 2 (mikroskopia świetlna).

Drugie pole obserwacji (rys. 6.97) potwierdza obraz pierwszego pola. Wydzielenia grafitu sferoidalnego są rozłożone jednorodnie w osnowie ferrytyczno-perlitycznej, z dobrze widocznymi otoczkami ferrytycznymi.



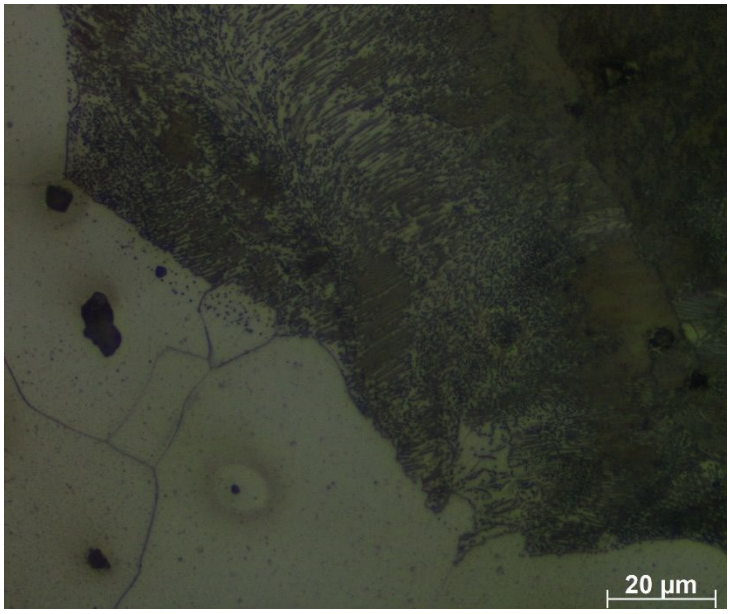
Rys. 6.97. Proszek 3 - materiał rodzimy (MR), pole 3 (mikroskopia świetlna).

Trzecie pole obserwacji (rys. 6.98) prezentuje obszar materiału rodzimego w pozycji typowej dla strefy MR. Mikrostruktura zachowuje wszystkie cechy żeliwa sferoidalnego: wydzielenia kuliste, otoczki ferrytyczne, perlityczna osnowa międzysferoidalna. Brak śladów oddziaływania termicznego.



Rys. 6.98. Proszek 3 - materiał rodzimy (MR), pole 4 (mikroskopia świetlna).

Czwarte pole obserwacji (rys. 6.99) potwierdza jednorodność strukturalną materiału rodzimego dla próbek Proszku 3. Charakter wydzieleń grafitu, ich liczebność i rozkład w obrębie pola widzenia są zgodne z wcześniejszymi obserwacjami.

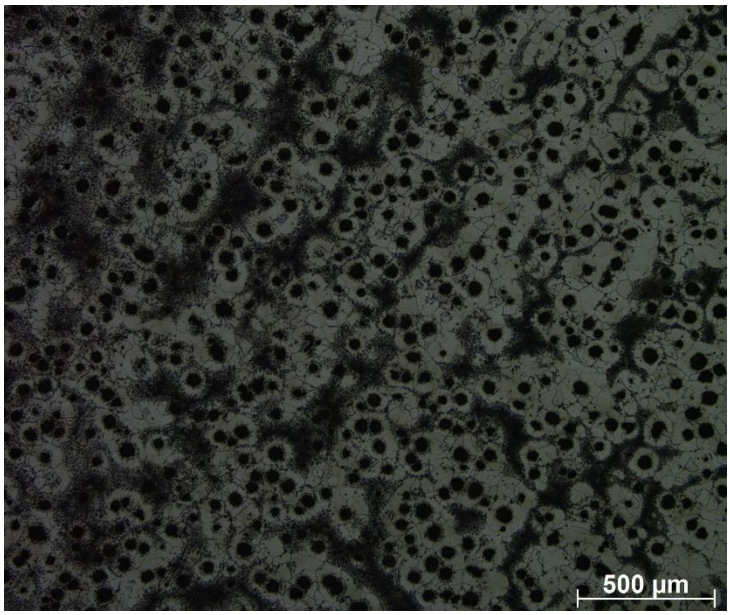


Rys. 6.99. Proszek 3 - materiał rodzimy (MR), pole 5 (mikroskopia świetlna).

Piąte pole materiału rodzimego stanowi reprezentatywne zakończenie obserwacji tej strefy dla próbek Proszku 3. Tożsamość obrazu z obrazami w pozostałych wariantach potwierdza traktowanie żeliwa rodzimego jako jednorodnego punktu odniesienia dla wszystkich trzech wariantów eksperymentu.

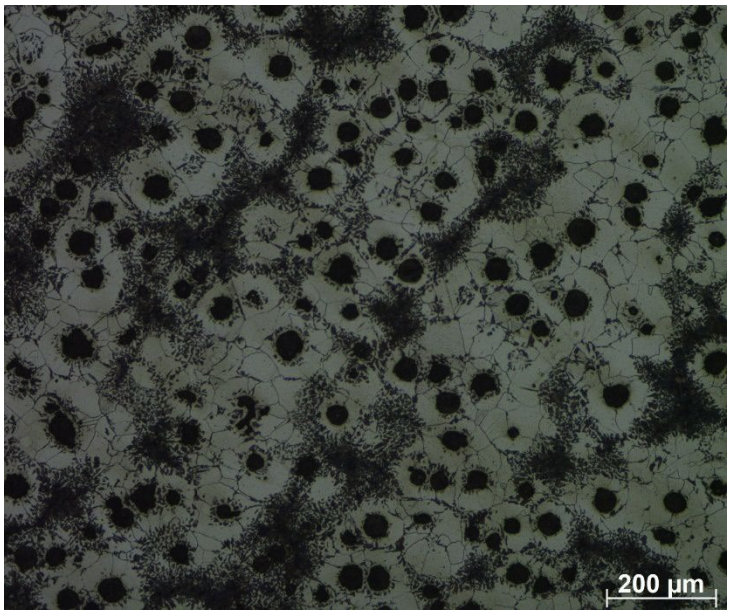
6.5.2. Strefa wpływu ciepła (SWC)

Strefa wpływu ciepła w próbkach Proszku 3 została udokumentowana na dwudziestu polach obserwacji (rysunki 6.100-6.119), obejmujących pełny gradient od zewnętrznego obszaru SWC do bezpośredniego sąsiedztwa linii wtopienia (rys. 6.100).



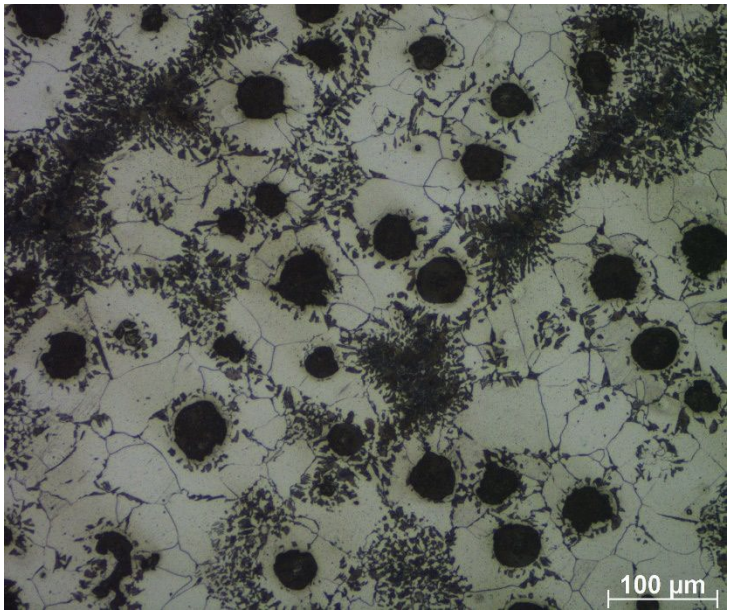
Rys. 6.100. Proszek 3 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 1 (mikroskopia świetlna).

Pierwsze pole obserwacji (rys. 6.101) w obrębie strefy wpływu ciepła dla próbek Proszku 3 ukazuje obszar przylegający do materiału rodzimego. Stopień zaawansowania przemian w osnowie jest tu pośredni - większy niż w analogicznym polu Proszku 2, lecz mniejszy niż w polu Proszku 1. Wydzielenia grafitu pozostają zachowane, otoczki ferrytyczne są częściowo zaciemnione, a osnowa międzysferoidalna wykazuje cechy częściowej przemiany w struktury o cechach bainityczno-sorbitycznych.



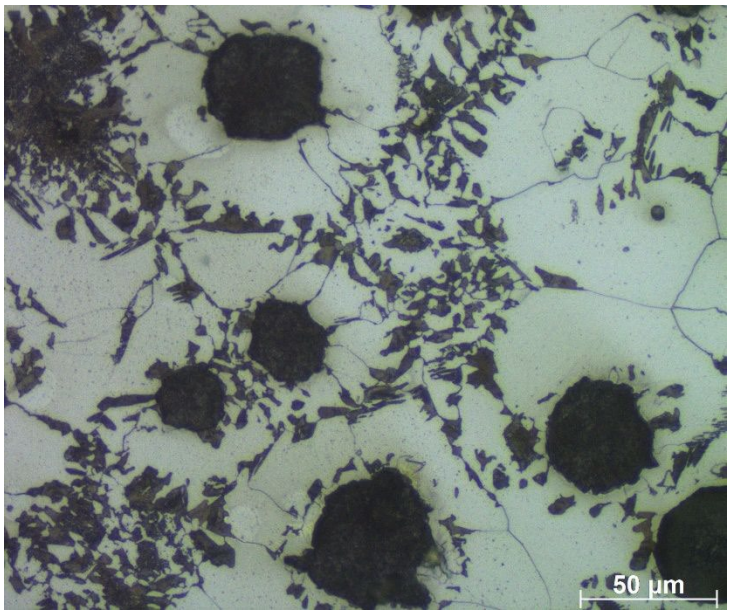
Rys. 6.101. Proszek 3 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 2 (mikroskopia świetlna).

Pole obserwacji (rys. 6.102) dokumentuje obszar SWC nieco bliższy linii wtopienia. Charakter strukturalny osnowy zbliża się do mieszanej struktury martenzytyczno-bainitycznej, z udziałem martenzytu nieco mniejszym niż w analogicznym obszarze Proszku 1, lecz większym niż w Proszku 2. Tak pośredni charakter mikrostruktury odpowiada pośredniej zawartości węgla i chromu w Proszku 3.



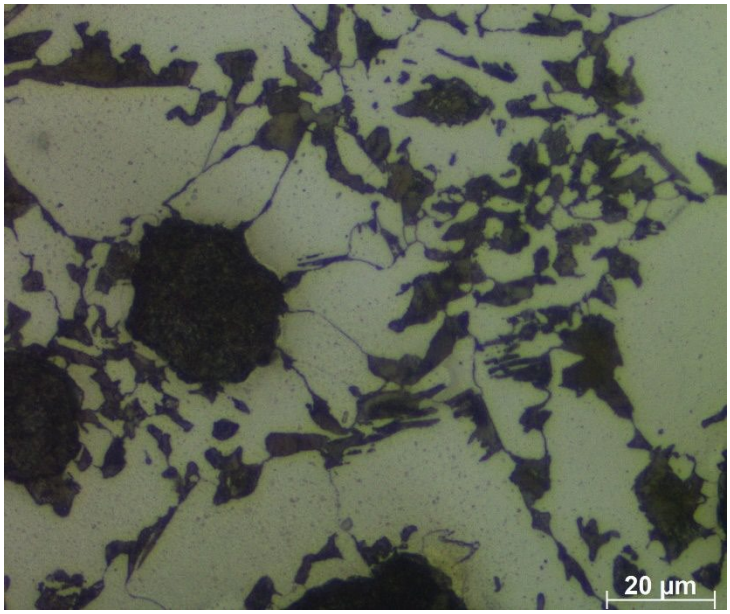
Rys. 6.102. Proszek 3 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 3 (mikroskopia świetlna).

Pole obserwacji (rys. 6.103) ukazuje strefę o stosunkowo umiarkowanym stopniu zaawansowania przemian. Sferoidy grafitu zachowują swoją pełnię, z wąskimi otoczkami ferrytycznymi. Osnowa jest ciemna, ze strukturami o cechach przejściowych pomiędzy bainitem a martenzytem.



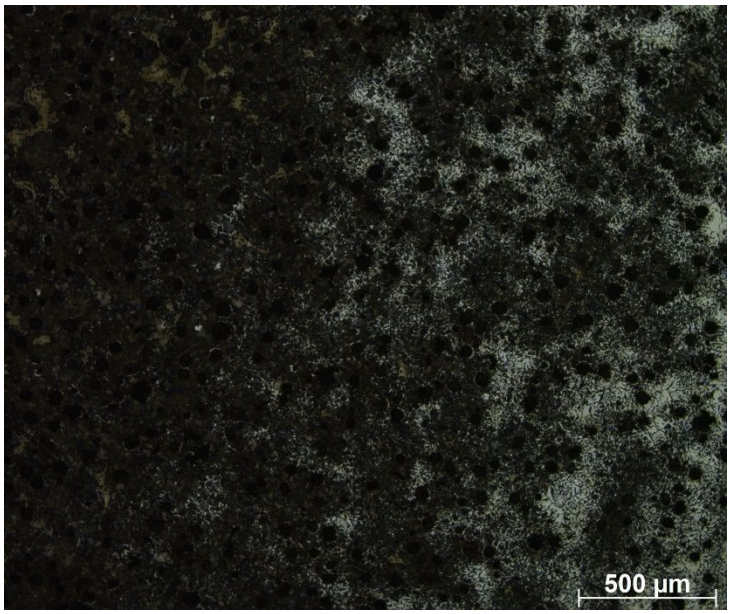
Rys. 6.103. Proszek 3 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 4 (mikroskopia świetlna).

Pole (rys. 6.104) dokumentuje obraz SWC z lokalnymi obszarami o zróżnicowanym stopniu przemian. W obrębie pola widzenia obecne są obszary o cechach częściowo martenzytycznych obok obszarów o cechach bainityczno-sorbitycznych. Heterogeniczność w skali pojedynczego pola obserwacji jest typowa dla obszaru SWC.



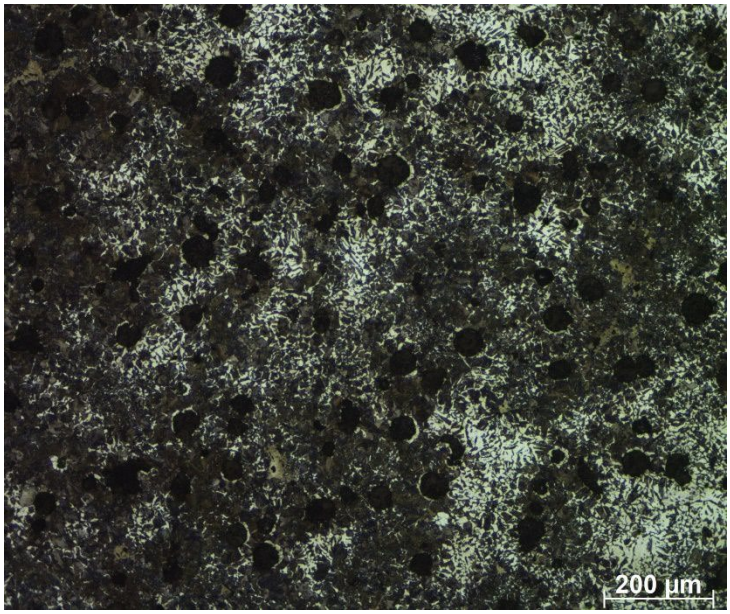
Rys. 6.104. Proszek 3 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 5 (mikroskopia świetlna).

Pole obserwacji (rys. 6.105) ukazuje obszar SWC w jego części średniej. Osnowa wykazuje cechy dominujące martenzytyczne, lecz z subtelnymi wydzieleniami świadczącymi o segregacji pierwiastków stopowych w trakcie chłodzenia.



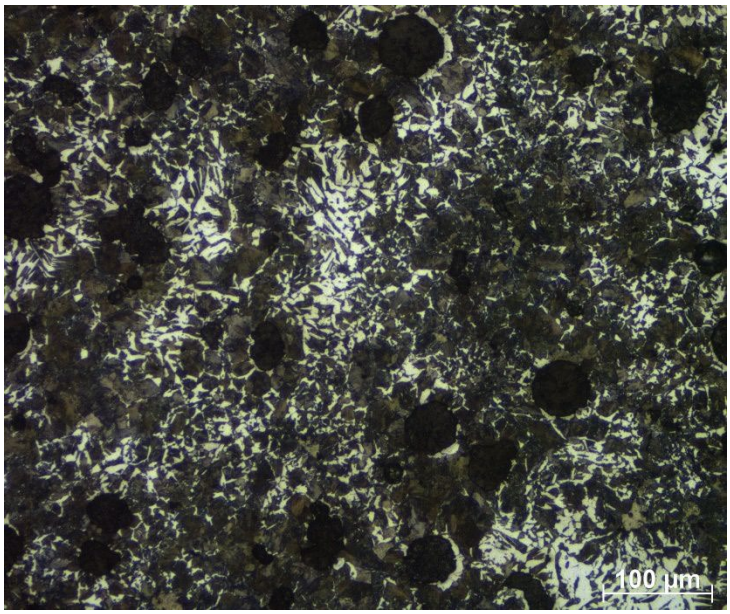
Rys. 6.105. Proszek 3 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 6 (mikroskopia świetlna).

Pole (rys. 6.106) prezentuje obraz strefy SWC z wyraźnie widocznymi cechami martenzytyzacji osnowy. W obszarach międzysferoidalnych widoczne są lokalne strefy o nieco jaśniejszym zabarwieniu, mogące odpowiadać obszarom wzbogaconym w miedź - pierwiastek charakterystyczny dla Proszku 3, mający tendencję do segregowania do obszarów krzepnących na końcu, szczególnie w warunkach umiarkowanej szybkości chłodzenia procesu palnikowego, sprzyjającej rozwiniętej segregacji.



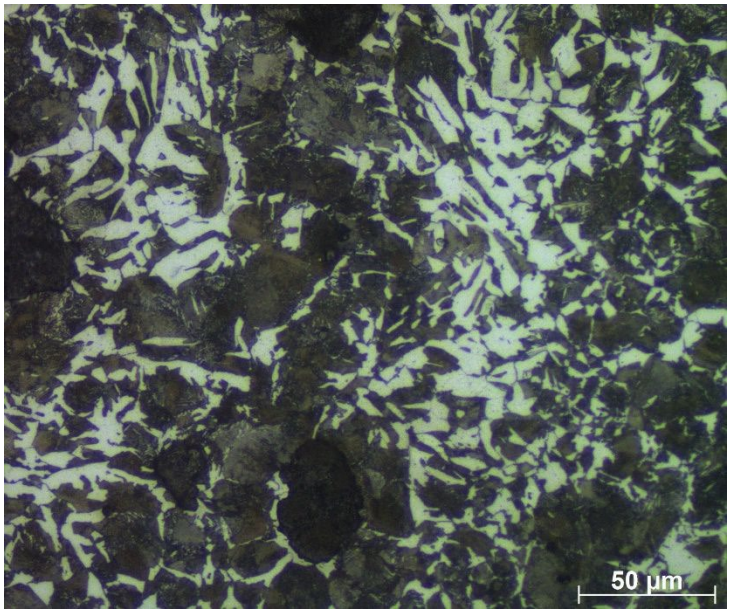
Rys. 6.106. Proszek 3 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 7 (mikroskopia świetlna).

Pole obserwacji (rys. 6.107) dokumentuje obraz SWC w obszarze o cechach przejściowych pomiędzy zewnętrznym SWC a obszarem zbliżonym do linii wtopienia. Mikrostruktura ma charakter mieszany, z udziałem martenzytu, bainitu oraz drobnych wydzieleń węglikowych.



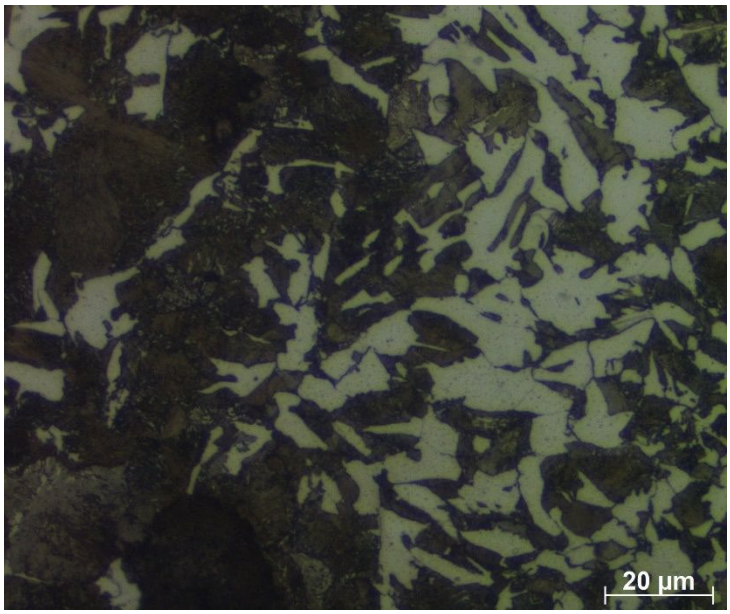
Rys. 6.107. Proszek 3 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 8 (mikroskopia świetlna).

Pole (rys. 6.108) ukazuje strefę o stosunkowo umiarkowanym stopniu zaawansowania przemian. Charakter strukturalny jest pośredni między obserwowanym w Proszku 1 (silniejsza martenzytyzacja) a Proszkiem 2 (łagodniejsza martenzytyzacja).



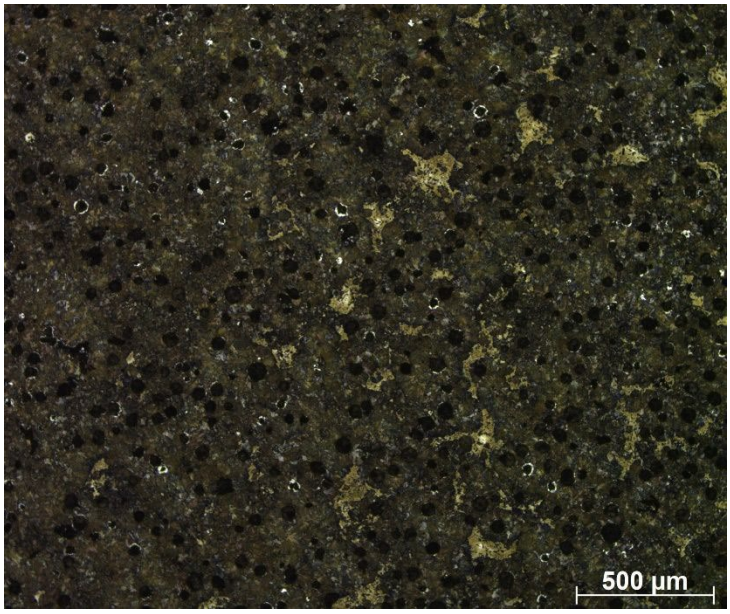
Rys. 6.108. Proszek 3 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 9 (mikroskopia świetlna).

Pole obserwacji (rys. 6.109) prezentuje obraz strefy o wyraźnie zaawansowanych przemianach. Osnowa jest w znacznym stopniu martenzytyczna, z drobnymi wydzieleniami węglikowymi i, prawdopodobnie, lokalnymi mikrostrefami wzbogaconymi w miedź.



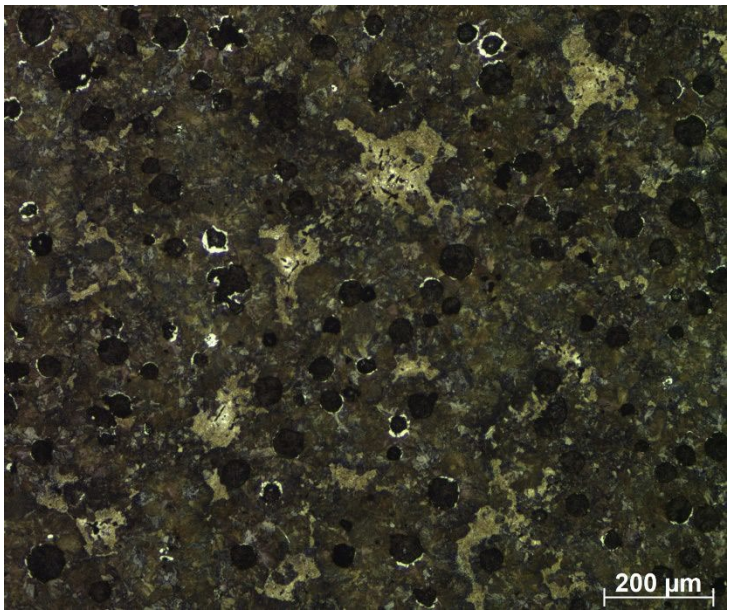
Rys. 6.109. Proszek 3 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 10 (mikroskopia świetlna).

Pole (rys. 6.110) dokumentuje obszar SWC w wariancie typowym dla próbek Proszku 3 - z umiarkowaną martenzytyzacją osnowy, zachowanymi sferoidami grafitu i drobnymi wydzieleniami stopowymi w obszarach międzykrystalicznych.



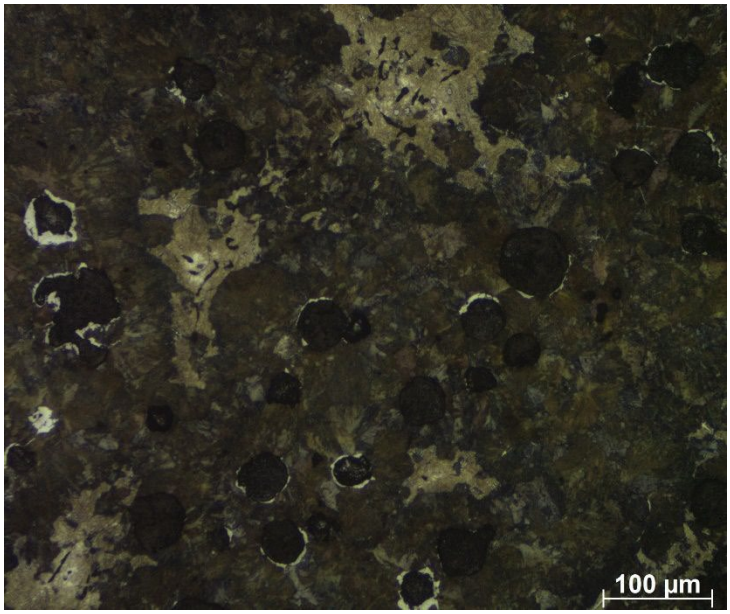
Rys. 6.110. Proszek 3 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 11 (mikroskopia świetlna).

Pole obserwacji (rys. 6.111) ukazuje strefę z dobrze widocznymi cechami pełnej martenzytyzacji osnowy w obszarach międzysferoidalnych. Ziarna dawnego austenitu są wyraźnie widoczne, w ich wnętrzu obserwuje się drobne struktury listwowe martenzytu.



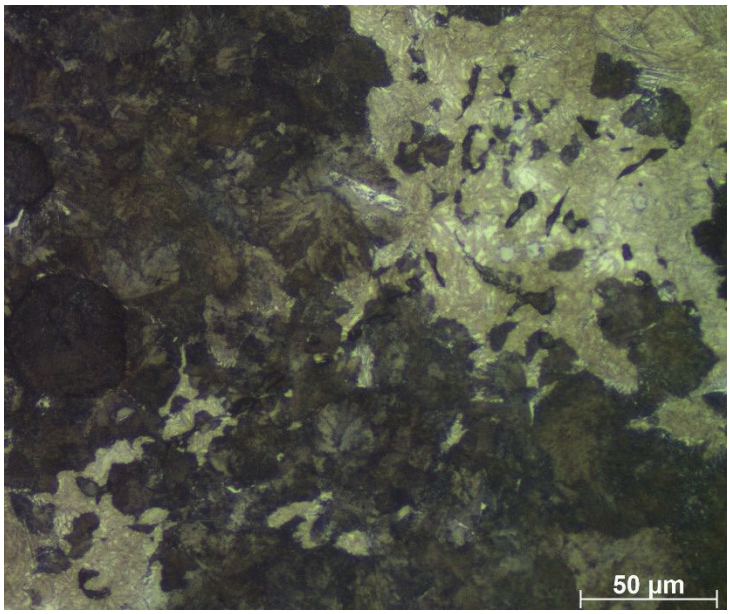
Rys. 6.111. Proszek 3 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 12 (mikroskopia świetlna).

Pole (rys. 6.112) prezentuje obraz SWC w obszarze o cechach typowych dla pośredniego stopnia oddziaływania termicznego. Osnowa jest jednorodnie martenzytyczna, sferoidy grafitu zachowane.



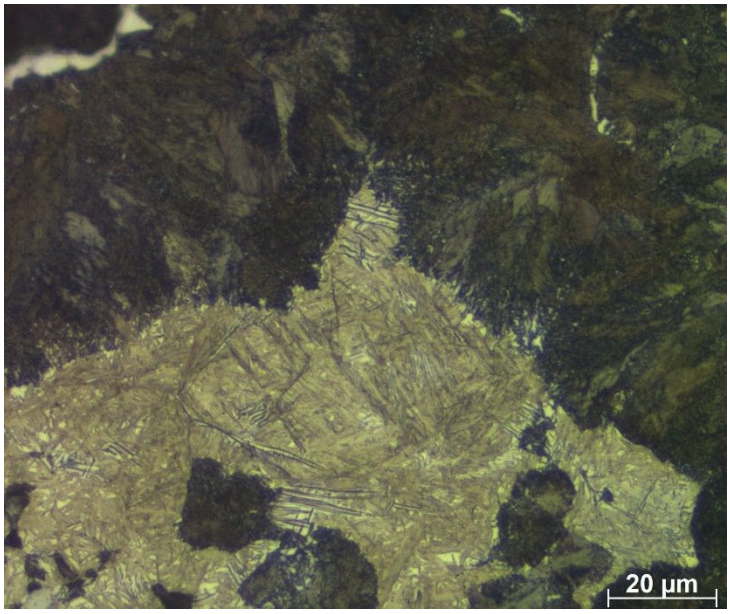
Rys. 6.112. Proszek 3 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 13 (mikroskopia świetlna).

Pole obserwacji (rys. 6.113) dokumentuje obraz strefy o jednorodnym charakterze strukturalnym. Cechy są zbliżone do obserwowanych w analogicznych polach dla Proszków 1 i 2, z umiarkowanymi różnicami wynikającymi z pośredniego składu chemicznego Proszku 3.



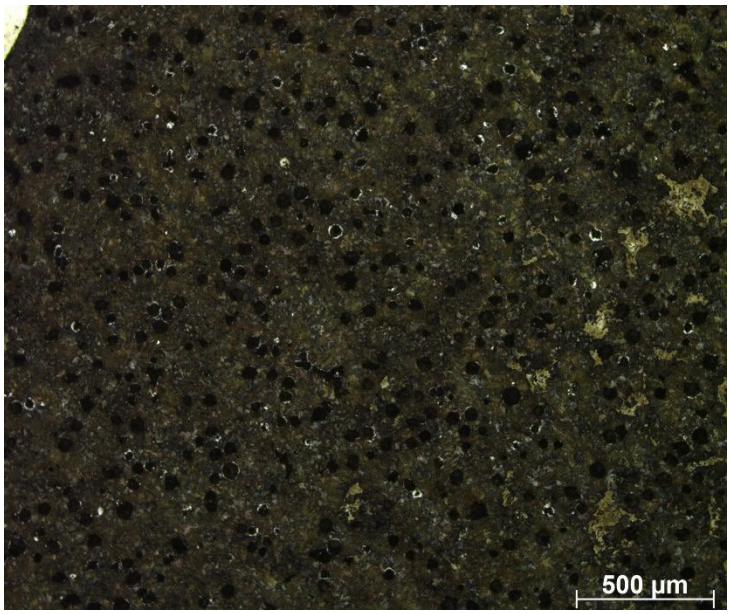
Rys. 6.113. Proszek 3 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 14 (mikroskopia świetlna).

Pole (rys. 6.114) ukazuje obszar SWC zbliżający się do linii wtopienia. Osnowa wykazuje dominującą martenzytyzację, sferoidy grafitu są nadal obecne, choć ich liczność jest nieco mniejsza niż w obszarach zewnętrznych SWC.



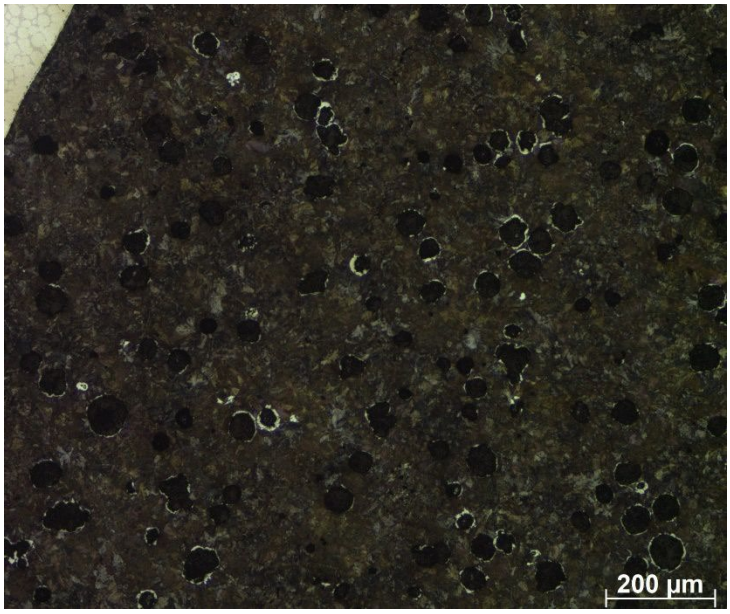
Rys. 6.114. Proszek 3 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 15 (mikroskopia świetlna).

Pole obserwacji (rys. 6.115) dokumentuje strefę o cechach charakterystycznych dla obszaru blisko linii wtopienia. Osnowa jest w pełni martenzytyczna, sferoidy grafitu są częściowo zatarte.



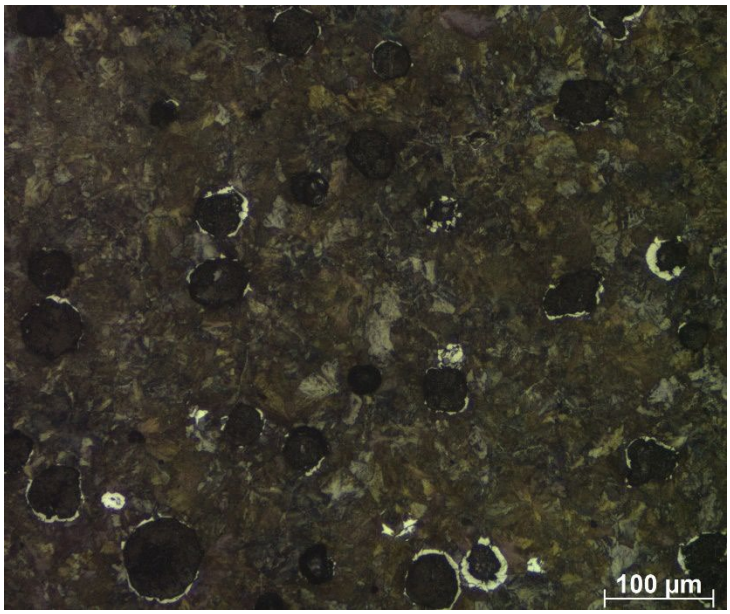
Rys. 6.115. Proszek 3 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 16 (mikroskopia świetlna).

Pole (rys. 6.116) prezentuje obraz strefy SWC w obszarze o intensywnym oddziaływaniu termicznym. Widoczne są drobne mikropęknięcia w pobliżu niektórych sferoidów grafitu - efekt naprężeń termicznych w trakcie chłodzenia.



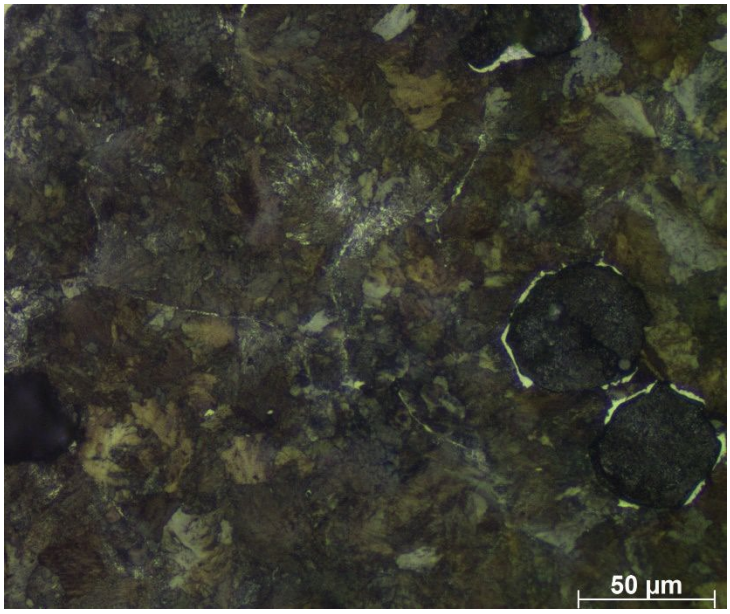
Rys. 6.116. Proszek 3 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 17 (mikroskopia świetlna).

Pole obserwacji (rys. 6.117) ukazuje strefę przejściową SWC/LW dla próbek Proszku 3. Osnowa jest jednorodnie martenzytyczna, z drobnymi wydzieleniami węglikowymi i lokalnymi mikrostrefami o nieco odmiennym zabarwieniu, mogącymi odpowiadać obszarom segregacji miedzi.



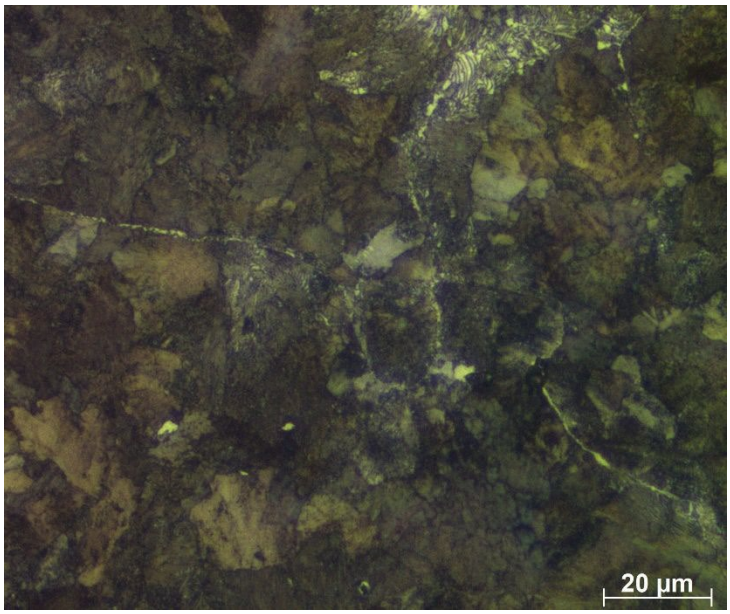
Rys. 6.117. Proszek 3 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 18 (mikroskopia świetlna).

Pole (rys. 6.118) dokumentuje obraz strefy przejściowej w bezpośrednim sąsiedztwie linii wtopienia. Charakter strukturalny jest podobny do obserwowanego w analogicznych obszarach Proszków 1 i 2, z pewnymi specyficznymi cechami związanymi z obecnością miedzi w Proszku 3.



Rys. 6.118. Proszek 3 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 19 (mikroskopia świetlna).

Pole obserwacji (rys. 6.119) ukazuje strefę przejściową SWC/LW z dobrze widocznymi cechami silnego oddziaływania termicznego. Osnowa jest martenzytyczna, sferoidy grafitu zatarte. Widoczne są lokalne mikrostrefy wzbogacenia w pierwiastki stopowe.

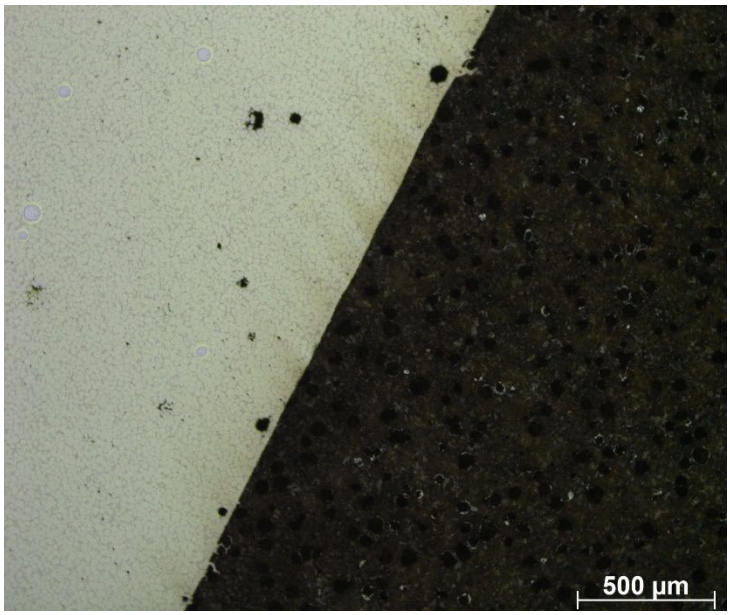


Rys. 6.119. Proszek 3 - strefa wpływu ciepła (SWC), pole 20 (mikroskopia świetlna).

Ostatnie z pól obserwacji w obrębie strefy wpływu ciepła dla próbek Proszku 3 stanowi reprezentatywne zakończenie analizy tej strefy. Mikrostruktura w obszarze przylegającym do linii wtopienia ma cechy jednorodnie martenzytyczne, z subtelnymi wydzieleniami i mikrostrefami segregacyjnymi w obrębie osnowy.

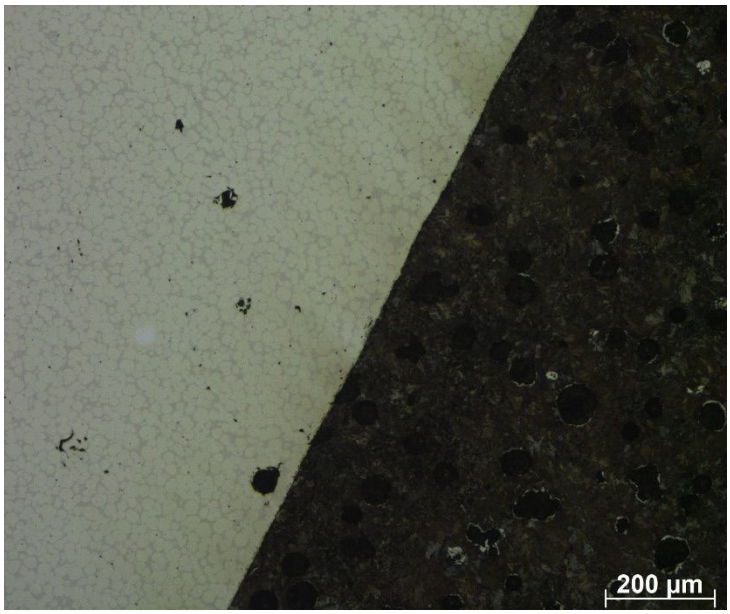
6.5.3. Linia wtopienia (LW)

Linia wtopienia w próbkach Proszku 3 została udokumentowana na jedenastu polach obserwacji (rysunki 6.120-6.130) (rys. 6.120).



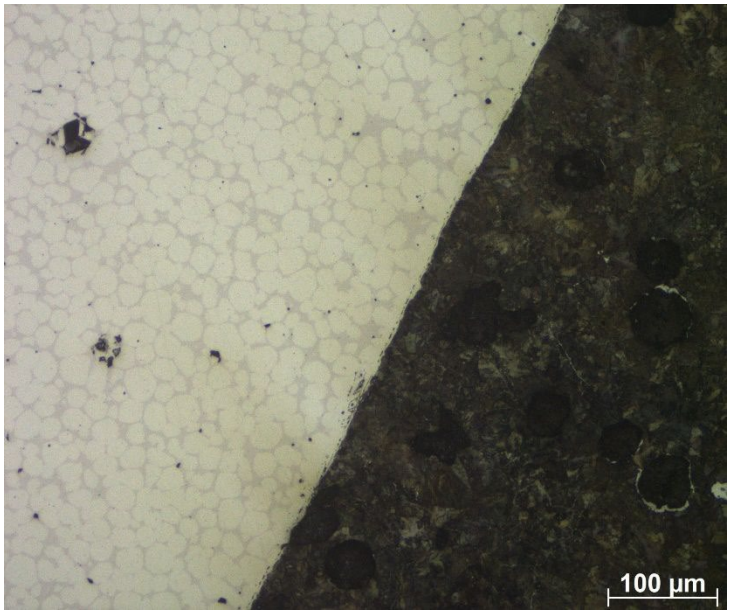
Rys. 6.120. Proszek 3 - linia wtopienia (LW), pole 1 (mikroskopia świetlna).

Pierwsze pole obserwacji (rys. 6.121) w obrębie linii wtopienia dla próbek Proszku 3 ukazuje wyraźną granicę pomiędzy spoiną a materiałem rodzimym. Po stronie spoiny widoczna jest jasna, drobnoziarnista struktura, w której widoczna jest delikatna siatka granic ziaren. Po stronie materiału rodzimego widoczna jest ciemna struktura żeliwa z licznymi sferoidami grafitu. Granica jest ostra i regularna.



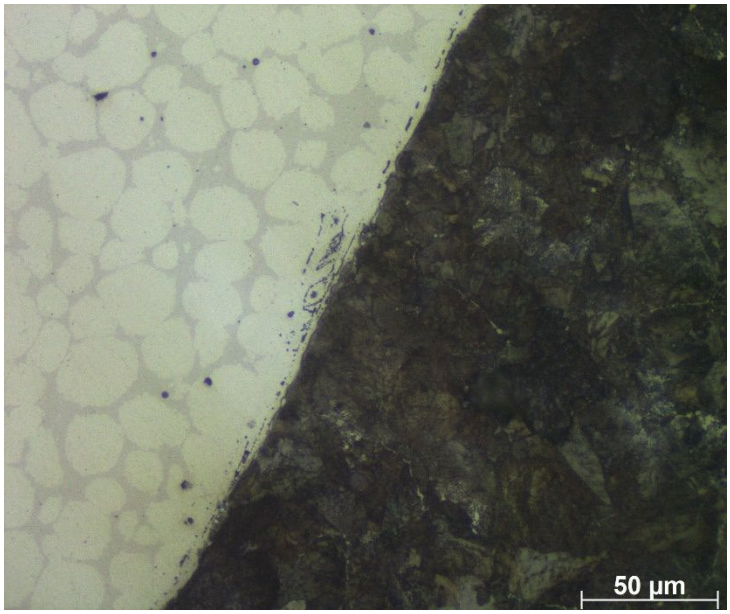
Rys. 6.121. Proszek 3 - linia wtopienia (LW), pole 2 (mikroskopia świetlna).

Pole obserwacji (rys. 6.122) dokumentuje fragment linii wtopienia z dobrze widocznymi cechami obu stref. Mikrostruktura spoiny w sąsiedztwie linii ma charakter drobnoziarnisty.



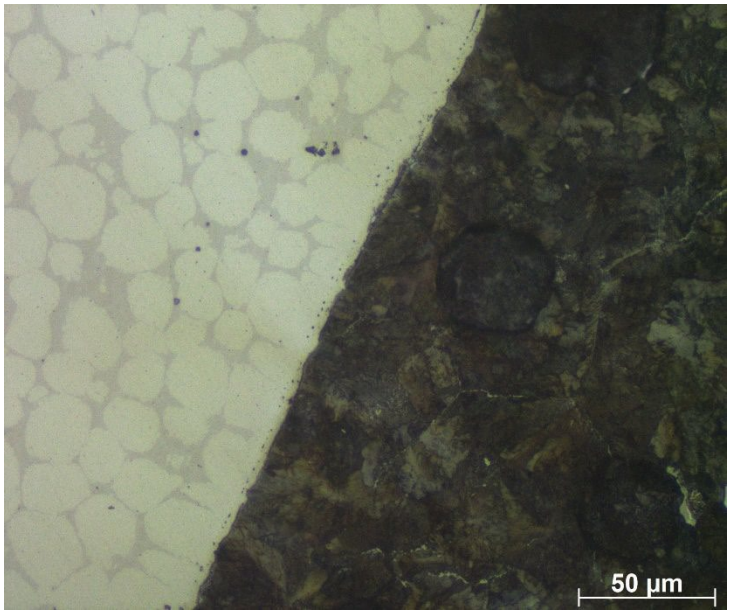
Rys. 6.122. Proszek 3 - linia wtopienia (LW), pole 3 (mikroskopia świetlna).

Pole (rys. 6.123) prezentuje obraz linii wtopienia w obszarze o szczególnie czytelnym przebiegu granicy. Po stronie spoiny widoczna jest jasna, jednorodna struktura, po stronie SWC - ciemna z sferoidami grafitu.



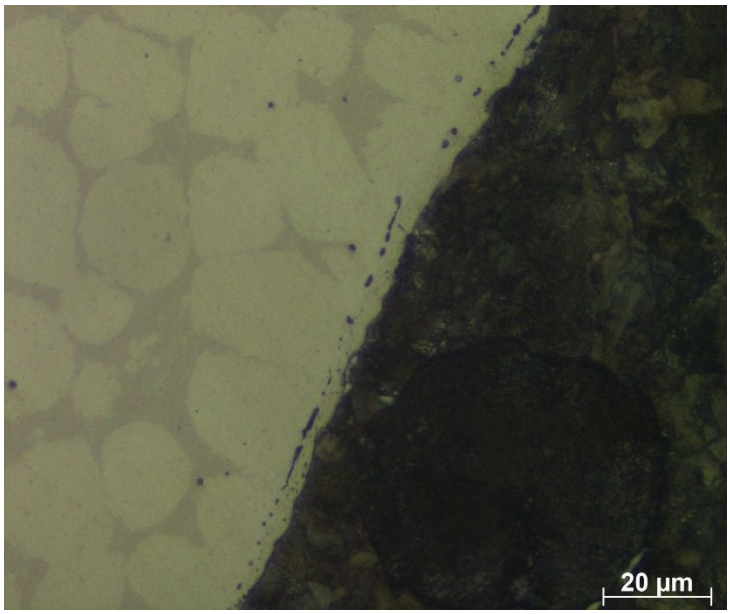
Rys. 6.123. Proszek 3 - linia wtopienia (LW), pole 4 (mikroskopia świetlna).

Pole obserwacji (rys. 6.124) ukazuje linię wtopienia w wariancie o regularnym przebiegu geometrycznym. Mikrostruktura spoiny zachowuje swój drobnoziarnisty charakter.



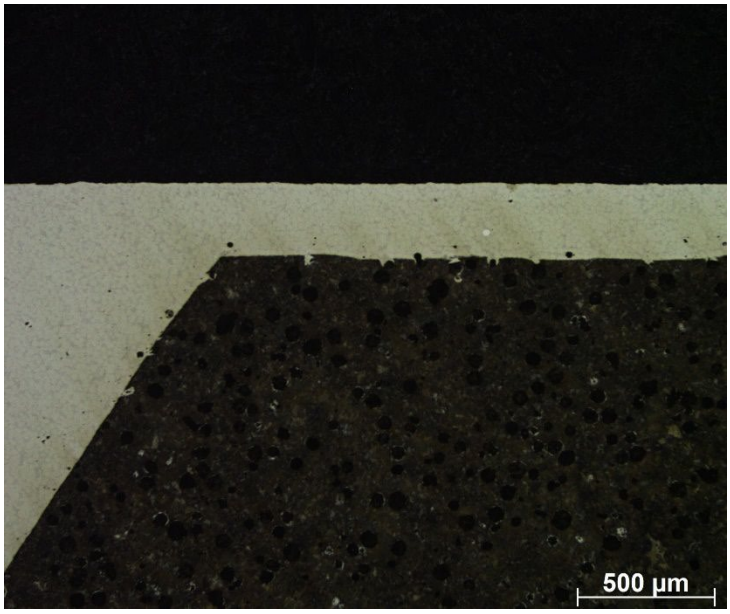
Rys. 6.124. Proszek 3 - linia wtopienia (LW), pole 5 (mikroskopia świetlna).

Pole (rys. 6.125) dokumentuje obraz linii wtopienia o cechach typowych dla próbek Proszku 3. Granica jest ciągła, geometrycznie regularna. Brak widocznych pęknięć.



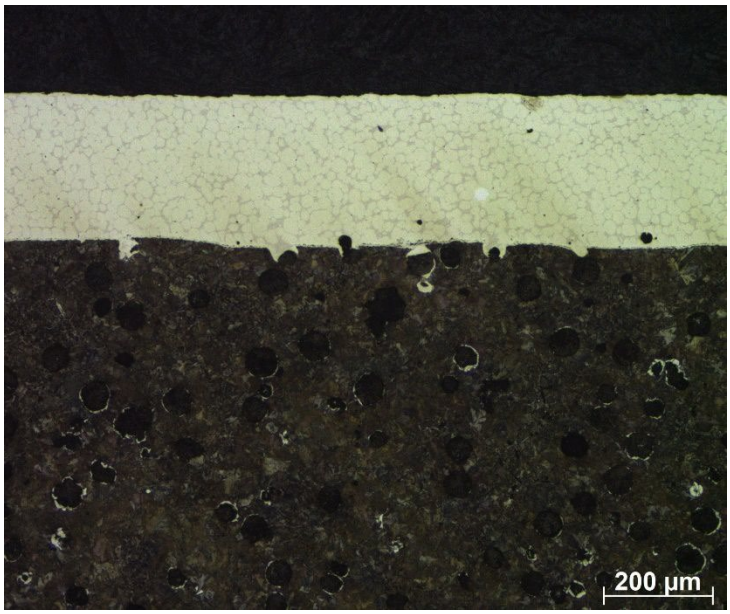
Rys. 6.125. Proszek 3 - linia wtopienia (LW), pole 6 (mikroskopia świetlna).

Pole obserwacji (rys. 6.126) prezentuje obraz linii wtopienia z lokalnymi cechami mikrostrukturalnymi charakterystycznymi dla Proszku 3. W obszarze spoiny w bezpośrednim sąsiedztwie granicy widoczne są drobne wydzielenia o jasnym zabarwieniu.



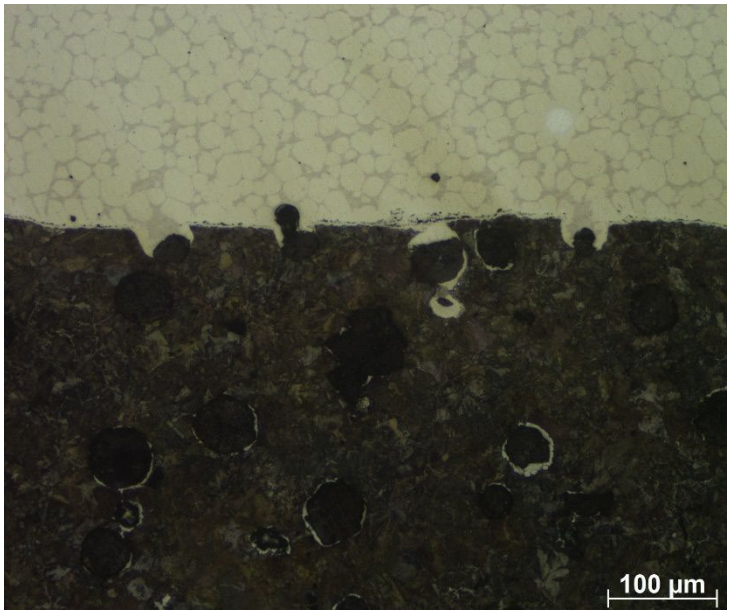
Rys. 6.126. Proszek 3 - linia wtopienia (LW), pole 7 (mikroskopia świetlna).

Pole (rys. 6.127) ukazuje linię wtopienia w obszarze o szczególnej regularności granicy. Mikrostruktura po obu stronach jest typowa dla swoich stref.



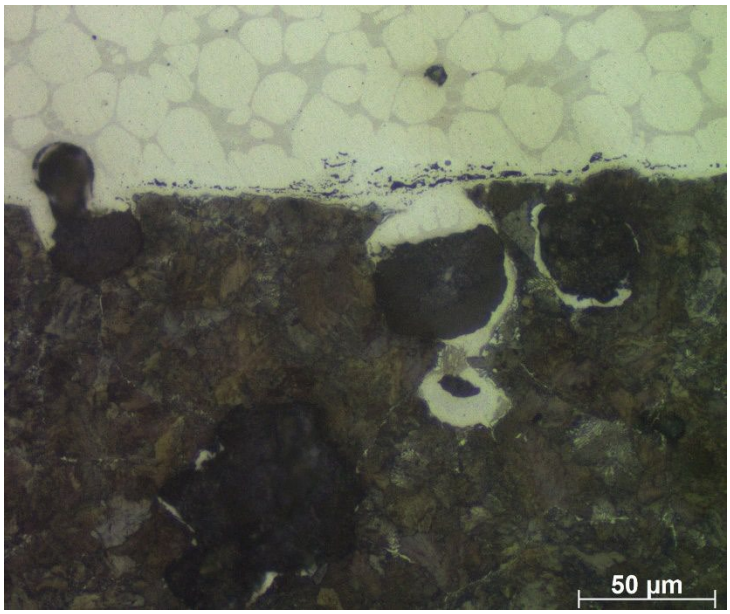
Rys. 6.127. Proszek 3 - linia wtopienia (LW), pole 8 (mikroskopia świetlna).

Pole obserwacji (rys. 6.128) dokumentuje fragment linii wtopienia z subtelnymi cechami strukturalnymi po stronie spoiny - widoczne są delikatne granice ziaren i drobne wydzielenia stopowe.



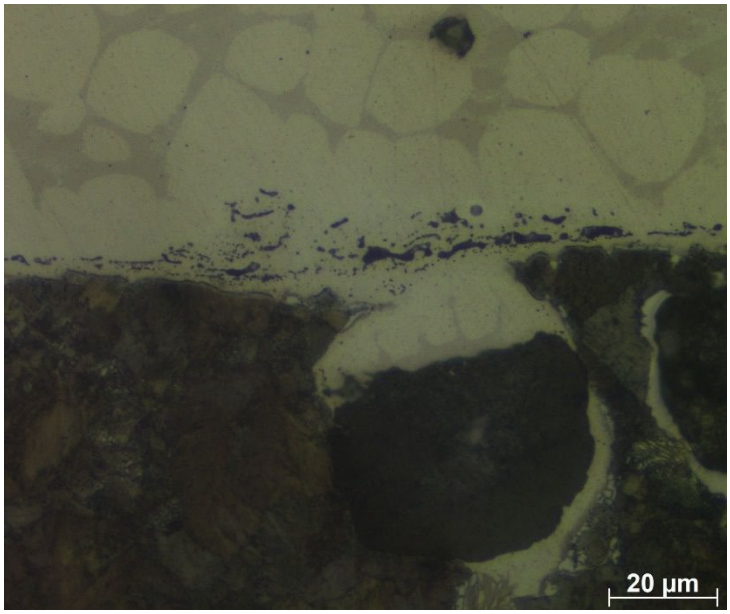
Rys. 6.128. Proszek 3 - linia wtopienia (LW), pole 9 (mikroskopia świetlna).

Pole (rys. 6.129) prezentuje obraz linii wtopienia o cechach standardowych, bez wyraźnych nieciągłości.



Rys. 6.129. Proszek 3 - linia wtopienia (LW), pole 10 (mikroskopia świetlna).

Pole obserwacji (rys. 6.130) ukazuje linię wtopienia w obszarze typowym dla próbek Proszku 3. Granica jest ostra, mikrostruktura po stronie spoiny - drobnoziarnista.

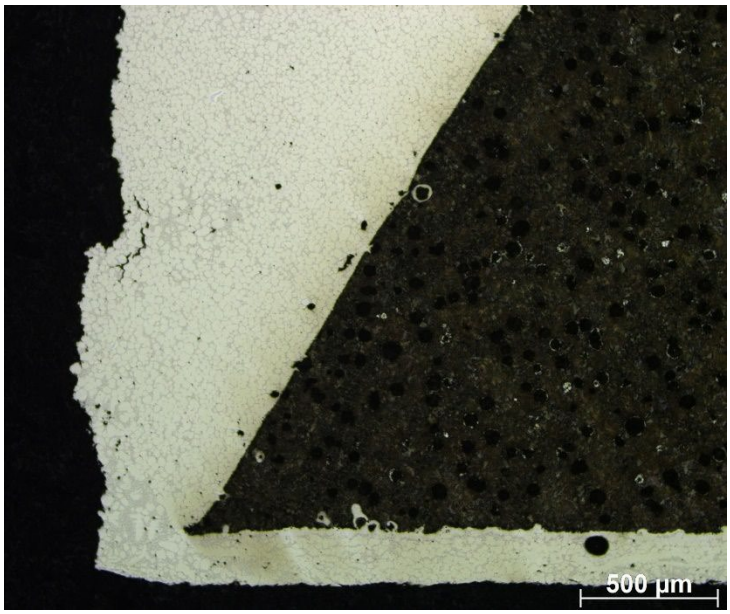


Rys. 6.130. Proszek 3 - linia wtopienia (LW), pole 11 (mikroskopia świetlna).

Ostatnie z pól obserwacji linii wtopienia dla próbek Proszku 3 stanowi reprezentatywne podsumowanie analizy tej strefy. Granica jest wyraźna, ciągła, regularna, bez widocznych pęknięć i porów. Mikrostruktura po obu stronach granicy odpowiada cechom swoich stref.

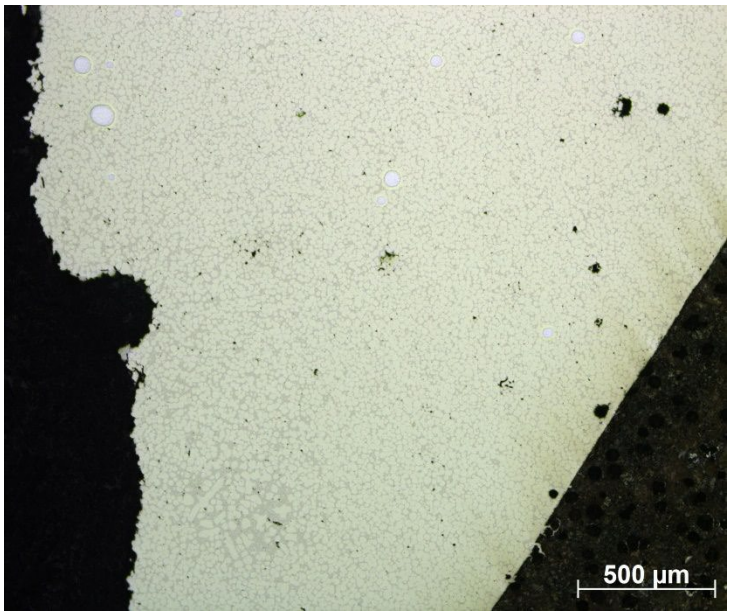
6.5.4. Spoina

Mikrostruktura spoiny dla Proszku 3 została udokumentowana na ośmiu polach obserwacji (rysunki 6.131-6.138) (rys. 6.131).



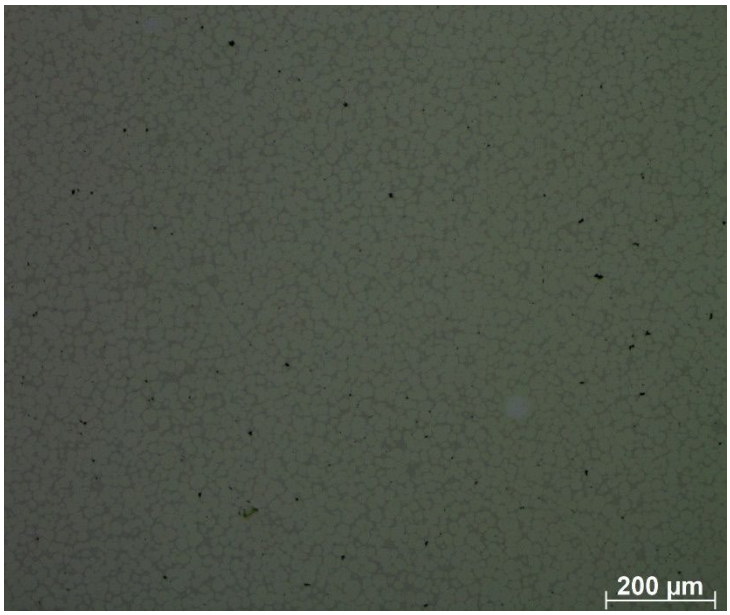
Rys. 6.131. Proszek 3 - spoina, pole 1 (mikroskopia świetlna).

Pierwsze pole obserwacji (rys. 6.132) w obrębie spoiny ukazuje jasną, drobnoziarnistą strukturę z dobrze widoczną siatką granic ziaren. Wzór ten jest bardziej wyraźny niż w spoinie Proszku 2, co należy wiązać z odmiennym charakterem segregacji pierwiastków stopowych - w przypadku Proszku 3 obecność miedzi może podkreślać granice obszarów krzepnących na końcu poprzez lokalne wzbogacenie tych obszarów w miedź. W warunkach umiarkowanej szybkości chłodzenia procesu palnikowego, segregacja miedzi do obszarów międzydendrytycznych może mieć szczególnie zaznaczony charakter. Granica spoiny z materiałem rodzimym jest dobrze widoczna w prawej części pola.



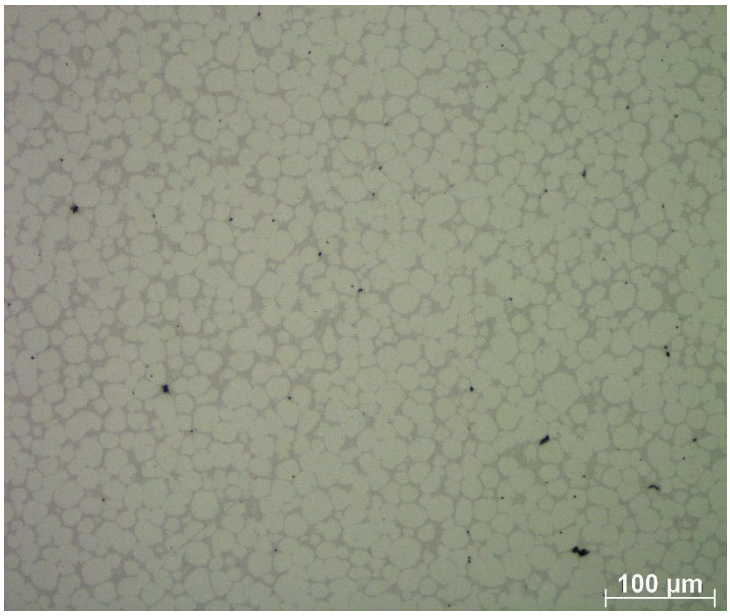
Rys. 6.132. Proszek 3 - spoina, pole 2 (mikroskopia świetlna).

Pole obserwacji (rys. 6.133) dokumentuje strukturę spoiny w obszarze wewnętrznym. Mikrostruktura jest drobnoziarnista, z subtelnymi wydzieleniami w obszarach międzykrystalicznych. Charakter strukturalny jest pośredni między spoiną Proszku 1 (z wyraźną kierunkowością dendrytów) a spoiną Proszku 2 (z jednorodną, drobnoziarnistą strukturą bez wyraźnej kierunkowości).



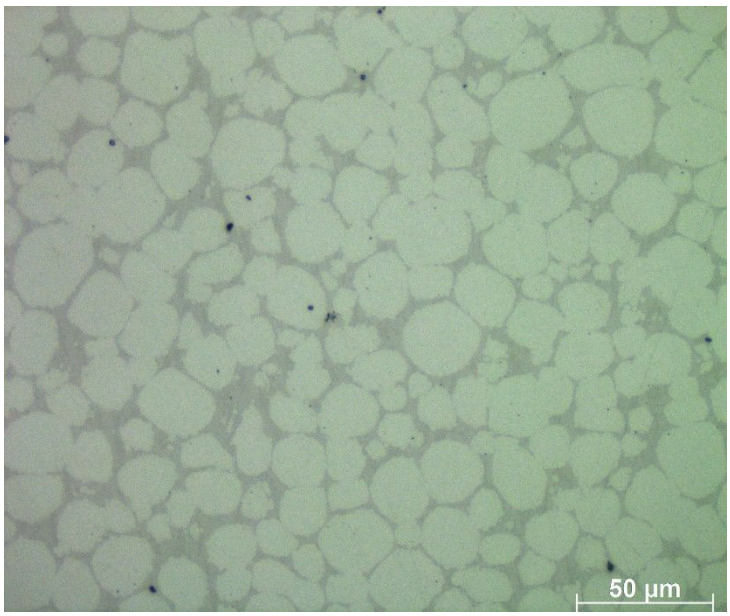
Rys. 6.133. Proszek 3 - spoina, pole 3 (mikroskopia świetlna).

Pole (rys. 6.134) ukazuje obszar spoiny z dobrze widocznymi cechami strukturalnymi. W obrębie pola widoczne są subtelne lokalne mikrostrefy o nieco odmiennym zabarwieniu - mogące odpowiadać obszarom segregacji miedzi. Tego rodzaju lokalna heterogeniczność strukturalna jest cechą wyróżniającą spoinę Proszku 3.



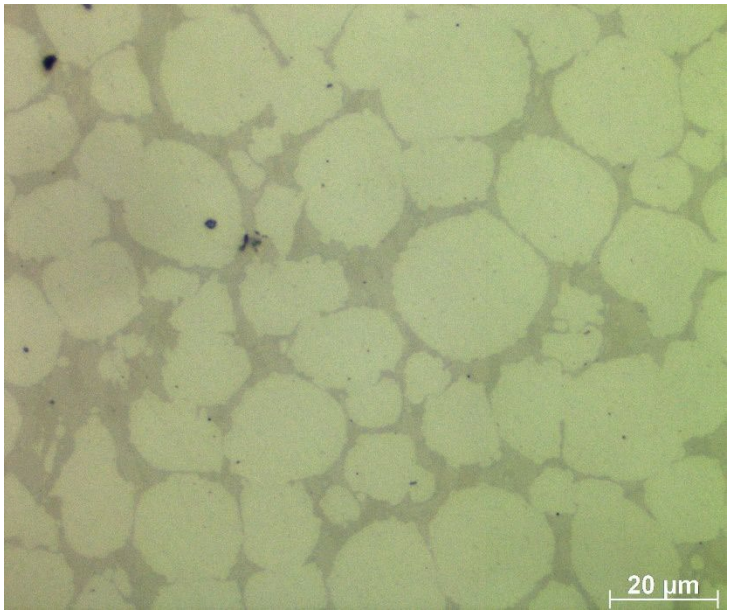
Rys. 6.134. Proszek 3 - spoina, pole 4 (mikroskopia świetlna).

Pole obserwacji (rys. 6.135) prezentuje obraz spoiny w jej wewnętrznym obszarze. Mikrostruktura ma charakter drobnoziarnisty, z subtelnymi wydzieleniami stopowymi.



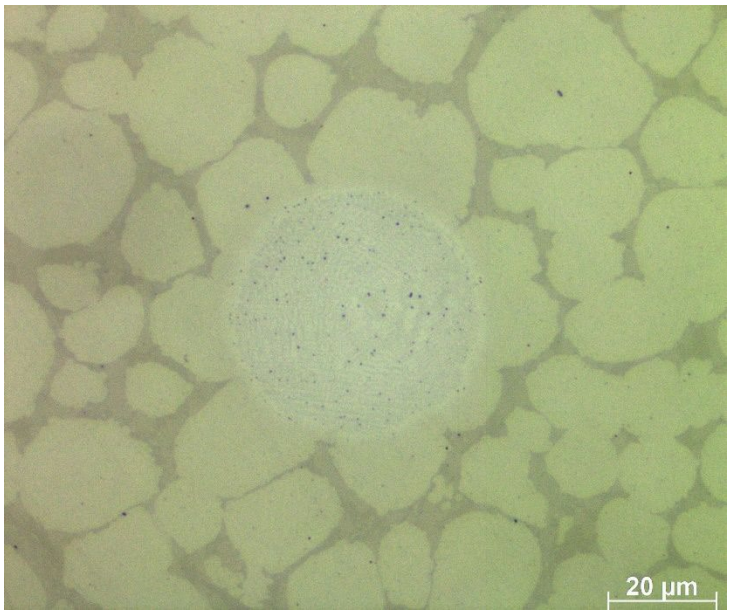
Rys. 6.135. Proszek 3 - spoina, pole 5 (mikroskopia świetlna).

Pole (rys. 6.136) dokumentuje strukturę spoiny w obszarze o szczególnie wyraźnej siatce granic ziaren. Obraz ten potwierdza, że spoina Proszku 3 wykazuje strukturalne cechy odróżniające ją zarówno od spoiny Proszku 1, jak i od spoiny Proszku 2.



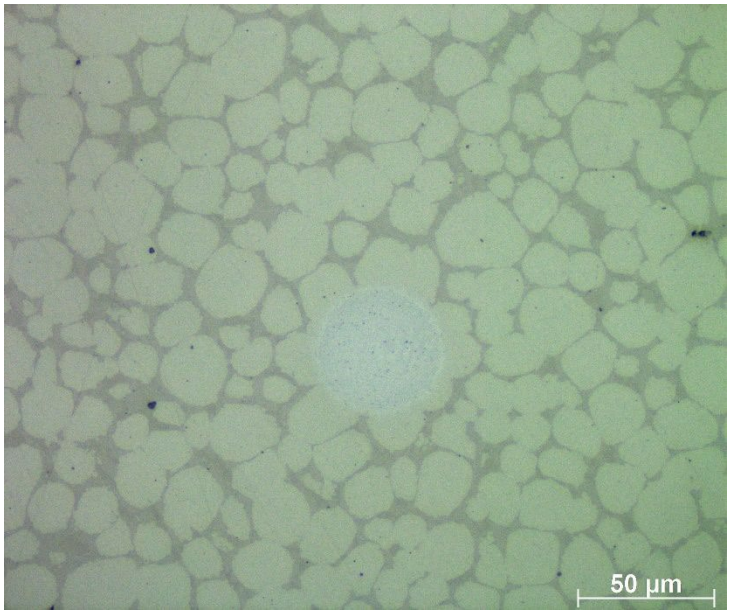
Rys. 6.136. Proszek 3 - spoina, pole 6 (mikroskopia świetlna).

Pole obserwacji (rys. 6.137) ukazuje obraz spoiny w obszarze charakteryzującym się obecnością lokalnych mikronieciągłości - pojedynczych porów o niewielkich rozmiarach. Pomimo tych lokalnych defektów ogólny charakter strukturalny spoiny pozostaje jednorodny.



Rys. 6.137. Proszek 3 - spoina, pole 7 (mikroskopia świetlna).

Pole (rys. 6.138) prezentuje obraz spoiny z dobrze widocznymi cechami drobnoziarnistej struktury. Subtelne wydzielenia stopowe są równomiernie rozłożone w osnowie.



Rys. 6.138. Proszek 3 - spoina, pole 8 (mikroskopia świetlna).

Ostatnie z pól obserwacji w obrębie spoiny dla próbek Proszku 3 stanowi reprezentatywne zakończenie analizy. Mikrostruktura zachowuje cechy drobnoziarnistej, jednorodnej osnowy z subtelnymi cechami segregacji międzykrystalicznej i lokalnymi mikrostrefami wzbogacenia w miedź.

6.5.5. Podsumowanie obserwacji dla Proszku 3

Mikrostruktura złącza wykonanego z wykorzystaniem Proszku 3 wykazuje cechy pośrednie pomiędzy Proszkami 1 i 2, co odpowiada pośredniej pozycji chemicznej Proszku 3 (4,46% Ni, 0,47%

Cr, 0,10% C). Materiał rodzimy zachowuje typową strukturę żeliwa sferoidalnego, identyczną jak w pozostałych wariantach. Strefa wpływu ciepła wykazuje pośredni stopień martenzytyzacji osnowy - większy niż w Proszku 2, lecz mniejszy niż w Proszku 1. Linia wtopienia jest geometrycznie regularna, ciągła, o jakości metalurgicznej porównywalnej z pozostałymi wariantami. Spoina charakteryzuje się drobnoziarnistą strukturą z dobrze widoczną siatką granic ziaren, z subtelnymi cechami segregacji pierwiastków stopowych - w szczególności miedzi, której obecność (0,027%) wyróżnia Proszek 3 spośród pozostałych. Segregacja miedzi do obszarów międzydendrytycznych jest w procesie palnikowym sprzyjana umiarkowaną szybkością chłodzenia. Tak ukształtowana mikrostruktura odpowiada pośrednim wartościom wytrzymałości na rozciąganie próbek Proszku 3 obserwowanym w eksperymencie mechanicznym (329,97 MPa średnio, najniższa wartość wśród trzech proszków przy jednocześnie najniższym współczynniku zmienności 7,75%, zgodnie z rozdziałem 5). Niska wartość średniej wytrzymałości może być powiązana z obecnością lokalnych mikrostref segregacji miedzi, które stanowią potencjalne miejsca koncentracji naprężeń; jednocześnie wysoka powtarzalność wytrzymałości (niski v) świadczy o dobrej jednorodności strukturalnej osnowy spoiny w skali makroskopowej.

6.6. Analiza porównawcza mikrostruktury złączy

Po szczegółowej analizie struktur mikroskopowych w trzech wariantach materiału dodatkowego niniejszy podrozdział poświęcony jest bezpośredniemu porównaniu obrazów strukturalnych w każdej z wyróżnionych stref, dla wszystkich trzech proszków. Analiza porównawcza pozwala na zidentyfikowanie systematycznych różnic mikrostrukturalnych pomiędzy trzema wariantami oraz na ich powiązanie z różnicami w składzie chemicznym (rozdział 4) i właściwościach mechanicznych (rozdział 5), wszystkie w kontekście wspólnej technologii napawania palnikiem acetylenowo-tlenowym.

6.6.1. Porównanie mikrostruktury materiału rodzimego

Materiał rodzimy w próbkach wszystkich trzech proszków pochodzi z tej samej partii żeliwa sferoidalnego, co potwierdzają obserwacje mikroskopowe - wszystkie piętnaście pól obserwacji materiału rodzimego (po pięć dla każdego proszku) wykazuje identyczne cechy strukturalne: wydzielenia grafitu sferoidalnego o średnicach 30-150 µm, otoczone otoczkami ferrytycznymi, w osnowie ferrytyczno-perlitycznej. Brak istotnych różnic mikrostrukturalnych w obszarze materiału rodzimego pomiędzy wariantami potwierdza zasadność traktowania żeliwa jako jednorodnego punktu odniesienia dla porównań pozostałych stref.

Spójność strukturalna materiału rodzimego we wszystkich trzech wariantach eksperymentu wzmacnia interpretację różnic obserwowanych w pozostałych strefach jako wynikających wyłącznie z różnic w materiale dodatkowym (proszku), nie zaś z zmienności materiału podłoża.

6.6.2. Porównanie mikrostruktury strefy wpływu ciepła

Strefa wpływu ciepła wykazuje wyraźne różnice mikrostrukturalne pomiędzy trzema wariantami proszku, wynikające przede wszystkim z różnic w zawartości węgla w materiale dodatkowym oraz z różnic w obecności pierwiastków stopowych modyfikujących hartowność osnowy. Należy w tym kontekście podkreślić, że proces napawania palnikowego, w odróżnieniu od procesów laserowych, charakteryzuje się umiarkowaną szybkością chłodzenia i znaczącym czasem przebywania materiału w wysokich temperaturach - co sprzyja rozwiniętym procesom dyfuzyjnym pomiędzy spoiną a podłożem oraz powstawaniu struktur pośrednich (bainit, sorbit) obok martenzytu.

Proszek 1 (0,47% C w proszku) - strefa wpływu ciepła wykazuje najgłębszą martenzytyzację osnowy spośród trzech wariantów. Już w średnich obszarach SWC osnowa ma charakter w znacznym stopniu martenzytyczny, a w obszarze SWC/LW (wyodrębnionym osobno w tym wariancie) struktura osnowy jest w pełni martenzytyczna z drobnymi mikropęknięciami w bezpośrednim otoczeniu sferoidów grafitu. Tak głęboka martenzytyzacja wynika z najwyższej zawartości węgla w spoinie, który - wskutek rozwiniętej dyfuzji typowej dla procesu palnikowego - przenika do osnowy strefy wpływu ciepła w trakcie procesu, lokalnie wzbogacając ją w węgiel i zwiększając jej hartowność.

Proszek 2 (0,08% C, 1,39% Cr w proszku) - strefa wpływu ciepła wykazuje łagodniejszą martenzytyzację osnowy niż w Proszku 1. W znacznych obszarach SWC obserwuje się mieszane struktury bainityczno-sorbityczne z elementami martenzytycznymi, lecz nie dochodzi do jednorodnej martenzytyzacji obserwowanej w Proszku 1. Cechą wyróżniającą strefę SWC dla Proszku 2 jest obecność drobnych wydzieleń węglikowych w osnowie, mogących odpowiadać węglikom chromu ($M_{23}C_6$, M_7C_3). Tego rodzaju wydzielenia są skutkiem najwyższej zawartości chromu w tym proszku, a ich wzrost jest dodatkowo sprzyjany dłuższym czasem przebywania materiału w wysokich temperaturach charakterystycznym dla procesu palnikowego.

Proszek 3 (0,10% C, 0,47% Cr w proszku) - strefa wpływu ciepła wykazuje pośredni stopień martenzytyzacji, mniejszy niż w Proszku 1, lecz wyraźniejszy niż w Proszku 2. Obecność miedzi (0,027%) sygnalizuje się jako lokalne mikrostrefy o subtelnie odmiennym zabarwieniu osnowy, mogące odpowiadać obszarom wzbogacenia w miedź w trakcie krzepnięcia spoiny i częściowego przeniknięcia tych obszarów do strefy wpływu ciepła w trakcie procesu. Segregacja miedzi jest w procesie palnikowym dodatkowo sprzyjana dłuższym czasem przebywania w stanie ciekłym.

W obrębie wszystkich trzech wariantów w strefie wpływu ciepła obserwuje się lokalne mikropęknięcia w bezpośrednim otoczeniu sferoidów grafitu - efekt naprężeń termicznych w trakcie chłodzenia. W porównaniu do procesów o wyższej gęstości mocy, mikropęknięcia te są mniej rozpowszechnione i mają mniejsze rozmiary, co wynika z łagodniejszego pola naprężeń termicznych procesu palnikowego.

6.6.3. Porównanie mikrostruktury linii wtopienia

Linia wtopienia we wszystkich trzech wariantach charakteryzuje się dobrą jakością metalurgiczną - granica jest geometrycznie regularna, ciągła, bez widocznych większych pęknięć. W przypadku procesu palnikowego, w którym wymieszanie materiałów na poziomie mikroskopowym ma istotniejszy zasięg niż w technologiach o wyższej gęstości mocy, granica wykazuje miejscami subtelne cechy intermediacji pomiędzy spoiną a podłożem.

Proszek 1 - linia wtopienia jest geometrycznie regularna, z subtelnymi lokalnymi mikrouwypukleniami i mikrouwklęśnięciami. Mikrostruktura spoiny w sąsiedztwie linii wykazuje wyraźną kierunkowość dendrytów, z osią główną zorientowaną prostopadle do linii wtopienia. Brak widocznych porów w bezpośrednim sąsiedztwie granicy.

Proszek 2 - linia wtopienia jest ostra i regularna, lecz w niektórych obszarach widoczne są drobne pory zlokalizowane głównie po stronie materiału rodzimego, w bezpośrednim sąsiedztwie granicy. Pory te, charakterystyczne dla procesu palnikowego, wynikają z absorpcji gazów z atmosfery acetylenowo-tlenowej. Mikrostruktura spoiny w sąsiedztwie linii ma charakter jednorodny, drobnoziarnisty, bez wyraźnej kierunkowości dendrytów. Obecność tych pojedynczych porów może być źródłem lokalnych koncentracji naprężeń, mogących obniżać wytrzymałość zlokalizowaną w obrębie linii wtopienia.

Proszek 3 - linia wtopienia jest ostra i regularna, bez widocznych większych nieciągłości. Mikrostruktura spoiny w sąsiedztwie linii wykazuje subtelne cechy segregacyjne, z drobnymi wydzieleniami w obszarach przygranicznych - mogącymi odpowiadać miejscowemu wzbogaceniu w miedź lub w pierwiastki tworzące węgliki.

6.6.4. Porównanie mikrostruktury warstwy napawanej

Warstwa napawana (spoina dla Proszku 1, spoina dla Proszków 2 i 3) wykazuje istotne różnice strukturalne pomiędzy trzema wariantami, przy zachowaniu wspólnych cech wynikających z charakteru procesu palnikowego (umiarkowana skala dendrytów, pojedyncze pory gazowe, segregacja międzydendrytyczna):

Spoina Proszku 1 - wykazuje strukturę dendrytyczną o umiarkowanej skali z wyraźną kierunkowością dendrytów oraz segregacją niklu między obszarami międzydendrytycznymi (ciemniejsze) a samymi dendrytami (jaśniejsze). Obecność pojedynczych porów gazowych i wtrąceń niemetalicznych jest ograniczona.

Spoina Proszku 2 - charakteryzuje się jednorodną, drobnoziarnistą strukturą bez wyraźnej kierunkowości dendrytów (w zakresie obserwowanych powiększeń). Widoczne są subtelne, jasne wydzielenia w obszarach międzykrystalicznych, mogące odpowiadać węglikom chromu. Obecność

porów jest porównywalna z Proszkiem 1, lecz wśród niektórych pól obserwacji widoczne są pojedyncze, większe nieciągłości.

Spoina Proszku 3 - wykazuje strukturę pośrednią pomiędzy Proszkami 1 a 2 - drobnoziarnistą, lecz z wyraźniejszą siatką granic ziaren niż w Proszku 2. Cechą wyróżniającą są subtelne, lokalne mikrostrefy o nieco odmiennym zabarwieniu, mogące odpowiadać obszarom segregacji miedzi.

Tak ukształtowane różnice strukturalne pomiędzy warstwami napawanymi trzech proszków są przede wszystkim konsekwencją różnic w składzie chemicznym - w szczególności w zawartości niklu (wpływającego na charakter krzepnięcia i segregacji), chromu (sprzyjającego tworzeniu węglików) oraz miedzi (wprowadzającej dodatkową heterogeniczność strukturalną w przypadku Proszku 3). Wszystkie te efekty są dodatkowo modyfikowane przez umiarkowaną szybkość chłodzenia procesu palnikowego, która sprzyja rozwiniętej segregacji i wzrostowi wydzieleń wtórnych.

6.6.5. Korelacja struktury z właściwościami wytrzymałościowymi

Zaobserwowane różnice strukturalne pomiędzy trzema wariantami złączy znajdują bezpośrednie odzwierciedlenie w wartościach wytrzymałości na rozciąganie zarejestrowanych w eksperymencie mechanicznym opisanym w rozdziale 5:

Proszek 1 ($\bar{R}_p$ = 354,20 MPa, v = 10,17%) - najwyższa średnia wytrzymałość, lecz przy największym współczynniku zmienności. Mikrostrukturalnym uzasadnieniem dla tego stanu jest najwyższa zawartość niklu w spoinie (zapewniająca dobrą plastyczność i wytrzymałość warstwy napawanej) w połączeniu z najgłębszą martenzytyzacją SWC (skutkującą lokalnymi mikropęknięciami i porami w obszarze przygranicznym, odpowiedzialnymi za rozrzut wyników).

Proszek 2 ($\bar{R}_p$ = 350,15 MPa, v = 9,37%) - niemal porównywalna średnia wytrzymałość, przy nieco niższym współczynniku zmienności. Mikrostrukturalnym uzasadnieniem jest łagodniejsza martenzytyzacja SWC (zmniejszająca ryzyko lokalnych mikropęknięć), kompensowana niższą zawartością niklu w spoinie oraz obecnością drobnych wydzieleń węglikowych chromu, które, choć stabilizują strukturę, mogą lokalnie stanowić koncentratory naprężeń.

Proszek 3 ($\bar{R}_p$ = 329,97 MPa, v = 7,75%) - najniższa średnia wytrzymałość, przy najniższym współczynniku zmienności. Mikrostrukturalnym uzasadnieniem jest najniższa zawartość niklu (zmniejszająca plastyczność spoiny) oraz obecność lokalnych mikrostref segregacji miedzi (stanowiących koncentratory naprężeń). Jednocześnie pośredni stopień martenzytyzacji SWC i jednorodność spoiny w skali makroskopowej skutkują wysoką powtarzalnością wyników.

Tym samym wyniki analizy mikroskopowej dostarczają mikrostrukturalnego wyjaśnienia dla obserwowanego w eksperymencie mechanicznym rankingu wytrzymałości proszków oraz dla zaobserwowanych różnic w rozrzucie wyników. Należy w tym kontekście podkreślić, że wszystkie te efekty występują w warunkach wspólnej technologii napawania palnikiem acetylenowo-tlenowym - co

oznacza, że obserwowane różnice są w pełni przypisywalne różnicom w materiale dodatkowym (proszku), nie zaś w technologii.

6.7. Wnioski z analizy metalograficznej

Na podstawie obserwacji metalograficznych przeprowadzonych na zgładach pobranych z połączeń napawanych palnikiem acetylenowo-tlenowym z udziałem trzech proszków napawalniczych - Proszku 1, Proszku 2 oraz Proszku 3 - sformułować można następujące wnioski końcowe:

Zastosowana technologia napawania, polegająca na wprowadzaniu proszku jako materiału wypełniającego do strefy oddziaływania płomienia acetylenowo-tlenowego, charakteryzuje się umiarkowaną gęstością mocy oraz wolniejszą szybkością chłodzenia w porównaniu do procesów laserowych. Tego rodzaju warunki termiczne sprzyjają powstawaniu szerszej strefy wpływu ciepła o bardziej stopniowym gradiencie temperatury, mieszaniu pierwiastków pomiędzy spoiną a podłożem w drodze dyfuzji oraz rozwiniętej segregacji pierwiastków stopowych w obrębie warstwy napawanej.

Materiał rodzimy wykorzystany we wszystkich trzech wariantach eksperymentu odpowiada typowemu obrazowi żeliwa sferoidalnego o osnowie ferrytyczno-perlitycznej, z wydzieleniami grafitu kulistego otoczonymi otoczkami ferrytycznymi. Jednorodność strukturalna materiału rodzimego w trzech wariantach jest wysoka, co potwierdza zasadność porównawczego programu eksperymentalnego i pozwala przypisać obserwowane różnice w pozostałych strefach wyłącznie różnicom w materiale dodatkowym.

Strefa wpływu ciepła wykazuje istotne różnice mikrostrukturalne pomiędzy trzema wariantami, wynikające z różnic w składzie chemicznym proszków. Najgłębszą martenzytyzację osnowy obserwuje się dla Proszku 1 (najwyższa zawartość węgla - 0,47%, wzbogacająca osnowę SWC w węgiel w drodze dyfuzji typowej dla procesu palnikowego), najłagodniejszą dla Proszku 2 (najniższa zawartość węgla - 0,08% - w połączeniu z najwyższą zawartością chromu - 1,39%, prowadzącą do tworzenia węglików stabilizujących strukturę, w warunkach sprzyjających długim czasom przebywania w wysokich temperaturach). Proszek 3 zajmuje pozycję pośrednią. Niezależnie od proszku, we wszystkich wariantach obserwuje się lokalne mikropęknięcia w bezpośrednim otoczeniu sferoidów grafitu, świadczące o naprężeniach termicznych w trakcie chłodzenia.

Strefa przejściowa SWC/LW, wyodrębniona oddzielnie wyłącznie w przypadku Proszku 1, stanowi obszar najgłębiej przekształconej struktury materiału rodzimego. Dla Proszków 2 i 3 cechy tej strefy obserwuje się w obrębie wewnętrznych obszarów SWC.

Linia wtopienia w trzech wariantach charakteryzuje się ogólnie dobrą jakością metalurgiczną - granica jest geometrycznie regularna, ciągła, bez widocznych większych pęknięć. Lokalne pory w sąsiedztwie linii - typowe dla procesu palnikowego ze względu na obecność gazów w atmosferze acetylenowo-tlenowej - obserwuje się głównie w przypadku Proszku 2. W Proszku 1 mikrostruktura

spoiny w sąsiedztwie linii wykazuje wyraźną kierunkowość dendrytów; w Proszkach 2 i 3 spoiny mają charakter drobnoziarnisty bez wyraźnej kierunkowości.

Warstwa napawana wykazuje cechy wyraźnie odmienne pomiędzy trzema wariantami. Spoina Proszku 1 wykazuje strukturę dendrytyczną o umiarkowanej skali z umiarkowaną segregacją niklu. Spoina Proszku 2 wykazuje jednorodną, drobnoziarnistą strukturę z subtelnymi wydzieleniami węglikowymi. Spoina Proszku 3 wykazuje cechy pośrednie, z dodatkową lokalną heterogenicznością wynikającą z obecności miedzi.

Wszystkie trzy warstwy napawane wykazują obecność pojedynczych porów i wtrąceń niemetalicznych, których liczba i wymiar są niewielkie. Pory te są typowym efektem procesu napawania palnikowego, w którym kąpiel ciekła kontaktuje się z gazami atmosfery acetylenowo-tlenowej, zawierającymi wodór i tlenek węgla - częściowo zatrzymywanymi w krzepnącej spoinie. Obecność tych nieciągłości jest źródłem zmienności wewnątrzgrupowej wytrzymałości próbek.

Zaobserwowane różnice strukturalne pomiędzy trzema wariantami złączy znajdują bezpośrednie odzwierciedlenie w wartościach wytrzymałości na rozciąganie i współczynnikach zmienności zarejestrowanych w eksperymencie mechanicznym opisanym w rozdziale piątym. Ranking proszków pod względem wytrzymałości (Proszek 1 > Proszek 2 > Proszek 3) odpowiada rankingowi zawartości niklu w proszkach (5,84% > 4,74% > 4,46%), natomiast ranking pod względem powtarzalności wyników (Proszek 3 > Proszek 2 > Proszek 1) odpowiada odwrotnemu rankingowi głębokości martenzytyzacji SWC.

Wyniki analizy metalograficznej trzech proszków, w połączeniu z wynikami analizy chemicznej (rozdział 4) i wytrzymałościowej (rozdział 5), tworzą spójny, wzajemnie wspierający się obraz właściwości połączeń napawanych palnikiem acetylenowo-tlenowym z wykorzystaniem każdego z trzech wariantów materiału dodatkowego. Tak ukształtowany komplementarny zbiór wyników pozwala na sformułowanie wniosków technologicznych nie tylko na poziomie statystyki opisowej, lecz również na poziomie mikrostrukturalnego wyjaśnienia obserwowanych różnic - co stanowi istotną wartość poznawczą niniejszej części pracy.

Na podstawie powyższych obserwacji uzasadnione jest stwierdzenie, że trzy badane proszki napawalnicze, zastosowane w technologii napawania palnikiem acetylenowo-tlenowym, prowadzą do uzyskania połączeń o akceptowalnej jakości metalurgicznej, z dobrze ukształtowaną linią wtopienia i jednorodną warstwą napawaną, lecz różniących się szczegółową mikrostrukturą stref oraz, w konsekwencji, właściwościami mechanicznymi. Wybór konkretnego proszku do zastosowania w praktyce powinien być dokonywany w oparciu o specyficzne wymagania danego zastosowania: Proszek 1 - gdy priorytetem jest maksymalna średnia wytrzymałość, przy akceptacji większego rozrzutu wyników; Proszek 2 - gdy istotny jest kompromis pomiędzy wytrzymałością a stabilnością strukturalną wynikającą z obecności chromu; Proszek 3 - gdy priorytetem jest najwyższa powtarzalność jakości

naprawy, przy akceptacji nieco niższego średniego poziomu wytrzymałości. Modyfikacja warunków termicznych procesu - w szczególności wprowadzenie podgrzewania wstępnego, którego znaczenie omówiono w rozdziale piątym - pozwala dodatkowo na łagodzenie szybkości chłodzenia w strefie SWC i ograniczenie zakresu martenzytyzacji, co w bezpośredni sposób wpływa na poprawę właściwości wytrzymałościowych w tej strefie dla wszystkich trzech proszków. Tego rodzaju zabieg ma szczególne znaczenie w procesie palnikowym, w którym kontrolowane podgrzewanie wstępne stanowi standardowe rozwiązanie technologiczne dla napawania na żeliwie.

7. Aplikacja predykcyjna wytrzymałości na rozciąganie R_m złączy napawanych

Niniejszy rozdział stanowi dokumentację techniczną autorskiego narzędzia programowego opracowanego w środowisku MATLAB, którego zadaniem jest szacowanie wytrzymałości na rozciąganie R_m połączeń napawanych palnikiem acetylenowo-tlenowym na podstawie składu chemicznego proszku napawalniczego oraz temperatury podgrzania wstępnego podłoża. Opisano w nim cel narzędzia, architekturę, źródło i strukturę danych uczących, zaimplementowane modele predykcyjne, kluczowe fragmenty kodu, budowę interfejsu użytkownika, sposób obsługi oraz ograniczenia stosowalności. Numeracja rozdziału jest umowna i może wymagać dostosowania do ostatecznego układu pracy.

7.1. Cel i zakres narzędzia

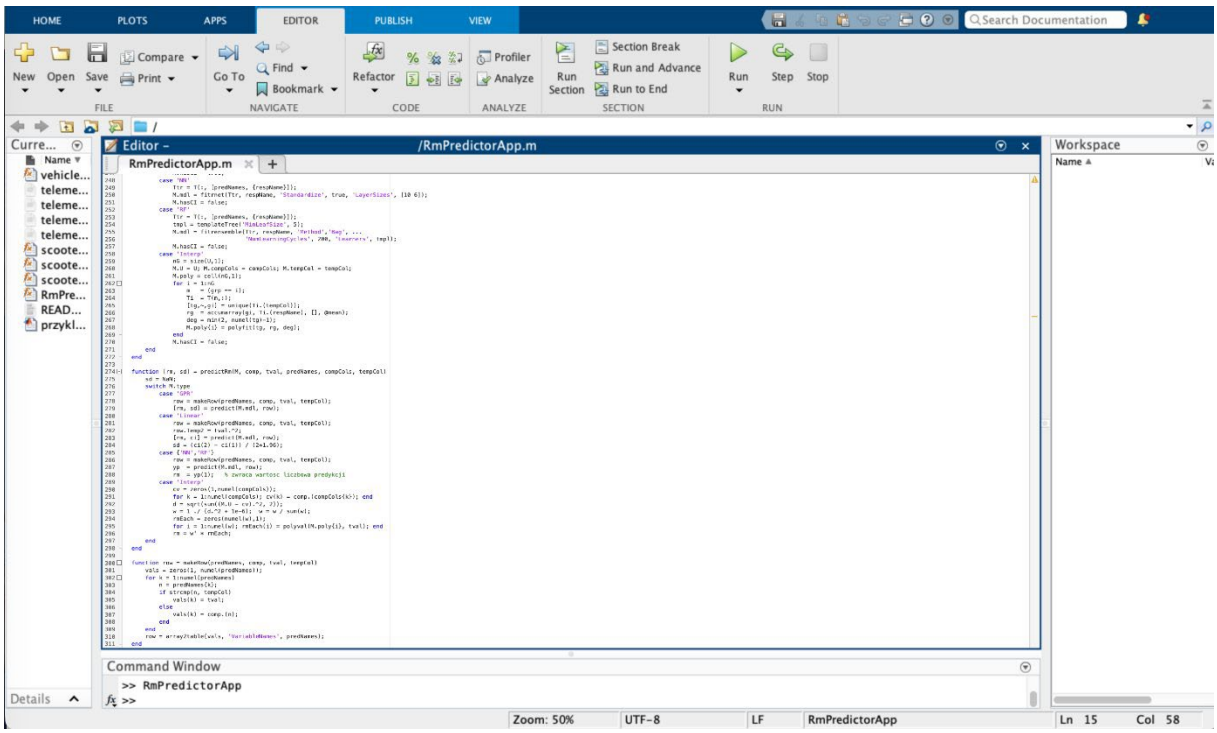
Wyniki badań eksperymentalnych przedstawione w rozdziałach poprzednich pozwoliły zidentyfikować zależność wytrzymałości na rozciąganie R_m od rodzaju proszku napawalniczego oraz temperatury podgrzania wstępnego. Zależność ta ma charakter niemonotoniczny: dla badanej populacji 53 próbek średnia wartość R_m wyniosła 346,57 ± 33,56 MPa, z wyraźnym maksimum w okolicy temperatury 300 °C oraz zróżnicowaniem wynikającym ze składu chemicznego materiału dodatkowego. Powtarzanie kosztownych i czasochłonnych prób rozciągania dla każdej nowej kombinacji parametrów technologicznych jest w praktyce inżynierskiej nieekonomiczne. Z tego względu opracowano narzędzie, które na podstawie zgromadzonych danych pomiarowych umożliwia wstępne, ilościowe oszacowanie spodziewanej wytrzymałości złącza jeszcze przed jego wykonaniem [77], [85], [86].

Celem aplikacji jest dostarczenie inżynierowi technologowi prostego, interaktywnego narzędzia, które dla zadanego składu chemicznego (zawartości niklu, chromu, węgla, krzemu i miedzi) oraz zadanej temperatury podgrzania wstępnego zwraca przewidywaną wartość R_m wraz z graficzną prezentacją zależności R_m od temperatury. Narzędzie ma charakter pomocniczy i poglądowy - jego wskazania należy traktować jako oszacowanie obarczone niepewnością wynikającą z liczności i zakresu zbioru uczącego, nie zaś jako wartość projektową zastępującą badania kwalifikacyjne.

Zakres funkcjonalny aplikacji obejmuje: wczytanie zbioru danych uczących z pliku arkusza kalkulacyjnego, automatyczne wytrenowanie wybranego modelu predykcyjnego, wprowadzanie parametrów wejściowych poprzez graficzny interfejs, obliczenie i prezentację przewidywanej wartości R_m wraz z przedziałem niepewności (dla modeli, które go dostarczają) oraz wizualizację krzywej $R_m(T)$ dla zadanego składu z naniesieniem punktów uczących i punktu predykcji.

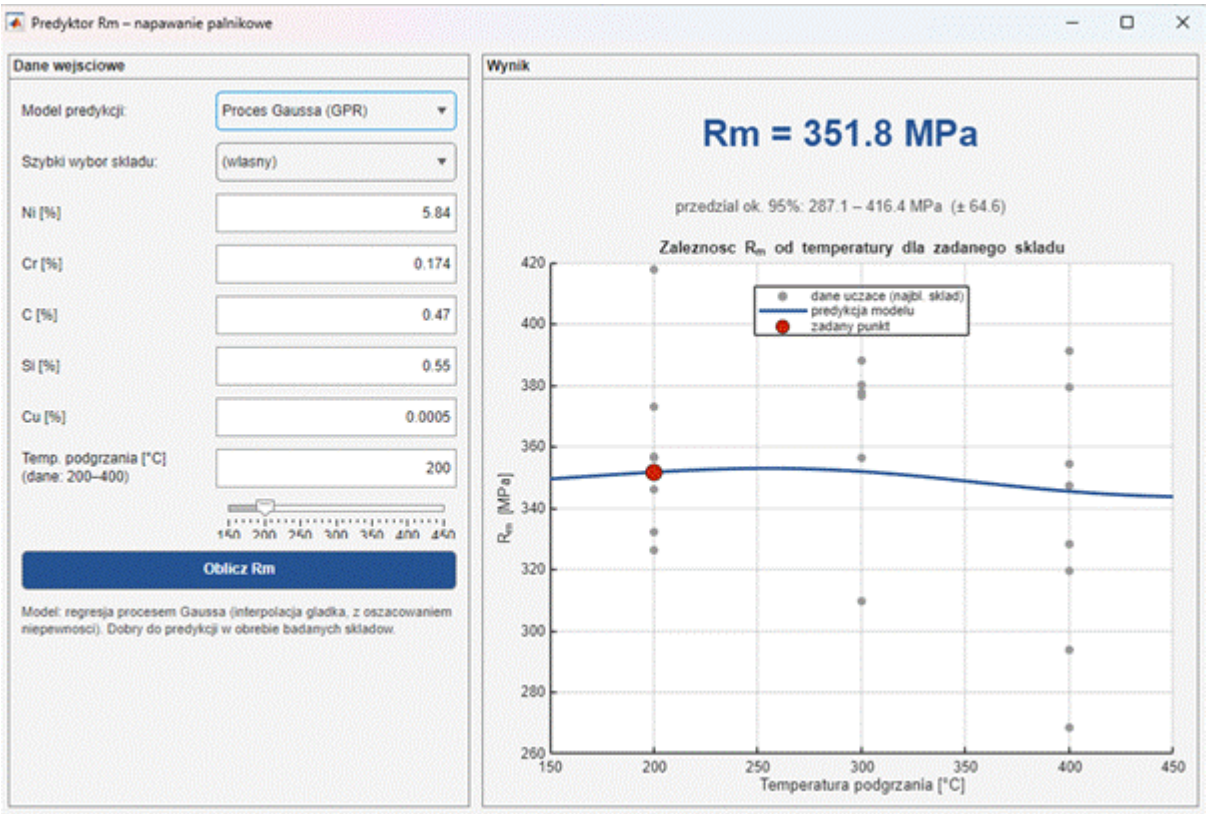
7.2. Środowisko i architektura aplikacji

Aplikację zaimplementowano w środowisku MATLAB (Rysunek 7.1) jako pojedynczy plik funkcyjny RmPredictorApp.m. Interfejs graficzny zbudowano w sposób programowy, z wykorzystaniem komponentów rodziny uifigure (tzw. App Building bez użycia środowiska App Designer), co pozwala na dystrybucję całości w postaci jednego, czytelnego pliku tekstowego, łatwego do archiwizacji i załączenia do dokumentacji pracy. Do trenowania modeli regresyjnych wykorzystano przybornik Statistics and Machine Learning Toolbox [80, 81]; przewidziano również tryb działania niewymagający tego przybornika (model interpolacyjny).



Rys. 7.1. Ogólny widok okna aplikacji Matlab wersja 2023b.

Architektura aplikacji jest trójwarstwowa i obejmuje warstwę danych, warstwę modelu oraz warstwę prezentacji. Warstwa danych odpowiada za wczytanie i wstępne przygotowanie zbioru uczącego. Warstwa modelu realizuje trenowanie wybranego modelu predykcyjnego oraz obliczanie predykcji dla zadanych parametrów wejściowych; została odseparowana od interfejsu poprzez ujednolicony zestaw funkcji, dzięki czemu wszystkie modele obsługiwane są w identyczny sposób z punktu widzenia interfejsu. Warstwa prezentacji obejmuje okno aplikacji, pola wejściowe, przyciski oraz pole wykresu. Przepływ informacji jest następujący: dane uczące zasilają procedurę trenowania, model jest przechowywany w pamięci aplikacji, a każde zdarzenie użytkownika (zmiana parametru, naciśnięcie przycisku) wyzwala obliczenie predykcji i odświeżenie prezentacji. Na rysunku 7.2. przedstawiono widok okna aplikacji.



Rys. 7.2. Ogólny widok okna aplikacji RmPredictorApp po uruchomieniu: po lewej panel danych wejściowych, po prawej panel wyniku z wartością R_m oraz wykresem zależności R_m od temperatury.

7.3. Zbiór danych uczących

Podstawą działania aplikacji jest zbiór danych uczących pochodzących z badań wytrzymałościowych. Zbiór powstał przez połączenie wyników próby statycznego rozciągania wszystkich 53 próbek z charakterystyką chemiczną proszków napawalniczych. Każdej próbce przypisano średni skład chemiczny tego proszku, którym została wykonana, ustalony na podstawie analizy spektrometrycznej omówionej w rozdziale poświęconym badaniom składu chemicznego. W ten sposób każdy wiersz zbioru reprezentuje pojedynczą próbkę i zawiera komplet cech wejściowych opisujących warunki materiałowo-technologiczne oraz odpowiadającą im, zmierzoną wartość R_m.

Strukturę zbioru, z podziałem kolumn na cechy wejściowe modelu (predyktory) oraz zmienną objaśnianą (wartość docelowa), przedstawiono w tabeli 7.1. Kolumny opisujące skład chemiczny wyrażono w procentach masowych, temperaturę podgrzania wstępnego w stopniach Celsjusza, a wytrzymałość na rozciąganie MPa. Tabela 7.1. zawiera parametry kodowania zmiennych.

Tabela 7.1. Struktura zbioru danych uczących wykorzystywanego przez aplikację.

Kolumna	Rola	Jednostka	Znaczenie / źródło
Ni_pct	predyktor	% mas.	zawartość niklu w proszku (analiza spektrometryczna)
Cr_pct	predyktor	% mas.	zawartość chromu w proszku
C_pct	predyktor	% mas.	zawartość węgla w proszku
Si_pct	predyktor	% mas.	zawartość krzemu w proszku
Cu_pct	predyktor	% mas.	zawartość miedzi w proszku
PreheatTemp_C	predyktor	°C	temperatura podgrzania wstępnego podłoża
Rm_MPa	zmienna docelowa	MPa	zmierzona wytrzymałość na rozciąganie próbki

Aplikacja korzysta z pięciu cech składu chemicznego (Ni, Cr, C, Si, Cu) oraz temperatury podgrzania wstępnego jako predyktorów; pozostałe pierwiastki, występujące w ilościach śladowych lub stałych w obrębie wszystkich proszków, pominięto jako nieistotne dla rozróżnienia wariantów. Parametry geometryczne próbki (grubość, pole przekroju) celowo wyłączono z modelu, ponieważ analiza korelacyjna wykazała ich znikomy i statystycznie nieistotny wpływ na R_m; włączenie ich wprowadzałoby do modelu wyłącznie szum pomiarowy.

Istotną cechą zbioru jest to, że skład chemiczny przyjmuje tylko trzy odrębne kombinacje wartości - odpowiadające trzem badanym proszkom. Aplikacja wykrywa te kombinacje automatycznie podczas wczytywania danych i udostępnia je jako gotowe ustawienia („presety") w interfejsie, dzięki czemu użytkownik może jednym wyborem wczytać kompletny skład danego proszku bez ręcznego wpisywania pięciu wartości. Mechanizm ten realizuje funkcja wyszukująca wiersze o unikalnym składzie:

```
Cmat = T{:, compCols};                % macierz skladu (5 kolumn)
[U,~,grp] = unique(Cmat, 'rows','stable'); % U: unikalne sklady
% grp przypisuje kazdej probce numer grupy skladu (1..3)
```

7.4. Zaimplementowane modele predykcyjne

W aplikacji udostępniono pięć modeli predykcyjnych, które użytkownik może przełączać w trakcie pracy. Różnią się one założeniami matematycznymi, sposobem ujęcia zależności oraz wymaganiami programowymi. Zestawienie modeli przedstawia tabela 7.2. Świadome udostępnienie kilku modeli pozwala porównać ich wskazania i ocenić wrażliwość predykcji na przyjętą metodę, co ma istotne znaczenie wobec ograniczonej liczności zbioru uczącego [71], [82].

Tabela 7.2 Zestawienie modeli predykcyjnych dostępnych w aplikacji.

Model	Funkcja MATLAB	Niepewność	Charakterystyka
Proces Gaussa (GPR)	fitrgp	tak	gładka interpolacja z oszacowaniem niepewności
Regresja liniowa	fitlm	tak	model z członem kwadratowym temperatury
Sieć neuronowa	fitrnet	nie	płytka sieć 10-6, porównawczo
Las losowy	fitrensemble (Bag)	nie	bagging 200 drzew, porównawczo
Interpolacja	polyfit + IDW	nie	bez przybornika, na czystym MATLABie

7.4.1. Regresja procesem Gaussa (model domyślny)

Regresja procesem Gaussa (Gaussian Process Regression, GPR) [83] traktuje przewidywaną wartość R_m jako realizację procesu losowego, którego korelacje między punktami opisane są funkcją jądra. Zastosowano jądro wykładnicze kwadratowe (squared exponential) oraz standaryzację predyktorów, co zapewnia porównywalny wpływ cech o różnych rzędach wielkości (zawartość niklu rzędu jednostek procentów wobec zawartości miedzi rzędu setnych części procenta). Model ten zapewnia gładką interpolację w przestrzeni cech i - co istotne dla zastosowań inżynierskich - dostarcza oszacowania niepewności predykcji w postaci odchylenia standardowego, na podstawie którego aplikacja wyznacza przybliżony przedział ufności [77]. Z tych względów GPR przyjęto jako model domyślny.

7.4.2. Regresja liniowa z członem kwadratowym temperatury

Model regresji liniowej opisano zależnością $R_m \sim Ni + Cr + T + T^2$, w której obok składników liniowych uwzględniono kwadrat temperatury podgrzania wstępnego. Wprowadzenie członu T^2 jest kluczowe, ponieważ zaobserwowana zależność R_m od temperatury jest niemonotoniczna i wykazuje maksimum w okolicy 300 °C; model czysto liniowy nie byłby w stanie tego odwzorować. Spośród cech składu w modelu liniowym wykorzystano zawartości niklu i chromu jako dwa niezależne kierunki różnicujące trzy badane proszki, co pozwala uniknąć współliniowości wynikającej z faktu, że skład przyjmuje wyłącznie trzy wartości [75].

7.4.3. Sieć neuronowa

Zaimplementowano płytką, jednokierunkową sieć neuronową z dwiema warstwami ukrytymi o rozmiarach 10 i 6 neuronów oraz standaryzacją wejść [72,76]. Model ten włączono w celach porównawczych. Należy podkreślić, że przy 53 próbkach i zaledwie dziewięciu unikalnych punktach projektowych (trzy składy w połączeniu z trzema temperaturami) sieć neuronowa jest podatna na

przeuczenie, a jej wskazania mogą być wrażliwe na losową inicjalizację wag. Z tego powodu sieć traktowana jest jako punkt odniesienia, nie zaś jako model rekomendowany do zastosowań produkcyjnych.

7.4.4. Las losowy

Las losowy zrealizowano metodą agregacji bootstrapowej (bagging) zespołu 200 drzew regresyjnych o minimalnym rozmiarze liścia równym 5 [73,74]. Model ten cechuje się odpornością na obserwacje odstające oraz brakiem założeń co do postaci zależności. Jego istotnym ograniczeniem w rozważanym zastosowaniu jest jednak niezdolność do ekstrapolacji: dla temperatury spoza zakresu danych uczących las losowy zwraca wartość ograniczoną do obszaru obserwowanego w treningu, a przewidywana krzywa $R_m(T)$ ma charakter schodkowy zamiast gładkiego. Z tego powodu las losowy, podobnie jak sieć neuronowa, pełni rolę porównawczą.

7.4.5. Model interpolacyjny (bez przybornika)

Na wypadek braku dostępu do przybornika Statistics and Machine Learning Toolbox przewidziano model interpolacyjny działający na podstawowych funkcjach MATLABa. Dla każdego z wykrytych składów proszku dopasowuje on wielomian drugiego stopnia opisujący zależność średniej wartości R_m od temperatury, a następnie dla zadanego składu wyznacza predykcję jako średnią ważoną odwrotnością kwadratu odległości w przestrzeni składu chemicznego (interpolacja odwrotnoodległościowa, IDW) [84]. Model ten nie dostarcza oszacowania niepewności, lecz zapewnia działanie aplikacji w środowisku pozbawionym przyborników płatnych.

7.5. Implementacja

Kod aplikacji zorganizowano w postaci jednej funkcji głównej RmPredictorApp oraz zestawu funkcji pomocniczych. Funkcja główna realizuje wczytanie danych, zbudowanie interfejsu i obsługę zdarzeń (poprzez funkcje zagnieżdżone, współdzielące stan aplikacji), natomiast logika trenowania i predykcji została wydzielona do niezależnych funkcji lokalnych: trainModel, predictRm oraz makeRow. Taki podział zapewnia czytelne oddzielenie warstwy modelu od warstwy interfejsu.

7.5.1. Wczytanie i przygotowanie danych

Po uruchomieniu aplikacja lokalizuje plik z danymi (domyślnie plik nazwano Rm_dataset.xlsx w bieżącym katalogu lub wskazany przez użytkownika), wczytuje go do tabeli, normalizuje nazwy kolumn oraz definiuje zestaw predyktorów i zmiennej docelowej:

```
T = readtable(dataFile, 'VariableNamingRule','preserve');
T.Properties.VariableNames = matlab.lang.makeValidName(...
                                T.Properties.VariableNames);
```

```
respName  = 'Rm_MPa';
compCols  = {'Ni_pct','Cr_pct','C_pct','Si_pct','Cu_pct'};
tempCol   = 'PreheatTemp_C';
predNames = [compCols, {tempCol}];
```

Przed dalszym przetwarzaniem aplikacja weryfikuje obecność wszystkich wymaganych kolumn i - w razie ich braku - informuje użytkownika stosownym komunikatem, przerywając działanie. Zapobiega to próbom trenowania modelu na niekompletnych danych.

7.5.2. Trenowanie modelu

Funkcja trainModel przyjmuje zbiór danych, listę predyktorów oraz typ żądanego modelu i zwraca strukturę zawierającą wytrenowany model wraz z informacją, czy dostarcza on oszacowania niepewności. Dzięki temu pozostała część aplikacji posługuje się modelem w sposób jednolity, niezależnie od jego rodzaju. Najważniejsze gałęzie procedury trenowania przedstawiono poniżej:

```
switch type
  case 'GPR'
    M.mdl = fitrgp(Ttr, respName, 'Standardize', true, ...
                   'KernelFunction','squaredexponential');
  case 'Linear'
    Tl = T(:, [predNames, {respName}]);
    Tl.Temp2 = Tl.(tempCol).^2;
    M.mdl = fitlm(Tl, 'Rm_MPa ~ Ni_pct + Cr_pct + PreheatTemp_C + Temp2');
  case 'NN'
    M.mdl = fitrnet(Ttr, respName, 'Standardize', true, ...
                    'LayerSizes', [10 6]);
  case 'RF'
    tmpl  = templateTree('MinLeafSize', 5);
    M.mdl = fitrensemble(Ttr, respName, 'Method','Bag', ...
                         'NumLearningCycles', 200, 'Learners', tmpl);
  case 'Interp'
    % dopasowanie wielomianu 2. st. Rm(T) dla kazdego skladu
end
```

7.5.3. Obliczanie predykcji

Funkcja predictRm buduje na podstawie zadanego składu i temperatury jednowierszową tabelę wejściową (funkcją makeRow) i wywołuje predykcję właściwą dla danego modelu. Dla procesu Gaussa zwracane jest dodatkowo odchylenie standardowe, dla regresji liniowej przedział ufności przeliczany na odchylenie, a dla pozostałych modeli wyłącznie wartość punktowa:

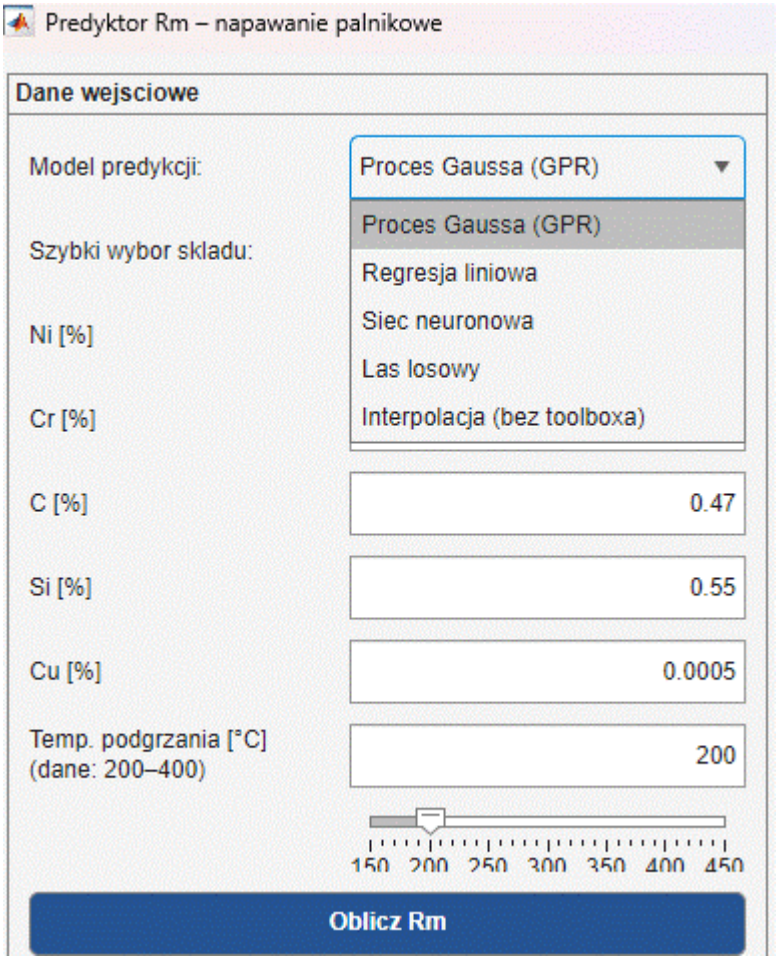
```
switch M.type
  case 'GPR'
    [rm, sd] = predict(M.mdl, row);
  case 'Linear'
    row.Temp2 = tval.^2;
    [rm, ci]  = predict(M.mdl, row);
    sd = (ci(2) - ci(1)) / (2*1.96);
  case {'NN','RF'}
    yp = predict(M.mdl, row);  rm = yp(1);
  case 'Interp'
    % srednia wazona odlegloscio wo (IDW) po skladzie
end
```

Rozdzielenie budowy wiersza wejściowego (makeRow) od samej predykcji pozwala wykorzystać tę samą procedurę zarówno przy pojedynczym obliczeniu wyniku, jak i przy generowaniu całej krzywej $R_m(T)$ na potrzeby wykresu, gdzie funkcja wywoływana jest wielokrotnie dla kolejnych wartości temperatury.

7.6. Interfejs użytkownika

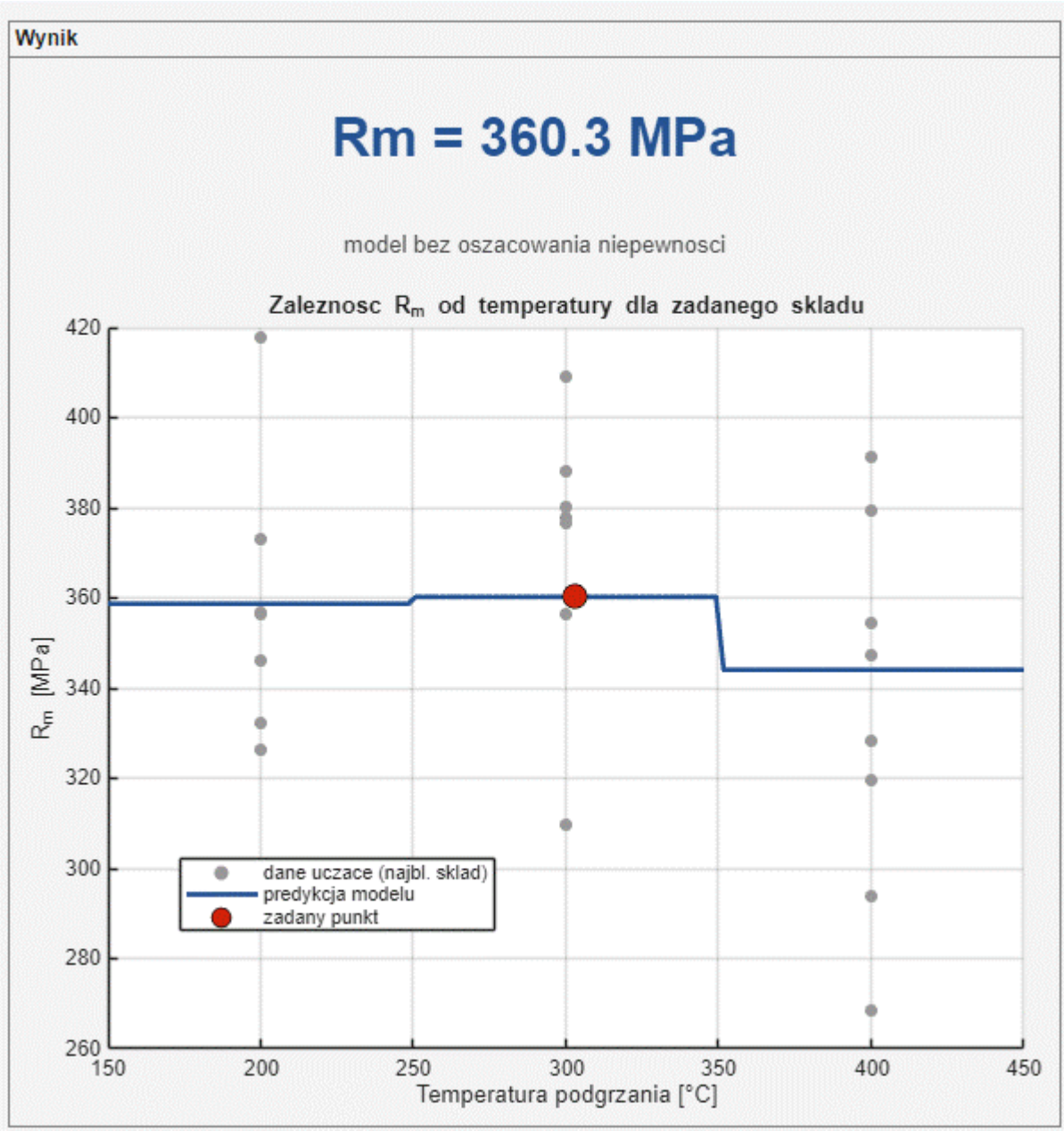
Okno aplikacji podzielono na dwa panele (Rysunek 7.3). Panel lewy gromadzi wszystkie elementy wejściowe, panel prawy prezentuje wynik liczbowy oraz wykres. Taki układ odzwierciedla naturalny przepływ pracy: od zadania parametrów po lewej stronie do odczytu rezultatu po prawej.

Panel danych wejściowych zawiera, w kolejności od góry: listę wyboru modelu predykcyjnego, listę szybkiego wyboru składu (automatycznie wypełnianą wykrytymi proszkami), pięć pól liczbowych do wprowadzenia zawartości pierwiastków (Ni, Cr, C, Si, Cu), pole oraz suwak temperatury podgrzania wstępnego, przycisk uruchamiający obliczenie oraz pole opisu aktywnego modelu. Pole i suwak temperatury są ze sobą zsynchronizowane - zmiana jednego aktualizuje drugie.



Rys. 7.3. Panel danych wejściowych (lewa część okna): lista wyboru modelu, lista szybkiego wyboru składu, pola zawartości pierwiastków oraz pole i suwak temperatury podgrzania wstępnego.

Panel wyniku zawiera wyróżnioną dużą czcionką wartość przewidywanej wytrzymałości R_m, wiersz z przybliżonym przedziałem ufności (dla modeli dostarczających oszacowania niepewności) oraz pole wykresu (Rysunek 7.4.). Na wykresie przedstawiana jest przewidywana krzywa zależności R_m od temperatury dla zadanego składu, naniesione punkty pomiarowe ze zbioru uczącego odpowiadające najbliższemu składowi oraz wyróżniony znacznik bieżącej predykcji.



Rys. 7.4. Panel wyniku (prawa część okna): wartość przewidywanej wytrzymałości R_m wraz z przedziałem ufności oraz wykres zależności R_m od temperatury z naniesionymi punktami uczącymi i punktem predykcji.

Obsługa zdarzeń realizowana jest przez funkcje zagnieżdżone reagujące na działania użytkownika: zmiana modelu powoduje ponowne wytrenowanie i odświeżenie wyniku, wybór składu z listy wypełnia pola zawartości pierwiastków, a naciśnięcie przycisku obliczenia (lub zmiana dowolnego parametru) wyzwala predykcję i przerysowanie wykresu. W przypadku zadania temperatury spoza zakresu danych uczących aplikacja wyświetla ostrzeżenie sygnalizujące ekstrapolację.

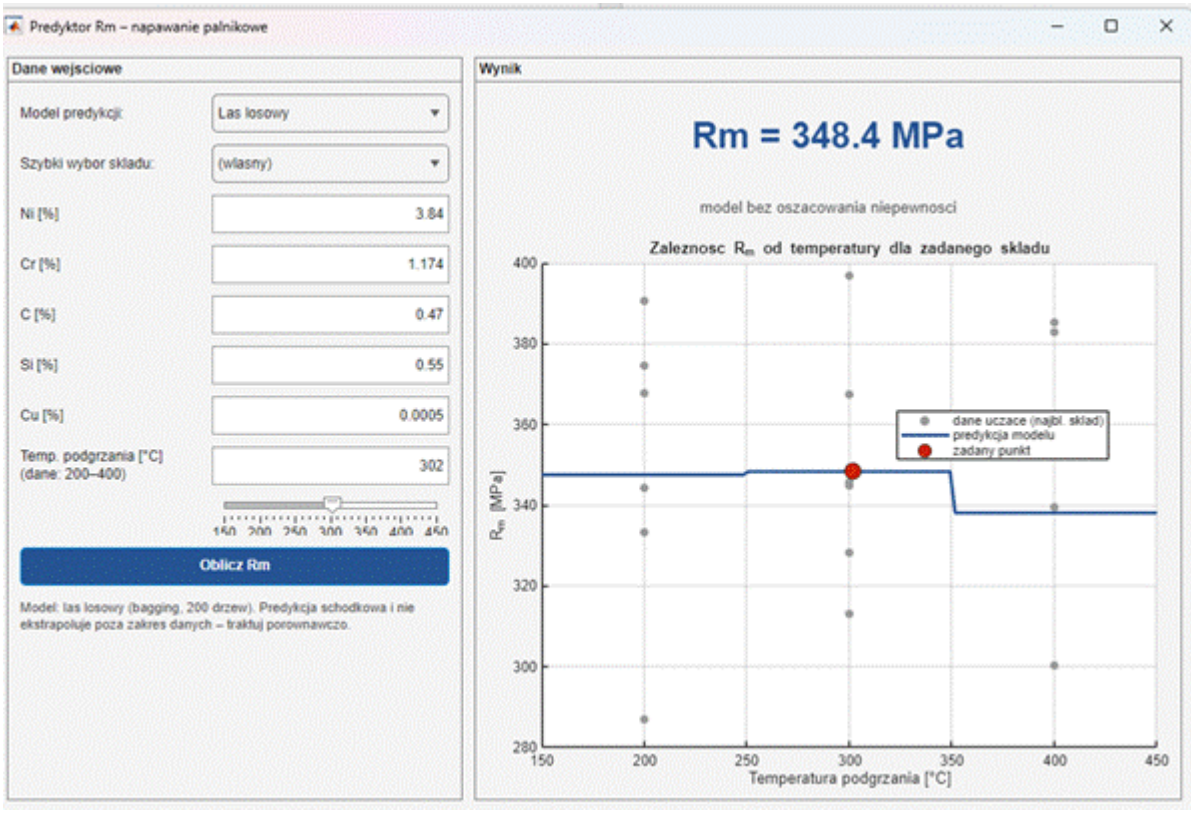
7.7. Instrukcja uruchomienia i obsługi

Uruchomienie aplikacji wymaga umieszczenia pliku RmPredictorApp.m oraz pliku danych Rm_dataset.xlsx w tym samym katalogu roboczym, a następnie wywołania funkcji w oknie poleceń MATLABa. Możliwe jest również wskazanie pliku danych spoza katalogu bieżącego poprzez podanie ścieżki jako argumentu:

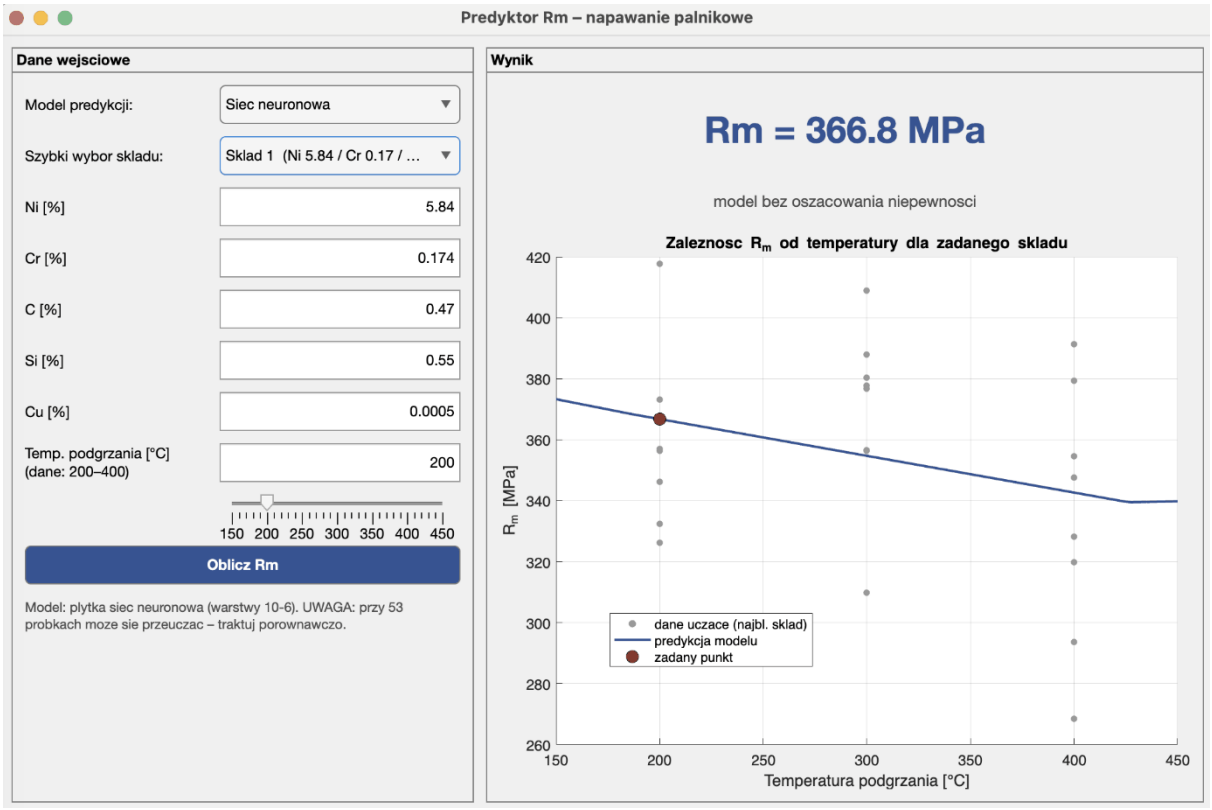
```
>> RmPredictorApp                          % domyslny plik Rm_dataset.xlsx

>> RmPredictorApp('C:\')  % wskazany plik
```

Po uruchomieniu typowa sekwencja pracy obejmuje: wybór modelu predykcyjnego z listy (domyślnie proces Gaussa), opcjonalny wybór gotowego składu proszku z listy szybkiego wyboru lub ręczne wprowadzenie zawartości pierwiastków, ustawienie temperatury podgrzania wstępnego suwakiem lub w polu liczbowym, a następnie naciśnięcie przycisku obliczenia. Wynik wraz z wykresem pojawia się w panelu prawym. Zmiana dowolnego parametru lub modelu powoduje automatyczne przeliczenie (Rysunek 7.5 oraz 7.6).



Rys. 7.5. Przykładowa sekwencja użycia: wybór proszku, ustawienie temperatury i odczyt przewidywanej wartości R_m



Rys. 7.6. Przykładowa sekwencja użycia aplikacji dla Proszku 1 przy temperaturze podgrzania wstępnego 200 °C

7.8. Weryfikacja, ograniczenia i zalecenia

Poprawność działania aplikacji sprawdzono przez porównanie jej wskazań z wynikami konfiguracji obecnych w zbiorze wykorzystanym do uczenia modeli. Pozwoliło to ocenić, czy narzędzie odtwarza podstawowe tendencje zaobserwowane w badaniach, w tym zróżnicowanie wyników między proszkami i przebieg zmian wytrzymałości w badanym zakresie temperatur. Nie przeprowadzono niezależnej walidacji na danych spoza tego zbioru; z tego względu wyniki aplikacji należy traktować jako szacunki pomocnicze, szczególnie ostrożnie interpretując predykcje dla składów chemicznych nieobjętych eksperymentem.

Najważniejszym ograniczeniem narzędzia jest charakter zbioru uczącego. Skład chemiczny przyjmuje w nim tylko trzy odrębne wartości, odpowiadające trzem badanym proszkom. W konsekwencji model nie jest w stanie rozdzielić niezależnego wpływu poszczególnych pierwiastków - z punktu widzenia statystyki uczy się zależności „rodzaj proszku w połączeniu z temperaturą”. Predykcja dla składu pośredniego (na przykład o zawartości niklu leżącej pomiędzy wartościami charakterystycznymi dla dwóch proszków) stanowi interpolację bez bezpośredniego pokrycia w danych i jest obarczona zwiększoną niepewnością, co model gaussowski sygnalizuje poszerzeniem przedziału ufności.

Drugim ograniczeniem jest zakres temperatury podgrzania wstępnego, który w danych uczących obejmuje przedział od 200 do 400 °C. Predykcje dla temperatur spoza tego przedziału mają charakter ekstrapolacji; aplikacja sygnalizuje je ostrzeżeniem, a w przypadku lasu losowego są one dodatkowo ograniczone do obszaru obserwowanego. Trzecim ograniczeniem jest niewielka liczność prób w poszczególnych grupach, która nakazuje ostrożność w interpretacji wskazań modeli o dużej elastyczności (sieć neuronowa, las losowy).

Zaleca się, aby do predykcji oraz do poszukiwania optymalnej temperatury podgrzania wstępnego wykorzystywać przede wszystkim model gaussowski lub regresję z członem kwadratowym temperatury, które zapewniają gładką, fizycznie uzasadnioną zależność $R_m(T)$ oraz oszacowanie niepewności. Modele elastyczne należy traktować jako narzędzie porównawcze. Wskazania aplikacji powinny być weryfikowane badaniami doświadczalnymi dla konfiguracji o znaczeniu krytycznym, a rozszerzenie zbioru uczącego o dodatkowe składy i temperatury istotnie zwiększyłoby wiarygodność i zakres stosowalności narzędzia.

Narzędzie stanowi praktyczne uzupełnienie części eksperymentalnej pracy: pozwala na wstępną, ilościową ocenę spodziewanej wytrzymałości złącza bez konieczności wykonywania kolejnych prób, przy zachowaniu świadomości ograniczeń wynikających z liczności i zakresu zbioru uczącego.

8. Modelowanie MES procesu spawania żeliwa sferoidalnego

8.1. Wprowadzenie i cel analizy numerycznej

Wyniki badań eksperymentalnych przedstawione w rozdziałach piątym i szóstym wykazały, że temperatura podgrzania wstępnego stanowi jeden z kluczowych parametrów technologicznych decydujących o jakości połączeń napawanych żeliwa sferoidalnego, a jej podwyższenie sprzyja ograniczeniu ryzyka pękania złącza. Zależności te mają charakter empiryczny i wynikają z przebiegu pól temperatury oraz naprężeń własnych powstających w trakcie spawania, których bezpośredni pomiar w całej objętości złącza jest w warunkach laboratoryjnych praktycznie nieosiągalny. Uzupełnieniem badań doświadczalnych jest w związku z tym analiza numeryczna metodą elementów skończonych (MES), pozwalająca odtworzyć historię termiczną oraz mechaniczną złącza i powiązać ją z obserwowanymi przemianami fazowymi i właściwościami wytrzymałościowymi.

Celem modelowania numerycznego przedstawionego w niniejszym rozdziale było odwzorowanie procesu spawania próbki żeliwnej dla trzech wariantów temperatury podgrzania wstępnego (T_0 = 200, 300 oraz 400 °C), odpowiadających warunkom przyjętym w części eksperymentalnej pracy. W szczególności dążono do wyznaczenia nieustalonych pól temperatury w funkcji czasu i położenia, a następnie - na ich podstawie - rozkładów spawalniczych naprężeń własnych w spoinie i strefie wpływu ciepła. Tak sformułowany model umożliwia jakościową i ilościową ocenę wpływu podgrzania wstępnego na gradienty termiczne oraz na poziom naprężeń rozciągających, stanowiąc teoretyczne uzasadnienie rekomendacji technologicznych sformułowanych na podstawie badań doświadczalnych.

8.2. Metodyka modelowania numerycznego

Model numeryczny zbudowano w środowisku ADINA, wykorzystując sekwencyjnie sprzężoną analizę termiczno-mechaniczną. W kolejnych podrozdziałach scharakteryzowano typ przyjętej analizy, sposób dyskretyzacji obszaru, założone właściwości materiałowe, model spawalniczego źródła ciepła oraz warunki brzegowe i początkowe.

8.2.1. Typ i charakterystyka analizy

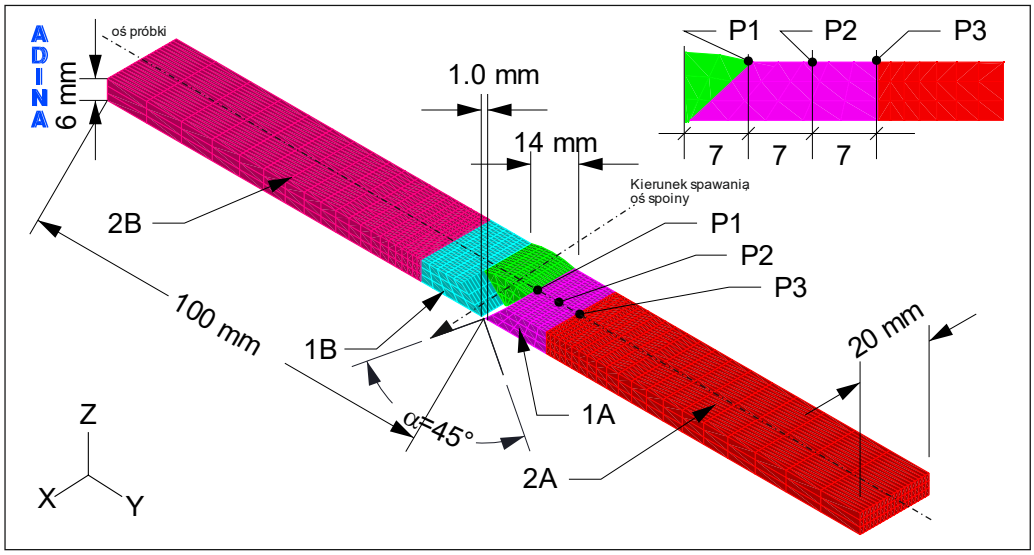
Do modelowania procesu spawania oraz wyznaczenia rozkładu naprężeń własnych w złączu żeliwnym zastosowano sekwencyjnie sprzężoną analizę termiczno-mechaniczną (ang. sequential thermal-mechanical coupling). Obliczenia realizowano przez naprzemienne przełączanie pomiędzy dwoma niezależnymi modułami solvera: modułem termicznym (FEPROGRAM ADINA-T), odpowiedzialnym za analizę przewodnictwa ciepła, oraz modułem strukturalnym (FEPROGRAM ADINA), dedykowanym analizie mechanicznej. Cały proces zdefiniowano jako nieustalony w czasie (analiza typu transient). W celu zapewnienia zbieżności rozwiązania zastosowano algorytm automatycznego doboru kroku czasowego ATS (ang. automatic time stepping) o zadanej tolerancji

temperaturowej (TEMPTOL = 0,1), a do dyskretyzacji równania przewodnictwa ciepła w dziedzinie czasu - bezwarunkowo stabilny, w pełni uwikłany schemat różnicowy wsteczny (ang. backward Euler).

Dzięki podejściu sekwencyjnemu w pierwszym etapie wyznaczane jest niestacjonarne pole temperatury wywołane ruchem spawalniczego źródła ciepła oraz sukcesywną aktywacją elementów spoiny. Zapisana historia termiczna każdego węzła siatki jest następnie importowana do modułu strukturalnego jako obciążenie generujące odkształcenia termiczne. Algorytm ATS umożliwia zagęszczanie kroków czasowych w chwilach gwałtownych zmian temperatury, towarzyszących wprowadzaniu ciekłego metalu, oraz ich wydłużanie w fazie swobodnego stygnięcia złącza, co pozwala wiernie odwzorować nieliniowe zjawiska fizyczne zachodzące podczas spawania przy jednoczesnym ograniczeniu kosztu obliczeniowego.

8.2.2. Dyskretyzacja obszaru i geometria modelu

W analizie odwzorowano geometrię próbek laboratoryjnych o grubości 6 mm z jednostronnym ukosowaniem na „V" (kąt 45°, z uwzględnieniem progu i szczeliny spawalniczej). Geometrię złącza podzielono na odrębne segmenty, zdefiniowane parametrycznie za pomocą makr generujących systemu ADINA. Do dyskretyzacji zastosowano ośmiowęzłowe, heksaedryczne elementy bryłowe 3D o liniowej funkcji kształtu - typu THREEDCONDUCTION w module termicznym oraz THREEDSOLID w module strukturalnym. Podział na powtarzalne bloki umożliwił zróżnicowanie gęstości siatki w zależności od lokalnego gradientu temperatury; sposób segmentacji modelu przedstawiono na rys. 8.1.



Rys. 8.1. Geometryczna segmentacja modelu.

Segmenty oznaczone jako 1A i 1B odwzorowują strefy wpływu ciepła (SWC) o szerokości 20 mm, w których zastosowano celowo zagęszczoną siatkę o podziale 5×3×22 elementy. Obszar materiału rodzimego zdyskretyzowano z wykorzystaniem podziału stopniowanego, co umożliwia płynne rozrzedzanie siatki w miarę oddalania się od linii wtopienia. Samą spoinę modelowano jako ciąg

mikrosegmentów generowanych sekwencyjnie wzdłuż osi próbki ze skokiem dyskretnym SPS = 1 mm, przy szerokości spoiny na licu SS = 14 mm oraz szerokości w grani SSD = 1 mm. Takie podejście zapewnia wysoką dokładność obliczeń w strefie aktywnego oddziaływania łuku, gdzie zachodzą gwałtowne przemiany fazowe, przy zachowaniu efektywności obliczeniowej w obszarach oddalonych od spoiny. Zastosowanie elementów heksaedrycznych zamiast czworościennych zapobiega ponadto zjawisku sztucznego blokowania ścinania (ang. shear locking) w module strukturalnym.

8.2.3. Właściwości materiałowe zależne od temperatury

W modelu zaimplementowano nieliniowe, zależne od temperatury właściwości fizyczne i cieplne żeliwa sferoidalnego oraz materiału dodatkowego, obejmujące przewodność cieplną, ciepło właściwe, gęstość oraz entalpię przemian fazowych. Właściwości mechaniczne - moduł Younga E, współczynnik Poissona ν, granicę plastyczności R_e oraz współczynnik rozszerzalności cieplnej α - zdefiniowano oddzielnie dla materiału rodzimego (żeliwa) oraz materiału dodatkowego (stopu na osnowie Ni-Cr-Fe). W wariancie uproszczonym przyjęto stałe, izotropowe właściwości żeliwa (przewodność cieplną K = 32,0 W/(m·K) oraz pojemność cieplną C = $2{,}93 \cdot 10^6$ J/(m³·K)), natomiast w wariancie pełnym wykorzystano modele typu TEMPDEP, pozwalające uwzględnić skokowe zmiany przewodnictwa i pojemności cieplnej towarzyszące topnieniu oraz krzepnięciu w obszarze jeziorka spawalniczego.

Nieliniowość mechaniczną materiałów opisano w module ADINA za pomocą termoplastycznego modelu von Misesa ze wzmocnieniem izotropowym. Uwzględnienie spadku granicy plastyczności oraz modułu Younga wraz ze wzrostem temperatury jest niezbędne do prawidłowego odwzorowania strefy uplastycznienia wokół frontu spoiny, natomiast implementacja utajonego ciepła przemiany fazowej (ang. latent heat) poprzez definicję entalpii jako funkcji temperatury zapewnia zbilansowanie energetyczne przejścia fazowego ciecz-ciało stałe. Tak szczegółowa definicja konstytutywna obu materiałów umożliwia odtworzenie rzeczywistej historii odkształceń termoplastycznych, stanowiącej podstawę wiarygodnego oszacowania końcowego stanu naprężeń własnych w złączu.

8.2.4. Modelowanie źródła ciepła i technika aktywacji elementów

Numeryczny model źródła ciepła skalibrowano na podstawie rzeczywistych wymiarów wtopienia i geometrii spoiny uzyskanych w badaniach eksperymentalnych. Ruch źródła oraz sukcesywny przyrost objętości ściegu odwzorowano techniką kontrolowanych narodzin i wygaszania elementów (ang. element birth and death), realizowaną poprzez ich sekwencyjną aktywację. W chwili początkowej (t = 0) obszar spoiny nie istnieje w modelu; poszczególne mikrosegmenty o długości 1 mm są aktywowane w ściśle określonych momentach, wyznaczonych zmienną DROPTIME, przy czym interwał wprowadzania kolejnych podgrup elementów definiuje parametr DROPTIMESTEP = 3,0 s. Do chwili aktywacji tworzące dany segment elementy pozostają nieaktywne i są wyłączone z globalnych macierzy przewodnictwa cieplnego oraz sztywności układu.

W momencie aktywacji elementom przypisywany jest warunek początkowy w postaci wysokiej temperatury zadanej TEMPERATURE2, reprezentującej temperaturę ciekłego metalu wprowadzanego do rowka. Energię liniową łuku zaimplementowano jako objętościowe źródło ciepła (LOAD INTERNALHEAT) o stałej gęstości mocy INTERNALHEAT = $5 \cdot 10^9$ W/m³, zsynchronizowane z chwilą narodzin danego segmentu i sterowane w czasie za pomocą stablicowanych funkcji czasu (TIMEFUNCTION). Takie sformułowanie algorytmu eliminuje zjawisko sztucznego transferu ciepła przed frontem spawalniczym, stanowiące istotną wadę klasycznych modeli ciągłych, i zapewnia realistyczny rozkład temperatury w strefie wpływu ciepła regenerowanego żeliwa, co ma bezpośrednie znaczenie dla dokładności oceny kinetyki przemian fazowych na linii wtopienia.

8.2.5. Warunki brzegowe i początkowe

Warunki brzegowe opisują wymianę ciepła spawanej próbki z otoczeniem, z uwzględnieniem konwekcji, promieniowania wysokotemperaturowego oraz przewodzenia ciepła do podłoża i uchwytów mocujących. Efekt podgrzania wstępnego odwzorowano poprzez zadanie jednorodnego pola temperatury początkowej modelu (parametr TEMPERATURE1) w całej objętości materiału rodzimego i przyszłej strefy wpływu ciepła; w kolejnych wariantach analizy przyjmowało ono wartości 200, 300 oraz 400 °C, odpowiadające rzeczywistym warunkom technologicznym spowalniającym chłodzenie złącza żeliwnego. Wymianę ciepła na powierzchniach swobodnych opisano warunkami brzegowymi trzeciego i czwartego rodzaju (funkcje CONVECTION oraz RADIATION w module ADINA-T), przy czym współczynnik przejmowania ciepła oraz emisyjność uzależniono od temperatury. Odbiór ciepła przez stalowe elementy układu mocującego odwzorowano, przypisując powierzchniom styku podwyższony, zastępczy współczynnik konwekcji.

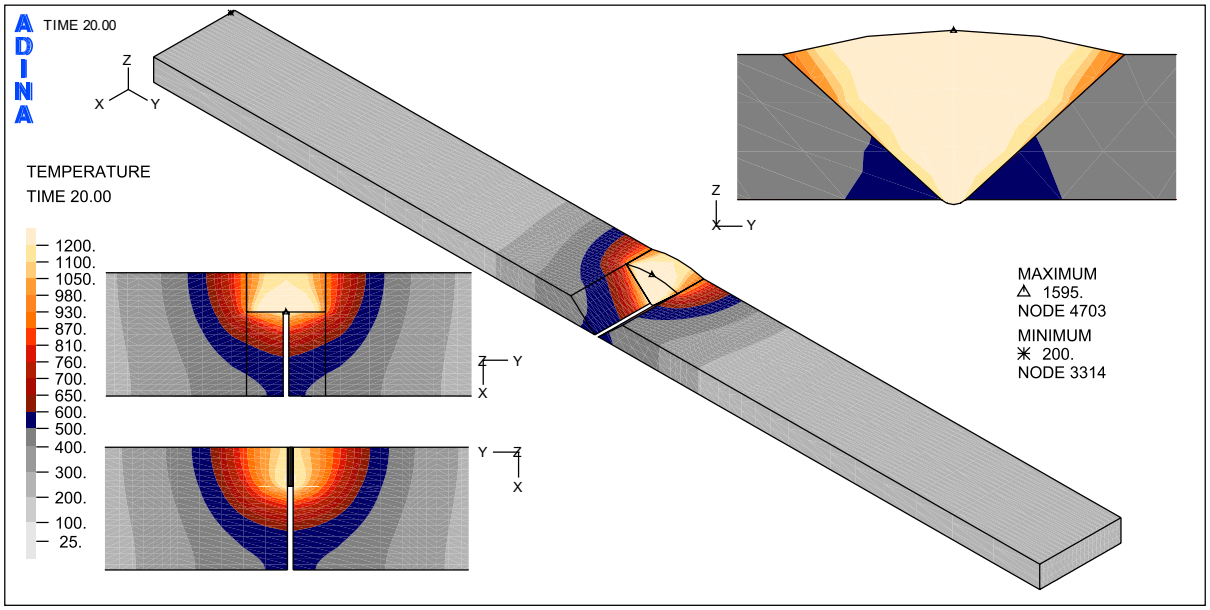
Mechaniczne warunki mocowania próbki w uchwytach spawalniczych odwzorowano w module strukturalnym za pomocą elementów sprężystych typu SPRING o sześciu stopniach swobody (6DOF-SPR = YES), których sztywność zdefiniowano parametrycznie w trzech kierunkach osiowych układu współrzędnych (PSET-6DOF). Zastosowanie mocowania podatnego, zamiast idealnie sztywnego odebrania stopni swobody, pozwala wierniej odtworzyć rzeczywistą sztywność stanowiska i przyrządów dociskowych oraz przeciwdziała powstawaniu sztucznych, lokalnych spiętrzeń naprężeń w punktach podparcia. Kontrolowana podatność umożliwia jednocześnie odwzorowanie niewielkich odkształceń próbki wywołanych skurczem termicznym, co ma kluczowe znaczenie przy analizie fazy chłodzenia oraz przy wyznaczaniu naprężeń własnych i trwałych deformacji (wichrowatości i wygięcia) po całkowitym ostygnięciu i wyjęciu próbki z uchwytów.

8.3. Analiza przebiegów termicznych

W pierwszym etapie obliczeń wyznaczono nieustalone pola temperatury w spawanej próbce dla trzech wariantów temperatury podgrzania wstępnego. Uzyskane rozkłady stanowią podstawę

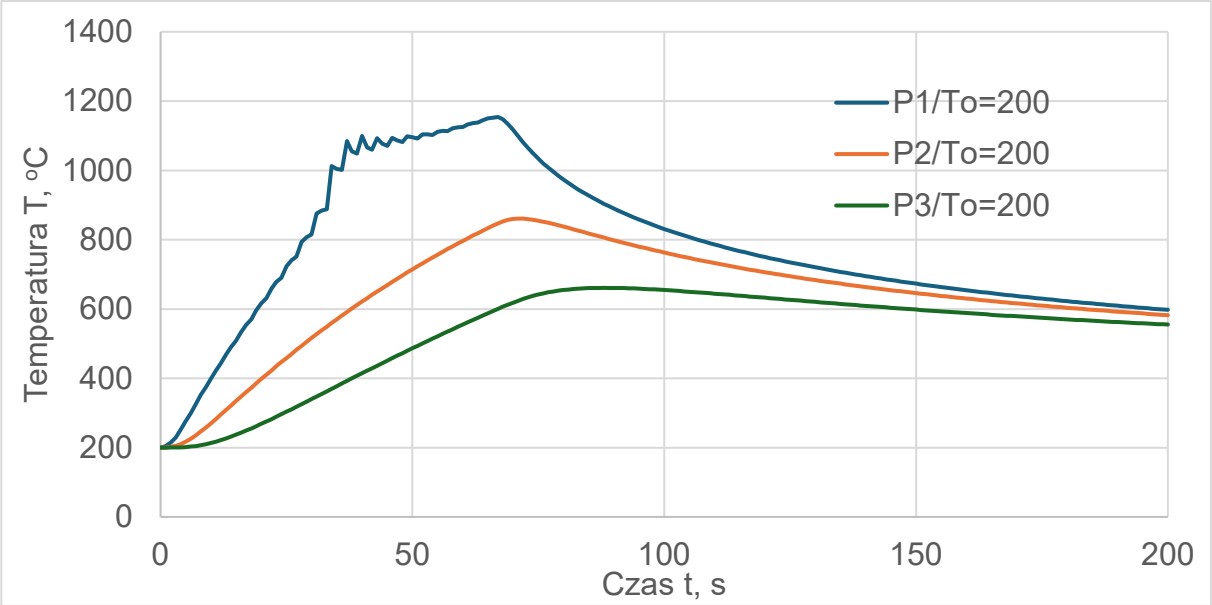
późniejszej korelacji z przemianami fazowymi (m.in. tworzeniem martenzytu i ledeburytu) oraz danymi wejściowymi do analizy mechanicznej.

Na rys. 8.2 przedstawiono przestrzenny (3D) oraz przekrojowy rozkład temperatury w próbce po czasie t = 20 s od rozpoczęcia procesu, dla temperatury podgrzania wstępnego T_0 = 200 °C. Wyraźnie widoczna jest strefa intensywnego oddziaływania źródła ciepła, w której maksymalna temperatura węzła (NODE 4703) osiąga 1595 °C.



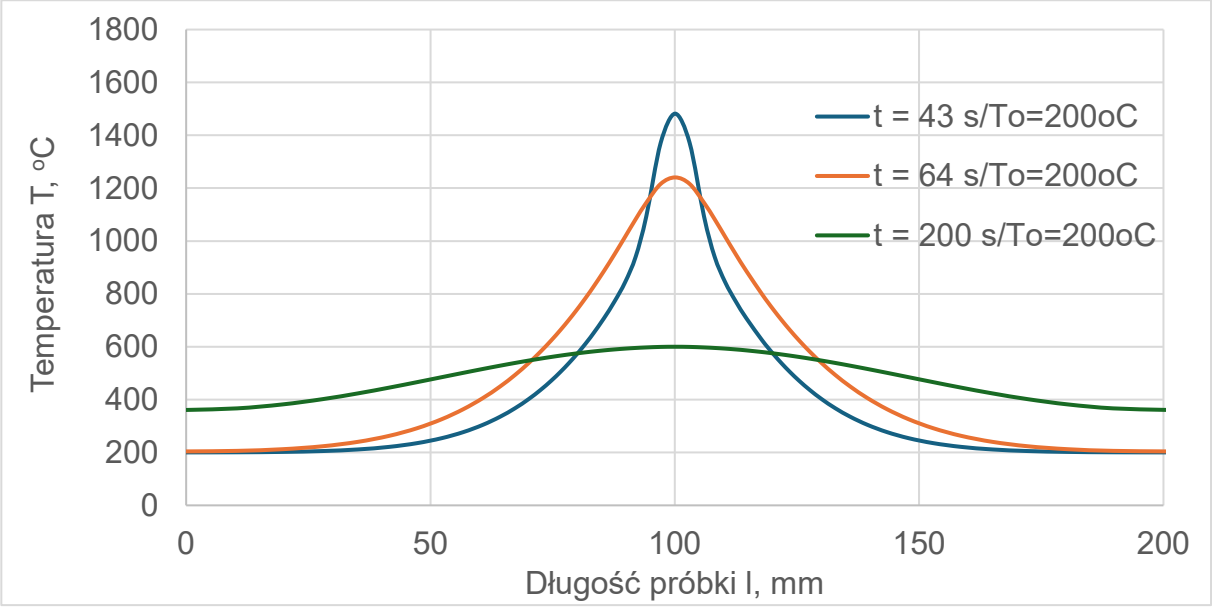
Rys. 8.2. Rozkład temperatury w próbce T [°C] dla czasu t = 20 s; temperatura początkowa próbki T_0 = 200 °C.

Historię termiczną w trzech punktach kontrolnych P1, P2 i P3 dla T_0 = 200 °C przedstawiono na rys. 8.3. Punkt P1, położony najbliżej spoiny, osiąga najwyższą temperaturę maksymalną, wynoszącą około 1150 °C w okolicach 65-70 s, przy czym jego przebieg charakteryzuje się oscylacjami wynikającymi z cyklicznej aktywacji kolejnych elementów spoiny. Punkty P2 i P3, położone dalej w strefie wpływu ciepła i w materiale rodzimym, wykazują łagodniejsze przebiegi z niższymi wartościami pikowymi (odpowiednio około 860 °C oraz 660 °C) i przesunięciem maksimów w czasie.



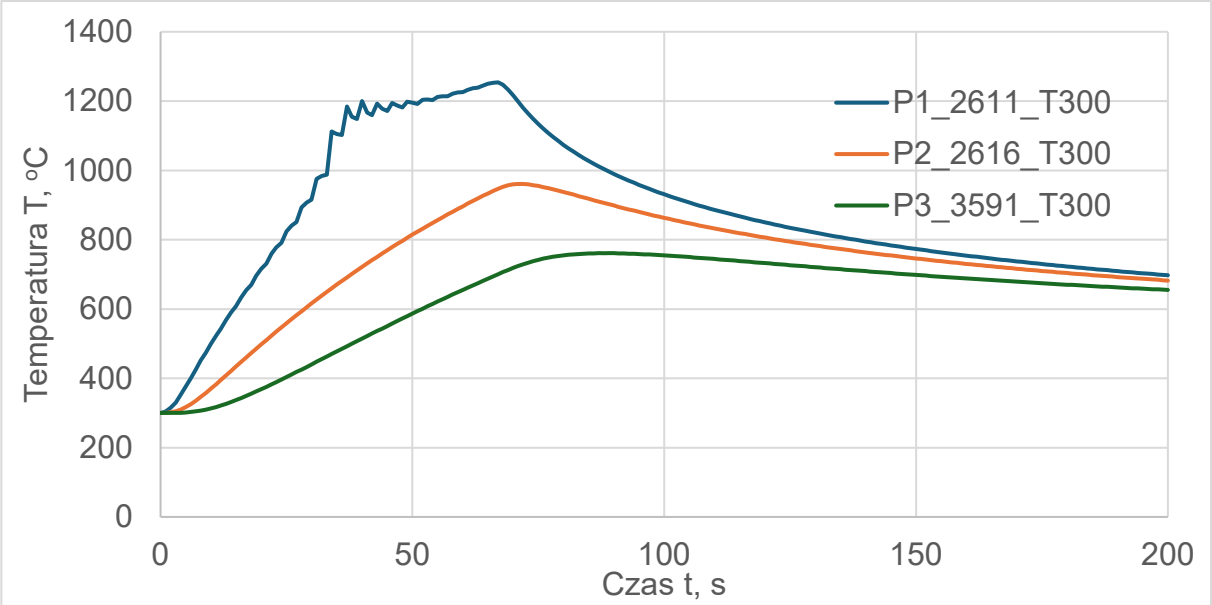
Rys. 8.3. Zmiana temperatury w czasie w punktach P1, P2 i P3; T_0 = 200 °C.

Rozkład temperatury wzdłuż długości próbki l (od strony lica spoiny) dla trzech chwil czasowych t = 43 s, 64 s oraz 200 s przy T_0 = 200 °C przedstawiono na rys. 8.4. Dla t = 43 s profil jest bardzo ostry, z pikiem przekraczającym 1400 °C w środku próbki (l = 100 mm); w chwili t = 64 s maksimum nieznacznie maleje (do około 1250 °C), a po przejściu źródła i rozpoczęciu stygnięcia (t = 200 s) rozkład ulega znacznemu spłaszczeniu, wyrównując się do poziomu około 400-600 °C na całej długości.



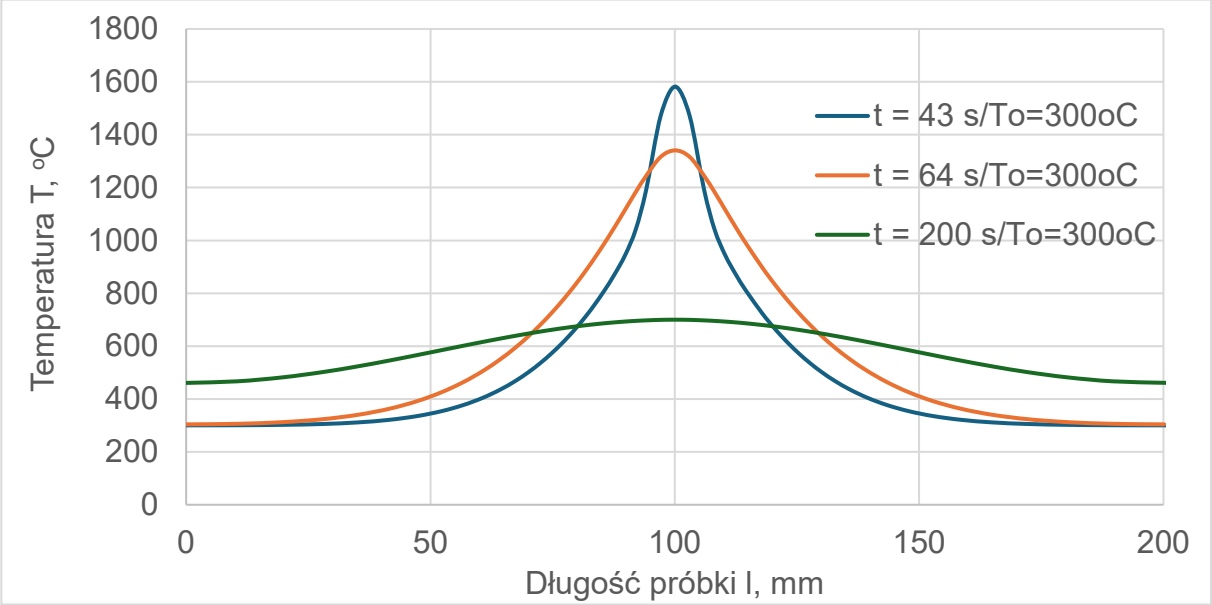
Rys. 8.4. Zmiana temperatury wzdłuż osi próbki od strony lica spoiny; T_0 = 200 °C.

Analogiczny przebieg zmian temperatury w punktach P1, P2 i P3 dla podwyższonej temperatury podgrzania wstępnego T_0 = 300 °C przedstawiono na rys. 8.5. Wyższa temperatura początkowa powoduje przesunięcie całego wykresu ku górze w fazie początkowej oraz spowolnienie tempa chłodzenia złącza w końcowej fazie analizy.



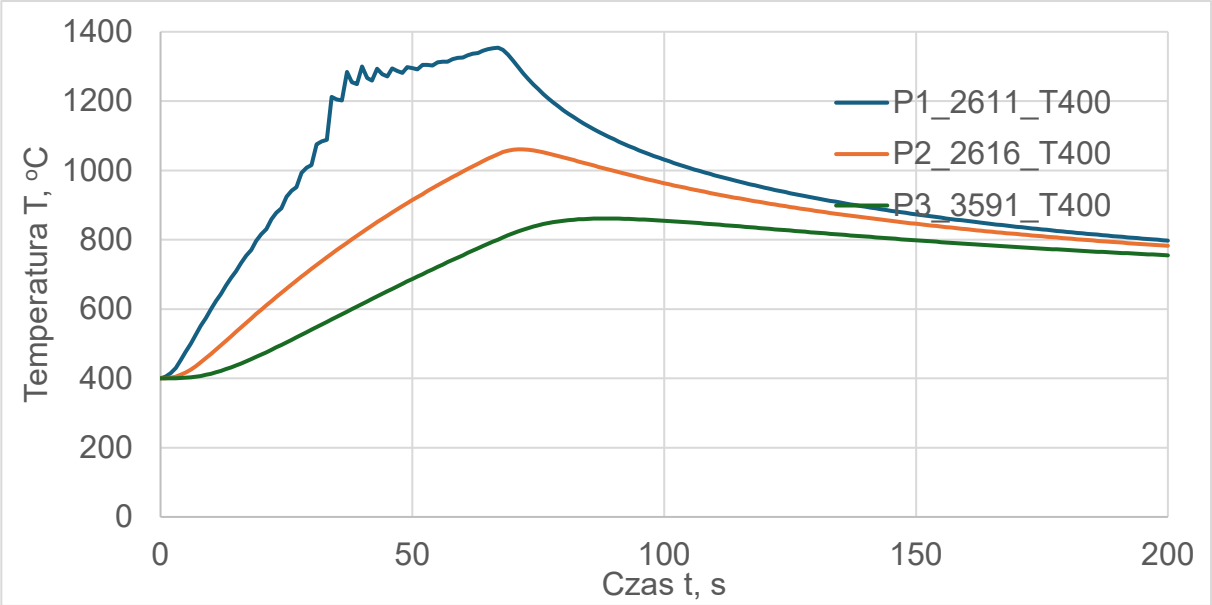
Rys. 8.5. Zmiana temperatury w czasie w punktach P1, P2 i P3; T_0 = 300 °C.

Zmianę temperatury wzdłuż osi próbki dla T_0 = 300 °C w tych samych chwilach czasowych (43 s, 64 s, 200 s) pokazano na rys. 8.6. Charakter krzywych jest zbliżony do wariantu z T_0 = 200 °C, jednak minima na końcach próbki stabilizują się na wyższym poziomie (300 °C zamiast 200 °C), a profil dla t = 200 s osiąga w środku wyższą wartość, wynoszącą około 700 °C.



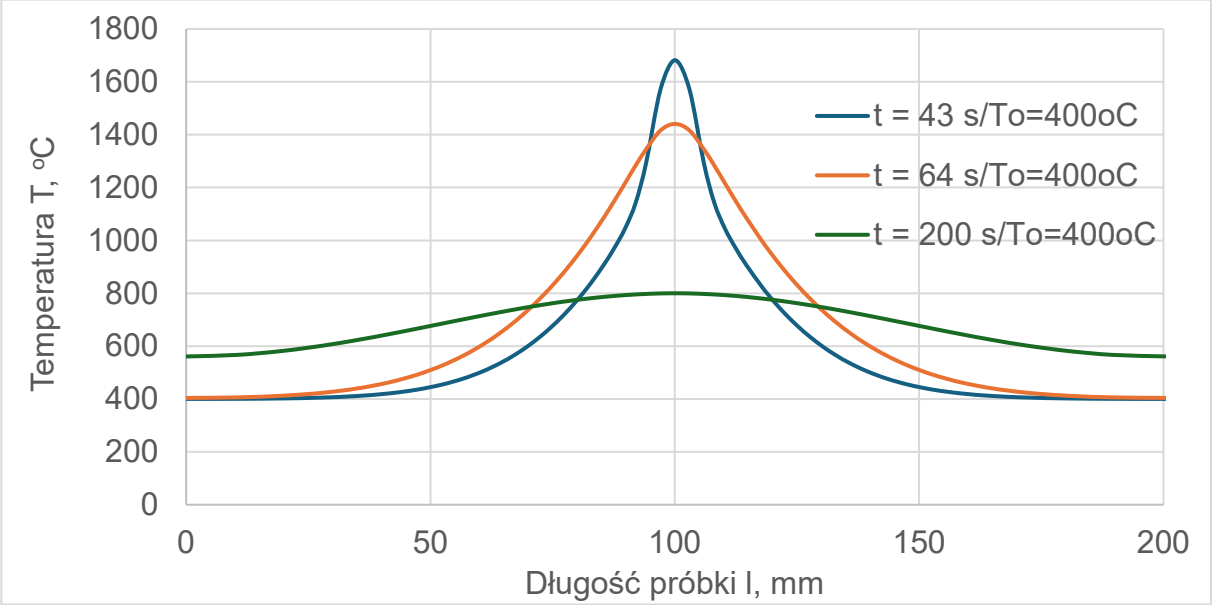
Rys. 8.6. Zmiana temperatury wzdłuż osi próbki od strony lica spoiny; T_0 = 300 °C.

Historię termiczną w punktach P1, P2 i P3 dla najwyższego wariantu podgrzania wstępnego T_0 = 400 °C przedstawiono na rys. 8.7. Maksymalne temperatury w punktach P2 i P3 ulegają dalszemu podwyższeniu, a proces stygnięcia przebiega najwolniej spośród wszystkich analizowanych przypadków.



Rys. 8.7. Zmiana temperatury w czasie w punktach P1, P2 i P3; T_0 = 400 °C.

Rozkład temperatury wzdłuż osi próbki dla T_0 = 400 °C przedstawiono na rys. 8.8. Profile dla chwil 43 s oraz 64 s osiągają zbliżone wartości ekstremalne w środku spoiny, jednak cała objętość materiału wykazuje znacznie mniejsze gradienty termiczne, a temperatura po 200 s utrzymuje się w strefie centralnej powyżej 600 °C.



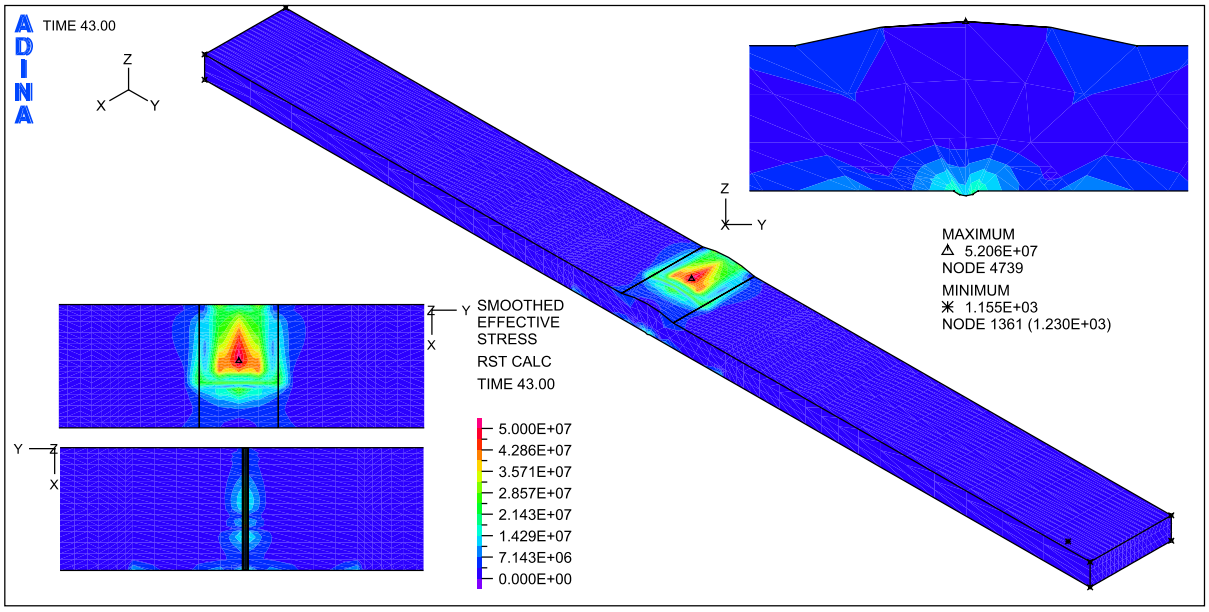
Rys. 8.8. Zmiana temperatury wzdłuż osi próbki od strony lica spoiny; T_0 = 400 °C.

Porównanie przebiegów termicznych dla trzech wariantów wskazuje jednoznacznie, że podwyższanie temperatury podgrzania wstępnego łagodzi gradienty temperatury w złączu oraz wydłuża lokalne czasy chłodzenia w zakresie przemian fazowych, w tym parametr t8/5. Ma to bezpośrednie znaczenie dla ograniczenia hartowności strefy wpływu ciepła i zmniejszenia skłonności złącza do pękania zimnego.

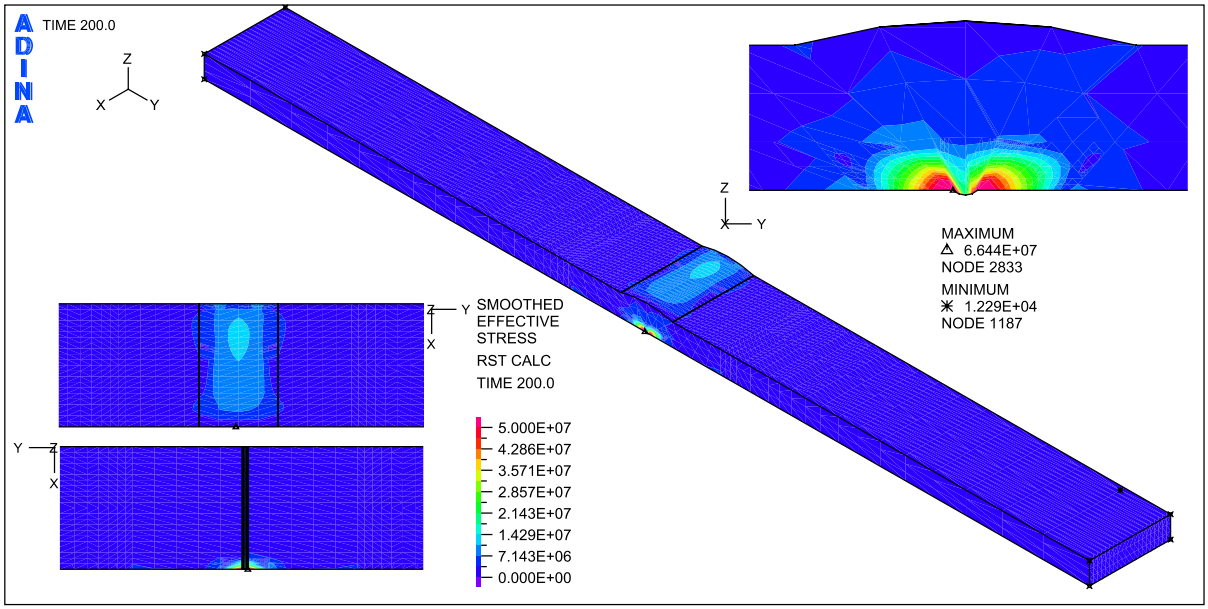
8.4. Analiza naprężeń i odkształceń spawalniczych

Wyznaczone pola temperatury zaimportowano jako obciążenie termiczne do modułu strukturalnego, w którym obliczono rozkłady spawalniczych naprężeń własnych. Poniżej przedstawiono rozkłady naprężeń zredukowanych, wyznaczonych zgodnie z hipotezą wytężeniową Hubera-Misesa-Hencky'ego, dla trzech wariantów temperatury podgrzania wstępnego w dwóch charakterystycznych chwilach: w trakcie trwania procesu (t = 43 s) oraz w zaawansowanej fazie stygnięcia (t = 200 s).

Dla wariantu T_0 = 200 °C rozkład naprężeń w trakcie spawania (t = 43 s) przedstawiono na rys. 8.9. Widoczne jest lokalne spiętrzenie naprężeń w obszarze spoiny, gdzie maksymalna wartość węzłowa osiąga 52,06 MPa. Po zakończeniu wprowadzania ciepła, w trakcie stygnięcia i skurczu materiału (t = 200 s, rys. 8.10), strefa podwyższonych naprężeń rozszerza się ku dolnej części złącza (w grani), a wartość maksymalna wzrasta do 66,44 MPa.

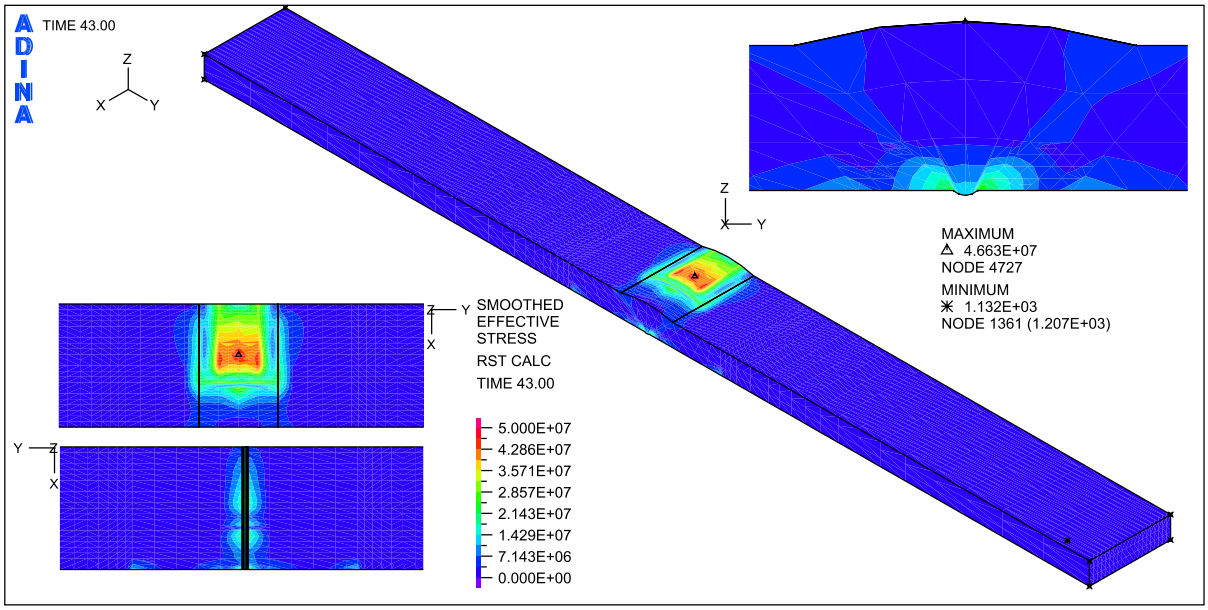


Rys. 8.9. Rozkład naprężeń zredukowanych σ [MPa] w próbce spawanej po czasie t = 43 s; T_0 = 200 °C.

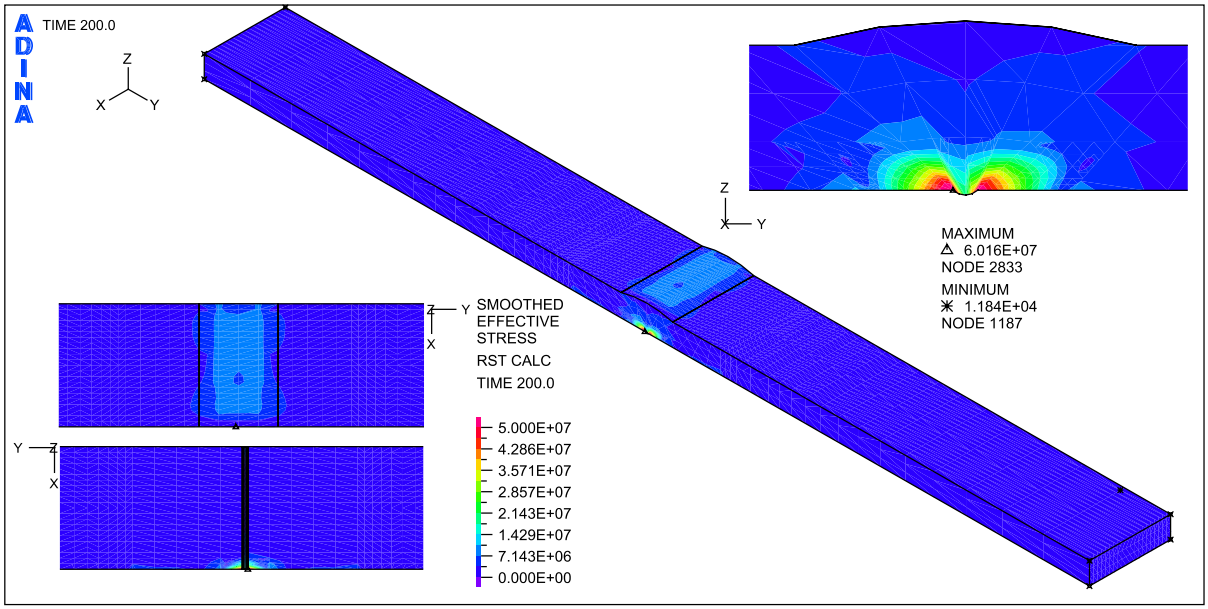


Rys. 8.10. Rozkład naprężeń zredukowanych σ [MPa] w próbce spawanej po czasie t = 200 s; T_0 = 200 °C.

Dla próbki podgrzanej do T_0 = 300 °C rozkład naprężeń w fazie procesowej (t = 43 s) przedstawiono na rys. 8.11; podwyższenie temperatury wstępnej skutkuje obniżeniem maksymalnych naprężeń w strefie spoiny do 46,63 MPa. W zaawansowanej fazie stygnięcia (t = 200 s, rys. 8.12) maksymalne naprężenie zredukowane wynosi 60,16 MPa, a więc mniej niż dla analogicznej chwili przy podgrzaniu 200 °C (por. rys. 8.10).

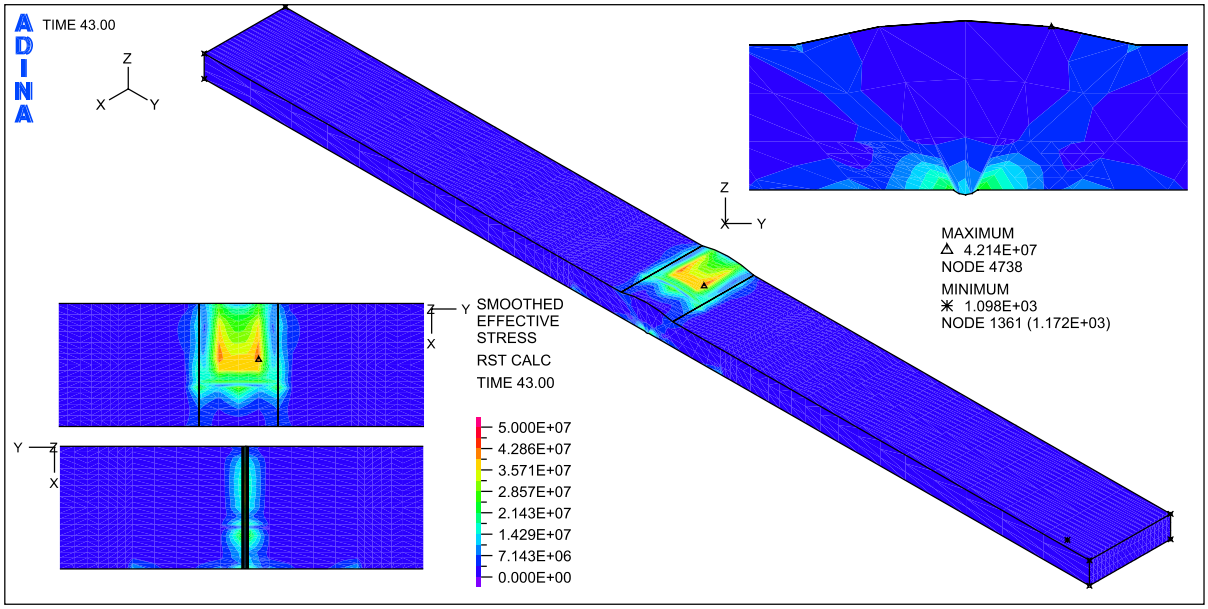


Rys. 8.11. Rozkład naprężeń zredukowanych σ [MPa] w próbce spawanej po czasie t = 43 s; T_0 = 300 °C.

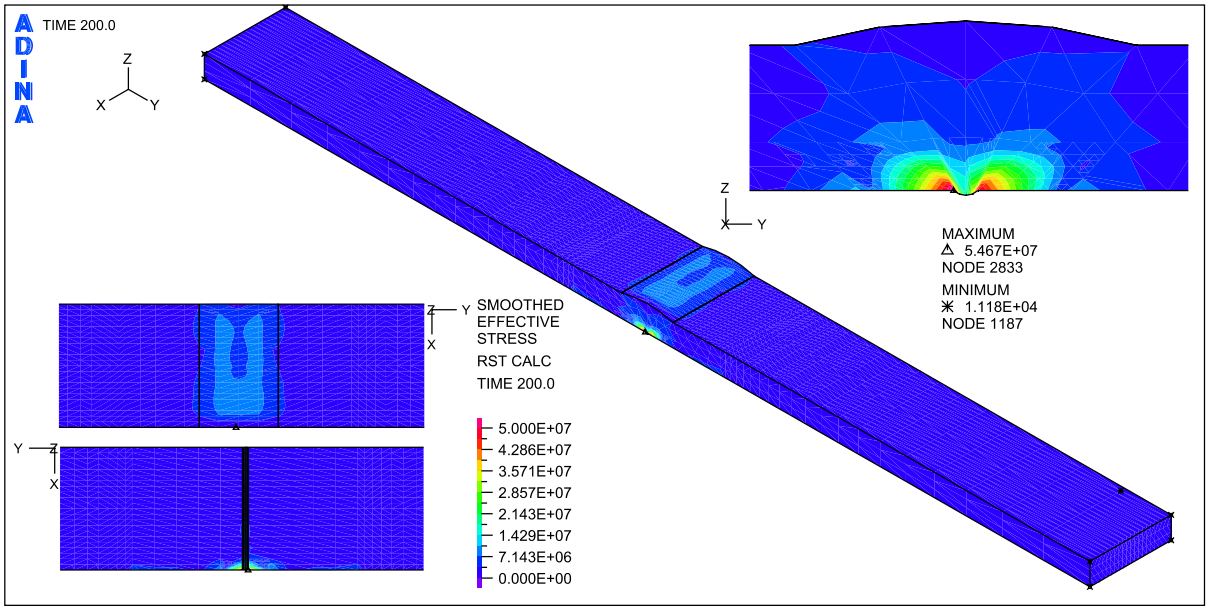


Rys. 8.12. Rozkład naprężeń zredukowanych σ [MPa] w próbce spawanej po czasie t = 200 s; T_0 = 300 °C.

Dla najwyższej temperatury podgrzania wstępnego T_0 = 400 °C rozkład naprężeń w 43. sekundzie symulacji przedstawiono na rys. 8.13. Zasięg strefy intensywnych naprężeń wokół spoiny wyraźnie się zmniejsza, a wartość maksymalna spada do 42,14 MPa. W fazie zaawansowanego stygnięcia (t = 200 s, rys. 8.14) maksymalne naprężenie zredukowane wynosi 54,67 MPa.



Rys. 8.13. Rozkład naprężeń zredukowanych σ [MPa] w próbce spawanej po czasie t = 43 s; T_0 = 400 °C.



Rys. 8.14. Rozkład naprężeń zredukowanych σ [MPa] w próbce spawanej po czasie t = 200 s; T_0 = 400 °C.

Zestawienie rozkładów naprężeń (rys. 8.9-8.14) jednoznacznie pokazuje, że podwyższanie temperatury podgrzania wstępnego skutecznie obniża poziom spawalniczych naprężeń własnych - zarówno w trakcie procesu, jak i w fazie chłodzenia. Maksymalne naprężenie zredukowane w chwili t = 200 s maleje z 66,44 MPa dla T_0 = 200 °C do 54,67 MPa dla T_0 = 400 °C, co sprzyja ograniczeniu ryzyka pękania złączy żeliwnych.

8.5. Wnioski z analizy numerycznej

Na podstawie przeprowadzonej analizy numerycznej procesu spawania złącza żeliwnego (rys. 8.2-8.14) sformułować można następujące wnioski cząstkowe:

- Podwyższanie temperatury podgrzania wstępnego T_0 w zakresie od 200 do 400 °C wyraźnie łagodzi gradienty termiczne w złączu i spowalnia tempo stygnięcia materiału w przedziale temperatur przemian fazowych, co przekłada się na wydłużenie lokalnych czasów chłodzenia (w tym parametru t8/5) w strefie wpływu ciepła.
- Punkty kontrolne położone najbliżej linii wtopienia (P1) rejestrują najwyższe wartości pikowe temperatury (przekraczające 1150 °C) oraz gwałtowne oscylacje wywołane cyklicznym wprowadzaniem ciekłego metalu i aktywacją kolejnych segmentów spoiny; w miarę oddalania się od osi spoiny (P2, P3) przebiegi historii termicznej stają się łagodniejsze, a ich maksima przesuwają się w czasie.
- Podwyższenie temperatury podgrzania wstępnego wykazuje bezpośrednią, mierzalną skuteczność w ograniczaniu poziomu naprężeń zredukowanych - maksymalne naprężenia odnotowane zarówno w fazie procesowej (t = 43 s), jak i w fazie zaawansowanego stygnięcia (t = 200 s) ulegają

sukcesywnemu obniżeniu (w chwili t = 200 s z 66,44 MPa dla T_0 = 200 °C do 54,67 MPa dla T_0 = 400 °C).

- Z punktu widzenia inżynierii spawalniczej żeliwa wariant z najwyższą temperaturą podgrzania (T_0 = 400 °C) zapewnia najkorzystniejsze warunki wytwarzania złącza: jednoczesne obniżenie naprężeń rozciągających oraz spowolnienie krzywych chłodzenia minimalizuje ryzyko powstawania kruchej struktury martenzytycznej i wydzieleń cementytu eutektycznego, chroniąc złącze przed pękaniem zimnym. Wniosek ten pozostaje w zgodności z wynikami badań eksperymentalnych przedstawionymi w rozdziale piątym.
- Przedstawiony model wymaga docelowo walidacji doświadczalnej, obejmującej porównanie geometrii spoiny i strefy wpływu ciepła uzyskanej z symulacji z makrostrukturą rzeczywistych zgładów oraz konfrontację obliczonych naprężeń własnych z pomiarami (np. metodą tensometrii rozetowej, dyfrakcji rentgenowskiej XRD lub profilu mikrotwardości), co wyznacza kierunek dalszych prac.

9. Stanowisko do badań szczelności zregenerowanego kolektora wylotowego w podwyższonej temperaturze

9.1. Cel badań i koncepcja stanowiska

Badania przedstawione w rozdziałach 3-6 prowadzono na próbkach płaskich o znormalizowanej geometrii. Podejście takie jest poprawne przy wyznaczaniu charakterystyk materiałowych złącza, nie odpowiada jednak na pytanie o zachowanie zregenerowanego elementu jako całości konstrukcyjnej. Kolektor wylotowy jest bowiem cienkościennym naczyniem ciśnieniowym o złożonej geometrii, w którym o przydatności eksploatacyjnej decyduje nie tylko doraźna wytrzymałość napoiny, lecz przede wszystkim brak nieciągłości przelotowych i zachowanie szczelności w warunkach obciążenia cieplnego.

Rozróżnienie to ma znaczenie praktyczne. Statyczna próba rozciągania nie ujawnia porów zamkniętych ani mikropęknięć nieprzelotowych, a analiza metalograficzna dostarcza informacji punktowej, ograniczonej do płaszczyzny zgładu. Tymczasem w eksploatacji kolektora najczęstszą postacią utraty zdatności nie jest zerwanie elementu, lecz utrata szczelności - przedmuch spalin przez pęknięcie lub nieciągłość napoiny. Weryfikacja skuteczności regeneracji wymaga zatem badania funkcjonalnego, prowadzonego na rzeczywistym obiekcie i odwzorowującego jednoczesne oddziaływanie ciśnienia wewnętrznego oraz podwyższonej temperatury. Badania takie opisywane są w literaturze zwykle w kontekście prób na hamowniach silnikowych lub stanowiskach z generatorem gorącego gazu, których koszt wyklucza zastosowanie w praktyce warsztatowej.

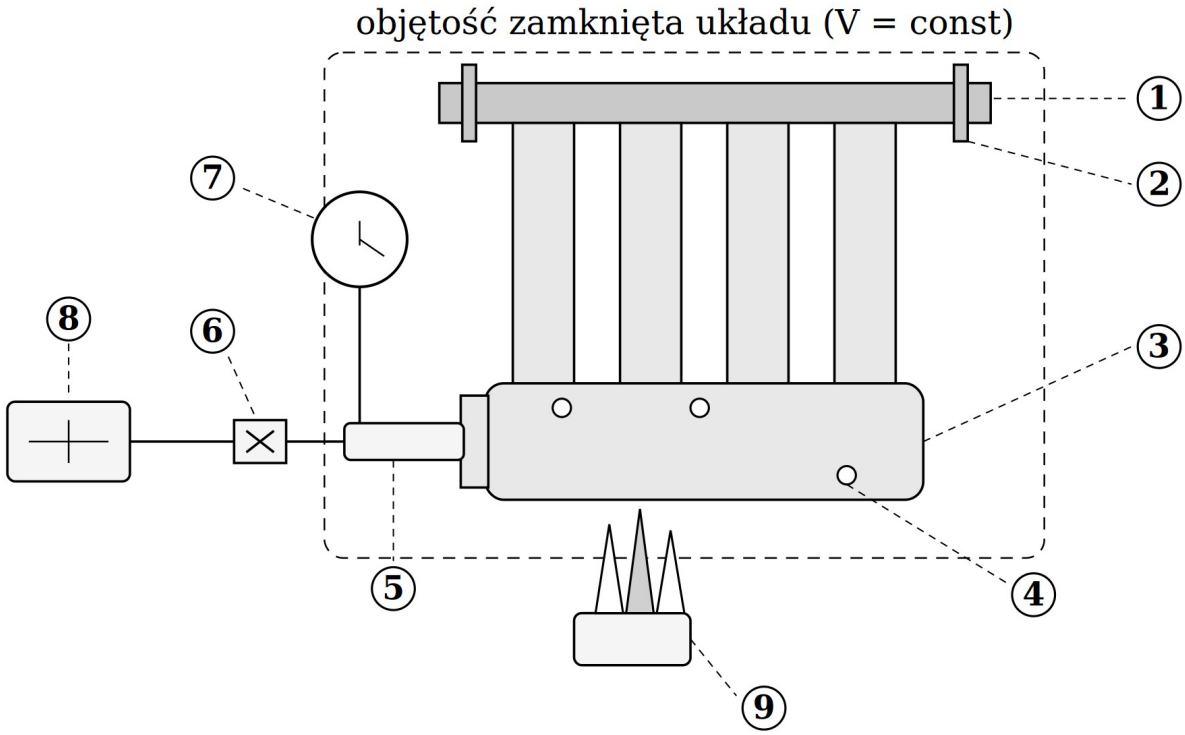
Celem prac opisanych w niniejszym rozdziale było zaprojektowanie, wykonanie i sprawdzenie w działaniu stanowiska pozwalającego na kontrolę szczelności zregenerowanego kolektora pod nadciśnieniem, w warunkach podwyższonej temperatury, przy zachowaniu następujących założeń projektowych:

- zbudowanie stanowiska wyłącznie z podzespołów ogólnodostępnych, bez aparatury wymagającej wzorcowania i zasilania, tak aby badanie mogło być prowadzone bezpośrednio na stanowisku spawalniczym, niezwłocznie po zakończeniu regeneracji;
- wymuszenie obciążenia cieplnego odpowiadającego temperaturze podgrzania wstępnego stosowanej podczas napawania, mieszczącego się zarazem w dolnym zakresie temperatur eksploatacyjnych, przy poziomie ciśnienia bezpiecznym dla obsługi;
- rezygnacja z ingerencji w geometrię badanego elementu - wykorzystanie wyłącznie istniejących kołnierzy jako punktów zaślepienia i przyłączenia czynnika roboczego.

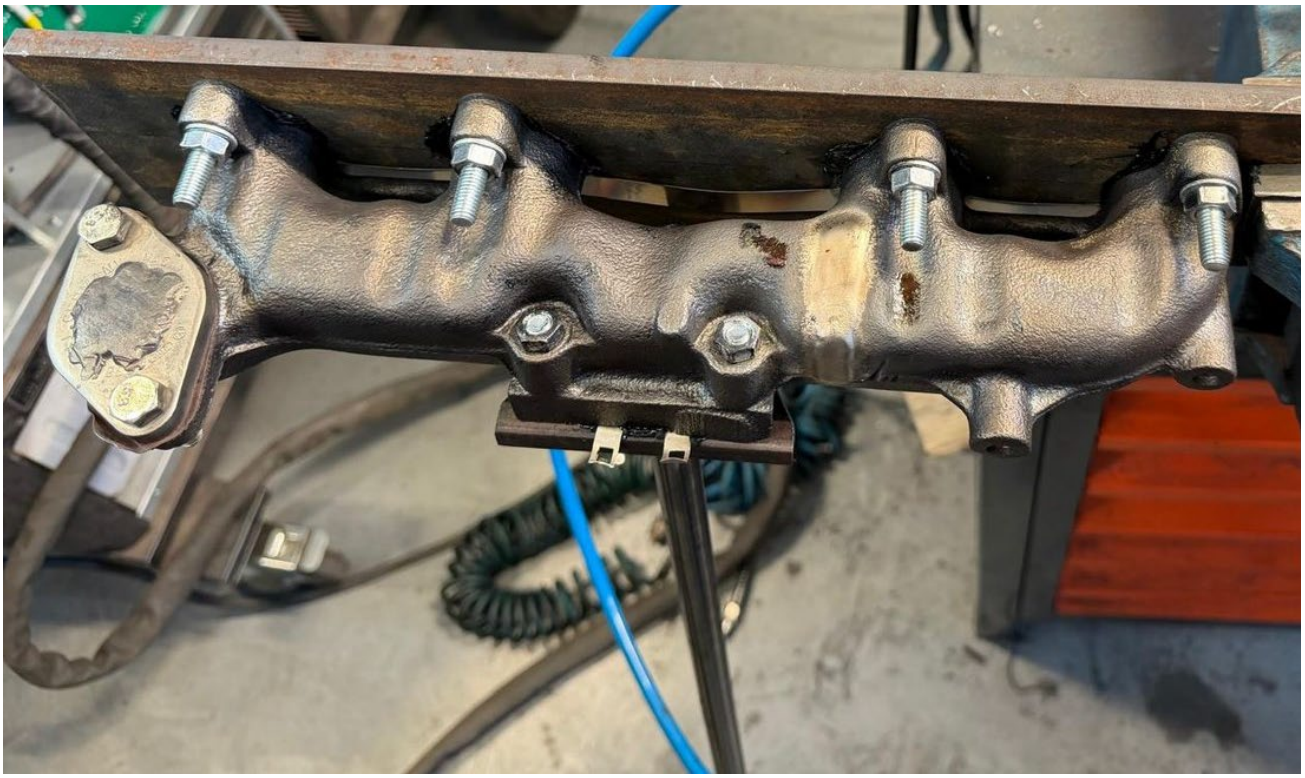
9.2. Budowa stanowiska badawczego

Elementem nośnym stanowiska jest płyta stalowa, do której kolektor mocowany jest kołnierzem przylgowym - tym samym, którym w eksploatacji przylega do głowicy silnika. Płyta pełni dwie funkcje:

stanowi ramę nośną obiektu oraz zaślepia wszystkie kanały wylotowe, zamykając objętość wewnętrzną od strony wlotu spalin. Szczelność zapewnia uszczelnienie między kołnierzem a płytą, a docisk - śruby rozmieszczone zgodnie z oryginalnym schematem mocowania. Całość ustalana jest w imadle, co pozwala prowadzić badanie w położeniu poziomym lub pionowym, zależnie od dostępu do strefy naprawy (rys. 9.2). Schemat ideowy stanowiska przedstawiono na rys. 9.1.



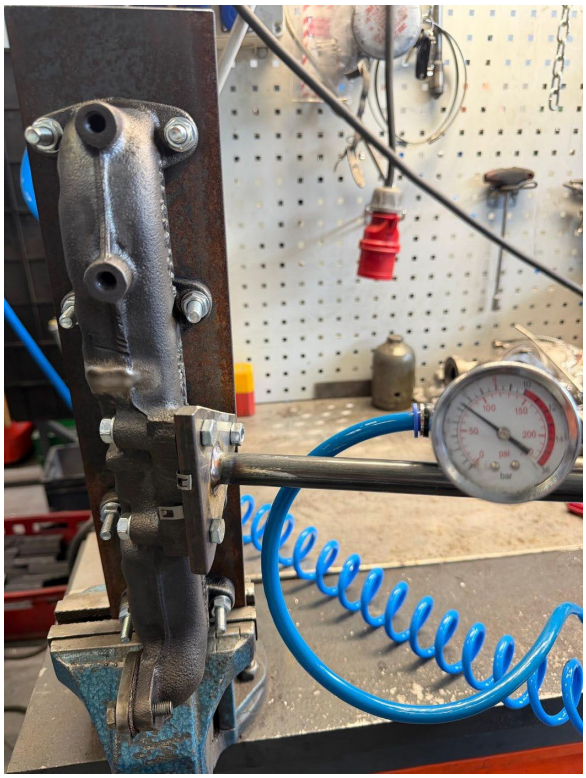
Rys. 9.1. Schemat ideowy stanowiska do badania szczelności zregenerowanego kolektora wylotowego w podwyższonej temperaturze: 1 – płyta bazowa zaślepiająca kanały wylotowe, 2 – śruby mocujące z uszczelnieniem, 3 – kolektor wylotowy (obiekt badań), 4 – punkty kontrolne z kredą termowskaźnikową 300 °C, 5 – rurka przyłączeniowa w kołnierzu montażowym turbosprężarki, 6 – zawór odcinający, 7 – manometr 0–16 bar, 8 – źródło sprężonego powietrza, 9 – palnik propan-butan.



Rys. 9.2. Widok ogólny stanowiska: kolektor zamocowany kołnierzem przylgowym do płyty bazowej, ustalony w imadle, z podłączonym układem ciśnieniowym.

Rozwiązanie to ma dodatkową zaletę diagnostyczną: płyta odwzorowuje płaszczyznę przylgową głowicy, wobec czego możliwość równomiernego dokręcenia śrub bez wymuszania odkształcenia elementu stanowi pośrednią kontrolę płaskości kołnierza po regeneracji - jej utrata wskutek naprężeń spawalniczych jest jedną z częstszych przyczyn odrzucenia zregenerowanego elementu.

Czynnik roboczy doprowadzany jest do wnętrza kolektora przez kołnierz montażowy turbosprężarki, do którego przykręcono płytkę z wspawaną rurką zakończoną króćcem przyłączeniowym - jedynym niezaślepionym połączeniem objętości wewnętrznej z otoczeniem (rys. 9.3). Rozwiązanie takie wykorzystuje istniejącą geometrię elementu i nie wymaga wykonywania dodatkowych otworów, co jest warunkiem koniecznym w badaniu odbiorczym elementu przeznaczonego do dalszej eksploatacji. Do króćca podłączono przewód zasilający, zawór odcinający oraz manometr wskazówkowy o zakresie 0-16 bar ze skalą pomocniczą w psi. Zawór pełni funkcję krytyczną: po napełnieniu układu zostaje zamknięty, dzięki czemu wnętrze kolektora stanowi układ zamknięty o stałej objętości - warunek konieczny zarówno dla oceny szczelności, jak i dla interpretacji termodynamicznej z punktu 9.4.



Rys. 9.3. Układ wymuszania i pomiaru ciśnienia: rurka z króćcem przyłączeniowym przykręcona do kołnierza montażowego turbosprężarki, przewód zasilający i manometr.

Jako ciśnienie próby przyjęto wskazanie manometru równe 2,5 bar - wartość mieszczącą się w zakresie ciśnień spotykanych przed turbiną w silnikach doładowanych, a zarazem pozwalającą, wobec przewidywanego przyrostu podczas nagrzewania, utrzymać ciśnienie końcowe w bezpiecznych granicach.

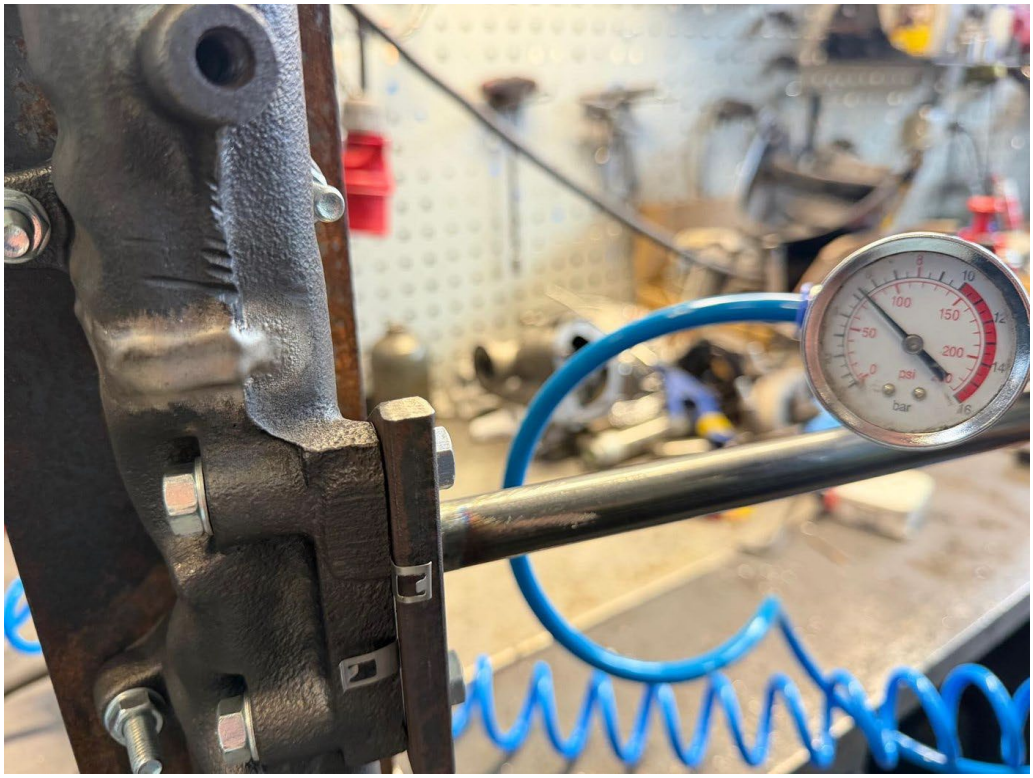
Nagrzewanie realizowano palnikiem na mieszankę propan-butan, prowadzonym ruchem ciągłym po powierzchni zewnętrznej kolektora. Wybór palnika zamiast pieca komorowego wynikał z założeń projektowych, ma jednak i uzasadnienie merytoryczne: jest to źródło ciepła, którego używa się do podgrzania wstępnego przed napawaniem. Kontrolę temperatury oparto na kredzie termowskaźnikowej o nominalnej temperaturze zadziałania 300 °C - naniesiona ścieżka topi się po osiągnięciu przez podłoże temperatury nominalnej, przechodząc z matowego nalotu w błyszczącą warstwę ciekłą. Ścieżki nanoszono w kilku punktach kontrolnych, obejmujących zarówno strefę naprawy, jak i obszary od niej oddalone, co pozwoliło ocenić równomierność nagrzania.

9.3. Metodyka badania

Przed przystąpieniem do próby kolektor poddawano oględzinom wzrokowym, a następnie oczyszczano i odtłuszczano powierzchnię zewnętrzną w strefie naprawy; odtłuszczenie warunkuje zarówno prawidłowe przyleganie ścieżki kredy termowskaźnikowej, jak i wiarygodną obserwację

przecieków metodą pęcherzykową. Następnie kolektor mocowano do płyty bazowej z zachowaniem kolejności dokręcania śrub i podłączano układ ciśnieniowy.

Pierwszy etap prowadzono w temperaturze otoczenia: układ napełniano sprężonym powietrzem do ciśnienia próby, zamykano zawór odcinający i obserwowano wskazanie manometru, prowadząc równolegle kontrolę metodą pęcherzykową na powierzchni napoiny, w strefie wpływu ciepła oraz na wszystkich połączeniach rozłącznych stanowiska (rys. 9.4). Etap ten weryfikuje szczelność obiektu i zarazem poprawność działania samego stanowiska, eliminując ryzyko błędnej interpretacji przecieku na uszczelnieniu lub złączce jako nieszczelności napoiny.



Rys. 9.4. Kontrola szczelności metodą pęcherzykową - roztwór pieniący naniesiony na strefę naprawy.

Po pozytywnym wyniku próby na zimno przystępowano do nagrzewania. Palnik prowadzono ruchem ciągłym, unikając zatrzymywania płomienia w jednym miejscu, co mogłoby wywołać miejscowe przegrzanie cienkościennego odlewu i niekontrolowane gradienty termiczne. Nagrzewanie prowadzono - przy stałej obserwacji manometru - do stopienia ścieżek kredy w punktach kontrolnych, co odpowiada osiągnięciu temperatury powierzchni 300 °C. Element wytrzymywano następnie w tym stanie i pozostawiano do swobodnego ostygnięcia w powietrzu. Odczyt po całkowitym ostygnięciu jest istotnym elementem metodyki: powrót do wartości początkowej dowodzi, że szczelność zachowana została również w fazie stygnięcia, w której wskutek skurczu napoina obciążona jest naprężeniami rozciągającymi.

Wynik próby uznawano za pozytywny przy jednoczesnym braku spadku ciśnienia i pęcherzyków w fazie próby na zimno, monotonicznym przyroście ciśnienia w fazie nagrzewania zgodnym co do rzędu

wielkości z przewidywaniem dla przemiany izochorycznej, stabilności wskazania w temperaturze badania, powrocie ciśnienia do wartości początkowej po ostygnięciu oraz braku widocznych nieciągłości napoiny w oględzinach końcowych.

9.4. Wyniki badania i ich interpretacja termodynamiczna

W trakcie nagrzewania obserwowano ciągły, monotoniczny przyrost wskazania manometru. Po osiągnięciu temperatury 300 °C, potwierdzonej stopieniem ścieżek kredy we wszystkich punktach kontrolnych, wskazanie osiągnęło 5,0 bar wobec 2,5 bar w stanie początkowym (tabela 9.1).

Tabela 9.1. Wyniki próby ciśnieniowej zregenerowanego kolektora

Faza próby	Temperatura ścianki [°C]	Wskazanie manometru [bar]
Stan początkowy (napełnienie)	ok. 20 (otoczenia)	2,5
Osiągnięcie temperatury badania	300	5,0
Wytrzymanie w temperaturze badania	300	5,0
Po całkowitym ostygnięciu	ok. 20 (otoczenia)	2,5

Ponieważ zawór odcinający pozostawał zamknięty, a objętość wewnętrzna kolektora jest stała, nagrzewanie czynnika roboczego stanowi przemianę izochoryczną, opisaną prawem Gay-Lussaca:

$$p_2 / p_1 = T_2 / T_1$$

Zależność ta wyznacza teoretyczną granicę przyrostu ciśnienia: przy nagrzaniu od $T_1 = 293{,}15$ K (20 °C) do $T_2 = 573{,}15$ K (300 °C) stosunek ciśnień bezwzględnych nie może przekroczyć wartości 1,955, i to wyłącznie wtedy, gdy cała objętość gazu osiąga temperaturę ścianki. Uwzględniając objętość martwą pozostającą w temperaturze otoczenia, stosunek ciśnień opisuje model dwustrefowy:

$$p_2 / p_1 = (1 / T_1) / [\, (1 - f) / T_g + f / T_z \,]$$

gdzie f - oznacza udział objętości pozostającej w temperaturze otoczenia T_z, a T_g - temperaturę części nagrzanej. Podstawienie wartości zmierzonych prowadzi do $f \approx 15\%$, co odpowiada sumarycznej objętości przewodu, rurki przyłączeniowej i strefy przyległej do płyty bazowej.

Zarejestrowany przyrost ciśnienia stanowi ilościowe potwierdzenie szczelności układu. Gdyby występowała nieciągłość przelotowa, część czynnika uszłaby do otoczenia właśnie w fazie nagrzewania, gdy różnica ciśnień jest największa; zmierzony przyrost byłby wyraźnie mniejszy od wartości wynikającej z przemiany izochorycznej. Kryterium to jest czulsze od obserwacji spadku ciśnienia na zimno, ponieważ odnosi wynik do wielkości odniesienia obliczonej niezależnie. Prowadzi to zarazem do wniosku metodycznego: czynnik roboczy pełni w tej próbie funkcję termometru gazowego o stałej

objętości, dostarczając - bez dodatkowej aparatury - zintegrowanej informacji o stanie cieplnym całego elementu.

Badany kolektor spełnił wszystkie przyjęte kryteria oceny: nie zaobserwowano spadku ciśnienia w fazie wytrzymania, próba pęcherzykowa nie ujawniła przecieków, a przyrost ciśnienia odpowiadał przewidywaniu teoretycznemu. Wykonana napoina jest zatem szczelna. Wynik ten jest komplementarny wobec obserwacji metalograficznych z rozdziału 6, gdzie stwierdzono w napoinach nieliczne pory i wtrącenia oraz lokalne mikropęknięcia w otoczeniu sferoidów grafitu: nieciągłości te nie tworzą sieci umożliwiającej przepływ czynnika przez ściankę, a zatem nie dyskwalifikują złącza z punktu widzenia jego podstawowej funkcji użytkowej. Pokazuje to, że kryteria oceny formułowane wyłącznie na podstawie mikrostruktury mogą być nadmiernie restrykcyjne wobec wymagań rzeczywistej eksploatacji.

9.5. Wnioski z badań stanowiskowych

Na podstawie przeprowadzonych prac sformułować można następujące wnioski cząstkowe:

- Opracowano i wykonano stanowisko umożliwiające kontrolę szczelności zregenerowanego kolektora pod nadciśnieniem w podwyższonej temperaturze, zbudowane wyłącznie z typowych podzespołów warsztatowych i niewymagające ingerencji w geometrię elementu; stanowi ono praktyczne narzędzie kontroli odbiorczej możliwe do wdrożenia w zakładzie regeneracyjnym.
- Kolektor zregenerowany napawaniem palnikowym acetylenowo-tlenowym zachował pełną szczelność zarówno w temperaturze otoczenia, jak i po nagrzaniu do 300 °C, wraz z pełnym cyklem nagrzewania i swobodnego stygnięcia. Nieciągłości mikrostrukturalne stwierdzone w napoinach (rozdz. 6) nie tworzą zatem sieci przelotowej i nie powodują utraty szczelności.
- Zarejestrowany dwukrotny wzrost wskazania manometru jest zgodny z przemianą izochoryczną przy uwzględnieniu objętości martwej układu ($f \approx 15\%$), co stanowi niezależne, ilościowe potwierdzenie braku ubytku czynnika roboczego w trakcie całego cyklu cieplnego.
- W warunkach przeprowadzonej próby nie stwierdzono przecieku zregenerowanego kolektora: wskazanie manometru nie wykazało spadku w przyjętym czasie obserwacji, a kontrola metodą pęcherzykową nie ujawniła nieszczelności w badanych miejscach. Wynik potwierdza pozytywną ocenę szczelności badanego egzemplarza w zastosowanym cyklu nagrzewania i chłodzenia.

10. Wnioski i podsumowanie

W rozprawie podjęto problem regeneracji elementów z żeliwa sferoidalnego EN-GJS-450 metodą napawania palnikowego acetylenowo-tlenowym, łącząc przegląd stanu wiedzy z własnym, wieloetapowym programem badań eksperymentalnych. Poniżej zestawiono najważniejsze wyniki oraz odniesiono je do celu, tezy i hipotez sformułowanych we wstępie.

10.1. Synteza wyników badań

Badania wstępne (rozdz. 3) wykazały, że żeliwo rodzime cechuje się wysoką jednorodnością (R_m = 462,91 ± 4,45 MPa). Naprawa metodą TIG osiągnęła 363,17 MPa, tj. 78,5% wytrzymałości materiału rodzimego, a napawanie palnikowe Proszkiem 1 bez podgrzania wstępnego - 332,35 MPa, tj. 71,8% materiału rodzimego oraz 91,5% wytrzymałości naprawy TIG. Obie technologie zmieniają charakter pęknięcia z plastycznego na kruchy. Niewielki dystans wytrzymałości (ok. 30 MPa) między napawaniem palnikowym a TIG, wynikający z braku optymalizacji warunków cieplnych, uzasadnił dalsze prace nad doborem proszku i temperatury podgrzania wstępnego.

Analiza chemiczna trzech proszków (rozdz. 4) wykazała ich zróżnicowanie metalurgiczne: Proszek 1 to stop niklowo-żelazny o wysokiej zawartości niklu i podwyższonym węglu (5,84% Ni, 0,17% Cr, 0,47% C), Proszek 2 - stop chromowo-niklowo-żelazny o najwyższej zawartości chromu (4,74% Ni, 1,39% Cr, 0,08% C), a Proszek 3 zajmuje pozycję pośrednią, wyróżniając się obecnością miedzi (4,46% Ni, 0,47% Cr, 0,10% C, 0,027% Cu). Stwierdzone rozproszenie składu wskazuje na konieczność homogenizacji partii proszku przed napawaniem.

W głównym programie wytrzymałościowym (rozdz. 5), obejmującym 53 próbki dla dziewięciu kombinacji proszku i temperatury podgrzania wstępnego, średnia wytrzymałość wyniosła 346,57 ± 33,56 MPa. Rodzaj proszku okazał się czynnikiem istotnym - najwyższe wartości uzyskano dla Proszku 1 (354,20 MPa), najniższe dla Proszku 3 (329,97 MPa). Wpływ temperatury podgrzania wstępnego jest niemonotoniczny, z maksimum w okolicy 300 °C (356,68 MPa) i minimum przy 400 °C (334,17 MPa).

Analiza metalograficzna (rozdz. 6) potwierdziła wysoką jednorodność materiału rodzimego oraz dobrą jakość metalurgiczną linii wtopienia we wszystkich wariantach. Strefa wpływu ciepła różni się istotnie w zależności od proszku: najgłębszą martenzytyzację osnowy obserwuje się dla Proszku 1 (najwyższy węgiel), najłagodniejszą dla Proszku 2 (niski węgiel i wysoki chrom sprzyjający tworzeniu węglików), a Proszek 3 zajmuje pozycję pośrednią. Spoiny nie wykazują krytycznych nieciągłości - występują jedynie nieliczne pory i wtrącenia oraz lokalne mikropęknięcia w otoczeniu sferoidów grafitu, świadczące o naprężeniach cieplnych podczas chłodzenia.

Badanie stanowiskowe (rozdz. 9) wykazało, że kolektor zregenerowany napawaniem palnikowym zachowuje pełną szczelność pod nadciśnieniem w temperaturze 300 °C, wraz z pełnym cyklem nagrzewania i stygnięcia. Przyrost ciśnienia zgodny z przemianą izochoryczną przy uwzględnieniu

objętości martwej układu stanowi ilościowe potwierdzenie braku nieciągłości przelotowych, a nieciągłości mikrostrukturalne stwierdzone w rozdziale 6 nie tworzą sieci umożliwiającej przepływ przez ściankę.

Na podstawie wyników mechanicznych i danych o składzie proszków opracowano aplikację umożliwiającą orientacyjne szacowanie wytrzymałości złączy w zakresie objętym programem badań. Ze względu na trzy badane składy proszków i brak walidacji na niezależnym zbiorze jej wskazania mają charakter pomocniczy. Analiza MES wykazała, że podwyższenie temperatury podgrzania wstępnego w przyjętym modelu ogranicza obliczone gradienty cieplne i poziom naprężeń, lecz samo w sobie nie przesądza o wyborze wariantu zapewniającego największą wytrzymałość doświadczalną.

10.2. Weryfikacja tezy i hipotez badawczych

Teza - potwierdzona. Zastosowanie spoiwa z dodatkiem niklu i chromu przy jednoczesnym wstępnym podgrzaniu spawanego żeliwa pozwala na uzyskanie spoiny o wytrzymałości na rozciąganie nie mniejszej niż 70% wartości wytrzymałości materiału rodzimego. Dla połączenia wykonanego z użyciem Proszku 1 przy temperaturze podgrzania wstępnego 300 °C uzyskano średnią wytrzymałość 369,33 MPa, odpowiadającą około 79,8% średniej wytrzymałości materiału rodzimego przyjętej do porównania. Wynik przekracza próg 70% wskazany w tezie, przy czym odnosi się do określonych materiałów, geometrii próbek i warunków wykonania połączenia.

Hipoteza H1 - potwierdzona. Rodzaj proszku istotnie różnicuje zarówno wytrzymałość złącza (różnica średnich między Proszkiem 1 a Proszkiem 3), jak i mikrostrukturę strefy wpływu ciepła oraz spoiny.

Hipoteza H2 - potwierdzona. Temperatura podgrzania wstępnego wpływa na wytrzymałość złącza, przy czym zależność jest niemonotoniczna, z optimum w okolicy 300 °C; głębokość przemian hartowniczych w SWC zależy jednak nie tylko od podgrzewania, lecz przede wszystkim od zawartości węgla w proszku.

Hipoteza H3 - potwierdzona. Już bez optymalizacji napawanie palnikowe osiągnęło 91,5% wytrzymałości naprawy TIG, a po doborze proszku (Proszek 1) i temperatury podgrzania (ok. 300 °C) wytrzymałości złączy zbliżają się do poziomu naprawy TIG. Napawanie palnikowe stanowi zatem technologicznie i ekonomicznie uzasadnioną alternatywę w regeneracji żeliwa sferoidalnego.

10.3. Wnioski utylitarne

Z punktu widzenia praktyki naprawczej sformułowano następujące wnioski:

- jako materiał dodatkowy o najwyższej przeciętnej wytrzymałości złącza rekomenduje się Proszek 1; ostateczny wybór należy jednak wiązać z wymaganiami konkretnego zastosowania (m.in. odpornością na pękanie i korozję);

- zaleca się stosowanie temperatury podgrzania wstępnego w okolicy 300 °C jako rozwiązania zapewniającego najwyższą wytrzymałość przy ograniczeniu niekorzystnych struktur w strefie wpływu ciepła;

- przed napawaniem konieczna jest homogenizacja partii proszku ze względu na stwierdzone rozproszenie składu chemicznego;

- w obliczeniach konstrukcji regenerowanych należy uwzględniać współczynniki redukcji nośności względem materiału rodzimego (rozdz. 5) oraz zwiększoną zmienność właściwości złączy napawanych;

- zestawienie wyników dla poszczególnych kombinacji proszku i temperatury podgrzania może służyć jako punkt wyjścia do doboru parametrów procesu w zakresie objętym badaniami; zastosowanie ich do innych materiałów i geometrii wymaga odrębnej kwalifikacji.

- zaleca się objęcie zregenerowanych elementów kontrolą odbiorczą obejmującą próbę szczelności pod nadciśnieniem w podwyższonej temperaturze, możliwą do przeprowadzenia na prostym stanowisku warsztatowym (rozdz. 9).

10.4. Kierunki dalszych badań

Jako kierunki dalszych badań sformułowano:

- badania trwałości zmęczeniowej oraz odporności na zmęczenie cieplno-mechaniczne (TMF/LCF) złączy w warunkach zbliżonych do eksploatacyjnych;

- ocena wpływu obróbki cieplnej po spawaniu (PWHT) na mikrostrukturę SWC i właściwości złącza;

- rozszerzenie badań o efekty skali (różne grubości i geometrie elementów) oraz o pomiary lokalne (mikrotwardość w przekroju złącza);

- weryfikacja technologii na rzeczywistych, eksploatowanych elementach (kolektory, korpusy turbosprężarek) wraz z badaniami nieniszczącymi (NDT);

- pogłębiona analiza odporności korozyjnej i utleniania wysokotemperaturowego spoin, zwłaszcza wariantów o podwyższonej zawartości chromu.

Bibliografia

[1] Trubitz, P.; Grützner, S.; Krüger, L. Contribution to the Fracture Mechanics Characterization of Repair Welding of Thick-Walled Ductile Cast Iron Components. International Journal of Metalcasting, 2025, 19, 1634-1649. DOI: 10.1007/s40962-024-01404-7.

[2] Sommer, N.; Lehto, J.M.; Völkers, S.; Böhm, S. Laser Welding of Grey Cast Iron with Spheroidal Graphite - Influence of Process Parameters on Crack Formation and Hardness. Metals, 2021, 11, 532. DOI: 10.3390/met11040532.

[3] Otsubo, F.; Fukumatsu, K. Microstructure and Mechanical Properties of YAG Laser Welded Spheroidal Graphite Cast Iron. Materials Transactions, 2024, 65(6), 665-671. DOI: 10.2320/matertrans.F-M2024807.

[4] Winiczenko, R.; Kaczorowski, M.; Skibicki, A. The microstructures, mechanical properties, and temperature distributions in nodular cast iron friction-welded joint. Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering, 2018, 40, 347. DOI: 10.1007/s40430-018-1261-y.

[5] Oliveira, J.P.; Santos, T.G.; Miranda, R.M. Revisiting fundamental welding concepts to improve additive manufacturing: From theory to practice. Progress in Materials Science, 2020, 107, 100590. DOI: 10.1016/j.pmatsci.2019.100590.

[6] Sun, Y.L.; Obasi, G.; Hamelin, C.J.; Vasileiou, A.N.; Flint, T.F.; Francis, J.A.; Smith, M.C. Characterisation and modelling of tempering during multi-pass welding. Journal of Materials Processing Technology, 2019, 270, 118-131. DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2019.02.015.

[7] Garrett Motion. Turbo Tech: Turbine Housings 101. Materiał techniczny producenta, 2023.

[8] Matsumoto, K. i in. Performance Turbocharger for 1050 °C Exhaust Gas. Mitsubishi Heavy Industries Technical Review, 2012/2013.

[9] Bartošák, M.; Španiel, M. Thermo-mechanical fatigue of SiMo 4.06 turbocharger turbine housing: damage-operator approach. International Journal of Fatigue, 2019.

[10] Yilmaz, R. i in. High Temperature Oxidation Behavior of High Al-Si Alloyed SiMo Nodular Cast Iron. Metals, 2024, 14, 574.

[11] Kalinina, N.E. i in. Influence of Temperature of Thermal Processing on Intercrystalline Corrosion Resistance of Welded Joints. Journal of Chemistry and Technologies, 2020, 28(1), 34-41.

[12] Wu, S. i in. Improving impact toughness of heavy section reduced activation ferritic martensitic CLF-1 steel joints with electron beam welding. Journal of Nuclear Materials, 2020, 531, 152031.

[13] Martínez-Alcón, J.; Pascual Guillamón, M.; Solano García, L.; Cárcel-Carrasco, F.J.; Salas Vicente, F. Mechanical and microstructural analysis in GJS 400-15 ductile iron welding with Fe-Ni as

filler metal, carried out by SMAW and TIG welding with different heat treatment. DYNA, 2022, 97(4). DOI: 10.6036/10340.

[14] Marques, E.S.V.; Silva, F.J.G.; Paiva, O.C.; Pereira, A.B. Improving the Mechanical Strength of Ductile Cast Iron Welded Joints Using Different Heat Treatments. Materials, 2019, 12, 2263. DOI: 10.3390/ma12142263.

[15] Martínez Alcón, J.; Pascual Guillamón, M.; Solano García, L.; Salas Vicente, F. Mechanical and microstructural analysis in the welding of ductile cast iron by TIG procedure, with different filler materials and air cooling. Revista de Metalurgia, 2021, 57(2), e194. DOI: 10.3989/revmetalm.194.

[16] Gouveia, R.M.; Silva, F.J.G.; Paiva, O.C.; Andrade, M.F.; Pereira, L.A.; Moselli, P.C.; Papis, K.J.M. Comparing the Structure and Mechanical Properties of Welds on Ductile Cast Iron (700 MPa) under Different Heat Treatment Conditions. Metals, 2018, 8, 72. DOI: 10.3390/met8010072.

[17] Holdsworth, S.; Hosseini, E. The effect of temperature on TMF(HCF) crack initiation endurance. International Journal of Fatigue, 2020, 135, 105559. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2020.105559.

[18] Dak, G.; Pandey, C. A critical review on dissimilar welds joint between martensitic and austenitic steel for power plant application. Journal of Manufacturing Processes, 2020, 58, 377-406. DOI: 10.1016/j.jmapro.2020.08.019.

[19] Fan, M.; Liu, X.; Shao, C.; Wang, Y.; Lu, F. Quantitative investigation on the crack evolution behavior for creep-fatigue test of CrMoV steel welded joint. International Journal of Fatigue, 2022, 164, 107159. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2022.107159.

[20] Ebrahimnia, M.; Ghaini, F.M.; Gholizade, S.; Salari, M. Effect of cooling rate and powder characteristic on the soundness of heat affected zone in powder welding of ductile cast iron. Materials & Design, 2012, 33, 551-556. DOI: 10.1016/j.matdes.2011.04.063.

[21] Cárcel-Carrasco, F.J.; Pérez-Puig, M.A.; Pascual-Guillamón, M.; Pascual-Martínez, R. An analysis of the weldability of ductile cast iron using Inconel 625 for the root weld and electrodes coated in 97.6% nickel for the filler welds. Metals, 2016, 6(11), 283. DOI: 10.3390/met6110283.

[22] Castolin Eutectic. CastoMag 45640 Ti - gas-shielded continuous electrode for maintenance and repair. Materiał techniczny producenta, dostęp: 25.01.2024.

[23] Castolin Eutectic. EnDOtec DO*23 / DO*2320 Welding Wire - developed for assemblies or rebuilding on cast irons with maximum safety margin; joining cast iron to steel. Materiał techniczny producenta, dostęp: 25.01.2024.

[24] Shen, F.; Zhao, B.; Li, L.; Chua, C.K.; Zhou, K. Fatigue damage evolution and lifetime prediction of welded joints with the consideration of residual stresses and porosity. International Journal of Fatigue, 2017, 103, 272-279.

[25] Hamilton, J.D.; Trauernicht, D.; Cormier, D.; Rivero, I.V. Laser-Based Directed Energy Deposition Remanufacturing of Gray Cast Iron using Stainless Steel 316L and Inconel 625 Filler Materials. Advanced Engineering Materials, 2023.

[26] Acevedo-Davila, J.L.; Muñoz-Arroyo, R.; Hdz-García, H.M.; Martinez-Enriquez, A.I.; Alvarez-Vera, M.; Hernández-García, F.A. Cobalt-based PTA coatings, effects of addition of TiC nanoparticles. Vacuum, 2017.

[27] Bourahima, F.; Helbert, A.-L.; Ji, V.; Brisset, F.; Baudin, T. Optimization of microstructural evolution during laser cladding of Ni-based powder on GCI glass molds. Key Engineering Materials, 2019.

[28] Xu, Y.; Li, C.; Jia, T.-H.; Chen, X.-X.; Han, X. Numerical Simulation and Experimental Research on the Laser Cladding Process of QT600 Nodular Iron. Surface Technology, 2022.

[29] Li, C.; Xu, Y.; Jia, T.; Zhao, J.; Han, X. Numerical simulation research on multifield coupling evolution mechanism of IN625 laser cladding on nodular cast iron. International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2022.

[30] Żuk, M.; Górka, J.; Dojka, R.; Czupryński, A. Repair welding of cast iron coated electrodes. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 2017.

[31] Alizadeh-Sh, M.; Fæster, S.; Farahani, E.B.; Eder, M.A.; Danielsen, H.K. Microstructural Evolution During Welding of High Si Solution-Strengthened Ferritic Ductile Cast Iron Using Different Filler Metals. Metallurgical and Materials Transactions A, 2024.

[32] Savaripour, H.; Gharehghani, A.; Ahmadi, A.; Agha Mirsalim, S.M.; Rosen, M.A. Experimental and numerical investigation on the heat transfer of an automotive engine's turbocharger. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part D: Journal of Automobile Engineering, 2021.

[33] Vasudev, H.; Thakur, L.; Singh, H.; Bansal, A. High-temperature corrosion behaviour of materials used in exhaust systems. Surface Topography: Metrology and Properties, 2021.

[34] Salehnasab, B.; Marzbanrad, J.; Poursaeidi, E. Transient thermal fatigue crack propagation prediction in a gas turbine component. Engineering Failure Analysis, 2021.

[35] Lorenzini, M.; Barbieri, S.G.; Mangeruga, V.; Giacopini, M. Development of an experimental/numerical validation methodology for the design of exhaust manifolds of high-performance internal combustion engines. Engineering Failure Analysis, 2023.

[36] Yi, L.; Gang, W.; Pan, N.; Wang, W.; Mo, S. Fluid-Structure Coupled Analysis of the Transient Thermal Stress in an Exhaust Manifold. Fluid Dynamics and Materials Processing, 2023.

[37] Chen, S.; Zhang, H.; Hu, L.; Feng, T.; Cao, G. Experimental and numerical investigation of the thermomechanical load on a turbine housing in a radial turbocharger. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, Part D: Journal of Automobile Engineering, 2022.

[38] Chen, G.; Hu, Y.; Yan, S.; Yang, L.; Dong, Z. Failure analysis of a natural gas engine exhaust manifold. Engineering Failure Analysis, 2023.

[39] Yuan, Q.; Wang, X.; Ji, H.; Chen, X. Simulation Study of Thermomechanical Fatigue Failure of Diesel Exhaust Manifold. Chinese Internal Combustion Engine Engineering, 2020.

[40] Long, H.; Qiu, H.; Zhang, B. Failure and thermal-mechanical coupling analysis of exhaust manifold of a gasoline engine. Structures, 2024.

[41] Makke, A.H.; Kassir, A.; Boughanmi, H.; Chang, C.-C.; Kallepalli, R. Thermomechanical Fatigue Crack Growth Simulation in a Turbo-Housing Model Using Nonlinear Fracture Mechanics. SAE Technical Papers, 2023.

[42] Zhang, H.Y.; Zhu, H.; Rong, Y.H.; Qu, S.; Zhang, Z.F. Thermal mechanical fatigue cracking of a bladed disk in a turbo engine. Engineering Failure Analysis, 2024.

[43] Li, Y.; Liu, J.; Huang, W.; Wu, Y. Failure Analysis of a Diesel Engine Exhaust Manifold. International Journal of Metalcasting, 2023.

[44] Nouhaila, O.; Moustabchir, M. Analyzing the Impact of Cracks on Exhaust Manifold Performance: A Computational Fluid Dynamics Study. International Journal of Heat and Technology, 2024.

[45] Sitayoung, T.; Łuczyński, P.; Juntasaro, E. Thermomechanical Analysis of a Radial Turbine in Stationary and Transient Operation. AIP Conference Proceedings, 2022.

[46] Wan, Y.; Ling, X.; Tang, C.; Gao, S.; Chen, Q. Kinetics of precipitation for graphite particle in high nickel ductile iron. Metallurgical Research and Technology, 2023.

[47] Xiao, L.; Dong, M.; Kongkong, F.; Lihong, Q.; Yujin, S. Formation mechanism of cracks in exhaust manifold of high nickel ductile iron. Journal of Materials and Metallurgy, 2022.

[48] Xiang, S.; Hedström, P.; Zhu, B.; Linder, J.; Odqvist, J. Influence of graphite morphology on the corrosion-fatigue properties of the ferritic Si-Mo-Al cast iron SiMo1000. International Journal of Fatigue, 2020.

[49] Jaworski, A.; Krawczyk, Ł.; Kubiak, K. Turbine Housing Failure Due to Sigma Phase Precipitation and Embrittlement of Niobium-Stabilized Austenitic Steel Casting. Journal of Materials Engineering and Performance, 2020.

[50] Kona, S.S.; Sharma Dugala, N.S.; Singh, G. Validation of erosion wear models for a stainless steel automobile exhaust manifold. World Journal of Engineering, 2025.

[51] Wang, S.; Zhang, Z. Failure mechanism of turbine guide vane and oxide composition analysis on the surface of failure vane cracks. Engineering Failure Analysis, 2020.

[52] Alaviyoun, S.; Ziabasharhagh, M.; Mohammadi, A. A Three-Dimensional Conjugate Heat Transfer Model of a Turbocharger Turbine Housing. Iranian Journal of Science and Technology - Transactions of Mechanical Engineering, 2022.

[53] Kale, P.; Potdar, V.; Thakur, A.G.; Paygude, S. Failure Investigation and Design Improvements for Ductile Cast Iron Multi-Piece Exhaust Manifold from Medium Duty Diesel Engine. SAE Technical Papers, 2024.

[54] Saikia, B.; Kulkarni, G.; Sathe, H.; Vyas, T.; Li, Y. Prediction of exhaust system vibration through harmonic analysis and high cycle fatigue life evaluation. Proceedings of ASME ICEF, 2021.

[55] Neidel, A.; Fischer, B.; Gädicke, T. High Cycle Fatigue Failure of a Turbocharger Wheel. Praktische Metallographie / Practical Metallography, 2023.

[56] S. Bukovnik, G. Offner, A. Diemath, L. Smolik. Turbocharger Dynamic Analysis: Advanced Design Simulation in Time Domain Using CFD Predicted Thermal Boundary Conditions. TECHNISCHE MECHANIK, 37, (2017),

[57] Cárcel Carrasco, J., Salas Vicente, F., Martínez Corral, A., & Pascual Guillamón, M. (2022). Weldability of ductile cast iron using AISI-316L stainless steel ER rod. Revista de Metalurgia, 58(3), e224. https://doi.org/10.3989/revmetalm.224

[58] M. Alizadeh-Sh i in., „Microstructural Evolution During Welding of High Si Solution-Strengthened Ferritic Ductile Cast Iron Using Different Filler Metals", Metallurgical and Materials Transactions A, 55, 2309-2323, 2024, DOI: 10.1007/s11661-024-07399-4.

[59] Marques, E. S. V., Silva, F. J. G., Paiva, O. C., & Pereira, A. B. (2019). Improving the Mechanical Strength of Ductile Cast Iron Welded Joints Using Different Heat Treatments. Materials, 12(14), 2263. https://doi.org/10.3390/ma12142263

[60] El-Banna, E. M. (1999). Effect of preheat on welding of ductile cast iron. Materials Letters, 41(1), 20-26. https://doi.org/10.1016/S0167-577X(99)00098-1

[61] Gouveia, R., Silva, F., Paiva, O., Andrade, M., Silva, L., Moselli, P., & Papis, K. (2017). Study of the Heat-Treatments Effect on High Strength Ductile Cast Iron Welded Joints. Metals, 7(9), 382. https://doi.org/10.3390/met7090382

[62] Tasak E., Ziewiec A., „Spawalność materiałów konstrukcyjnych", Wydawnictwo JAK, Kraków 2009

[63] Bartošák, M. (2019). Life assessment of SiMo 4.06 cast iron under LCF and TMF loading conditions. Materials at High Temperatures, 36(4), 285-295. https://doi.org/10.1080/09603409.2018.1542825

[64] Bartošák, M. (2023). Isothermal low-cycle fatigue, fatigue-creep and thermo-mechanical fatigue of SiMo 4.06 cast iron: Damage mechanisms and life prediction. Engineering Fracture Mechanics, 288, 109344. https://doi.org/10.1016/j.engfracmech.2023.109344

[65] Charkaluk, E., Bignonnet, A., Constantinescu, A., & Dang Van, K. (2000). An energetic approach in thermomechanical fatigue for silicon-molybdenum cast iron. Materials at High Temperatures, 17(3), 373-380. https://doi.org/10.1179/mht.2000.17.3.001

[66] Marques, E. S. V., Silva, F. J. G., Paiva, O. C., & Pereira, A. B. (2019). Improving the mechanical strength of ductile cast iron welded joints using different heat treatments. Materials, 12(14), 2263. https://doi.org/10.3390/ma12142263

[67] Neu, R. W., & Sehitoglu, H. (1989). Thermomechanical fatigue, oxidation, and creep: Part I. Damage mechanisms. Metallurgical Transactions A, 20(9), 1755-1767. https://doi.org/10.1007/BF02663207

[68] Šeruga, D., & Nagode, M. (2011). Unification of the most commonly used time-temperature creep parameters. Materials Science and Engineering: A, 528(6), 2804-2811. https://doi.org/10.1016/j.msea.2010.12.034

[69] Bukovnik, S., G. Offner, A. Diemath, & L. Smolik. (2017). Turbocharger Dynamic Analysis: Advanced Design Simulation in Time Domain Using CFD Predicted Thermal Boundary Conditions [Application/pdf]. Technische Mechanik; 37; 2-5; 409-421; ISSN 2199-9244, 0,92 MB. https://doi.org/10.24352/UB.OVGU-2017-117

[70] Scacco, F., Campagnolo, A., Franceschi, M., & Meneghetti, G. (2022). Strain-Controlled Fatigue Behavior of a Nodular Cast Iron in Real Off-Highway Axles: Effects of Casting Skin and Strain Ratio. Metals, 12(3), 426. https://doi.org/10.3390/met12030426

[71] Anandan, B., & Manikandan, M. (2023). Machine learning approach with various regression models for predicting the ultimate tensile strength of the friction stir welded AA 2050-T8 joints by the K-Fold cross-validation method. Materials Today Communications, 34, 105286. https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2022.105286

[72] Bishop, C. M. (2006). Pattern recognition and machine learning. Springer.

[73] Breiman, L. (1996). Bagging predictors. Machine Learning, 24(2), 123-140. https://doi.org/10.1007/BF00058655

[74] Breiman, L. (2001). Random forests. Machine Learning, 45(1), 5-32. https://doi.org/10.1023/A:1010933404324

[75] Draper, N. R., & Smith, H. (1998). Applied regression analysis (3rd ed.). Wiley.

[76] Goodfellow, I., Bengio, Y., & Courville, A. (2016). Deep learning. MIT Press.

[77] Hartl, R., Vieltorf, F., Benker, M., & Zaeh, M. F. (2020). Predicting the ultimate tensile strength of friction stir welds using Gaussian process regression. Journal of Manufacturing and Materials Processing, 4(3), 75. https://doi.org/10.3390/jmmp4030075

[78] Hastie, T., Tibshirani, R., & Friedman, J. (2009). The elements of statistical learning: Data mining, inference, and prediction (2nd ed.). Springer. https://doi.org/10.1007/978-0-387-84858-7

[79] James, G., Witten, D., Hastie, T., & Tibshirani, R. (2013). An introduction to statistical learning with applications in R. Springer. https://doi.org/10.1007/978-1-4614-7138-7

[80] MathWorks. (2023a). MATLAB (Version R2023b) [Oprogramowanie komputerowe]. The MathWorks, Inc.

[81] MathWorks. (2023b). Statistics and Machine Learning Toolbox: User's guide (R2023b). The MathWorks, Inc.

[83] Mishra, A., & Morisetty, R. (2022). Determination of the ultimate tensile strength (UTS) of friction stir welded similar AA6061 joints by using supervised machine learning based algorithms. Manufacturing Letters, 32, 83-86. https://doi.org/10.1016/j.mfglet.2022.04.003

[84] Rasmussen, C. E., & Williams, C. K. I. (2006). Gaussian processes for machine learning. MIT Press.

[85] Shepard, D. (1968). A two-dimensional interpolation function for irregularly-spaced data. W Proceedings of the 1968 23rd ACM National Conference (s. 517-524). Association for Computing Machinery. https://doi.org/10.1145/800186.810616

[86] Verma, S., Gupta, M., & Misra, J. P. (2018). Performance evaluation of friction stir welding using machine learning approaches. MethodsX, 5, 1048-1058. https://doi.org/10.1016/j.mex.2018.09.002

[87] Verma, S., Misra, J. P., Singh, J., Batra, U., & Kumar, Y. (2021). Prediction of tensile behavior of FS welded AA7039 using machine learning. Materials Today Communications, 26, 101933. https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2020.101933

[88] Strona internetowa: Turbosprężarka - co to jest i dlaczego się ją stosuje? https://motoremo.pl/artykuly/turbosprezarki/dlaczego-turbosprezarka (dostęp: 23.07.2026)

Załącznik nr 1

Wartość siły zrywającej próbkę - zestawienie

W zestawieniu podano surowe, maksymalne wartości siły osiowej F_{max} zarejestrowane przez maszynę wytrzymałościową, bez normalizacji do pola przekroju roboczego próbki.

Numeracja próbek zastosowana w załącznikach odpowiada oryginalnemu planowi eksperymentu, obejmującemu 135 pozycji i uwzględniającemu również warianty złączy wyeliminowane po próbach rozpoznawczych ze względu na niedostateczną wytrzymałość. Warianty te nie weszły do analizy statystycznej rozdziału 5, w którym 53 próbki zakwalifikowane ostatecznie do badań otrzymały nową, ciągłą numerację od 1 do 53 (zob. punkt 5.2.3).

Próbka nr	Max siła [kN]
O1	33.192
4	12.099
5	26.116
6	18.511
7	15.404
8	19.649
9	17.947
10	2.878
13	23.278
14	23.119
15	21.792
16	16.680
17	12.879
18	12.489
22	27.328
23	16.246
24	20.623
25	25.206

26	14.580
27	22.758
58	18.363
59	16.117
60	19.174
61	15.989
62	17.678
63	15.948
67	19.464
68	16.748
69	18.363
70	20.156
71	8.085
72	19.714
76	18.663
77	20.501
78	12.206
79	12.169
80	13.386
81	16.022
112	16.420
113	14.508
114	13.971
115	7.468
116	8.111
117	17.989

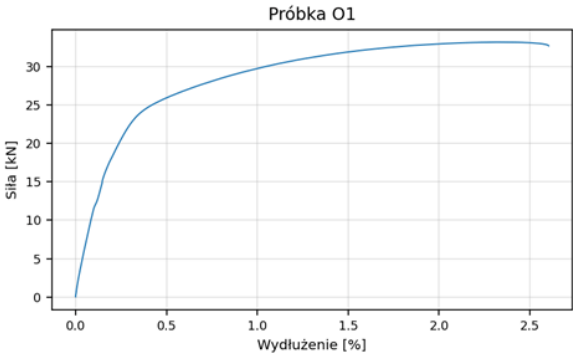
121	23.687
122	23.001
123	23.332
124	9.762
125	7.193
126	7.524
130	13.316
131	18.020
132	16.149
133	12.785
134	11.284
135	15.637

Załącznik nr 2

Wykresy siły rozciągania w zależności od wydłużenia badanych próbek

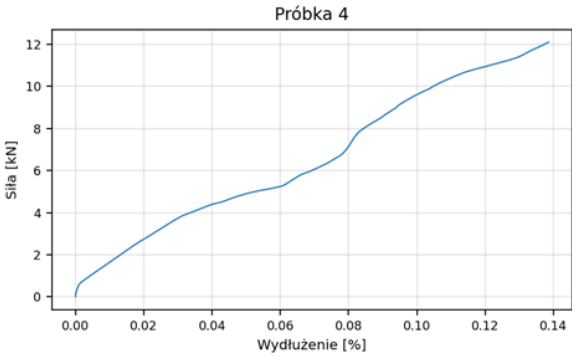
Zamieszczone wykresy stanowią surowe zapisy maszyny wytrzymałościowej (siła osiowa w funkcji wydłużenia), bez normalizacji do pola przekroju roboczego próbki. Oznaczenia próbek odpowiadają oryginalnemu planowi eksperymentu, obejmującemu 135 pozycji, w tym warianty złączy wyeliminowane po próbach rozpoznawczych; do analizy statystycznej rozdziału 5 weszły wyłącznie 53 próbki o numeracji ciągłej od 1 do 53 (zob. punkt 5.2.3).

Próbka O1



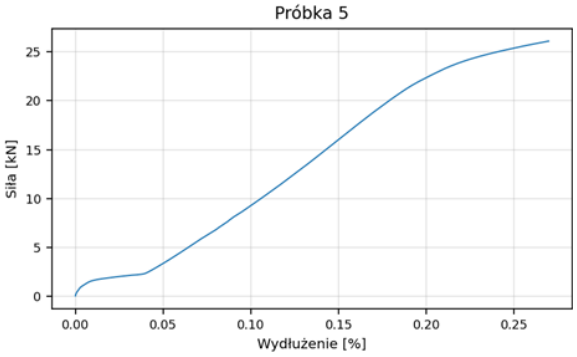
Max: 33.192 kN | Punkty pomiarowe: 2339

Próbka 4



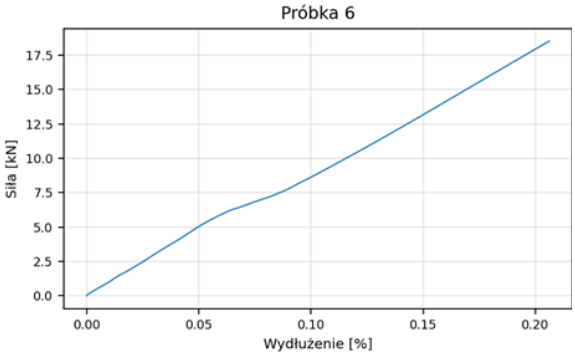
Max: 12.099 kN | Punkty pomiarowe: 223

Próbka 5



Max: 26.116 kN | Punkty pomiarowe: 903

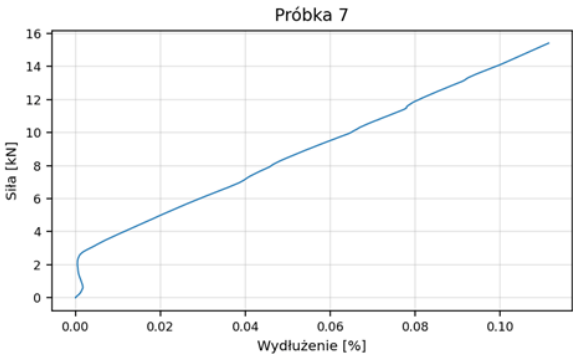
Próbka 6



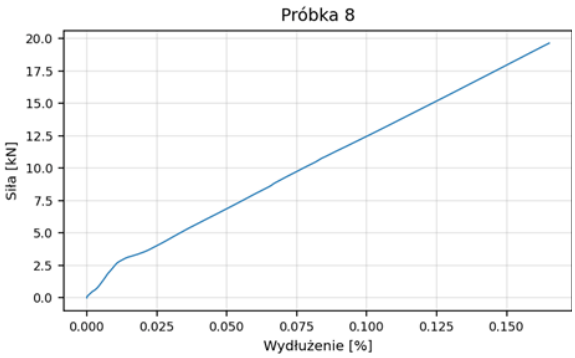
Max: 18.511 kN | Punkty pomiarowe: 292

Próbka 7

Próbka 8

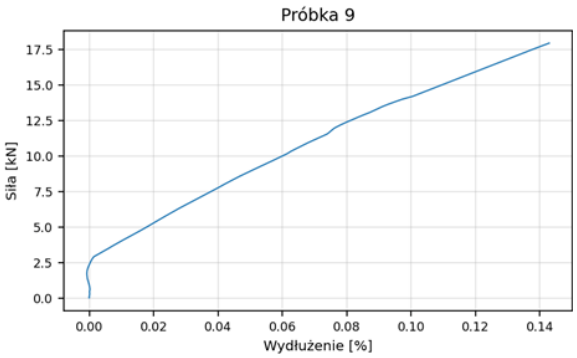


Max: 15.404 kN | Punkty pomiarowe: 539



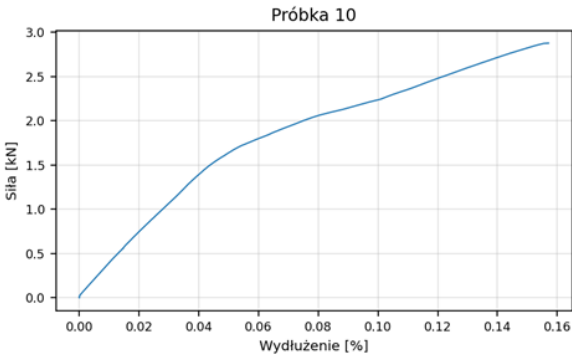
Max: 19.649 kN | Punkty pomiarowe: 272

Próbka 9



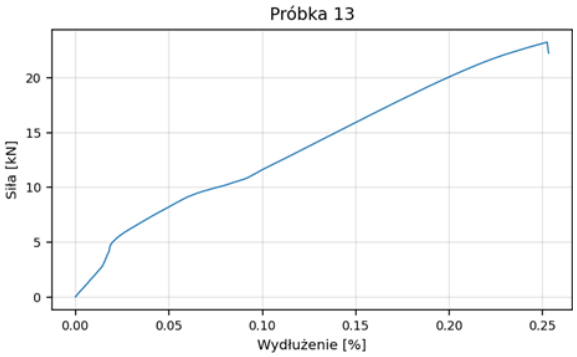
Max: 17.947 kN | Punkty pomiarowe: 553

Próbka 10



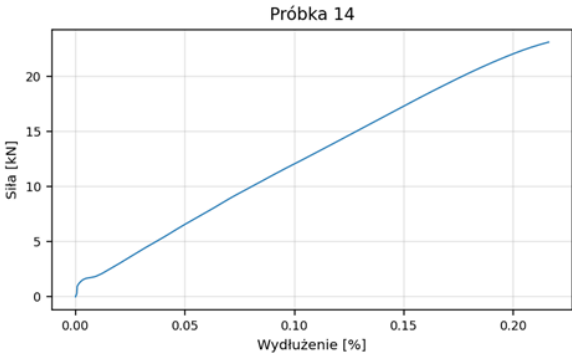
Max: 2.878 kN | Punkty pomiarowe: 319

Próbka 13



Max: 23.278 kN | Punkty pomiarowe: 668

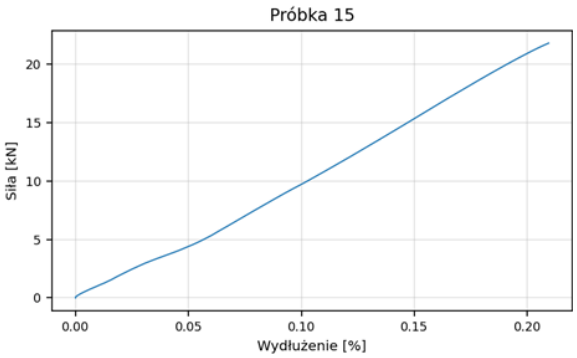
Próbka 14



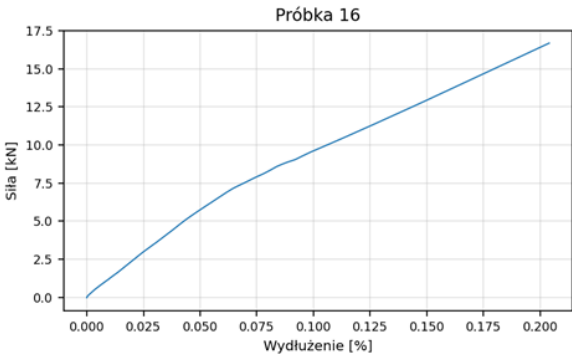
Max: 23.119 kN | Punkty pomiarowe: 306

Próbka 15

Próbka 16

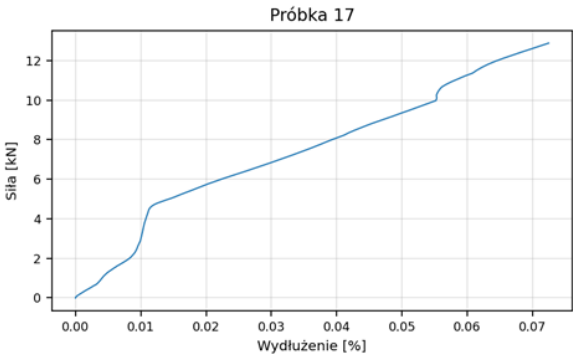


Max: 21.792 kN | Punkty pomiarowe: 292



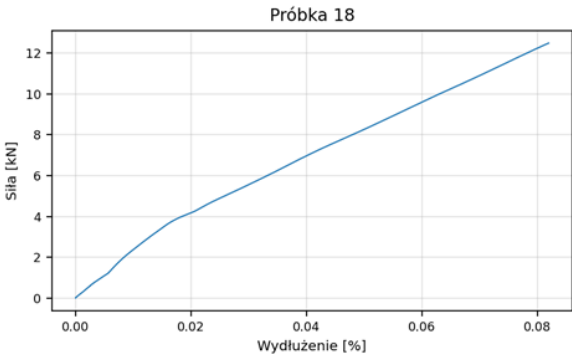
Max: 16.680 kN | Punkty pomiarowe: 553

Próbka 17



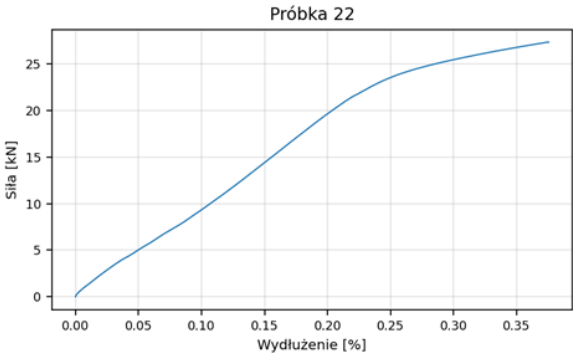
Max: 12.879 kN | Punkty pomiarowe: 233

Próbka 18



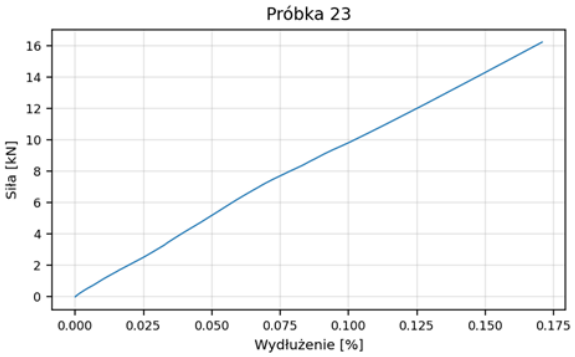
Max: 12.489 kN | Punkty pomiarowe: 496

Próbka 22



Max: 27.328 kN | Punkty pomiarowe: 844

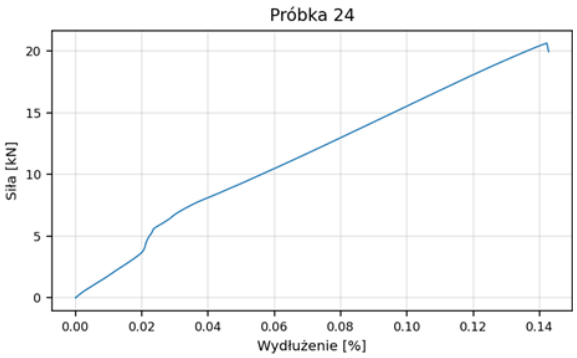
Próbka 23



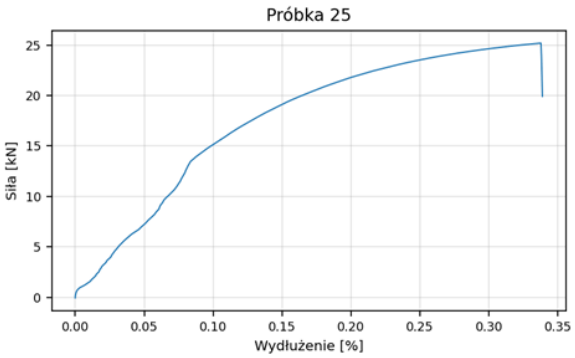
Max: 16.246 kN | Punkty pomiarowe: 256

Próbka 24

Próbka 25

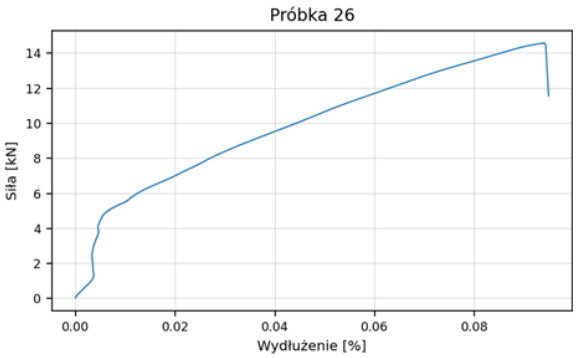


Max: 20.623 kN | Punkty pomiarowe: 2544



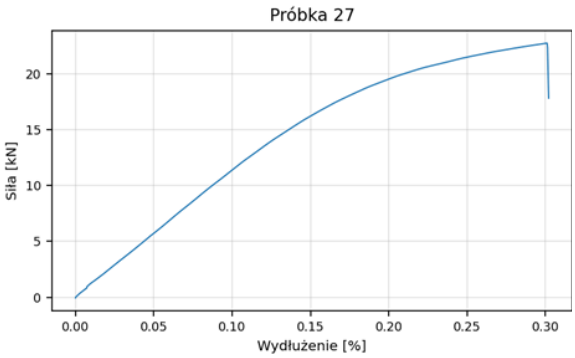
Max: 25.206 kN | Punkty pomiarowe: 15949

Próbka 26



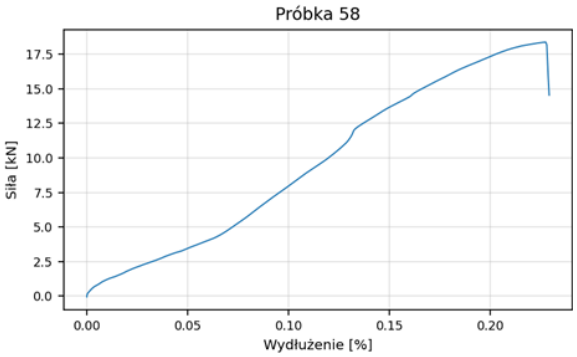
Max: 14.580 kN | Punkty pomiarowe: 9737

Próbka 27



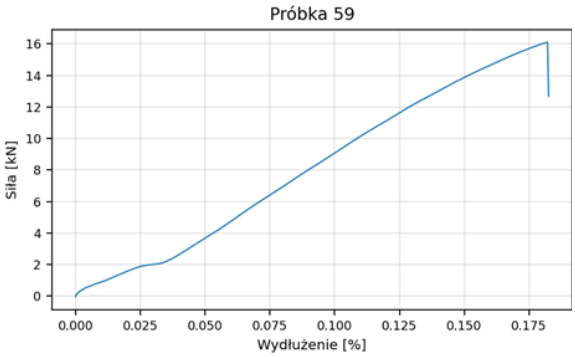
Max: 22.758 kN | Punkty pomiarowe: 14383

Próbka 58



Max: 18.363 kN | Punkty pomiarowe: 11909

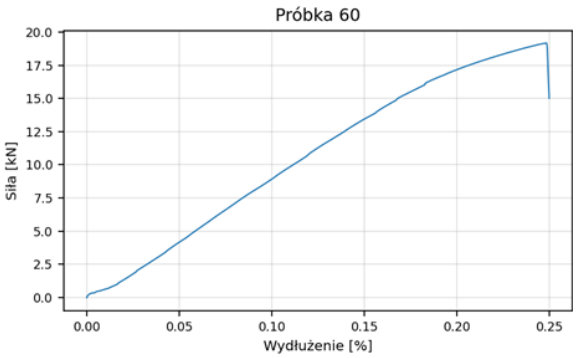
Próbka 59



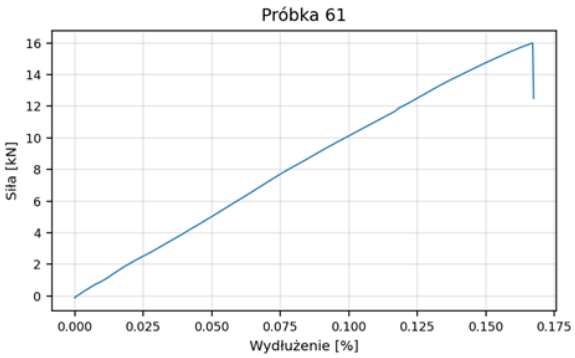
Max: 16.117 kN | Punkty pomiarowe: 10656

Próbka 60

Próbka 61

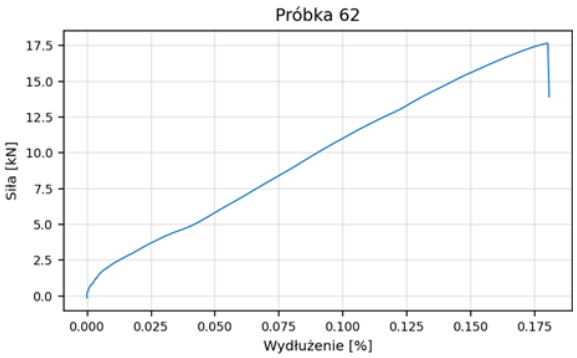


Max: 19.174 kN | Punkty pomiarowe: 12620



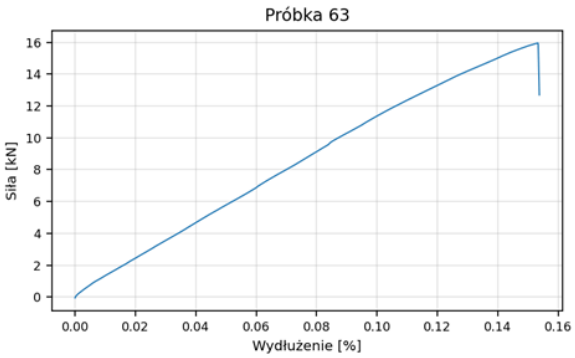
Max: 15.989 kN | Punkty pomiarowe: 10491

Próbka 62



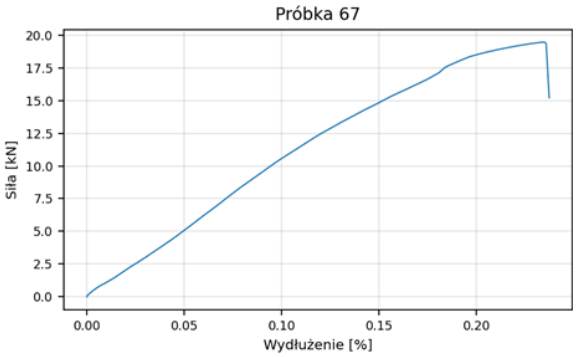
Max: 17.678 kN | Punkty pomiarowe: 11301

Próbka 63



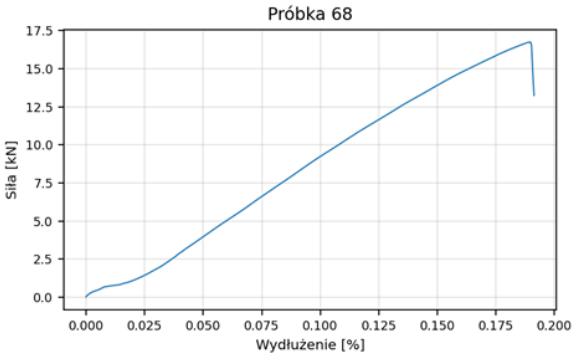
Max: 15.948 kN | Punkty pomiarowe: 10342

Próbka 67



Max: 19.464 kN | Punkty pomiarowe: 12456

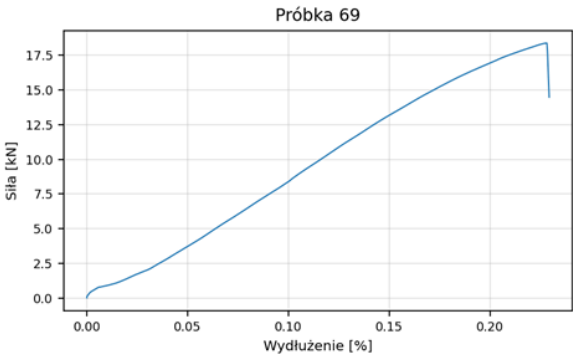
Próbka 68



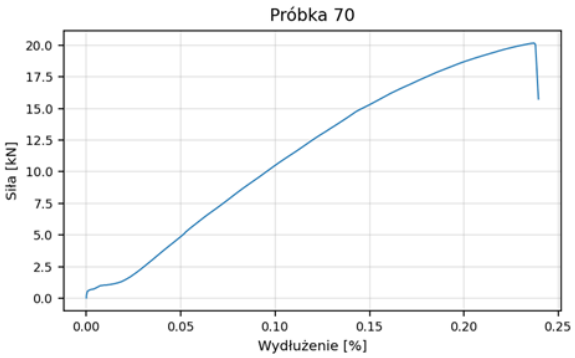
Max: 16.748 kN | Punkty pomiarowe: 11033

Próbka 69

Próbka 70

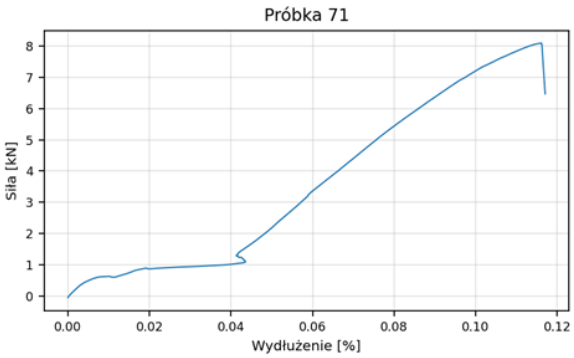


Max: 18.363 kN | Punkty pomiarowe: 12238



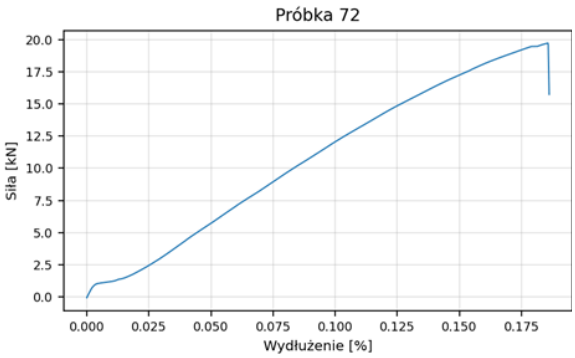
Max: 20.156 kN | Punkty pomiarowe: 12834

Próbka 71



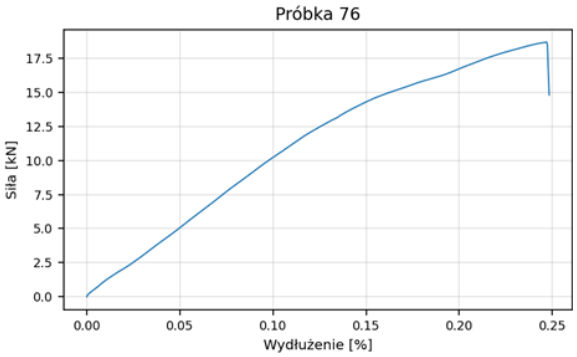
Max: 8.085 kN | Punkty pomiarowe: 6334

Próbka 72



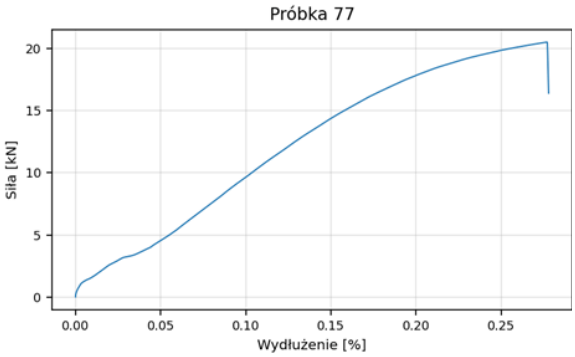
Max: 19.714 kN | Punkty pomiarowe: 12740

Próbka 76



Max: 18.663 kN | Punkty pomiarowe: 12014

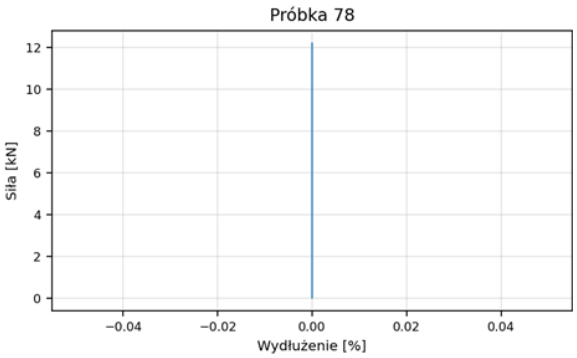
Próbka 77



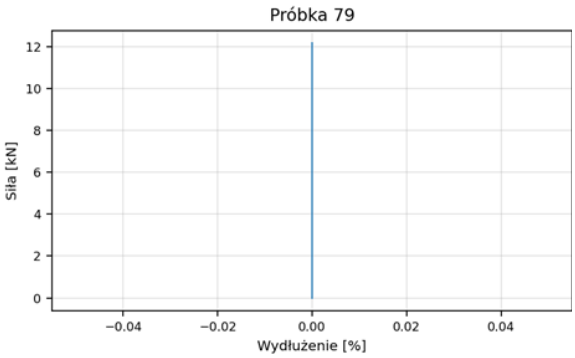
Max: 20.501 kN | Punkty pomiarowe: 13284

Próbka 78

Próbka 79

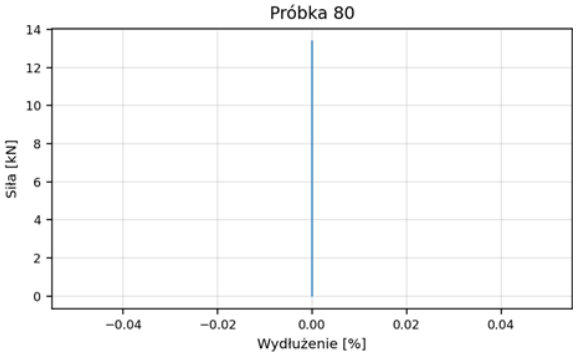


Max: 12.206 kN | Punkty pomiarowe: 8898



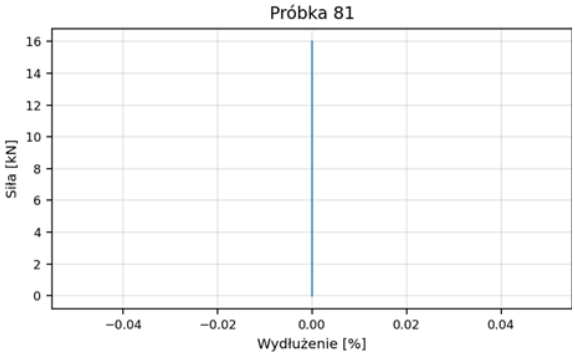
Max: 12.169 kN | Punkty pomiarowe: 8389

Próbka 80



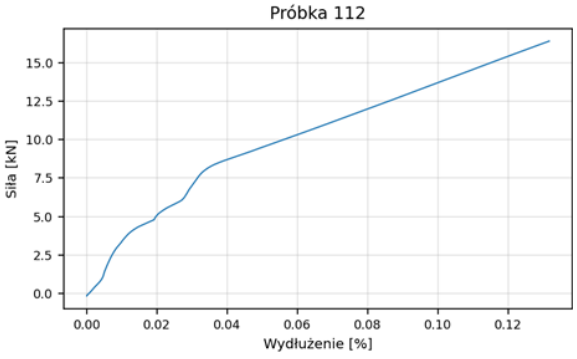
Max: 13.386 kN | Punkty pomiarowe: 9081

Próbka 81



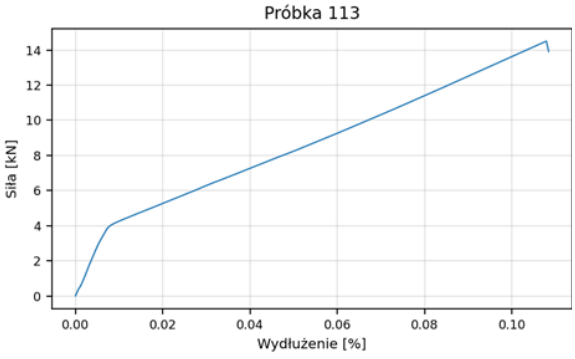
Max: 16.022 kN | Punkty pomiarowe: 10546

Próbka 112



Max: 16.420 kN | Punkty pomiarowe: 2494

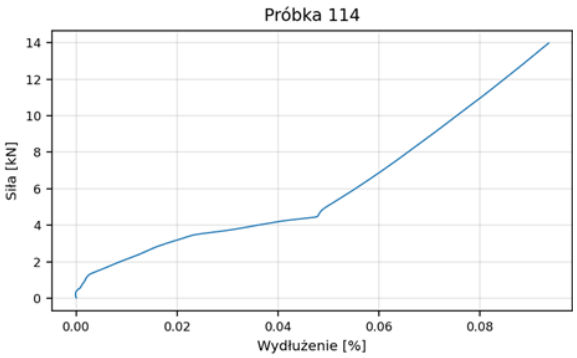
Próbka 113



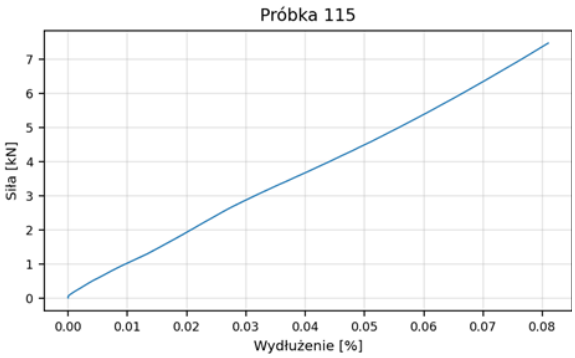
Max: 14.508 kN | Punkty pomiarowe: 2437

Próbka 114

Próbka 115

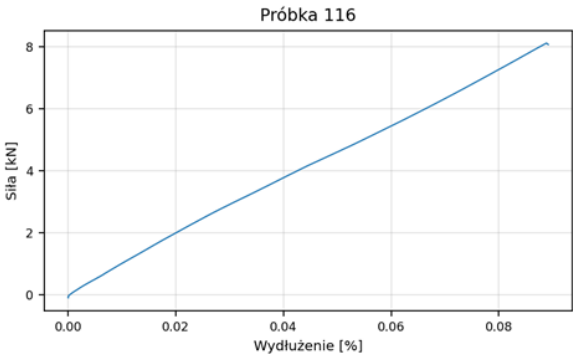


Max: 13.971 kN | Punkty pomiarowe: 2445



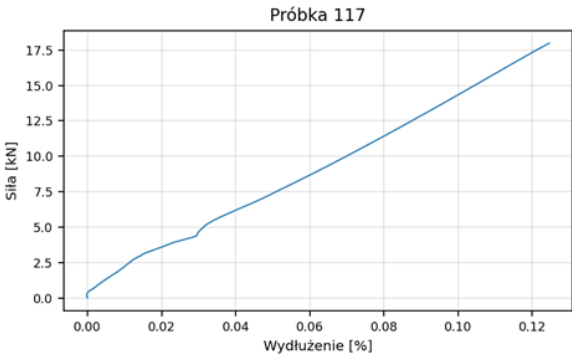
Max: 7.468 kN | Punkty pomiarowe: 2301

Próbka 116



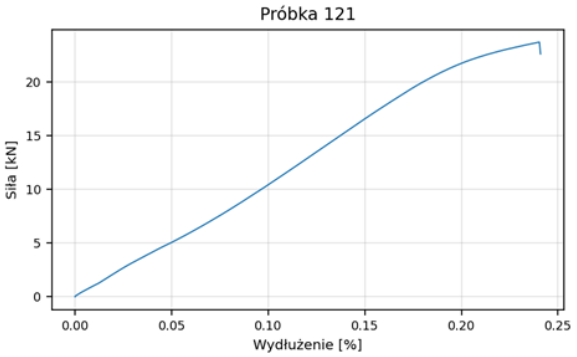
Max: 8.111 kN | Punkty pomiarowe: 2299

Próbka 117



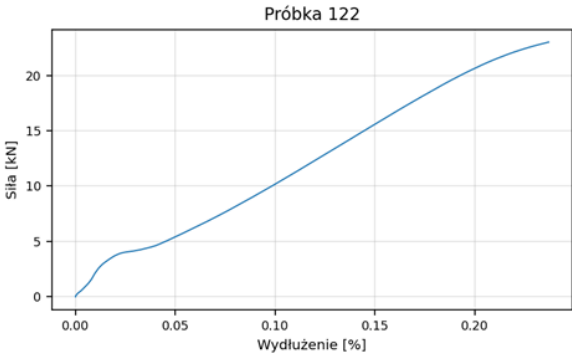
Max: 17.989 kN | Punkty pomiarowe: 2496

Próbka 121



Max: 23.687 kN | Punkty pomiarowe: 2756

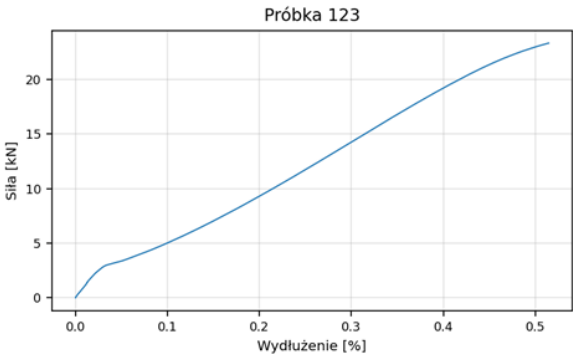
Próbka 122



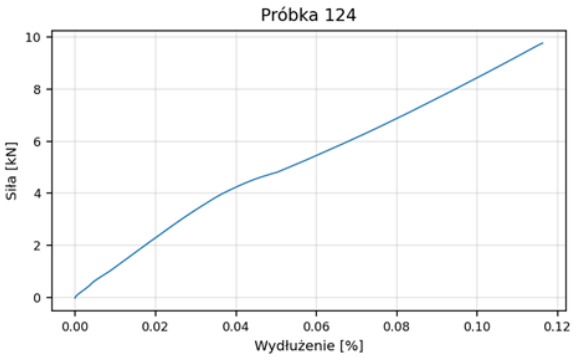
Max: 23.001 kN | Punkty pomiarowe: 2710

Próbka 123

Próbka 124

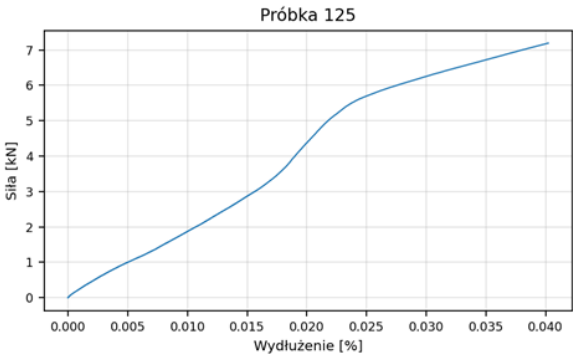


Max: 23.332 kN | Punkty pomiarowe: 2977



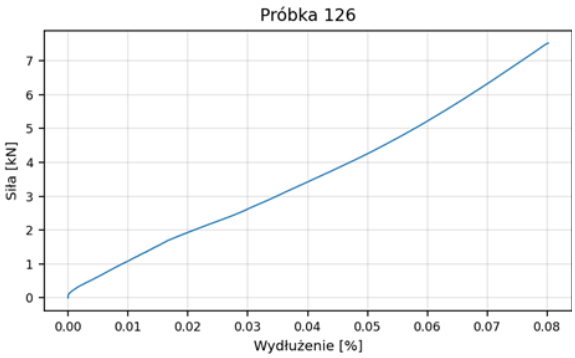
Max: 9.762 kN | Punkty pomiarowe: 2526

Próbka 125



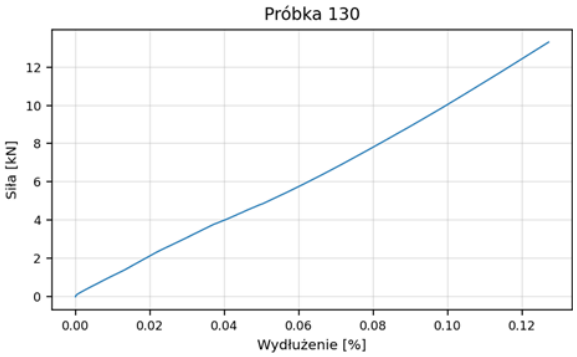
Max: 7.193 kN | Punkty pomiarowe: 2327

Próbka 126



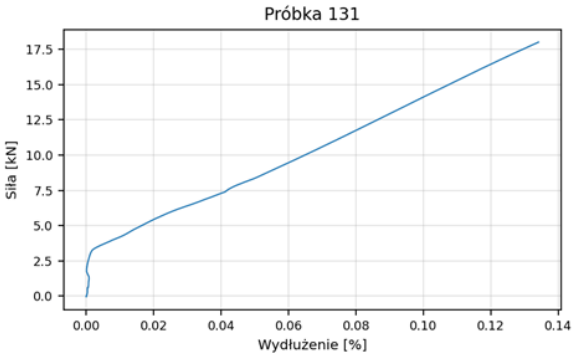
Max: 7.524 kN | Punkty pomiarowe: 2358

Próbka 130



Max: 13.316 kN | Punkty pomiarowe: 2427

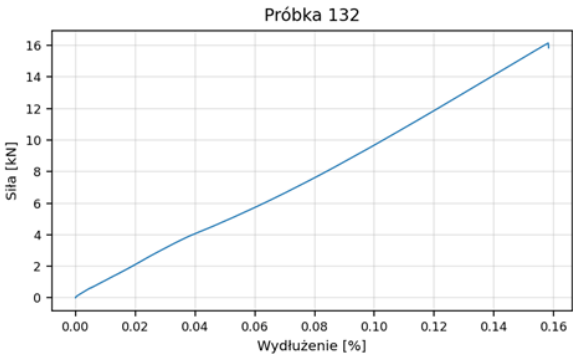
Próbka 131



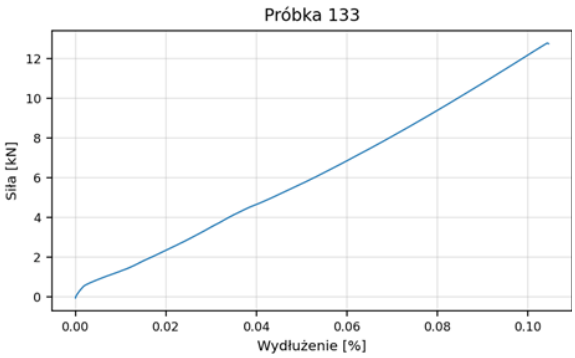
Max: 18.020 kN | Punkty pomiarowe: 2519

Próbka 132

Próbka 133

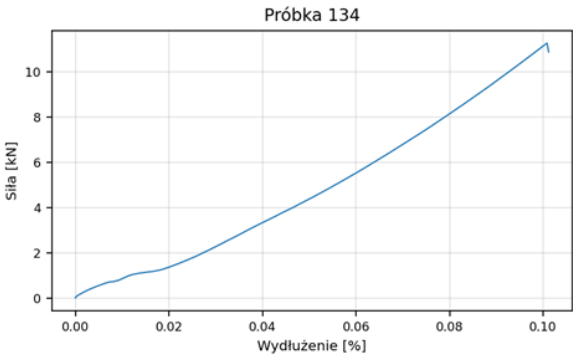


Max: 16.149 kN | Punkty pomiarowe: 2479



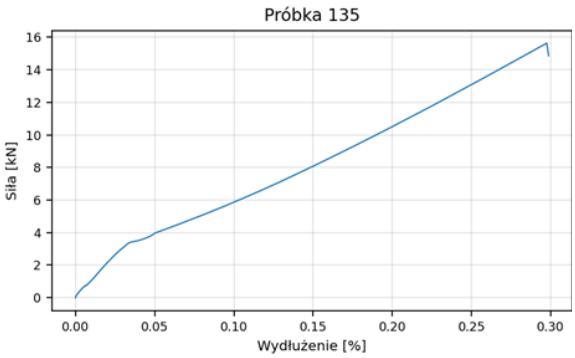
Max: 12.785 kN | Punkty pomiarowe: 3476

Próbka 134



Max: 11.284 kN | Punkty pomiarowe: 2488

Próbka 135



Max: 15.637 kN | Punkty pomiarowe: 2576