



Zachodniopomorski  
Uniwersytet Technologiczny  
w Szczecinie

Przemysław Zmitrowicz

**Wysokowydajne spawanie metodą TIG elementów  
konstrukcji morskich ze stali dupleks**  
*High-performance TIG welding of offshore structure elements  
made of duplex steel*

*Rozprawa doktorska*

Promotor: prof. dr hab. inż. Jolanta Baranowska  
Promotor pomocniczy: dr inż. Michał Kawiak

Szczecin, rok 2024



Zachodniopomorski  
Uniwersytet Techniczny  
w Szczecinie



Szkoła  
Doktorska

# ROZPRAWA DOKTORSKA

Pragnę serdecznie podziękować:

**prof. dr hab. inż. Jolancie Baranowskiej**, za nieocenione wsparcie, cenne wskazówki i nieustanne zaangażowanie jakie okazywała na każdym etapie mojej pracy nad rozprawą doktorską. Jej merytoryczna wiedza, inspirujące rozmowy i motywacja, które zawsze podtrzymywały mnie w chwilach zwątpienia, miały ogromny wpływ na kształtowanie ostatecznego rezultatu tej pracy.

**dr. inż. Michałowi Kawiakowi**, za wsparcie merytoryczne oraz konstruktywne uwagi, które pozwoliły mi udoskonalić wiele aspektów tej rozprawy.

**dr. inż. Bartłomiejowi Żylińskiemu**, za pomoc w implementacji złożonych zagadnień matematycznych w środowisku ANSYS.

**Pawłowi Zawadzcie**, za wskazówki i spostrzeżenia, które były niezwykle cenne, a zaangażowanie znacząco przyczyniło się do wysokiej jakości mojej pracy badawczej.

**Robertowi Dudzińskiemu**, Prezesowi firmy JW Steel Construction Sp. z o.o., Sp. K., za poświęcone siły i środki, które umożliwiły realizację Doktoratu Wdrożeniowego.

**Koleżankom i Kolegom z Katedry Technologii Materiałowych i Laboratorium Badań Struktury i Właściwości Mechanicznych Materiałów POLITEST**, za poświęcony czas, cierpliwość i wiarę w moje możliwości. Wasze wsparcie i zyczliwość były dla mnie ogromnym źródłem motywacji i z pewnością wpłynęły na ostateczny sukces tego projektu.

## Streszczenie

Rozprawa doktorska jest odpowiedzią na potrzebę wykorzystania wysokowydajnego spawania metodą TIG (K-TIG), bez użycia materiału dodatkowego, do wykonania elementów konstrukcji morskich ze stali duplex przez firmę JW Steel Construction Sp. z o.o., Sp. K. i powstała w ramach programu „Doktorat Wdrożeniowy”.

Głównymi celami pracy było opracowanie technologii spawania metodą K-TIG blach ze stali duplex gatunku 1.4462 o grubości 10 mm spełniającej wymagania kwalifikacyjne normy PN-EN ISO 15614-1, oraz opracowanie metodyki przyspieszonego badania tej technologii w oparciu o łączne wykorzystanie symulacji numerycznej i symulacji fizycznej, oraz jej walidacja dla rzeczywistego procesu spawania.

W części literaturowej została przedstawiona charakterystyka stali o strukturze ferrytyczno-austenicyznej odpornej na korozję, ze szczególnym uwzględnieniem spawalności metalurgicznej. Przedstawione zostały również konwencjonalne technologie spawania stali duplex szeroko stosowane w przemyśle *offshore* z uwzględnieniem opisu i charakterystyki procesu spawania metodą K-TIG. Przedstawiona została fizyka procesu oraz podejście technologiczne wymagane podczas spawania stali duplex. Opisano również teorię stosowaną w badaniach symulacji numerycznych i fizycznych procesów spawania.

W części badawczej przedstawione zostały wyniki badań wykonanych złączy spawanych potwierdzające przydatność zastosowanej technologii spawania metodą K-TIG. Obejmowały one wykonanie zarówno badań właściwości mechanicznych, strukturalnych jak i korozyjnych. W celu analizy procesu spawania metodą K-TIG, stworzono w programie ANSYS złożony model źródła ciepła dla tej metody i przeprowadzono jego walidację. Na podstawie danych z symulacji numerycznych wykonano symulacyjne badania fizyczne określonych obszarów strefy wpływu ciepła występujące w rzeczywistych złączach spawanych. Jako wynik badań symulacyjnych zaproponowano metodykę opartą na połączeniu i łącznym wykorzystaniu badań symulacji numerycznej z symulacją fizyczną.



## Abstract

The doctoral dissertation is a response to the need of implementation of high-performance TIG welding (K-TIG), without the use of additional material, for the production of marine construction elements from duplex steel by JW Steel Construction Sp. z o.o., Sp. K. and was realized within the "*Implementation Doctorate*" program.

The main objectives of the work were to develop a technology for joining 10 mm thick duplex steel sheets of the 1.4462 grade using the K-TIG method, meeting the qualification requirements of the PN-EN ISO 15614-1 standard, and to elaborate a methodology for accelerated evaluation of this technology based on the combined use of numerical and physical simulations, as well as methodology validation against real welding process.

The literature part presents the characteristics of stainless steel with a ferritic-austenitic structure, with particular emphasis on its metallurgical weldability. Conventional technologies for welding duplex steel widely used in the offshore industry are also presented, with a particular attention paid to the description and characteristics of the K-TIG welding process. The physics of the process and the technological approach required during welding of duplex steel are described in details. The theory used in the studies of numerical and physical simulations of welding processes is also addressed.

The research part presents the results of tests of welded joints confirming the suitability of the K-TIG technology for welding of 10 mm thick duplex steel sheets to be used in marine structures. These studies included tests of mechanical, structural and corrosion properties. In order to analyze the K-TIG welding process, a complex heat source model was created in the ANSYS program and its validation was carried out. Based on the data from numerical simulations, physical simulation studies of specific areas of the heat-affected zone occurring in real welded joints were performed. As a result, a methodology based on the combined use of numerical and physical simulations was proposed.

# Spis treści

<b>1</b>	<b><i>Uzasadnienie potrzeby podjętej tematyki pracy</i></b> .....	<b>9</b>
1.1	Rynek oraz konstrukcje branży <i>offshore</i> .....	9
1.2	Potrzeby przedsiębiorstwa .....	12
<b>2</b>	<b><i>Stale ferrytyczno-austenityczne odporne na korozję</i></b> .....	<b>16</b>
2.1	Charakterystyka stali ferrytyczno-austenitycznych .....	16
2.2	Mikrostruktura stali ferrytyczno-austenitycznych .....	19
2.3	Właściwości mechaniczne stali ferrytyczno-austenitycznych .....	25
2.4	Odporność korozyjna stali ferrytyczno-austenitycznych .....	25
2.5	Spawalność metalurgiczna stali ferrytyczno-austenitycznych .....	28
<b>3</b>	<b><i>Technologie spawania stali dupleks</i></b> .....	<b>34</b>
3.1	Charakterystyka typowych metod spawania stali dupleks .....	35
3.2	Podsumowanie typowych metod spawania stali dupleks .....	41
3.3	Proces spawania metodą K-TIG .....	42
3.3.1	Ogólna charakterystyka procesu .....	42
3.3.2	Spawanie stali dupleks .....	51
3.3.3	Podsumowanie możliwości spawania stali dupleks metodą K-TIG .....	52
<b>4</b>	<b><i>Teoria symulacji numerycznych i fizycznych procesu spawania</i></b> .....	<b>54</b>
4.1	Podstawy teoretyczne modelowania zjawisk cieplnych w procesach spawania .....	54
4.2	Wykorzystanie symulacji numerycznych złożonych modeli źródeł ciepła do opisu procesu spawania .....	61
4.3	Symulacja cykli cieplnych z wykorzystaniem metody fizycznej symulacji procesów spawania .....	66
4.4	Podsumowanie .....	69
<b>5</b>	<b><i>Teza, cele i plan pracy</i></b> .....	<b>71</b>
<b>6</b>	<b><i>Metodyka przeprowadzonych badań</i></b> .....	<b>74</b>
6.1	Technologia spawania .....	74
6.1.1	Materiał podstawowy .....	74
6.1.2	Procedura spawania .....	74
6.2	Badania nieniszczące .....	77
6.3	Badania właściwości mechanicznych .....	79

6.4	<b>Badania strukturalne .....</b>	<b>85</b>
6.5	<b>Badania odporności korozyjnej .....</b>	<b>86</b>
6.6	<b>Model i symulacja procesu spawania metodą K-TIG .....</b>	<b>88</b>
6.6.1	Model pola temperatur w procesie spawania metodą K-TIG .....	88
6.6.2	Symulacja HAZ z wykorzystaniem systemu termiczno-mechanicznej symulacji.....	92
<b>7</b>	<b><i>Wyniki badań technologii spawania .....</i></b>	<b>95</b>
7.1	<b>Wyniki badań nieniszczących .....</b>	<b>95</b>
7.2	<b>Wyniki badań strukturalnych .....</b>	<b>98</b>
7.3	<b>Wyniki badań właściwości mechanicznych .....</b>	<b>105</b>
7.4	<b>Wyniki badań odporności korozyjnej .....</b>	<b>118</b>
7.5	<b>Ocena przydatności technologii K-TIG .....</b>	<b>125</b>
<b>8</b>	<b><i>Wyniki badań symulacyjnych .....</i></b>	<b>128</b>
8.1	<b>Wyniki badań symulacji numerycznych .....</b>	<b>128</b>
8.1.1	Walidacja modelu numerycznego .....	128
8.1.2	Analiza cykli cieplnych w osi spoiny .....	134
8.1.3	Analiza cykli cieplnych w strefie wpływu ciepła złącza spawanego .....	136
8.2	<b>Wyniki badań symulacji fizycznych.....</b>	<b>142</b>
8.2.1	Analiza cykli cieplnych w oparciu o parametry spawania .....	142
8.2.2	Analiza obszaru złącza do badań udarności .....	144
8.2.3	Analiza obszaru złącza korozji wżerowej.....	151
8.3	<b>Ocena przydatności metodyki badań symulacyjnych technologii K-TIG.....</b>	<b>165</b>
<b>9</b>	<b><i>Wnioski .....</i></b>	<b>167</b>
	<b><i>Spis tabel .....</i></b>	<b>171</b>
	<b><i>Spis rysunków .....</i></b>	<b>173</b>
	<b><i>Bibliografia .....</i></b>	<b>177</b>

## Wykaz ważniejszych oznaczeń

BM	<i>Base Material</i> – materiał podstawowy
CCT	<i>Critical Crevice Temperature</i> – krytyczna temperatura powstania korozji szczelinowej
CPT	<i>Critical Pitting Temperature</i> – krytyczna temperatura powstania wżerów
FL	<i>Fusion Line</i> – linia wtopienia
FN	<i>Ferrite Number</i> – liczba ferrytowa
GBA	<i>Grain Boundary Austenite</i> – austenit tworzący się na granicach ziaren ferrytu
HAZ	<i>Heat Affected Zone</i> – strefa wpływu ciepła
IGA	<i>Intragranular austenite</i> – austenit tworzący się wewnątrz ziaren ferrytu
K-TIG	<i>Keyhole Tungsten Inert Gas Welding</i> – spawanie łukowe elektrodą wolframową techniką z oczkiem (kanałem parowym)
KV <sub>2</sub>	Energia absorbowana dla próbki do badań z karbem V przy użyciu noża udarowego 2 mm
LM	<i>Light Microscopy</i> – mikroskopia optyczna
NSS	<i>Neutral Salt Spray</i> – badanie korozyjne w obojętnej rozpylonej solance
PRE	<i>Pitting Resistance Equivalent</i> – indeks odporności na korozję wżerową
PREw	<i>Pitting Resistance Equivalent Wolfram</i> – indeks odporności na korozję wżerową z uwzględnieniem wpływu wolframu
SCC	<i>Stress corrosion cracking</i> – korozja naprężeniowa
SEM	<i>Scanning Electron Microscopy</i> – elektronowa mikroskopia skaningowa
t <sub>1000-600</sub>	czas chłodzenia w zakresie temperatur 1000÷600 °C
t <sub>1200-600</sub>	czas chłodzenia w zakresie temperatur 1200÷600 °C
t <sub>1200-800</sub>	czas chłodzenia w zakresie temperatur 1200÷800 °C
t <sub>800-500</sub>	czas chłodzenia w zakresie temperatur 800÷500 °C
TDC	<i>Three-Dimensional Conical</i> – stożkowy model źródła ciepła
VHT	Próbka Charpy'ego z karbem V w strefie wpływu ciepła na grubości próbki
VWT	Próbka Charpy'ego z karbem V w metalu spoiny na grubości próbki
WA	Struktura Widmanstättena
WM	<i>Weld Metal</i> - spoina

# 1 Uzasadnienie potrzeby podjętej tematyki pracy

## 1.1 Rynek oraz konstrukcje branży *offshore*

Branża szeroko określana jako konstrukcje *offshore* związana jest z projektowaniem, budową oraz instalacją infrastruktury na morzu, która obsługuje różnorodne sektory, w tym wydobywanie ropy i gazu, energetykę wiatrową, energię z fal i prądów morskich, a także infrastrukturę transportową i podmorską.

Rynek konstrukcji *offshore* dynamicznie rośnie, napędzany głównie przez dwa kluczowe sektory: wydobywanie ropy i gazu oraz rozwój morskiej energetyki wiatrowej (*offshore wind*).

Rynek morskiej energetyki wiatrowej *offshore* doświadczył znacznego wzrostu w ostatnich latach, a według szacunków jego wartość globalna wynosiła w 2022 roku około 50 miliardów USD. Przewiduje się, że do końca 2030 roku rynek ten może osiągnąć ponad 100 miliardów USD, w dużej mierze dzięki rosnącej presji na dekarbonizację i rozwój odnawialnych źródeł energii [1–3].

Kluczowymi czynnikami wzrostu rynku są:

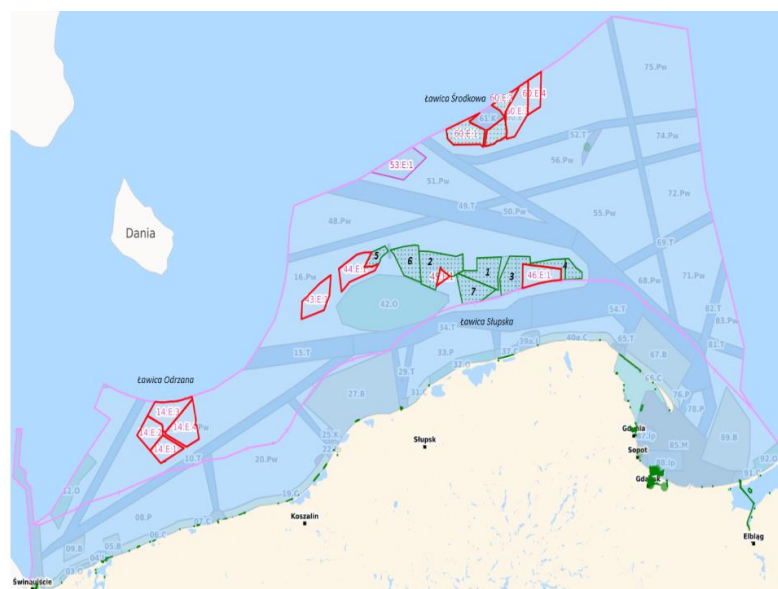
- transformacja energetyczna związana z rosnącym zapotrzebowaniem na odnawialne źródła energii,
- rozwój technologiczny, z którym wiąże się wzrost innowacyjności w zakresie pływających turbin wiatrowych,
- polityka klimatyczna związana z dążeniem do dekarbonizacji i ograniczenia emisji gazów cieplarnianych,
- ograniczona dostępność na lądzie takich surowców jak ropa i gaz, która sprawia, że firmy energetyczne poszukują zasobów na głębszych wodach.

Polska ma duże ambicje w zakresie budowy morskich farm wiatrowych na Bałtyku. Jest to kluczowy element transformacji energetycznej kraju, który dąży do zwiększenia udziału odnawialnych źródeł energii (OZE) w miksie energetycznym i uniezależnienia się od paliw kopalnych [4].

Obecnie polski rynek morskiej energetyki wiatrowej znajduje się w fazie rozwoju i przygotowań do dużych inwestycji. Planowane są ogromne projekty, które będą realizowane w kolejnych latach [5]:

- do 2030 roku planowane jest zainstalowanie 6 GW mocy otrzymywanych z morskich farm wiatrowych,
- do 2040 roku przewiduje się, że całkowita moc zainstalowanych morskich farm wiatrowych w Polsce może wynieść 11 GW.

Polska część Morza Bałtyckiego charakteryzuje się stosunkowo płytkimi wodami, co ułatwia instalację turbin na fundamentach stałych. Bałtyk oferuje stabilne warunki wiatrowe, z prędkościami optymalnymi do generowania energii z farm wiatrowych. Planowana jest realizacja wielu projektów związanych z morską energetyką wiatrową, co przedstawiono na Rys. 1.1.



Rys. 1.1 Projekty morskich farm wiatrowych na Morzu Bałtyckim [3]

Największe i najbardziej zaawansowane (wg oznaczeń na Rys. 1.1) to:

- (1) Baltica 3 – projekt realizowany przez PGE i Ørsted. Łączna moc zainstalowanych farm wyniesie 1050 MW, a budowa planowana jest na lata 2026-2027,
- (2) Baltica 2 – projekt realizowany przez PGE i Ørsted. Łączna moc zainstalowanych farm wyniesie 1500 MW, a budowa planowana jest na lata 2026-2027,
- (3) Baltic Power – realizowany przez Orlen i Northland. Łączna moc zainstalowanej farm wyniesie 1200 MW. Pierwsze przewidziane wprowadzenie energii planowane jest na rok 2026.

Perspektywy rozwoju rynku morskiej energetyki wiatrowej w Polsce są bardzo obiecujące. Bałtyk oferuje duży potencjał, a projekty planowane na najbliższe

dekady przyczynią się do transformacji energetycznej kraju. *Offshore wind* stanie się jednym z filarów produkcji energii elektrycznej w Polsce obok energetyki słonecznej i lądowych farm wiatrowych. Inwestycje te, nie tylko wspierają dążenie do dekarbonizacji, ale także mogą przyczynić się do rozwoju krajowego przemysłu, stworzenia nowych miejsc pracy oraz wzrostu innowacyjności w sektorze energetyki.

Konstrukcja morskiej wieży wiatrowej jest projektowana tak, aby wytrzymać trudne warunki środowiskowe panujące na morzu, takie jak silny wiatr i duże fale, oraz korozję związaną ze środowiskiem morskim. Składa się ona z kilku kluczowych elementów, z których każdy pełni istotną rolę w stabilności i wydajności turbiny wiatrowej. Morskie turbiny wiatrowe najczęściej instalowane są na fundamentach stałych. Ten sposób instalacji stosowany jest w płytkich wodach do głębokości około 60 m. Turbiny montowane są na dnie morskim za pomocą fundamentów palowych (*monopile*) lub konstrukcji kratowych (*jacket*). Pływające turbiny wiatrowe przeznaczone na większe głębokości powyżej 60 m, gdzie montaż konstrukcji na dnie morskim nie jest możliwy.

Fundamenty stanowią podstawę dla całej konstrukcji wieży wiatrowej, zapewniając jej stabilność. Wybór rodzaju fundamentu zależy od głębokości wody i warunków geologicznych dna morskiego. Najbardziej powszechny typ fundamentu to *monopile*. Składa się on ze stalowego pala wbitego w dno morskie. Zazwyczaj stosowany jest przy głębokościach wody do 30÷50 m. *Monopile* są stosunkowo proste w instalacji i dobrze nadają się do płytkich wód.

Kratownicowa struktura (*jacket*) przypomina wieżę, która jest zakotwiczona do dna morskiego za pomocą pali. Ten typ fundamentu jest odpowiedni do zastosowania na większych głębokościach od 30 do 60 m i charakteryzuje się większą stabilnością niż *monopile*.

Pływające fundamenty (*floating foundations*) stosowane są w przypadku głębszych wód powyżej 60 m. Pływająca wieża jest kotwiczona do dna za pomocą kabli, a jej stabilność zapewniają specjalne systemy balastowe i linowe.

Wieża, to pionowa, stalowa konstrukcja, która podtrzymuje gondolę i łopaty wirnika na odpowiedniej wysokości nad poziomem morza. Typowe wysokości wież sięgają 80÷150 m. Wieże są zwykle wykonane z cylindrycznych stalowych sekcji, które są montowane na miejscu w segmentach.

Stale odporne na korozję typu duplex są szeroko stosowane w konstrukcjach *offshore*, w tym w wieżach wiatrowych, ze względu na odporność na korozję,

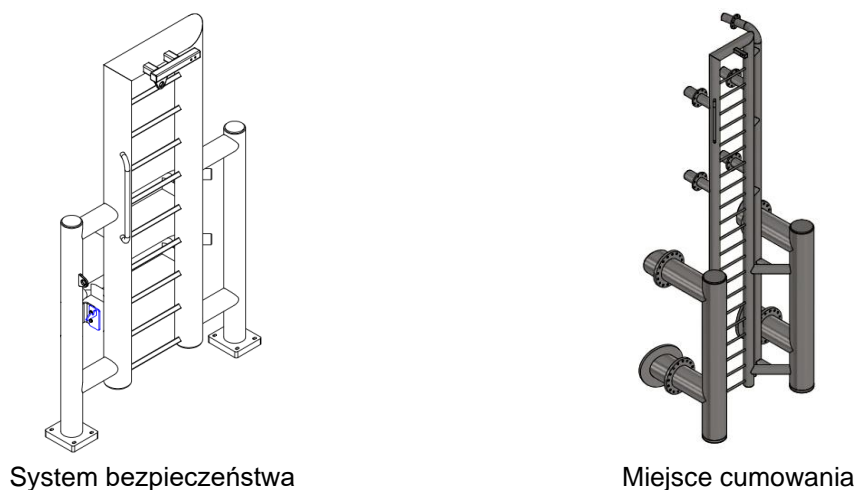
wysoką wytrzymałość mechaniczną oraz dobre właściwości zmęczeniowe. W środowisku morskim, gdzie korozja stanowi duże zagrożenie, stal duplex odgrywa kluczową rolę w zwiększaniu trwałości konstrukcji. Jest szczególnie stosowana w miejscach, które są bezpośrednio narażone na działanie warunków morskich, gdzie tradycyjne stale węglowe mogłyby ulec szybszemu zużyciu lub korozji.

## 1.2 Potrzeby przedsiębiorstwa

Konstrukcje wytwarzane przez przedsiębiorstwo JW Steel Construction Sp. z o.o., Sp. K., do których należą: wielkogabarytowe zestawy zewnętrznych elementów konstrukcyjnych morskich turbin wiatrowych (*secondary steel for offshore wind farm*), kontenery morskie specjalnego przeznaczenia (*portable offshore units, offshore containers*), elementy transportowe części posadowienia morskich elektrowni wiatrowych (*seafastening*) czy zbiorniki typu *offshore* wykonywane dla przemysłu petrochemicznego, ze względu na niekorzystne warunki pracy w środowisku morskim często wymagają użycia stali odpornych na korozję (między innymi stali typu duplex), które posiadają wiele korzystnych cech, nie tylko dla samej produkcji, ale również po jej zakończeniu

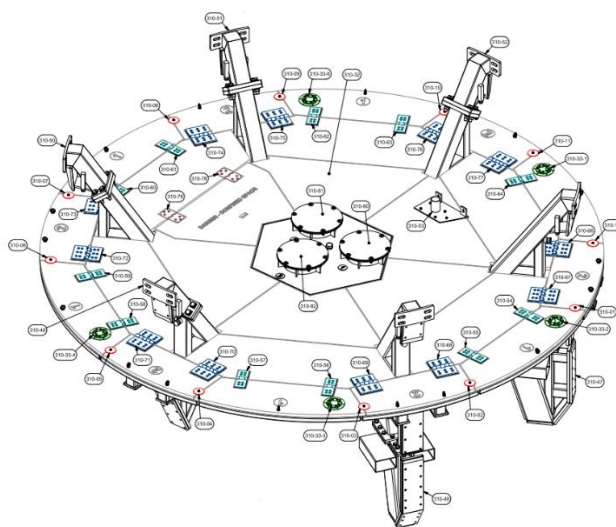
Ze względu na wymagające warunki środowiska, w których konstrukcje *offshore* są eksploatowane, istotnym jest zagadnienie bezpieczeństwa w zależności od przeznaczenia elementów, zarówno samej konstrukcji jak i osób przebywających w jej strefie. Stale typu duplex są szeroko wykorzystywane w systemach zapewniających bezpieczeństwo, jak na przykład systemy zabezpieczające przed upadkiem (*Fall Arrest System*) – systemy te zabezpieczają pracownika przed upadkiem z wysokości, który jest do niego przyczepiony podczas wykonywania wszelkich koniecznych prac serwisowych, przykład takiego zabezpieczenia pokazano na Rys. 1.2.





Rys. 1.2 System zabezpieczający przed upadkiem

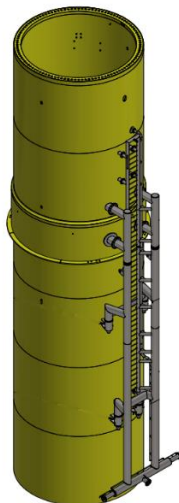
Stalę duplex wykorzystywane są również w systemach związanych z eksploatacją elementów platform wewnętrznych turbiny wiatrowej (*internal platform*). Elementy te podczas eksploatacji, szczególnie przy pracach serwisowych, narażone są na uszkodzenia powierzchni zewnętrznych dlatego wykonywane są ze stali duplex, dla których zabezpieczenie antykorozyjne nie jest wymagane. Przykład konstrukcji platformy wewnętrznej z systemami dostępu przedstawiono na Rys. 1.3.



Rys. 1.3 Systemy dostępu

Częścią wieży wiatrowej są konstrukcje typu *boatlanding*, które służą jako miejsce cumowania statków serwisowych oraz umożliwiają wejście obsłudze wykonującej prace eksploatacyjne. Ze stali duplex wykonywane są w tych konstrukcjach elementy systemów bezpieczeństwa, które zabezpieczają przed upadkiem z wysokości. Wykonywane są również systemy uchwytów (*anchor point*) do transportu i instalacji całej konstrukcji na rurze głównej (*transition piece*). Kolejnym obszarem

gdzie wykorzystywana jest stal duplex są systemy ślizgów. Możemy rozróżnić dwa typy systemów, pierwszy służy do montażu *boatlandinga* na rurze głównej, drugi system umożliwia montaż elementów *boatlandinga* w całość. Na Rys. 1.4, przedstawiono element konstrukcyjny – *boatlanding* – zamontowany na rurze głównej.



Rys. 1.4 Element *boatlanding* zamocowany na rurze głównej

Złożone wymagania projektowe stawiane konstrukcjom *offshore* mogą zakładać konieczność łączenia materiałów wymagających dużych restrykcji technologicznych w procesie spawania.

Obecnie przedsiębiorstwo JW Steel Construction Sp. z o.o., Sp. K. do wykonywania połączeń spawanych stali odpornych na korozję typu duplex wykorzystuje konwencjonalną metodę spawania łukowego drutem proszkowym w osłonie gazów aktywnych (MAG).

Do podstawowych problemów podczas spawania stali duplex w procesie produkcji, z którymi mierzy się przedsiębiorstwo należą:

- uzyskanie akceptowalnej (zgodnie z obowiązującymi przepisami i wymaganiami Towarzystw Klasyfikacyjnych oraz norm międzynarodowych) jakości połączeń spawanych pod kątem metalurgicznym, która określona jest przez charakterystyki takie jak odporność korozyjna i właściwości mechaniczne złącza,
- uzyskanie akceptowalnej jakości połączenia spawanego pod kątem występowania niezgodności spawalniczych – wewnętrznych i zewnętrznych,

- wąski zakres dopuszczalnej energii liniowej spawania, która zależy od parametrów procesu: natężenia prądu spawania, napięcia łuku i prędkości spawania, które razem wpływają na uzyskaną ostatecznie jakość i użyteczność spoiny,
- przygotowanie elementów do spawania (ukosowanie), co w przypadku stali odpornych na korozję wymaga zwiększonego stopnia ukosowania rowka spawalniczego oraz zastosowania specjalistycznych narzędzi do obróbki skrawaniem,
- długi czas spawania, co przekłada się na konkurencyjność zleceń,
- brak wykwalifikowanej kadry – w przypadku wykonywania połączeń ze stali duplex wymagane są wysokie umiejętności spawaczy oraz wysoka kultura pracy,
- wysoki koszt materiałów dodatkowych do spawania – cena drutów spawalniczych w przypadku połączeń stali duplex jest kilkakrotnie większa od ceny drutów do spawania stali konstrukcyjnych.

Wychodząc naprzeciw problemom spawania konwencjonalnego połączeń ze stali duplex wykonywanych przez przedsiębiorstwo JW Steel Construction Sp. z o.o., Sp. K., które zostały wymienione powyżej, planowane jest wdrożenie nowoczesnej technologii wysokowydajnego spawania metodą TIG (K-TIG).

Metoda wysokowydajnego spawania TIG jest to najczęściej jednościągowy proces spawania, zapewniający uzyskanie głębokiego wtopienia, przy eliminacji materiału dodatkowego, fazowania krawędzi oraz konieczności zatrudniania wykwalifikowanych spawaczy. Niestety, technologia spawania z wykorzystaniem wysokowydajnej metody TIG jest jeszcze mało znana w szczególności w przemysłowym zastosowaniu do produkcji elementów ze stali duplex.

## 2 Stale ferrytyczno-austenityczne odporne na korozję

### 2.1 Charakterystyka stali ferrytyczno-austenitycznych

Stale odporne na korozję o strukturze ferrytyczno-austenitycznej (typu dupleks) zawierają ponad 10,5 % chromu i maksymalnie 0,08 % węgla [6]. Opracowano je po raz pierwszy na początku XX wieku, ale dopiero w latach siedemdziesiątych, wraz z wprowadzeniem procesów odwęglania argonowo-tlenowego (AOD) i odwęglania próżniowo-tlenowego (VOD) oraz uznaniem korzyści płynących z dodatku azotu, stale te stały się atrakcyjne do powszechnego zastosowania przemysłowego. Nowoczesne stale odporne na korozję typu dupleks zawierają w swojej mikrostrukturze dwie fazy – ferryt oraz austenit – i łączą wysoką wytrzymałość ferrytu z ciągliwością i odpornością na kruche pękanie austenitu. Dodatek azotu umożliwia lepszy podział pierwiastków stopowych pomiędzy te dwie fazy, zwiększa wytrzymałość mechaniczną oraz zapewnia lepszą odporność na korozję wżerową i szczelinową [7, 8]. Powszechnie stosowane stale typu dupleks mają dobrą odporność na korozję w szerokim zakresie środowisk i wysoką odporność na korozję naprężeniową (SCC – *Stress Corrosion Cracking*) [9]. Ich wysoka wytrzymałość i twardość zapewniają im również dobrą odporność na korozję erozyjną oraz korozję kawitacyjną [10, 11].

Rosnące zapotrzebowanie na wysokowytrzymałe materiały odporne na korozję wżerową i naprężeniową spowodowało, że zostały opracowane nowe gatunki stali typu dupleks sklasyfikowane jako stale superdupleks. Stale te zawierają podwyższoną zawartość składników stopowych takich jak molibden oraz azot. Znalazły one zastosowanie szczególnie do budowy rurociągów i reaktorów w przemyśle oceanotechnicznym, w warunkach pracy wymagających dobrej odporności na pękanie kruche w niskich temperaturach [12].

W ostatnich latach opracowano jeszcze bardziej zaawansowane gatunki stali odpornych na korozję o strukturze ferrytyczno-austenitycznej, tak zwane stale hyperdupleks. Modyfikacja składu tych stopów w stosunku do stali superdupleks polega na zwiększonej ilości dodatku chromu oraz azotu, co wpływa na poprawę odporności korozyjnej [13].

Orientacyjny skład chemiczny wybranych stali odpornych na korozję o strukturze ferrytyczno-austenitycznej przedstawiono w Tabeli 2.1.

Tabela 2.1 Orientacyjny skład chemiczny stali typu duplex [6, 14–16]

Oznaczenie EN	Oznaczenie UNS	Nazwa handlowa	Cr [%]	Ni [%]	Mo [%]	N [%]	Cu [%]	W [%]	Inne [%]
<b>Niskostopowe stale duplex</b>									
1.4162	S32101	LDX2101	21,5	1,5	0,3	0,22	0,3		5Mn
1.4362	S32304	2304	22,5	4,8	0,3	0,10			
<b>Stale duplex 22%Cr</b>									
1.4462	S31803	2205	22,0	5,3	2,8	0,16			
1.4462	S32205	2205	22,3	5,7	3,2	0,18			
<b>Stale duplex 25%Cr</b>									
-	S31260	DP3	25,2	7,2	3,2	0,14	0,5	0,3	
1.4507	S32550	255	26,0	5,5	3,0	0,17	1,7		
<b>Stale superduplex</b>									
1.4410	S32750	2507	25,0	7,0	4,0	0,27			
1.4501	S32760	Zeron100	25,4	6,9	3,8	0,27	0,7	0,7	
<b>Stale hyperduplex</b>									
-	S32707	2707HD	27,0	6,5	4,8	0,4			1Co
-	S33207	3207HD	32,0	7,0	3,5	0,5			

Z przyjętym podziałem stali odpornych na korozję o strukturze ferrytyczno-austenicyznej związana jest ich odporność na korozję wżerową, do określania której stosuje się równoważnik PRE (*Pitting Resistance Equivalent*) [6]:

$$PRE = Cr + 3,3Mo + 16N \quad (2.1)$$

W stalach z dodatkiem wolframu, wzór na równoważnik PRE został uzupełniony o ten pierwiastek i obliczany jest zgodnie z równaniem [17]:

$$PRE_w = Cr + 3,3 \cdot (Mo + 0,5W) + 16N \quad (2.2)$$

W Tabeli 2.2 przedstawiono wartości równoważników PRE oraz PRE<sub>w</sub> dla wybranych gatunków stali typu duplex.

Niskostopowe stale duplex mają wartość współczynnika PRE w zakresie 20÷30, zawierają one większą ilość manganu i mniejszą ilość chromu i niklu w odniesieniu do stali duplex 22 %Cr. Ze względu na ich bardzo dobre właściwości mechaniczne i dobrą odporność korozyjną są często wykorzystywane w środowiskach mniej agresywnych, zastępując stale odporne na korozję o strukturze austenicyznej, przy jednoczesnym zmniejszeniu kosztów w porównaniu stali duplex 22 %Cr [18–20].

Tabela 2.2 Wartości równoważników odporności na korozję wżerową dla stali duplex [21]

Oznaczenie EN	Oznaczenie UNS	Nazwa handlowa	PRE	PRE <sub>w</sub>
<b>Niskostopowe stale duplex</b>				
1.4162	S32101	LDX2101	26,0	26,0
1.4362	S32304	2304	25,1	25,1
<b>Stale duplex 22%Cr</b>				
1.4462	S31803	2205	34,0	34,0
1.4462	S32205	2205	35,7	35,7
<b>Stale duplex 25%Cr</b>				
-	S31260	DP3	38,0	38,5
1.4507	S32550	255	38,6	38,6
<b>Stale superduplex</b>				
1.4410	S32750	2507	42,5	42,5
1.4501	S32760	Zeron100	42,3	43,4
<b>Stale hyperduplex</b>				
-	S32707	2707HD	49,2	49,2
-	S33207	3207HD	51,6	51,6

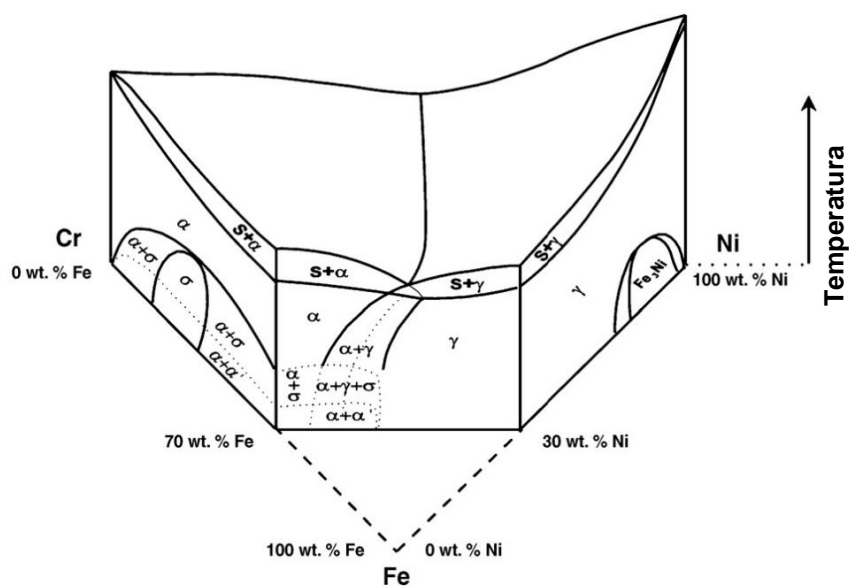
Standardowe stale duplex (22 %Cr oraz 25 %Cr) mają współczynnik PRE w zakresie 30÷40. Stanowią one osiemdziesiąt procent światowej produkcji stali duplex i jest to najczęściej stosowana grupa stali odpornych na korozję o strukturze ferrytyczno-austenitycznej. Klasyczne stale duplex charakteryzują się dobrą spawalnością oraz posiadają dobre właściwości mechaniczne i odporność korozyjną w agresywnych środowiskach [18–20].

Stale w grupie superduplex mają współczynnik PRE w przedziale między 40÷50. Zwiększona zawartość pierwiastków stopowych takich jak: chrom, nikiel, azot i molibden, zapewnia stabilność faz podczas procesu spawania, przy jednoczesnym utrzymaniu wysokiej odporności korozyjnej oraz zwiększeniu właściwości mechanicznych w porównaniu do standardowych stali typu duplex. Ta grupa stali stosowana jest w środowiskach o dużej zawartości chloru oraz w środowiskach kwaśnych [18–20].

Stale z grupy hyperduplex posiadają współczynnik PRE powyżej 50. Stosowane są głównie w warunkach wymagających ekstremalnych odporności na korozję wżerową i szczelinową oraz dużej wytrzymałości mechanicznej i zmęczeniowej. Stale te, w porównaniu do grupy stali superduplex, są bardziej odporne na działanie środowiska zawierającego kwasy i chlorki, a ich właściwości sprawiają, że stanowią alternatywę dla stali odpornych na korozję o strukturze austenicyznej i stopów na bazie niklu [18, 22].

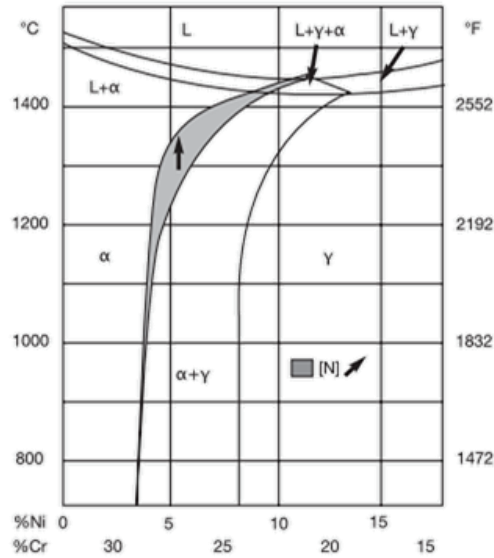
## 2.2 Mikrostruktura stali ferrytyczno-austenitycznych

Stale duplex krystalizują na bazie układu równowagi fazowej przedstawionej za pomocą pseudopodwójnego układu Fe-Cr-Ni dla zawartości 70 % żelaza – Rys. 2.1. Skład chemiczny tych stali został zaprojektowany w taki sposób, że ich mikrostruktura składa się nominalnie z 50 % ferrytu i 50 % austenitu. Jednakże wszystkie stale odporne na korozję ferrytyczno-austenityczne krystalizują praktycznie z wydzieleniem z roztworu ciekłego tylko ferrytu, by z dalszym obniżaniem temperatury wejść w obszar dwufazowy. Obszary dwufazowe – ciecz i ferryt (ferryt krystalizuje bezpośrednio z cieczy jako faza pierwotna) oraz ciecz i austenit – są oddzielone trójkątnym obszarem eutektycznym (trójfazowym), w którym w równowadze znajduje się mieszanina ferrytu, austenitu i cieczy. Poniżej występuje dwufazowy obszar ferrytu i austenitu. Obszar ten jest ograniczony liniami rozpuszczalności pierwiastków w austenicie i ferrycie w stanie stałym [23].



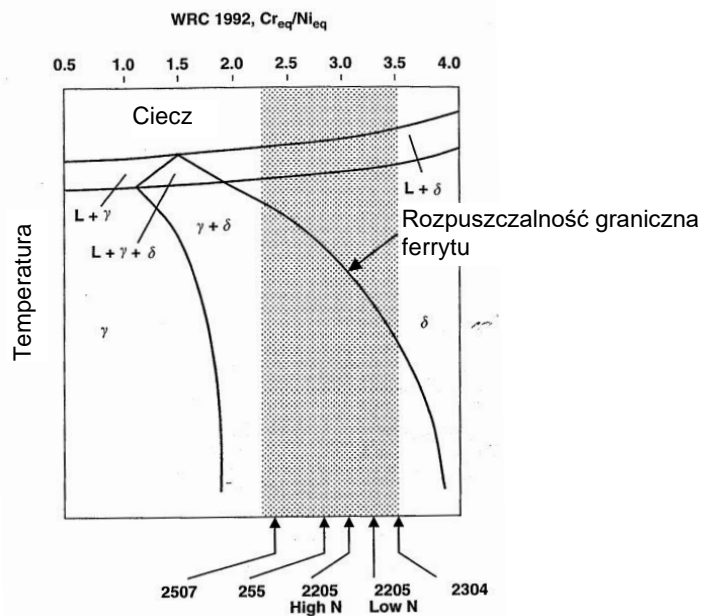
Rys. 2.1 Układ równowagi fazowej Fe-Cr-Ni [23]

Azot dodawany jest zwykle jako pierwiastek stopowy w celu przyspieszenia tworzenia się fazy austenitu i jej stabilizacji. Podwyższa on również temperaturę początku wydzielenia austenitu, co powoduje zwiększenie stopnia przemiany ferrytu w austenit. Pozwala to przy relatywnie dużej szybkości chłodzenia uzyskać strukturę równowagową ferrytu i austenitu, co przedstawiono na Rys. 2.2 [24].



Rys. 2.2 Wykres równowagi fazowej dla układu Fe-Cr-Ni z widocznym wpływem azotu [24]

Generalnie stale o strukturze ferrytyczno-austenitycznej odporne na korozję mają wyższy stosunek pierwiastków ferrytotwórczych do pierwiastków austenitotwórczych w porównaniu do stali austenitycznych. Dla tych stali stosunek równoważników chromu ( $R_{Cr}$ ) i niklu ( $R_{Ni}$ ) według WRC-1992, zawiera się w granicach od 2,25 do 3,50, co zostało przedstawione na Rys. 2.3.



Rys. 2.3 Wykres równowagi fazowej z zaznaczeniem składu chemicznego gatunków stali duplex [25]

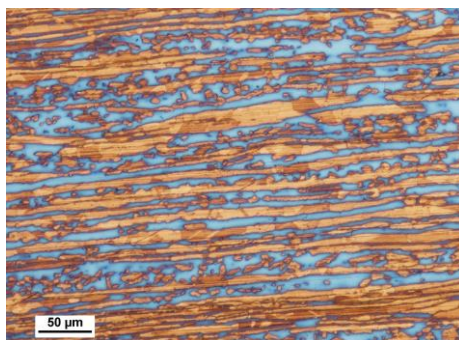
W wysokich temperaturach, powyżej linii granicznej rozpuszczalności pierwiastków w ferrytyce, stopy mają strukturę czysto ferrytyczną. Austenit może jedynie zarodkować i rosnąć poniżej linii granicznej rozpuszczalności pierwiastków



w ferrycie. Operacje obróbki cieplnej tych stali są zazwyczaj przeprowadzane w temperaturach poniżej linii granicznej rozpuszczalności ferrytu, gdzie austenit i ferryt mogą współistnieć w równowadze. Kontrolując maksymalną temperaturę procesu obróbki cieplnej i szybkość chłodzenia, można kontrolować proporcję i rozkład faz ferrytu i austenitu w produkcie końcowym.

Z Rys. 2.2 jasno wynika, że stopy wyżarzane lub obrabiane plastycznie na gorąco w temperaturach bliskich linii rozpuszczalności granicznej ferrytu, a następnie chłodzone, będą zawierać głównie ferryt, oraz jedynie niewielkie ilości austenitu na granicy ziaren. W miarę obniżania temperatury wyżarzania lub obróbki plastycznej na gorąco mikrostruktura stali będzie stopniowo zawierać więcej austenitu i mniej ferrytu. Wraz ze spadkiem temperatury składy równowagowe ferrytu i austenitu stale się zmieniają, zgodnie z liniami rozpuszczalności pierwiastków w austenicie i ferrycie w stanie stałym. Jednocześnie dyfuzja spowalnia wraz ze spadkiem temperatury. Zakres temperatur przemiany ferrytu w austenit zależy od składu chemicznego stopu, jednak zazwyczaj mieści się w zakresie temperatur od 1200 °C do 800 °C [18, 24, 26].

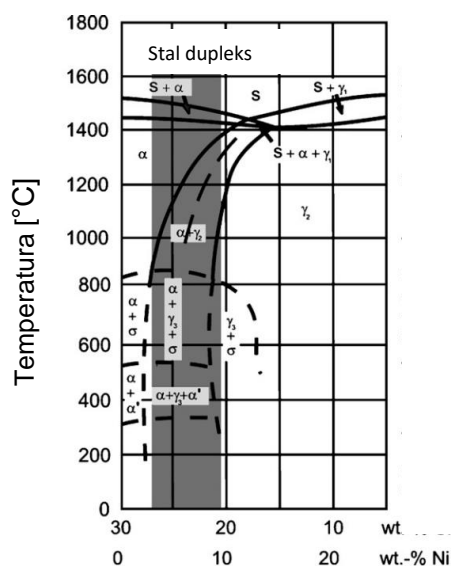
Kontrolę udziału faz ferrytu i austenitu w mikrostrukturze na etapie produkcji wyrobów uzyskuje się poprzez przesycanie z temperatury 1040÷1100 °C, z oziębianiem w wodzie, co daje oczekiwaną mikrostrukturę (żądany stosunek faz ferrytu i austenitu) i pozwala uniknąć niepożądanych procesów wydzieleniowych. Na Rys. 2.4 przedstawiono przykładową mikrostrukturę stali duplex gatunku 1.4462. Obraz mikrostruktury wyrobów przerobionych plastycznie przedstawia pola austenitu, wydłużone w kierunku działania odkształcenia, na tle osnowy ferrytycznej. Taka mikrostruktura jest przyczyną anizotropii właściwości mechanicznych stali.



Rys. 2.4 Mikrostruktura stali duplex w stanie dostawy

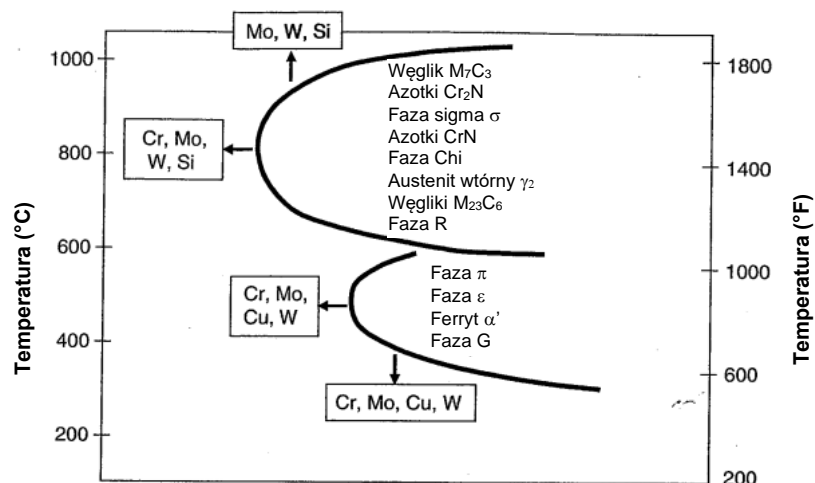
Obszar ograniczony liniami rozpuszczalności dwufazowego obszaru istnienia ferrytu i austenitu (Rys. 2.1) wskazuje, że więcej austenitu powstanie kosztem ferrytu w niższych temperaturach prowadzonej obróbki plastycznej na gorąco lub procesu wyżarzania. Jednakże dolna granica tych temperatur jest ograniczona przez możliwość pojawienia się w mikrostrukturze stali niepożądanych składników takich jak: austenit wtórny, węgliki, węglikoazotki i inne fazy międzystaliczne.

Ze względu na wtórne cykle cieplne, w zakresie temperatur poniżej około 1000 °C może zachodzić wiele niepożądanych procesów wydzieleniowych. Wszystkie te procesy zależą od czasu i temperatury. Zakresy temperatury dla możliwych wydzieleni pokazano schematycznie na Rys. 2.5.



Rys. 2.5 Wykres równowagi fazowej dla układu 70 %Fe i 30 %(Cr+Ni) z zaznaczonymi obszarami temperaturowymi możliwych wydzieleni [25]

Wiele z tych wydzieleni powoduje kruchość stali duplex oraz obniża jej odporność na korozję. Należą do nich: faza sigma ( $\sigma$ ), faza chi ( $\chi$ ) i wysokochromowy ferryt ( $\alpha'$ ), a także azotek chromu. Należy również zauważyć, że dodatek lub zwiększona zawartość pierwiastków takich jak Cr, Mo i W powodują przyspieszenie tworzenia się tych wydzieleni (ze względu na krótsze czasy zapoczątkowania procesu) oraz zwiększenie ich zakresu stabilności (zwłaszcza faz  $\sigma$  i  $\chi$ ), co pokazano na Rys. 2.6. Przyspieszenie to ma potencjalne konsekwencje w odniesieniu do kruchości podczas obróbki cieplnej po spawaniu lub spawaniu wielościęgowym. Procesy wydzieleniowe w niższych temperaturach ograniczają zastosowanie stali duplex do temperatur pracy poniżej 280 °C [25, 27, 28].



Rys. 2.6 Wpływ dodatków stopowych na wydzielenia faz wtórnych [25]

Zróżnicowane pod względem składu chemicznego i struktury fazy mogące zarodkować i wzrastać w stali duplex, przedstawione zostały w Tabeli 2.3 [19, 28].

Tabela 2.3 Zestawienie faz występujących w stalach typu duplex [19, 28]

Faza	Sieć krystalograficzna	Parametr sieci [nm]	Zakres temperatur trwałości [°C]
Ferryt ( $\alpha$ )	RPC	$a = 0,286 \div 0,288$	---
Austenit ( $\gamma$ )	RSC	$a = 0,358 \div 0,362$	---
Węglik $M_7C_3$	rombowa	$a = 0,452$ $b = 0,699$ $c = 1,211$	1100÷950
Azotek chromu $Cr_2N$	trygonalna	$a = 0,4750 \div 0,4796$ $c = 0,4429 \div 0,4470$	1000÷550
Faza $\sigma$ FeCrMo	tetragonalna	$a = 0,8799 \div 0,8828$ $c = 0,4544 \div 0,4597$	1000÷650
Azotek chromu CrN	RSC	$a = 0,4140$	1000÷500
Faza $\chi$ $Fe_{36}Cr_{12}Mo_{10}$	RPC	$a = 0,8862 \div 0,8878$	950÷600
Austenit wtórny $\gamma_2$	RSC	$a = 0,3539$	1000÷600
Węglik $M_{23}C_6$	RSC	$a = 1,056 \div 1,068$	1000÷550
Faza R $Fe_{28}Cr_{13}Mo_{12}$	heksagonalna trygonalna	$a = 0,901$ $\alpha = 74^\circ 3'$ $a = 1,0937$ $c = 1,9346$	800÷550
Faza $\pi$ $Fe_7Mo_{13}N_4$	regularna	$a = 0,647$	600÷500
Faza $\epsilon$ bogata w Cu	RSC	$a = 0,3615$	650÷400
Ferryt wysokochromowy $\alpha'$	RPC	$a = 0,287 \div 0,289$	750÷350
Faza G	regularna	$a = 1,09 \div 1,16$	500÷300

Węglik  $M_7C_3$  powstaje w wyniku krótkotrwałego wygrzewania w temperaturze  $950\div 1050\text{ }^\circ\text{C}$ , a węglik  $M_{23}C_6$  w temperaturach  $600\div 1000\text{ }^\circ\text{C}$  na granicach ziaren:  $\alpha/\gamma$ ,  $\alpha/\alpha$ ,  $\gamma/\gamma$ , powodując zubożenie w chrom obszarów przyległych do ich granic, co może być przyczyną korozji międzykrystalicznej [18, 19, 28].

Azotki chromu  $Cr_2N$  i  $CrN$ , powstają w zakresie temperatur  $700\div 900\text{ }^\circ\text{C}$ , głównie wskutek gwałtownego chłodzenia stali z wysokiej temperatury i wydzielają się wewnątrz ziaren ferrytu lub na ich granicach w wyniku małej rozpuszczalności azotu w tej fazie. Wydzielenie azotków powoduje obniżenie odporności korozyjnej stali ze względu na zubożenie ferrytu w chrom [18, 19, 28].

Faza  $\sigma$  (Fe-Cr-Mo) jest to twarda międzymetaliczna faza bogata w Cr i Mo, tworząca się w zakresie temperatur  $600\div 1000\text{ }^\circ\text{C}$ . Jej wydzielenie powoduje znaczny wzrost kruchości stali oraz zubożenie ferrytu i obszarów granic ziaren w pierwiastki stopowe, co powoduje zmniejszenie odporności na korozję wżerową i międzykrystaliczną. Faza  $\sigma$  tworzy się w obszarze ziaren ferrytu lub na granicy  $\alpha/\gamma$  i ma postać struktur eutektoidalnych wrastających w ferryt [18, 27, 28].

Faza  $\chi$  ( $Fe_{36}Cr_{12}Mo_{10}$ ) powstaje w wyniku długotrwałego wygrzewania w temperaturze  $700\div 900\text{ }^\circ\text{C}$  na granicy  $\alpha/\gamma$  i wzrasta w ferrycie. Jej wydzielenie powoduje obniżenie odporności korozyjnej i zwiększenie kruchości stali [18, 27, 28].

Austenit wtórny  $\gamma_2$  powstający w temperaturze niższej niż  $650\text{ }^\circ\text{C}$ , w wyniku bezdyfuzyjnej przemiany izotermicznej, ma skład chemiczny podobny do otaczającego go ferrytu. W skutek przemiany dyfuzyjnej w zakresie temperatur  $650\div 800\text{ }^\circ\text{C}$  powstają wydzielenia austenitu o strukturze Widmanstättena. Natomiast w zakresie temperatur  $700\div 900\text{ }^\circ\text{C}$  austenit wtórny tworzy się w wyniku przemiany eutektoidalnej:  $\alpha \rightarrow \sigma + \gamma_2$ . Austenit wtórny różni się zarówno składem, morfologią jak i właściwościami od austenitu pierwotnego [18, 27, 28].

Faza R ( $Fe_{28}Cr_{13}Mo_{12}$ ) bogata w molibden, wydziela się w zakresie temperatur  $550\div 700\text{ }^\circ\text{C}$  na granicy ziaren  $\alpha/\gamma$  oraz wewnątrz fazy  $\alpha$ , powodując obniżenie odporności na korozję wżerową oraz odporności na kruche pękanie [18, 27, 28].

Faza  $\pi$  ( $Fe_7Mo_{13}N_4$ ) wydziela się w zakresie temperatur  $500\div 600\text{ }^\circ\text{C}$  wewnątrz ziaren ferrytu po kilkugodzinnym wygrzewaniu [18, 27, 28].

Faza  $\varepsilon$  (bogata w Cu) wydziela się w zakresie temperatur  $500\div 600\text{ }^\circ\text{C}$  w fazie  $\alpha$  na skutek spadku rozpuszczalności miedzi podczas chłodzenia. Wydzielenie tej

fazy powoduje obniżenie stabilności warstwy pasywnej, uwrażliwiając powierzchnię stali na działanie korozji [18, 27, 28].

Ferryt wysokochromowy  $\alpha'$  powstaje w temperaturze 300÷525 °C, w efekcie długotrwałego wygrzewania. Jest on fazą kruchą i znacznie obniża ciągliwość stali, powodując kruchość 475 °C [18, 27, 28].

Faza G powstaje podczas wygrzewania w zakresie temperatur 300÷400 °C na granicach ziaren  $\alpha/\alpha'$  w wyniku wzbogacenia ich w nikiel i krzem [18, 27, 28].

### 2.3 Właściwości mechaniczne stali ferrytyczno-austenitycznych

Cechą charakterystyczną stali ferrytyczno-austenitycznych odpornych na korozję jest wysoka wytrzymałość na rozciąganie i wysoka granica plastyczności. Granica plastyczności stali typu dupleks jest 2÷3 razy większa niż austenitycznych stali odpornych na korozję. Ferryt zwykle przyczynia się do wysokiej wytrzymałości, ale wytrzymałość stali typu dupleks jest również wyższa niż w przypadku stali odpornych na korozję o strukturze ferrytycznej. Wpływa na to mały rozmiar ziaren, spowodowany wzajemnym utrudnianiem wzrostu ziaren obu faz – ferrytu i austenitu – co powoduje większą wytrzymałość struktury dwufazowej niż jej poszczególnych składników oraz obecność roztworu międzywęzłowego azotu w austenicie [29, 30]. W Tabeli 2.4 przedstawiono porównanie podstawowych minimalnych właściwości mechanicznych wybranych gatunków stali ferrytyczno-austenitycznych odpornych na korozję.

Stale dupleks pomimo wysokiej wytrzymałości, charakteryzują się również wysoką plastycznością, jednak w przypadku pracy w podwyższonych temperaturach należy się liczyć ze spadkiem granicy plastyczności. W zależności od typu stali dupleks, temperatura przejścia w stan kruchy wynosi ok. -50 °C. Stale dupleks wykazują dobrą odporność na zużycie ścierne i erozję ze względu na wyższą w porównaniu do stali austenitycznych twardość związaną bezpośrednio z większą wytrzymałością struktury dwufazowej [31].

### 2.4 Odporność korozyjna stali ferrytyczno-austenitycznych

Stale dupleks są odporne na korozję w większości środowisk, w których stosuje się zwykle standardowe stale austenityczne. Związane jest to z wysoką zawartością chromu, który znacznie zwiększa odporność na działanie kwasów

utleniających oraz zawartością molibdenu i niklu, które zabezpieczają stal przed działaniem środowisk kwasów lekko redukujących.

Tabela 2.4 Porównanie podstawowych własności mechanicznych wybranych gatunków stali duplex

Oznaczenie EN	Oznaczenie UNS	Nazwa handlowa	R <sub>p0,2</sub> [MPa]	R <sub>m</sub> [MPa]	A <sub>5</sub> [%]	KV+20 °C [J]
<b>Niskostopowe stale duplex</b>						
1.4162	S32101	LDX2101	450	650	30	27
1.4362	S32304	2304	400	630	25	60
<b>Stale duplex 22%Cr</b>						
1.4462	S31803	2205	460	640	25	40
1.4462	S32205	2205	460	640	25	60
<b>Stale duplex 25%Cr</b>						
-	S31260	DP3	485	690	20	-
1.4507	S32550	255	530	730	25	60
<b>Stale superduplex</b>						
1.4410	S32750	2507	530	730	20	60
1.4501	S32760	Zeron100	530	730	25	60
<b>Stale hyperduplex</b>						
-	S32707	2707HD	700	920	25	-
-	S33207	3207HD	700	850	25	-

Korozja równomierna oraz korozja międzykrystaliczna generalnie nie występują w stalach duplex, zarówno w samym materiale podstawowym jak i w złączu spawanym. Natomiast jeżeli warunki środowiska są sprzyjające ku temu można spodziewać się wystąpienia korozji wżerowej, szczelinowej oraz naprężeniowej.

Podatność stali na korozję wżerową ocenić można za pomocą wskaźników PRE i PRE<sub>w</sub> oraz podanie krytycznej temperatury powstania wżerów – CPT (*Critical Pitting Temperature*). CPT jest to temperatura, powyżej której zostanie zainicjowana korozja wżerowa i będzie się rozwijała w danym środowisku korozyjnym. Istotny wpływ na wartość krytycznej temperatury powstania wżerów, zgodnie ze równaniem (2.3), posiadają pierwiastki stopowe takie jak: chrom, molibden oraz azot [30, 32]. Porównanie wskaźników odporności korozyjnej wybranych gatunków stali duplex zostało przedstawione w Tabeli 2.5.

$$CPT(^{\circ}C) = \text{constant} + Cr + 3,3 \cdot Mo + 16 \cdot N \quad (2.3)$$

Odporność stali na korozję szczelinową jest określana za pomocą podania krytycznej temperatury, przy której powstanie korozja szczelinowa – CCT (*Critical Crevice Temperature*). Temperatura CCT zależy od środowiska pracy oraz

rozmiarów szczeliny i jest określana dla danego gatunku stali indywidualnie. CCT wyznaczana jest najczęściej na drodze prób korozyjnych, w których najczęściej stosowaną jest metoda F zgodnie z normą ASTM G48 [33]. Metoda ta polega na wyznaczeniu minimalnej temperatury, przy której w badanej próbce wystąpi korozja szczelinowa w danym środowisku korozyjnym. Analizując równanie (2.4) istotny wpływ na wartość temperatury CCT posiadają pierwiastki stopowe takie jak: chrom, molibden i azot [33]. Należy podkreślić, że w związku z wpływem geometrii szczeliny na wielkość korozji próba ta jest skomplikowana do wykonania, dlatego przyjmuje się, że wartość CCT jest o  $15 \pm 20$  °C niższa niż CPT dla tego samego gatunku stali oraz środowiska pracy [34].

$$CCT(^{\circ}C) = \text{constant} + 3,2 \cdot Cr + 7,2 \cdot Mo + 10,5 \cdot N \quad (2.4)$$

Tabela 2.5 Porównanie wskaźników odporności korozyjnej wybranych gatunków stali duplex

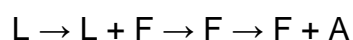
Oznaczenie EN	Oznaczenie UNS	Nazwa handlowa	CPT [°C]	CCT [°C]
<b>Niskostopowe stale duplex</b>				
1.4162	S32101	LDX2101	16	< 0
1.4362	S32304	2304	24	5
<b>Stale duplex 22%Cr</b>				
1.4462	S31803	2205	40	20
1.4462	S32205	2205	40	20
<b>Stale duplex 25%Cr</b>				
-	S31260	DP3	-	-
1.4507	S32550	255	55	25
<b>Stale superduplex</b>				
1.4410	S32750	2507	80	35
1.4501	S32760	Zeron100	80	40
<b>Stale hyperduplex</b>				
-	S32707	2707HD	90	70
-	S33207	3207HD	85	75

Stale duplex wykazują wyższą odporność na korozję naprężeniową w podwyższonych temperaturach niż stale austenityczne o zwiększonej zawartości niklu. Z przeprowadzonych badań korozyjnych [21] w środowisku chlorku wapnia (40 %CaCl<sub>2</sub>) w temperaturze 100 °C przez okres 500 h, przy stałym obciążeniu wynoszącym  $0,9xR_{p0,2}$ , nie stwierdzono w próbkach ze stali duplex gatunku DX2205, występowania korozji naprężeniowej.

## 2.5 Spawalność metalurgiczna stali ferrytyczno-austenitycznych

Spawalność metalurgiczna stali odpornych na korozję o strukturze ferrytyczno-austenitycznej związana jest głównie z utrzymaniem odpowiedniej proporcji faz ferrytu i austenitu w strefie wpływu ciepła (HAZ) i spoinie (WM) oraz ograniczeniem wydzieleni wtórnych i faz międzymetalicznych. Spełnienie tych założeń związane jest bezpośrednio ze składem chemicznym materiału podstawowego i użytego materiału dodatkowego (spoiwa) oraz parametrami cyklu cieplnego procesu spawania.

W zależności od składu chemicznego stali duplex poniżej linii solidus stop osiąga stabilny obszar ferrytu. W określonej składem chemicznym temperaturze stop ten przecina krzywą rozpuszczalności w stanie stałym i osiąga obszar dwufazowy: austenitu i ferrytu. W punkcie tym, jeżeli warunki równowagi są utrzymane, z ferrytu zaczyna wydzielać się austenit wzbogacony w nikiel i uboższy w chrom. Charakter przemiany ferrytu w austenit zależy zarówno od składu chemicznego stopu, jak i szybkości chłodzenia. To właśnie ta przemiana determinuje ostateczną równowagę ferrytu i austenitu oraz rozkład austenitu w spoinie. Kolejność przemian podczas chłodzenia stali duplex jest następująca [25, 35, 36]:



gdzie:

L – roztwór ciekły,

F – ferryt,

A – austenit.

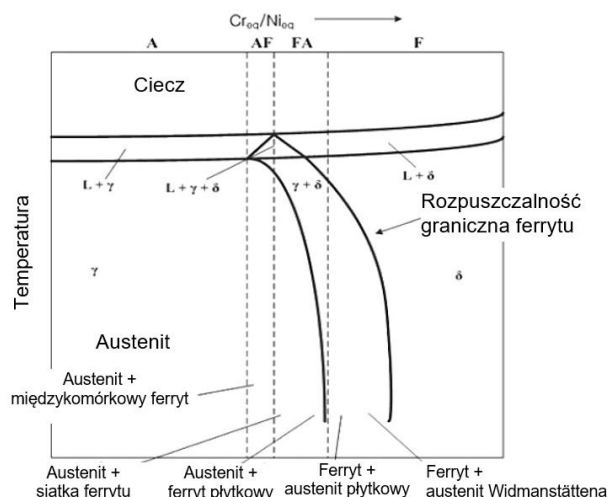
Do zajścia przemiany ferrytu w austenit bez wydzieleni azotków szybkość chłodzenia stali duplex w zakresie temperatur 1200÷800 °C musi być wystarczająco niska, przy czym zalecane maksimum to 40 °C/sec. Jednocześnie w zakresie temperatur 1000÷600 °C szybkość chłodzenia musi być na tyle duża (w tym przypadku zalecane minimum to 3 °C/sec), aby uniknąć wydzieleni fazy sigma ( $\sigma$ ). Z tego powodu czas chłodzenia w tym zakresie temperatur ( $t_{1200-600}$ ) będzie charakteryzował strukturę stali duplex i określał budowę złącza spawanego pod kątem jego struktury. W praktyce spawalniczej cykl cieplny procesu spawania, związany bezpośrednio z szybkością i czasem chłodzenia, będzie zależał od grubości spawanych elementów, konstrukcji złącza spawanego oraz głównie od: energii łuku, temperatury podgrzewania wstępnego i temperatury międzyścigowej [26, 36].



Stale nierdzewne odporne na korozję typu duplex mają ferrytyczną osnowę ze zmieniającą się zawartością austenitu. Ich skład chemiczny może być bardzo różny. Oprócz głównych składników jak żelazo, chrom i nikiel, w celu poprawy właściwości eksploatacyjnych w stalach tych występują również inne pierwiastki stopowe. Powszechnie znany jest podział składników stopowych na ferrytotwórcze (chrom, molibden, wanad) i austenitotwórcze (nikiel, węgiel, azot, miedź). Zatem przebieg krzepnięcia spoin stali duplex zależy przede wszystkim od ich składu chemicznego (składu chemicznego stopu oraz składu chemicznego użytego stopiwa) wyrażonego przez stosunek równoważników  $R_{Cr}$  do  $R_{Ni}$ :

$$\frac{R_{Cr}}{R_{Ni}} = \frac{\%Cr + \%Mo + 0,7\%Nb}{\%Ni + 35\%C + 20\%N + 0,25\%Cu} \quad (2.5)$$

W stalach odpornych na korozję o strukturze ferrytyczno-austenicycznej (generalnie gdy stosunek równoważników  $R_{Cr}/R_{Ni} \geq 1,95$ ) krzepnięcie ma charakter ferrytyczny (typ F). W tym przypadku mikrostruktura stali jest całkowicie ferrytyczna przy zakończeniu procesu krzepnięcia, jak pokazano na Rys. 2.7.



Rys. 2.7 Schemat pseudopodwójnego układu Fe-Cr-Ni [25]

Ponieważ struktura stopu jest całkowicie ferrytyczna w stanie stałym pomiędzy solidusem a krzywą rozpuszczalności pierwiastków w ferrycie, proces dyfuzji eliminuje większość lub wszystkie różnice składu pierwiastków stopowych powstałe w wyniku krzepnięcia. Zatem, gdy rozpoczyna się przemiana, mikrostruktura składa się z dużych, stosunkowo jednorodnych ziaren ferrytu. Stopień przemiany

w austenit zależy od proporcji równoważników  $R_{Cr}/R_{Ni}$  i szybkości chłodzenia. Przy niskich wartościach  $R_{Cr}/R_{Ni}$  przemiana rozpoczyna się w wyższej temperaturze, co przy wolnych szybkościach chłodzenia spowoduje powstanie większej ilości austenitu. Przy wyższych szybkościach chłodzenia proces dyfuzji jest spowolniony, co powoduje zatrzymanie przemiany ferryt  $\rightarrow$  austenit. Podobnie, jeśli wartość proporcji równoważników  $R_{Cr}/R_{Ni}$  zostanie zwiększona, linia rozpuszczalności pierwiastków w ferrycie ulegnie obniżeniu i przemiana nastąpi w niższych temperaturach. W obu przypadkach powstaną mikrostruktury o dużej zawartości ferrytu.

Kiedy metal spoiny osiągnie temperaturę poniżej krzywej rozpuszczalności pierwiastków w ferrycie, w mikrostrukturze rozpoczyna się tworzenie austenitu, na początku zwykle na granicach ziaren ferrytu. Podczas tej przemiany (chłodzenia) pomiędzy ferrytem i austenitem występuje zależność Kurdiumowa-Sachsa:

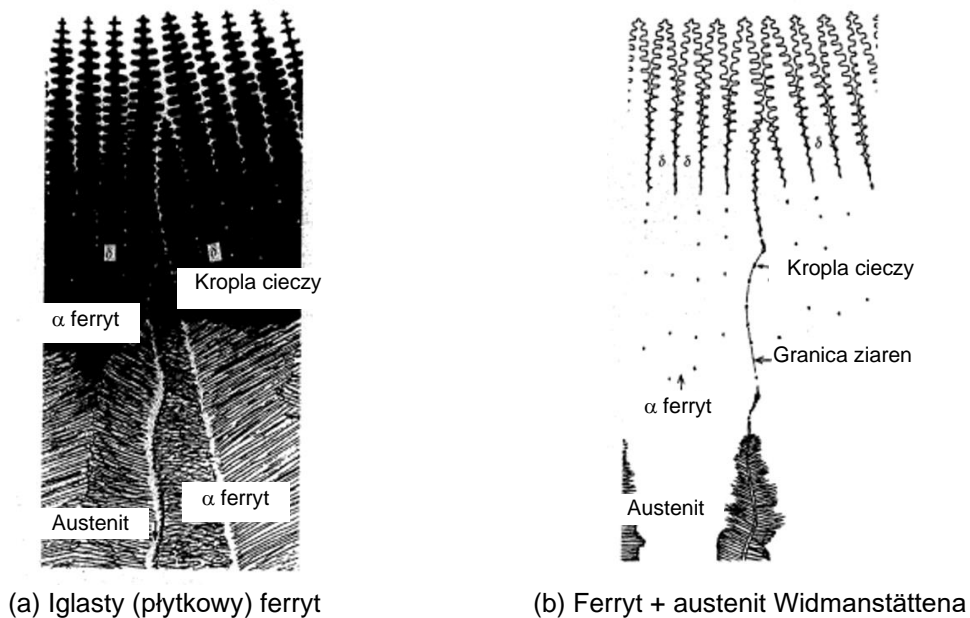
$$(\bar{1}10)\alpha :: (\bar{1}11)\gamma \text{ i } [\bar{1}\bar{1}1]\alpha :: [\bar{1}\bar{1}0]\gamma \quad (2.6)$$

Prowadzi to do powstania iglastych (płytkowych) struktur ferrytyczno-austenitycznych. Spowodowane jest to relacją krystalograficzną między równoległymi i gęsto upakowanymi płaszczyznami ferrytu  $\alpha$  do gęsto upakowanych płaszczyzn w austenicie  $\gamma$ . Ponieważ ferryt jest fazą przeważającą, austenit przyjmuje budowę płytkową.

Przy niskich wartościach równoważników  $R_{Cr}/R_{Ni}$ , w ziarnach ferrytu utworzy się iglasta struktura ferrytyczno-austenityczna. Igły austenitu występują na wcześniejszych granicach ziaren ferrytu oraz iglasty ferryt nie tworzy już siatki w granicach pierwotnych dendrytów ferrytu. Dzieje się tak z powodu braku austenitu w ziarnach ferrytu podczas krzepnięcia – co pokazano na Rys. 2.8(a). Austenit tworzy się najpierw na granicy ziaren ferrytu. Ograniczenie dyfuzji, przy niższej temperaturze przemiany powoduje, że przemiana zachodzi na krótszych odległościach.

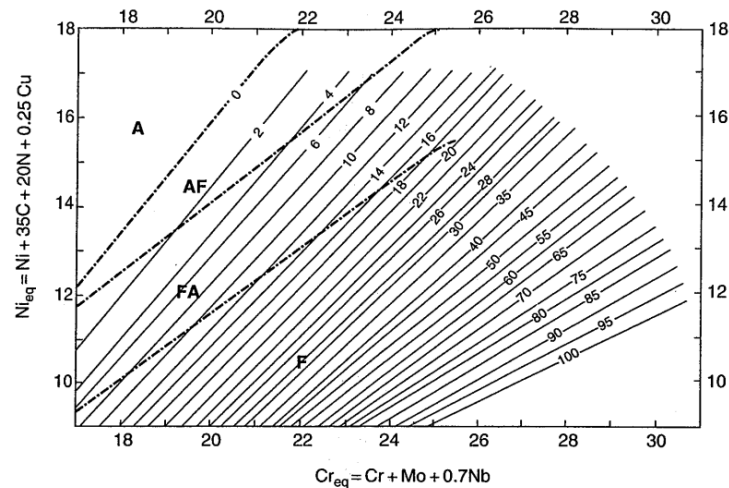
Wyższe wartości równoważników  $R_{Cr}/R_{Ni}$  (przy tej samej szybkości chłodzenia) powodują, że mikrostruktura będzie składać się z osnowy ferrytycznej z austenitem na granicach lub wewnątrz ziaren ferrytu i płytkami austenitu o strukturze Widmanstättena. Mikrostrukturę taką pokazano schematycznie na Rys. 2.8(b). Początkowy austenit ponownie tworzy się na granicy ziaren ferrytu, ale przemiana w całym ziarnie jest hamowana przez mniejsze szybkości dyfuzji i mniejszą siłę napędową

(mikrostruktura równowagowa zawiera więcej ferrytu). Wraz ze wzrostem równoważników  $R_{Cr}/R_{Ni}$ , linia rozpuszczalności pierwiastków w ferrycie obniża się, a zawartość równowagowa ferrytu wzrasta, zmniejszając w ten sposób siłę napędową przemiany ferrytu w austenit i temperaturę, w której rozpoczyna się przemiana.



Rys. 2.8 Schemat krzepnięcia typu F stopów [37]

Wykres WRC-1992 (Rys. 2.9.) pozwala przewidzieć strukturę spoin stali duplex na podstawie równoważników  $R_{Cr}$  oraz  $R_{Ni}$ , oraz oszacować udział ferrytu.

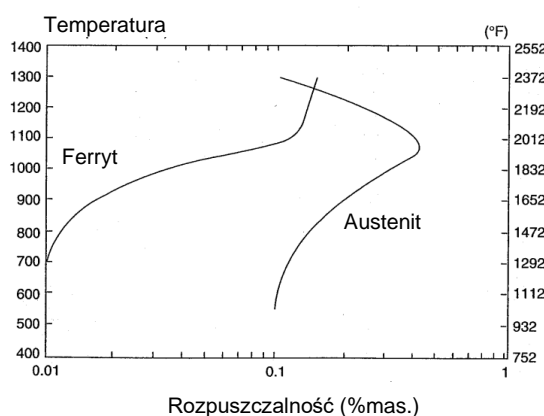


Rys. 2.9 Wykres WRC-1992 określający zawartość ferrytu w spoinie [25]

W obecnym czasie diagram WRC-1992 jest najbardziej niezawodnym i dokładnym diagramem dostępnym do przewidywania liczby ferrytowej (FN) w strukturze stali ferrytyczno-austenitycznej odpornej na korozję. Został on powszechnie

zaakceptowany na całym świecie i uwzględniony w wielu międzynarodowych przepisach i standardach, zastępując diagram DeLonga.

Jak już wcześniej wspomniano, stale o strukturze ferrytyczno-austenicyznej odporne na korozję zawierają dodatek azotu w celu poprawy wytrzymałości i odporności na korozję wżerową. Zakres zawartości azotu wynosi  $0,05 \div 0,40$  %mas. Jak widać z wykresu zależności rozpuszczalności azotu od temperatury (Rys. 2.10), zakres ten znacznie przekracza granicę rozpuszczalności azotu w ferrycie w temperaturze poniżej około  $1000$  °C. Natomiast rozpuszczalność w austenicie jest znacznie wyższa. Występująca różnica w rozpuszczalnościach azotu wpływa zasadniczo na wydzielanie azotków w tych fazach. Kiedy mikrostruktura stali jest równowagowa, azot dzieli się pomiędzy ferrytem i austenitem i pozostaje głównie w roztworach stałych. Jeśli zawartość ferrytu jest wysoka, ma to miejsce głównie w spoinie (WM) i strefie wpływu ciepła (HAZ), z powodu szybkiego chłodzenia tych stref w procesie spawania następuje intensywny proces wydzielania się azotu w postaci azotków chromu ( $\text{Cr}_2\text{N}$  lub  $\text{CrN}$ ), ponieważ jego granica rozpuszczalności w ferrycie zostaje przekroczona i azot nie ma wystarczającego czasu na dyfuzję w kierunku austenitu [38]. Konsekwencją występowania wydzieleni azotków chromu w stalach typu duplex jest utrata plastyczności, wytrzymałości mechanicznej i odporności na korozję.



Rys. 2.10 Rozpuszczalność azotu w ferrycie i austenicie [25]

Ponieważ w procesie spawania spoina (WM) oraz strefa wpływu ciepła (HAZ) są szybko schładzane od temperatur bliskich krzywej rozpuszczalności pierwiastków w ferrycie, zatem istnieje tendencja do występowania znacznie większej zawartości ilości ferrytu w tych strefach złącza spawanego niż w materiale rodzimym. Ponieważ równowaga fazowa w strukturze stali ferrytyczno-austenicyznej odpornej na

korozję w dużym stopniu jest zależna od dyfuzji, azot jest kluczowym pierwiastkiem powodującym podwyższenie temperatury przemiany ferryt → austenit, co powoduje zawężenie zakresu występowania ferrytu. Jest to spowodowane tym, że wszystkie pierwiastki stopowe w stalach typu duplex, z wyjątkiem węgla i azotu, ze względu na rozmiary tworzą roztwór różnowęzłowy z żelazem i mają niskie współczynniki dyfuzji. Natomiast węgiel i azot tworzą roztwory międzywęzłowe i charakteryzują się znacznie większą szybkością dyfuzji w temperaturach równych i wyższych od temperatur obróbki cieplnej tych stali (powyżej 1040 °C) aż do temperatury rozpuszczalności granicznej ferrytu. Węgiel nie jest pożądanym pierwiastkiem stopowym w stalach typu duplex, ze względu na niekorzystny wpływ na odporność korozyjną, a jego stężenie jest na ogół utrzymywane na możliwie najniższym poziomie (maksymalnie 0,030 %mas.).

Zjawiska zachodzące w trakcie krzepnięcia i nagrzewania stali duplex związane z kształtowaniem jej struktury i mikrostruktury stanowią wyzwanie związane z poprawnym doбором technologii dla procesu spawania.

### 3 Technologie spawania stali duplex

Stale duplex spawać można wszystkimi popularnymi metodami spawania łukowego (procesy 111, 121, 135, 136, 141 według PN-EN ISO 4063 [39]; odpowiednio oznaczane także jako MMA, SAW, MAG, FCAW, TIG), a także metodą spawania wiązką promieniowania laserowego (grupa procesów 52) i plazmowego (grupa procesów 15). Dobór metody powinien zapewnić uzyskanie wymaganych właściwości mechanicznych i korozyjnych złącza, przy możliwie jak największej wydajności procesu. Wybrana technologia musi gwarantować uzyskanie struktury spoiny o odpowiednim udziale ferrytu bez wydzielenia faz międzymetalicznych. Materiał dodatkowy powinien być zbliżony do składu chemicznego materiału podstawowego. Należy stosować spoina o zwiększonej zawartości niklu w stosunku do materiału spawanego. Zapewnia to uzyskanie większego udziału objętościowego austenitu oraz mniejsze ryzyko wystąpienia azotków podczas cyklu chłodzenia spoiny. Zgodnie z zaleceniami [7, 9, 12] należy unikać spawania bez materiału dodatkowego lub, aby uniknąć powstania dużej ilości ferrytu, stosować obróbkę cieplną po spawaniu. W takich przypadkach przeprowadza się wyżarzanie w temperaturze 1050÷1100 °C z następnym oziębieniem w wodzie. Wskazane też jest stosowanie większych niż dla stali austenitycznych (o około 10°) kątów ukosowania oraz zwiększenie odstępów (szczeliny) między spawanymi elementami. Szybkość nagrzewania i chłodzenia, liczba cykli cieplnych i maksymalna temperatura podczas nagrzewania przez wykonywanie kolejnych warstw mogą zmienić zawartość ferrytu w spoinie w zależności od energii liniowej łuku, temperatury międzyścięgowej i grubości spawanych elementów [18, 19, 35, 40].

Ilość wprowadzonego ciepła jest jednym z głównych czynników, który wpływa na właściwości złączy spawanych. Według normy PN-EN 1011-1 [41], ilość wprowadzonego ciepła  $Q$  określa równanie (3.1):

$$Q = k \frac{U \cdot I}{V_s} \cdot 10^{-3} [kJ/mm] \quad (3.1)$$

gdzie:

$I$  – natężenie prądu spawania [A],

$U$  – napięcie łuku [V],

$V_s$  – prędkość spawania [mm/s],

$k$  – współczynnik sprawności cieplnej metody spawania.

Energia liniowa łuku powinna być tak dobrana, aby nie powodować zbyt dużego udziału ferrytu oraz aby uniknąć procesów wydzielania faz międzymetalicznych w złączu spawanym. Dobór energii liniowej zależy od grubości łączonych elementów i gatunku spawanej stali. Zaleca się, aby standardowe stale duplex spawać z energią liniową mieszczącą się w zakresie 0,5÷2,5 kJ/mm, a stale superduplex – 0,2÷1,5 kJ/mm. Podczas spawania wielościęgowego należy ograniczyć temperaturę międzysięgową do wartości 200 °C. Podgrzewanie przed spawaniem nie jest wskazane. Stosowane jest ono tylko w przypadku spawania prowadzonego w obniżonych temperaturach lub gdy jest to konieczne do osuszenia spawanych elementów. Jednak w tym ostatnim przypadku temperatura podgrzewania osuszającego nie może przekroczyć 100 °C [18, 42, 43].

Niezwykle istotnym czynnikiem podczas spawania stali odpornych na korozję jest osłona grani przed szkodliwym oddziaływaniem powietrza. Brak takiej osłony powoduje utlenianie ciekłego metalu i tworzenie się od strony grani nierównomiernej, porowatej warstwy. Najczęściej stosowanym gazem formującym jest argon, ale stosowane są również mieszanki z helem, azotem i wodorem. Przykłady gazowych mieszanek osłonowych stosowanych jako gaz formujący do spawania stali duplex przedstawiono w Tabeli 3.1.

Tabela 3.1 Gazowe mieszanki osłonowe (gaz formujący)

Oznaczenie PN-EN ISO 14175	Argon [%]	Wodór [%]	Azot [%]	Hel [%]
R1-ArH-2	98	2	-	-
R1-ArH-6	94	6	-	-
N5-NH-20	-	20	80	-
N2-ArHeN-20/2	78	-	2	20

### 3.1 Charakterystyka typowych metod spawania stali duplex

#### *Ręczne spawanie łukowe elektrodą otuloną*

W procesie ręcznego spawania łukowego elektrodą otuloną (numer referencyjny: 111 według PN-EN ISO 4063 [39]), trwałe połączenie uzyskuje się poprzez stopienie ciepłem łuku elektrycznego topliwej elektrody otulonej i materiału podstawowego. Łuk elektryczny jarzy się między rdzeniem elektrody pokrytym otuliną i spawanym materiałem.

Elektrody do spawania stali odpornych na korozję wykonywane są jako grubo-otulone zasadowe i rutyłowe, a rdzeń metalowy musi zawierać odpowiednio większą ilość składników stopowych w porównaniu do spawanego materiału rodzimego. Otulina zasadowa zawiera przede wszystkim węglany wapnia i magnezu oraz fluoryt. Elektrody zasadowe wymagają suszenia bezpośrednio przed zastosowaniem w temperaturze 400 °C przez okres około 1÷3 godzin. Elektrodami tymi spawa się prądem stałym z biegunowością dodatnią, a przejście metalu w łuku do jeziora spawalniczego odbywa się grubokroplowo. Elektrody rutyłowe zawierają w otulinie rutył (TiO<sub>2</sub>) oraz odtleniacze: żelazomangan i żelazokrzem. Zazwyczaj nie wymagają one suszenia. Sposób przenoszenia metalu w łuku jest średnio i drobnokroplowy.

W normie PN-EN ISO 3581 [44] podano wymagania dotyczące klasyfikacji elektrod otulonych od ręcznego spawania łukowego stali nierdzewnych i żaroodpornych, opartej na składzie chemicznym ich stopiwa, rodzaju otuliny i właściwości spawalniczych.

#### *Spawanie łukiem krytym*

W procesie spawania łukiem krytym łuk jarzy się między nieotulonym drutem elektrodowym (taśmą elektrodową), a elementem spawanym pod warstwą specjalnego ziarnistego topnika, przy ciągłym podawaniu drutu (taśmy). Część topnika stapia się, tworząc na spoinie usuwalną warstwę żużla.

W tej metodzie stosuje się wysokie natężenia prądu spawania przez co uzyskuje się znaczne wydajności stapiania, a także znaczny stopień wymieszania materiału podstawowego ze spoiwem. Metodę tą stosuje się do łączenia elementów o większych grubościach i dużej długości, ponieważ w większości wykorzystywany jest jako proces automatyczny. Ograniczeniem metody jest spawanie zasadniczo w pozycji podolnej i nabocznej oraz w ograniczonym zakresie w pozycji naściennej.

Przy spawaniu łukiem krytym materiały spawalnicze stanowi zestaw drutu spawalniczego (taśmy) i topnika, który należy odpowiednio dobrać w celu uzyskania spoin o wymaganym składzie chemicznym i właściwościach mechanicznych.

W normie PN-EN ISO 14174 [45] opisana jest klasyfikacja topników do spawania łukiem krytym, a normie PN-EN ISO 14343 [46] znajdziemy klasyfikację drutów elektrodowych, taśm oraz drutów i prętów do spawania łukowego stali



nierdzewnych i żaroodpornych. Przykład zestawu: drut – topnik do spawania stali duplex pokazano w Tabeli 3.2.

Tabela 3.2 Zestaw drut - topnik do spawania stali duplex

Nazwa	Drut elektrodowy EN ISO 14343	Liczba ferrytowa według WRC-92	Nazwa	Topnik EN ISO 14174	Liczba ferrytowa według WRC-92
Avesta 2205	S 22 9 3 N L	50FN	Avesta Flux 805	SA AF 2 Cr DC	50FN

Złącza spawane wykonane łukiem krytym cechują się niską zawartością azotu i wodoru, co zapewnia wysoką ciągliwość i wytrzymałość [47, 48]. Podczas spawania stali duplex można stosować wartości energii liniowej na poziomie 2,3 kJ/mm i wysokości temperatury międzyścięgowej 180 °C. Stosując takie parametry spawania złącza spełniają wszystkie wymagania dotyczące właściwości mechanicznych, mikrostrukturalnych, a także odporności na korozję. Liczbę warstw spoiny można zmniejszyć o połowę, stosując wyższą wartość energii liniowej co powoduje skrócenie czasu spawania o połowę w porównaniu do procesu spawania metodą 135. Spawanie stali duplex gatunku UNS S32304 zimnym drutem z większą wartością energii liniowej pokazuje, że metal spoiny wykazuje większą odporność na korozję [47, 49]. Ponadto spawanie energiami większym niż 2,5 kJ/mm może zapewnić odpowiednią odporność na korozję. Stwierdzono, że zakresy energii liniowej od 2,5 do 4,0 kJ/mm nie mają negatywnego wpływu na spawanie stali duplex. Do spawania blach o grubości 10÷23 mm zaleca się wartość energii liniowej na poziomie 3,0 kJ/mm, ponieważ zmniejsza to wady połączenia [47, 50].

#### *Spawanie łukowe elektrodą topliwą w osłonie gazu*

Spawanie łukowe elektrodą topliwą w osłonie gazu polega na stapianiu materiału elektrody topliwej (drutu elektrodowego) ciepłem łuku spawalniczego jarzącego się w osłonie gazowej między elektrodą, a spawanym materiałem. W procesie tym drut elektrodowy (pełny lub proszkowy) podawany jest w sposób ciągły do obszaru spawania za pomocą podajnika. Łuk elektryczny jarzy się między końcówką drutu elektrodowego, a materiałem podstawowym. Spawanie prowadzi się prądem stałym z biegunowością dodatnią. Metal jeziora spawalniczego, do którego przechodzi roztopiony drut elektrodowy, w miarę przemieszczania się łuku w kierunku spawania, krzepnie tworząc spoinę. Osłonę obszaru łuku spawalniczego oraz ciekłego

jeziorka zapewnia gaz osłonowy doprowadzany poprzez dyszę w miejsce spawania. W zależności od rodzaju gazu osłonowego i rodzaju drutu elektrodowego stosuje się następujące odmiany tego procesu spawania:

- proces numer 135 – spawanie w osłonie gazu aktywnego drutem litym,
- proces numer 136 – spawanie w osłonie gazu aktywnego drutem proszkowym z rdzeniem topnikowym,
- proces numer 138 – spawanie w osłonie gazu aktywnego drutem proszkowym z rdzeniem metalowym.

Podczas spawania drutem litym (proces 135) do osłony gazowej jeziorka spawalniczego stosuje się najczęściej mieszanki argonu z helem, azotem i tlenem, a podczas spawania drutem proszkowym (proces 136, 138) możliwe jest zastosowanie dwutlenku węgla.

W normie PN-EN ISO 14343 [46] znajdziemy klasyfikację drutów elektrodowych, taśm oraz drutów i prętów do spawania łukowego stali nierdzewnych i żaroodpornych, a w normie PN-EN ISO 17633 [51], znajdują się druty elektrodowe proszkowe. Przykład materiałów dodatkowych do spawania stali duplex pokazano w Tabeli 3.3.

Tabela 3.3 Materiały dodatkowe do spawania stali duplex metodą 135 i 136

Nazwa	Drut elektrodowy	Liczba ferrytowa według WRC-92
Avesta 2205	EN ISO 14343 G 22 9 3 N L	50FN
Avesta FCW-2D 2205	EN ISO 17633 T 22 9 3 N L R M/C 3	45FN

### *Spawanie łukowe elektrodą nietopliwą wolframową w osłonie gazu*

Proces spawania łukowego elektrodą nietopliwą polega na tym, że pomiędzy elektrodą, a materiałem spawanym w osłonie gazu, jarzy się łuk, którego wydzielające się ciepło powoduje stopienie brzegów elementów łączonych oraz stopiwa, które po ostygnięciu tworzą spoinę.

Elektroda nietopliwa wykonana jest najczęściej z wolframu (lub jego stopów), a osłonę gazową zapewniają gazy obojętne takie jak argon, hel lub ich mieszanki. Podczas spawania gazy obojętne nie są wchłaniane przez materiał spawany i nie wstępują reakcje ani z nim, ani z zanieczyszczeniami w nim zawartymi. Połączenie spawane może być wykonane z zastosowaniem (proces 141) lub bez zastosowania

materiału dodatkowego (proces 142). Ten ostatni proces nie jest zalecany w przypadku stali duplex. W procesie spawania stosuje się najczęściej prąd stały z biegunowością ujemną.

W normie PN-EN ISO 14343 [46] znajdziemy klasyfikację drutów elektrodowych, taśm oraz drutów i prętów do spawania łukowego stali nierdzewnych i żaroodpornych. Przykład materiałów dodatkowych do spawania stali duplex pokazano w Tabeli 3.4.

Tabela 3.4 Materiały dodatkowe do spawania stali duplex metodą 141

Nazwa	Drut elektrodowy EN ISO 14343	Liczba ferrytowa według WRC-92
Avesta 2205	W 22 9 3 N L	50FN
Avesta LDX 2101	W 23 7 N L	45FN

### *Spawanie plazmowe*

Źródłem ciepła w metodzie spawania plazmowego (PAW, proces 15) jest skoncentrowany łuk elektryczny jarzący się między nietopliwą elektrodą, a materiałem spawanym powodując jego stopienie. Dysza plazmowa umieszczona w uchwycie plazmowym koncentruje łuk ograniczając strefę wyładowania łukowego, co powoduje wzrost temperatury oraz dużą koncentrację energii. Spawanie prowadzi się prądem stałym lub pulsującym z biegunowością ujemną, w zasadzie bez użycia materiału dodatkowego. Gazem plazmowym jest zwykle argon, a jako gaz osłonowy stosuje się argon lub mieszanekę dwuskładnikową argonu z wodorem. Elektrody nietopliwe wykonywane są z wolframu z dodatkiem tlenków takich jak:  $\text{ThO}_2$ ,  $\text{ZrO}_2$ ,  $\text{LaO}_2$ ,  $\text{Y}_2\text{O}_3$  [52].

Stwierdzono, że w przypadku gdy złącze spawane zawiera większą ilość austenitu, mikrotwardość metalu spoiny (WM) jest niższa w porównaniu do materiału podstawowego (BM). Odporność WM na korozję wżerową jest porównywalna z BM, co wynika z drobnego rozmiaru ziaren i wyższej zawartości austenitu [53]. Równowaga fazowa podczas spawania stali duplex jest głównym problemem w uzyskaniu złącza o akceptowalnych wymaganiach. Spawanie metodą PAW zapewnia WM z zawartością austenitu na poziomie 60 % oraz dobrą kontrolę nad równowagą faz (40 % ferrytu). Metal spoiny w złączach wykonanych metodą PAW wykazuje niewielki spadek wytrzymałości na rozciąganie w kierunku wzdłużnym. Wydłużenie WM jest o 10 % większe niż BM [54]. W przypadku spawania PAW stali duplex gatunku 2205, dobrą spawalność można uzyskać stosując zakres energii liniowej

2,5÷3,2 kJ/mm. Spoiny wykonane większą energią liniową charakteryzują się zwiększoną zawartością ferrytu w strefie HAZ [55].

#### *Spawanie wiązką promieniowania laserowego*

W metodzie spawania wiązką promieniowania laserowego (LBW, proces 52) stapianiu podlega obszar styku łączonych elementów przy użyciu ciepła otrzymanego w wyniku doprowadzenia skoncentrowanej wiązki światła koherentnego o bardzo dużej gęstości mocy. Proces spawania może być prowadzony zarówno ze spoiwem (materiałem dodatkowym) jak i bez jego użycia. Proces spawania może odbywać się techniką z jeziorkiem spoiny lub techniką z oczkiem spoiny [56].

Spawanie wiązką laserową wykorzystuje wysoką gęstość energii, co wpływa na szybsze chłodzenie złącza spawanego. Właściwości mechaniczne i odporność korozyjna stali duplex gatunku 2205 są silnie zależne od czasu chłodzenia [57]. Złącza spawane ze stali duplex wykonane metodą LBW wykazują wyższą odporność na korozję w porównaniu do złączy spawanych metodą TIG. Powodem wyższej odporności na korozję jest mniejsza strefa wpływu ciepła (HAZ) [58]. Aby uzyskać złącza spawane o akceptowalnych właściwościach mechanicznych, przeprowadzono badanie optymalizacji mocy lasera, rodzaju gazu ochronnego, prędkości spawania i odległości ogniskowej od materiału spawanego. Zastosowanie azotu zamiast argonu przy takim samym przepływie poprawiło właściwości mechaniczne i zaobserwowano spadek szybkości korozji [59]. Analizując wyniki badania złączy doczołowych blach o grubości 4 mm wykonanych ze stali duplex gatunku 2205 stwierdzono wzrost mikrotwardości strefy wpływu ciepła (HAZ). Uzyskana spoina (WM) wykazała mniejszą plastyczność niż materiał podstawowy (BM), natomiast wytrzymałość na rozciąganie WM była większa niż BM [60]. Podczas spawania blach gatunku 2205 o grubości 8 mm stwierdzono, że pozycja ogniskowej jest głównym parametrem decydującym o uzyskaniu dobrej jakości spoiny. Spawanie stali duplex gatunku 2205 prowadzono za pomocą lasera CO<sub>2</sub>. Badania nad właściwościami mechanicznymi i mikrostrukturą wykazały, że właściwości mechaniczne spoiny mieszczą się w akceptowalnym zakresie, jednak udział ferrytu znacząco wpłynął na końcową mikrostrukturę spoiny [61].

## 3.2 Podsumowanie typowych metod spawania stali duplex

Analizując dostępną literaturę znajdziemy dużo opracowań dotyczących spawania stali duplex przy użyciu konwencjonalnych metod spawania łukowego oraz obecnie coraz częściej wdrażanych w przemyśle szeroko rozwijających się metod spawania wiązką lasera, spawania plazmowego lub hybrydowego [47]. Producenci materiałów dodatkowych do spawania oferują szeroką gamę materiałów w postaci prętów, drutów, taśm, topników i gazów osłonowych do wszystkich omówionych metod spawania.

W publikacji J. Jagadish i zespołu [62], autorzy podjęli próbę oceny wpływu ręcznego spawania łukowego elektrodą otuloną (MMA) oraz spawania elektrodą nietopliwą wolframową w osłonie gazu (GTAW) na właściwości mechaniczne stali gatunku UNS S32750 (superduplex) poprzez analizę zmian mikrostrukturalnych zachodzących podczas spawania i korelację ich z właściwościami mechanicznymi złącza spawanego. Złącza spawane wykonane metodą GTAW wykazują lepsze właściwości mechaniczne niż złącza wykonane metodą MMA ze względu na zwiększoną zawartość austenitu w obszarach złącza oraz wolniejszą szybkość chłodzenia, która związana jest z zastosowaną techniką spawania. Spawane złącza próbne wykonane były z blachy grubości 5 mm. Autorzy nie podają niestety ilości wprowadzonego ciepła, co wydaje się być zasadniczą cechą charakteryzującą zastosowane metody spawania.

W pracy S. Weis i innych [63], przedstawili technologię spawania hybrydowego poprzez połączenie procesów łukowych MIG+TIG do łączenia stali duplex gatunku 1.4462 o grubości 2 mm. Spawanie przeprowadzono odmianą procesu MIG (łuk impulsowy i AC) oraz procesu TIG (AC i DC impulsowy). Użyto materiału dodatkowego do spawania o średnicy 1,2 mm i oznaczeniu: G 22 9 3 N L, według normy EN ISO 14343. Spawanie prowadzone było w osłonie mieszanki gazowej o oznaczeniu: M12-ArC2.5, według normy EN ISO 14175. Autorzy zbadali wpływ parametrów elektrycznych na stabilność procesu i sposób przenoszenia materiału w łuku spawalniczym. Uzyskano poprawną jakość spoiny z pełnym przetopem, a wyniki badań mechanicznych oraz mikro- i makroskopowe, potwierdziły spełnienie wymagań podczas badania technologii spawania według normy EN ISO 15614-1.

Deepak Gupta i inni, w pracy [64] zastosowali metodę spawania łukiem krytym (SAW) do łączenia stali dupleks gatunku 2205 z użyciem materiału dodatkowego ER-308L oraz zaprojektowanych do tego eksperymentu topników o różnym składzie i zawartości pierwiastków. Grubość spawanej blachy wynosiła 10 mm, przy kącie ukosowania  $45^\circ$ , progu wielkości 1 mm i odstępu w grani 2 mm. Natężenie prądu spawania wynosiło – 350 A, napięcie łuku – 30 V oraz prędkość spawania – 37 m/h. Z przeprowadzonych badań wynika, że spośród poszczególnych mieszanek topników, mieszanka  $Al_2O_3$  oraz  $SiO_2$ , są najbardziej odpowiednie przy kombinacji z drutem spawalniczym do wykonania połączeń stali dupleks gatunku 2205.

Spawanie stali dupleks konwencjonalnymi metodami jest zagadnieniem szeroko opisywanym w literaturze, jednak ze względu na dwufazową strukturę tej stali, proces spawania musi z jednej strony zapewnić akceptowalną wytrzymałość mechaniczną złącza spawanego, z drugiej natomiast nie pogorszyć odporności korozyjnej. Niezwykle ważnym czynnikiem uzyskania jakości i użyteczności połączenia jest utrzymanie wąskiego zakresu dopuszczalnej energii liniowej spawania, która zależy od parametrów procesu: natężenia prądu spawania, napięcia łuku, prędkości spawania oraz samego procesu, który może być nisko lub wysokoenergetyczny. Dodatkowym problemem technologicznym jest przygotowanie elementów do spawania (ukosowanie), co w przypadku stali dupleks wymaga zwiększonego stopnia ukosowania rowka spawalniczego oraz zastosowania specjalistycznych narzędzi do obróbki skrawaniem. Zwiększony kąt ukosowania powoduje konieczność użycia większej ilości materiałów dodatkowych do spawania, co przekłada się na zwiększenie kosztów spawania.

Drogą do wyeliminowania przedstawionych problemów może być zastosowanie metody wysokowydajnego spawania TIG (K-TIG). Metoda spawania K-TIG jest to szybki, najczęściej jednościegowy proces spawania, zapewniający uzyskanie dużej głębokości wtopienia, przy eliminacji materiału dodatkowego, fazowania krawędzi oraz konieczności zatrudnienia wykwalifikowanych spawaczy.

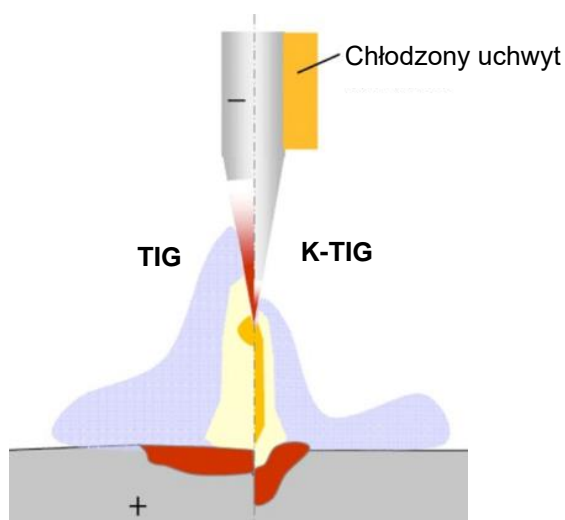
### 3.3 Proces spawania metodą K-TIG

#### 3.3.1 Ogólna charakterystyka procesu

Spawanie metodą K-TIG (*Keyhole Tungsten Inert Gas Welding*) jest to nowatorska metoda spawania będąca odmianą metody TIG, umożliwiająca uzyskanie

głębokiego wtopienia przy wysokiej wydajności i jakości procesu spawania. Proces ten ze względu na relatywnie niską energię łuku znalazł zastosowanie przy spawaniu materiałów, takich jak tytan oraz jego stopy, stale odporne na korozję oraz stale węglowe wysokiej wytrzymałości [65].

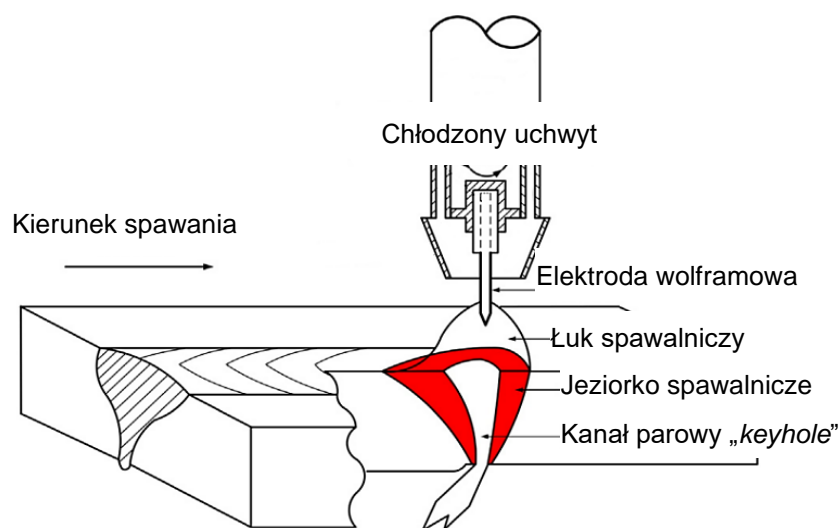
Proces ten można zaliczyć do wysokoenergetycznych procesów spawalniczych w których stosuje się źródło ciepła o dużej gęstości energii powyżej  $10^9 \text{ W/m}^2$ . Przy takich gęstościach strumienia ciepłego pojawia się ciśnienie wiązki i parowanie metalu odpowiednie do wytworzenia oczka – kanału parowego (*keyhole*). W wyniku parowania w jezioru spawalniczym tworzy się kanał parowy, a ciepło przewodzenia wiązki topi ściany metalu wokół powstałego otworu. Jednocześnie ciśnienie tej wiązki chroni kanał parowy przed zalaniem roztopionym metalem [56, 65, 66]. Porównanie tworzenia się łuku spawalniczego w standardowej metodzie spawania TIG z metodą K-TIG zostało przedstawione na Rys. 3.1.



Rys. 3.1 Porównanie łuku spawalniczego w metodach spawania TIG oraz K-TIG [66]

Palnik spawalniczy w metodzie K-TIG jest tak zaprojektowany, że nietopliwa elektroda wolframowa jest intensywnie chłodzona cieczą, co powoduje, że obszar o wysokiej temperaturze na końcówce elektrody wolframowej jest znacznie ograniczony (ograniczony zostaje obszar pierwotnej emisji elektronów – plamka katodowa), tym samym obszar katody jest skupiony i znacznie węższy w porównaniu ze standardową metodą TIG (Rys. 3.1). Elektrony są uwalniane z końcówki elektrody wolframowej (katody) o mniejszej powierzchni, co powoduje wzrost gęstości prądu i ich przyciąganie do anody (materiału podstawowego). Elektrony uderzając w ten materiał uwalniają swoją energię kinetyczną w postaci ciepła. Zjonizowane

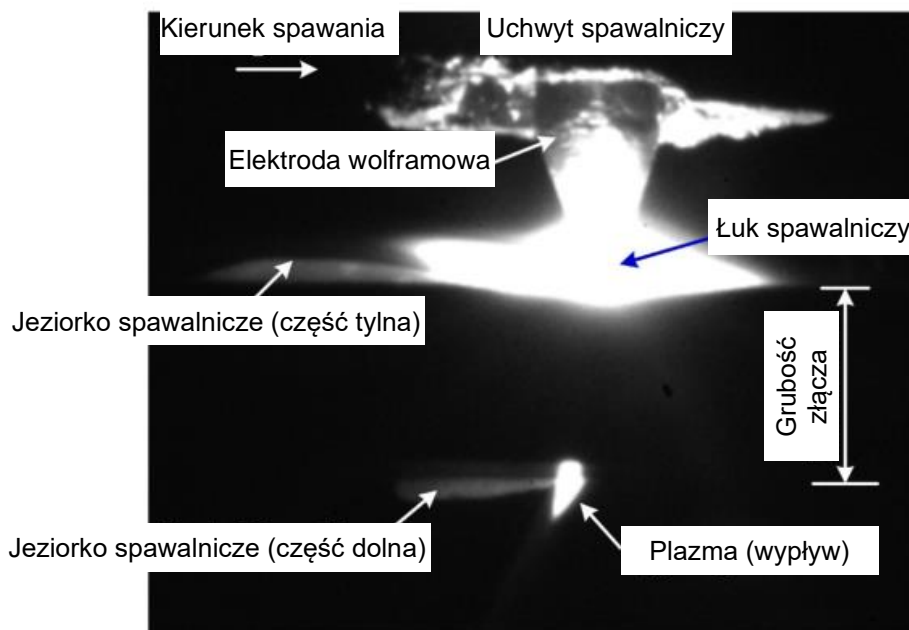
w plazmie łuku dodatnio naładowane jony są przyciągane do elektrody, gdzie po zderzeniu wydzielają również energię w postaci ciepła. Wysoka temperatura plazmy łuku jest wynikiem znacznego przyspieszenia elektronów i jonów. Łuk spawalniczy jest do pewnego stopnia ograniczony, czego efektem jest zwiększenie się jego ciśnienia. Jeśli prąd spawania płynący przez łuk spawalniczy wzrośnie do poziomu powyżej 300 A, ciśnienie łuku jest wystarczająco duże, aby pokonać siły napięcia powierzchniowego. Ciekły metal jest wypierany pod działaniem strumienia łuku, co powoduje tworzenie się wgłębienia wewnątrz jeziora spawalniczego. Jeżeli prąd spawania jest wystarczająco duży następuje całkowite „przebicie” materiału spawanego i tworzy się kanał parowy w ciekłym jeziorze spawalniczym [67, 68]. Schemat procesu spawania metodą K-TIG, został przedstawiony na Rys. 3.2.



Rys. 3.2 Schemat procesu K-TIG [68]

W procesie spawania metodą K-TIG stosuje się duży prąd spawania, a tworzenie cylindrycznego jeziora spoiny z kanałem parowym rozciąga się na całej grubości złącza. Typowy proces spawania metodą K-TIG został przedstawiony na Rys. 3.3.

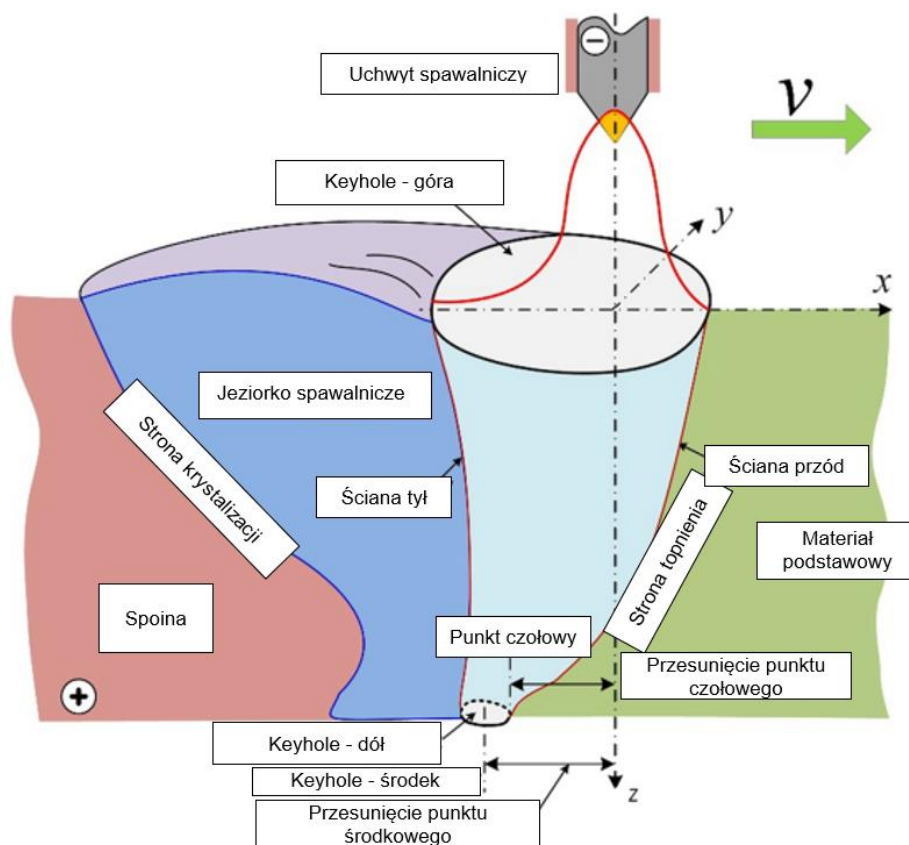




Rys. 3.3 Typowy proces spawania metodą K-TIG [66]

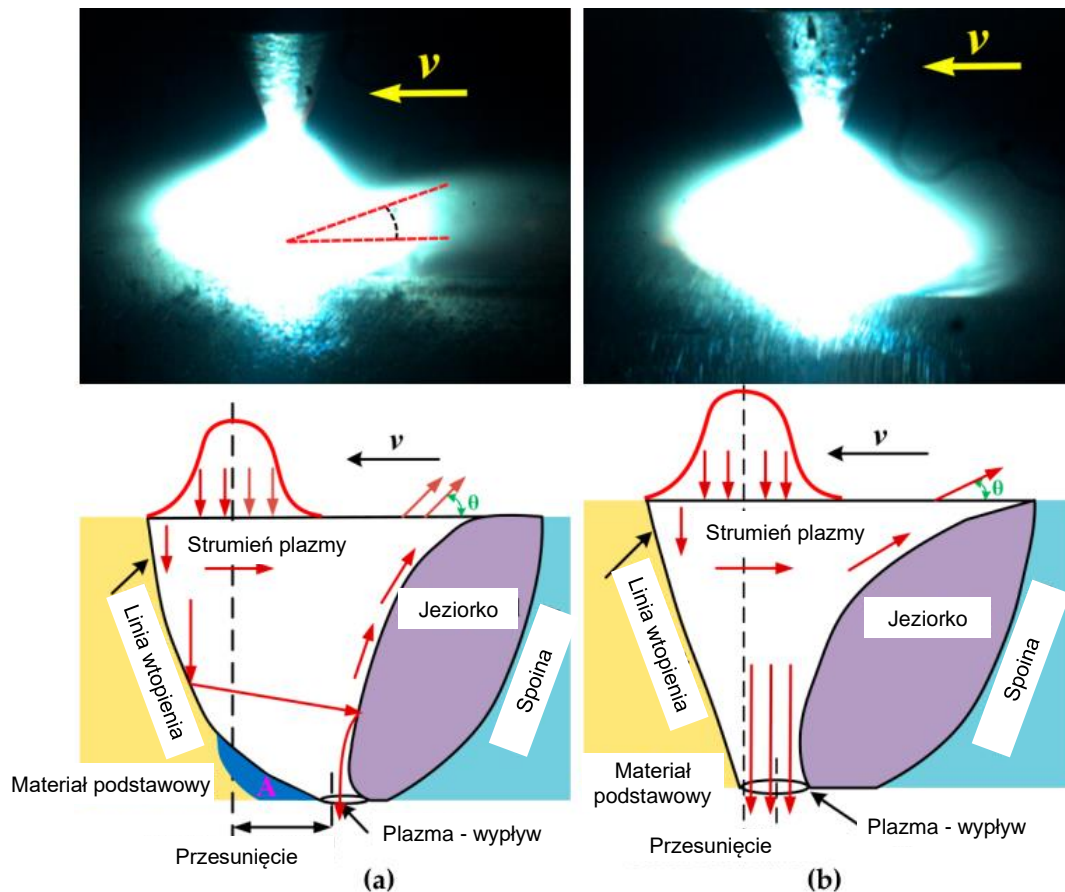
Elektrony uderzając w powierzchnię materiału podstawowego w obszarze złącza stapiają go ciepłem powstałym w wyniku zmiany energii kinetycznej, co powoduje tworzenie się jeziorka spawalniczego o małej głębokości. Dalsze uderzanie elektronów powoduje powiększanie się objętości jeziorka spawalniczego, aż do osiągnięcia takiego stanu cieplnego, w którym prawie cała objętość metalu stopionego w jeziorku przechodzi w stan pary, a jedynie ścianki powstałego wgłębienia pokryte są cienką warstwą ciekłego metalu. Siły napięcia powierzchniowego oraz rozkład pola temperatury w jeziorku spawalniczym sprawiają, że powierzchnia wgłębienia jest pokryta bardzo cienką warstwą ciekłego metalu. Elektrony z łatwością przenikają przez błonkę ciekłego metalu zakrywającego wgłębienie i powodują stąpienie oraz odparowanie dalszej jego części tak, że ciśnienie rozpuszczonych w nim par metali i gazów wzrasta do wartości większej niż siły napięcia powierzchniowego błonki ciekłego metalu powodując jej rozerwanie. Ciśnienie par gazów uwolnionych z wgłębienia zmniejsza się i ponownie tworzy się błonka ciekłego metalu zamykająca wgłębienie w wyniku działania sił napięcia powierzchniowego. Proces ten powtarza się cyklicznie, a wgłębienie staje się coraz większe, aż do osiągnięcia stanu równowagi, w którym cała energia łuku jest absorbowana przez pary metalu, gazy i ciekły metal we wgłębieniu oczka spoiny. Przez osiągnięcie przez kanał parowej określonej wielkości i przesunięciu łuku, ciekły metal w jeziorku przemieszcza się wzdłuż bocznej i w kierunku tylnej ściany kanału tworząc po ochłodzeniu spoinę –

co pokazano na Rys. 3.4. Stabilność procesu spawania metodą K-TIG, zależy od ciśnienia łuku, parowania metalu i wydzielania się rozpuszczonych w nim gazów oraz ciśnienia par metalu i gazów [65, 67, 69].



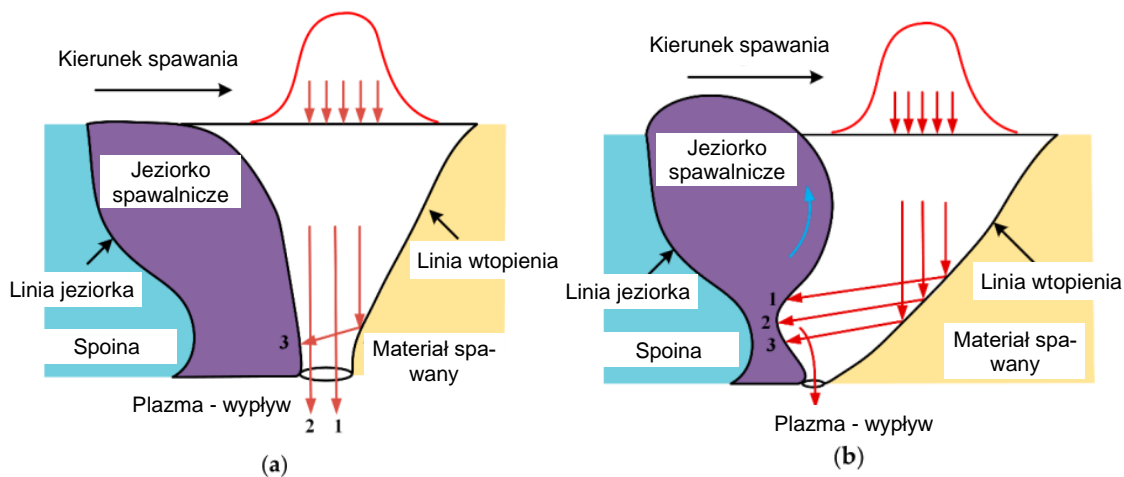
Rys. 3.4 Przekrój poprzeczny procesu tworzenia kanału parowego w metodzie K-TIG [67]

Na przekroju podłużnym, w trakcie procesu spawania, możemy zaobserwować proces tworzenia się spoiny oraz zachowanie strumienia łuku, co przedstawiono na Rys. 3.5. Podczas spawania z mniejszą energią, po stronie ściany przedniej pozostaje duża część strumienia łuku wraz z bardzo dużym kątem odchylenia ( $\theta$ ) chmury plazmy, jak pokazano to na Rys. 3.5(a). Wraz ze wzrostem dopływu ilości ciepła (energii łuku) ilość pozostającego strumienia łuku po stronie ściany przedniej znacznie maleje wraz ze wzrostem kąta nachylenia linii wtopienia, co pokazano na Rys. 3.5(b). Należy zaznaczyć, że kąt odchylenia ( $\theta$ ) chmury plazmy względem powierzchni materiału spawanego zmniejsza się wraz ze wzrostem ilości doprowadzonego ciepła.



Rys. 3.5 Przekrój podłużny kanału parowego oraz kształt łuku [54, 70]: a) proces spawania z niską energią łuku, b) proces spawania z wysoką energią łuku

Jak można zaobserwować na Rys. 3.5, gdy zastosowano mniejszą ilość doprowadzonego ciepła (energii łuku), w dolnej połowie przedniej ściany kanału parowego linia wtopienia miała mocno zakrzywiony kształt. Tylko niewielka część strumienia łuku zostaje wyrzucona przez dolny otwór kanału parowego, pozostawiając większą część strumienia skierowaną w stronę ściany przedniej. W miarę zwiększania się ilości doprowadzanego ciepła, dolny obszar (strefa A – zaznaczony na niebiesko) przedniej ściany kanału parowego (Rys. 3.5(a)) został stopiony i przesunięty do ściany tylnej, tworząc po zakrzepnięciu spoinę. Ten proces powoduje zmniejszenie przesunięcia punktu środkowego dolnego otworu kanału parowego względem osi symetrii uchwyty spawalniczego. Zmniejszenie przesunięcia punktu środkowego powoduje, że większa część strumienia łuku zostaje łatwo wyrzucona przez dolny otwór kanału parowego, pozostawiając jej bardzo małą ilość skierowaną w stronę ściany przedniej. Dodatkowo zwiększenie ilości doprowadzonego ciepła zmniejszyło nachylenie tylnej ściany kanału parowego, co umożliwiło odchylenie chmury plazmy pod bardzo małym kątem.



Rys. 3.6 Schemat strumienia łuku wewnątrz kanału parowego [70]: a) proces spawania z wysoką energią łuku, b) proces spawania z niską energią łuku

Jak wspomniano powyżej, przy dużej ilości doprowadzonego ciepła, przednia ściana kanału parowego była mniej zakrzywiona, a większość strumieni gazu plazmowego wypłynęła przez dolną część kanału parowego. Natomiast bardzo niewielka ich ilość (linia 3) została odbita przez przednią ścianę w kierunku ściany tylnej, jak pokazano na Rys. 3.6(a). Wynikiem tego jest poprawny kształt lica spoiny bez widocznych podtopień. W przypadku zmniejszenia ilości doprowadzonego ciepła, przednia ściana kanału parowego zostaje wygięta w kierunku przeciwnym do kierunku spawania, a odległość pomiędzy uchwytem spawalniczym a środkiem dolnego otworu kanału parowego (przesunięcie punktu środkowego) zostanie zwiększona jak pokazano na Rys. 3.5(a). W tym przypadku przepływ strumienia gazu plazmowego zmienia się istotnie, jak pokazano na Rys. 3.6(b). Prawie cały strumień plazmy został skierowany w stronę dolnego obszaru kanału parowego w kierunku jego ściany tylnej (linie 1, 2, 3). Ponieważ natężenie prądu spawania stosowane w procesie spawania K-TIG jest wysokie, ciśnienie związane z przepływem strumienia plazmy przewyższa napięcie powierzchniowe pochodzące z obszaru tylnej ściany kanału parowego. Wynikiem tego jest odkształcenie jeziorka spawalniczego, które może powodować wewnętrzne niezgodności w postaci pustek gazowych oraz nadmiernego nadlewu lica spoiny, co schematycznie zostało przedstawione na Rys. 3.6(b). Dodatkowo wypychane w górę jeziorko spawalnicze zmniejsza ilość ciekłego metalu na jego krawędziach od strony lica spoiny, co może ułatwić powstawanie podtopień.

Jak pokazano na Rys. 3.7, całkowicie ciekła dolna część jeziorka spawalniczego nie jest płaska. Jej kształt jest „podtrzymywany” przez napięcie

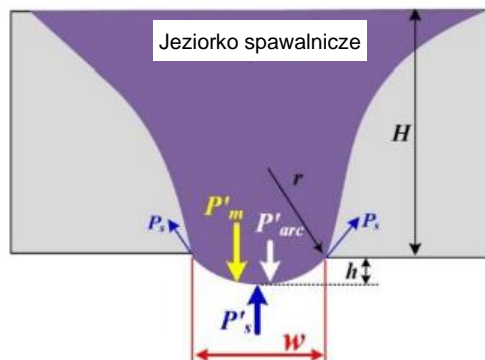
powierzchniowe ( $P'_s$ ) na dolnej powierzchni kanału parowego. W stanie równowagi, na dolną powierzchnię jeziora spawalniczego działają siły następujące siły:

$$P'_s = P'_{arc} + P'_m \quad (3.2)$$

gdzie:

$P'_{arc}$  – ciśnienie indukowane przez przepływ gazu plazmowego łuku,

$P'_m$  – ciężar ciekłego jeziora spawalniczego na dolnej powierzchni.



Rys. 3.7 Równowaga sił na dolnej części ciekłego jeziora [67]

Przy założeniu, że zakrzywiona dolna powierzchnia jeziora spawalniczego jest przekrojem idealnego cylindra, napięcie powierzchniowe  $P'_s$  na powierzchni cieczy jest zgodne z równaniem Younga-Laplace'a:

$$P'_s = \sigma \left( \frac{1}{r_1} + \frac{1}{r_2} \right) \quad (3.3)$$

gdzie,

$\sigma$  – napięcie powierzchniowe,

$r_1, r_2$  – promień dolnej powierzchni jeziora spawalniczego, prostopadłe do kierunku spawania i wzdłuż niego.

Ponieważ dolna powierzchnia cieczy jest prosta wzdłuż kierunku spawania, to  $r_2 = \infty, r_1 = r$ , jak pokazano na Rys. 3.7.

Przy założeniu, że dolna powierzchnia w przekroju poprzecznym ma kształt łuku, stąd równanie (3.3), można zapisać jako:

$$P'_S = \frac{\sigma}{r} = \frac{\sigma}{0,5h + 0,125w^2/h} \quad (3.4)$$

gdzie:

$h$  – wysokość dolnej powierzchni jeziorka spawalniczego,

$w$  – szerokość dolnej powierzchni jeziorka spawalniczego.

Aby dolna część jeziorka spawalniczego była stabilna niezwykle ważne jest zapewnienie odpowiedniego napięcia powierzchniowego na jego dolnej powierzchni. Napięcie powierzchniowe jest powiązane ze składem chemicznym cieczy, zwłaszcza zawartością siarki i tlenu. Wyższa zawartość procentowa tych pierwiastków obniża stałą napięcia powierzchniowego ( $\sigma$ ), co w rezultacie pogorsza stabilność jeziorka spawalniczego, a tym samym uzyskanie poprawnego kształtu grani spoiny.

Proces spawania metodą K-TIG, można opisać następującymi cechami:

- drążeniem w ciekłym jeziorku spawalniczym otworu parowego (*key-hole*), zwykle przez całą grubość spawanych elementów,
- parowaniem jeziorka w obszarze otworu parowego,
- niskim współczynnikiem kształtu (stosunek szerokości do głębokości spoiny), szczególnie w obszarze grani spoiny,
- bardzo małymi odkształceniami złącza spawanego,
- możliwością spawania nieukosowanych elementów,
- bardzo dużą szybkością spawania w odniesieniu do standardowej metody TIG.

Ze względu na skomplikowaną fizykę procesu metodą K-TIG można wykonywać połączenia zarówno blach jak i rur, lecz wyłącznie w pozycji podolnej (poziomej). Dodatkowo należy dokładnie kontrolować takie parametry spawania jak natężenie prądu spawania oraz prędkość spawania i w efekcie ilość doprowadzonego ciepła. Wpływają one zasadniczo na wymiary i położenie jeziorka spawalniczego względem kanału parowego tworzącego się w dolnej części połączenia spawanego. Zwiększenie lub zmniejszenie parametrów spawania, powoduje zmianę energii liniowej łuku, co wpływa z kolei na dynamiczną zmianę zachowania się otworu parowego. Powodować to może tworzenie się porów gazowych w spoinie lub niezgodności spawalniczych w postaci podtopień od strony lica spoiny [69].

### 3.3.2 Spawanie stali dupleks

Metoda K-TIG, jest to nowatorska metoda spawania będąca odmianą metody TIG, umożliwiającą uzyskanie głębokiego wtopienia przy wysokiej wydajności i jakości procesu spawania. W literaturze istnieje niewiele prac poświęconych badaniom tej technologii w odniesieniu do stali dupleks.

Zhang i inni [71] stwierdzili, że stosunek faz ferrytu i austenitu zależy od ilości wprowadzanego ciepła. Duże ilości wprowadzonego ciepła mogą skutkować nadmierną ferrytyzacją strefy wpływu ciepła podczas procesu spawania, co powoduje powstawanie szkodliwych faz wydzieleniowych, takich jak węgliki, faza sigma czy faza chi. Niemniej jednak stosunek faz ferrytu do austenitu w strefie wpływu ciepła ma tendencję do zmieniania się, a szkodliwe wydzielające się fazy wpływają na odporność korozyjną spoin ze stali dupleks gatunku UNS S82441 (niskostopowe stale dupleks – lean dupleks) o grubości 1,5 mm.

Deng i inni [30] wskazali, że szkodliwa faza wydzielona w strefie zubożonej w chrom spoiny ze stali gatunku UNS S32101 (niskostopowe stale dupleks – lean dupleks) to głównie azotek chromu ( $\text{CrN} + \text{Cr}_2\text{N}$ ). Yang i inni [72] potwierdzili, że udział azotków chromu  $\text{CrN}$  i  $\text{Cr}_2\text{N}$  wzrasta w strefie wpływu ciepła spoin ze stali gatunku UNS S31803 (standardowe stale dupleks 22 % chromu) wraz ze zmniejszającą się ilością wprowadzonego ciepła.

Przeprowadzono również badania nad odpornością na korozję złączy spawanych ze stali dupleks. Deng i inni [73] udowodnili, że wrażliwość na korozję międzykrystaliczną stali dupleks gatunku UNS S32101 (niskostopowe stale dupleks – lean dupleks) o grubości 8 mm, była spowodowana obszarem zubożonym w chrom wywołanym przez wytrącanie faz  $\text{Cr}_2\text{N}$  i sigma.

Shuwan Cui i inni [74] przeprowadzili proces spawania metodą K-TIG elementów ze stali dupleks gatunku UNS S32205 (standardowe stale dupleks 22 % chromu) o grubości 8 mm przy różnych prędkościach spawania. Po spawaniu porównano i przeanalizowano budowę spoin wykonanych z różnymi prędkościami spawania. Zbadano mikrostrukturę, udział faz ferrytu i austenitu oraz charakterystykę granic ziaren w spoinach, a także mikrotwardość i wytrzymałość na rozciąganie. Wyniki pokazują, że prędkość spawania ma znaczący wpływ na budowę spoiny, stosunek ferrytu do austenitu, kąt dezorientacji granicy ziarna i właściwości mechaniczne złącza. Gdy prędkość spawania wzrosła z 280 mm/min do 340 mm/min,



zawartość austenitu zmniejszyła się, natomiast zaobserwowano zwiększony udział ferrytu. Mikrotwardość zmierzona w spoinie i wytrzymałość na rozciąganie złącza stopniowo wzrastały, gdy prędkość spawania wynosiła 280÷340 mm/min.

Shuwan Cui i inni [75] przeprowadzili proces spawania metodą K-TIG elementów o grubości 10,8 mm ze stali dupleks gatunku UNS S32101 (niskostopowe stale dupleks – lean dupleks) w jednym przejściu bez przygotowania rowka spawalniczego i spoiwa. Przeanalizowano profile geometrii spoin wykonanych przy różnych wielkościach natężenia prądu spawania i prędkościach spawania. Zbadano mikrotwardość spoin i właściwości mechaniczne złączy. Odporność na kruche pękanie metalu spoiny były niższe niż materiału podstawowego. Natomiast wyniki wytrzymałości na rozciąganie i mikrotwardość spoiny były wyższe w porównaniu do materiału podstawowego.

### 3.3.3 Podsumowanie możliwości spawania stali dupleks metodą K-TIG

Podsumowując analizę literatury, obecne kierunki badań technologii spawania metodą K-TIG można podzielić na cztery części: ocenę spoin pod kątem ich metalurgicznej budowy, technologię optymalizacji mikrostruktury i właściwości spoin, dynamikę procesu i poprawę stabilności, a także rozwój systemu monitorowania *online*. Przeprowadzono niewiele badań na temat związku między parametrami procesu, a tworzeniem się spoiny i jej właściwościami mechanicznymi w procesie spawania. Co ważniejsze, w przeciwieństwie do standardowych ręcznych metod spawania, w których tworzenie złącza spawanego może być częściowo kontrolowane lub kompensowane przez spawaczy, metoda K-TIG działa w trybie całkowicie zautomatyzowanym, a tworzenie złącza spawanego jest całkowicie zależne od kombinacji parametrów spawania. Chociaż w niektórych badaniach przeprowadzono niewielką liczbę prób spawania w celu przeanalizowania wpływu parametrów spawania w metodzie K-TIG, głównym celem było znalezienie kombinacji parametrów tak, aby uzyskać pełną grubość spoiny, czyli głębokości wtopienia blach o grubości 8 mm ze stali dupleks gatunku 2205 (standardowa stal dupleks 22 %Cr) [74] oraz blach o grubości 10,8 mm ze stali dupleks gatunku UNS S32101 (niskostopowa stal dupleks) [35, 75]. W pracach tych wykazano możliwość uzyskania wymaganej jakości złącza jednak brak jest w nich informacji o badaniach kluczowych z punktu widzenia kwalifikowania technologii spawania. Parametry mechaniczne oraz odporność



korozyjna złącza są w dużej mierze determinowane przez jego mikrostrukturę, która jest pochodną parametrów procesu spawania. Jednak dopiero połączenie grubości spawanej blachy (10 mm) oraz jej gatunku (1.4462) pozwalają ocenić możliwość zastosowania technologii spawania w konstrukcjach morskich. Brak tego typu badań w pełni uzasadnia podjęcie tej tematyki w niniejszej pracy doktorskiej, zarówno z punktu widzenia technologicznego jak i naukowego. Określenie związku między parametrami spawania, budową złącza spawanego i właściwościami mechanicznymi jest pomocne w optymalizacji procesu i ma kluczowe znaczenie dla uniknięcia powstawania niezgodności i ewentualnej awarii podczas eksploatacji. Proponowaną drogą do uzyskania odpowiedzi na te pytania może być połączenie numerycznej i fizycznej symulacji procesu spawania metodą K-TIG.

## 4 Teoria symulacji numerycznych i fizycznych procesu spawania

### 4.1 Podstawy teoretyczne modelowania zjawisk cieplnych w procesach spawania

Zjawiska cieplne mają duże znaczenie w przebiegu procesów technologicznych metali oraz ich stopów. W procesie spawania stanowią istotę procesu technologicznego, czyli uzyskania właściwej temperatury do stopienia metalu oraz pokrycia strat ciepła w czasie, zanim metal osiągnie temperaturę topnienia [76, 77].

W modelach analitycznych przyjmuje się, że proces przepływu ciepła w elementach spawanych w dowolnym punkcie ciała i w określonym czasie spełnia równanie różniczkowe [56, 78]:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\lambda_o}{C_p \rho} \left( \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right) \quad (4.1)$$

gdzie:

$\lambda_o$  – współczynnik przewodzenia ciepła,

$C_p$  – ciepło właściwe,

$\rho$  – gęstość,

$T$  – temperatura,

$t$  – czas,

$x, y, z$  – współrzędne analizowanego punktu.

Rozwiązanie tego równania pozwala określić niestacjonarne pole temperatury oraz wyznaczyć gradienty temperatury w kierunku odpowiednich osi.

Przepływ ciepła w procesach spawania może odbywać się przez: przewodzenie, konwekcję i promieniowanie.

Przewodzenie ciepła polega na przekazywaniu energii przez bezpośrednio zderzające się drobiny i atomy lub dyfuzję swobodnych elektronów. Strumień przewodzonego ciepła jest proporcjonalny do gradientu temperatury i do jego opisu wykorzystuje się równanie Fouriera [77–79]:

$$Q_{cond} = -\lambda \frac{\partial T}{\partial t} \quad (4.2)$$

gdzie:

$Q_{cond}$  – strumień ciepła,

$\lambda$  – współczynnik przewodzenia ciepła.

Konwekcja powoduje odprowadzenie części ciepła na zewnętrznych częściach spawanych elementów w efekcie wymiany ciepła pomiędzy ciałem a jego otoczeniem wynikającej z różnicy temperatur. Gęstość strumienia cieplnego opisana jest równaniem [80, 81]:

$$Q_{conv} = \alpha_k \cdot (T - T_0) \quad (4.3)$$

gdzie:

$Q_{conv}$  – gęstość strumienia ciepła,

$\alpha_k$  – współczynnik konwekcyjnego przenikania ciepła,

$T$  – temperatura powierzchni,

$T_0$  – temperatura otoczenia.

Promieniowanie określane jest zależnością, która uwzględnia jego występowanie w zakresie wysokich temperatur i jest wielkością zależną od kształtu pola temperatury [80, 81]. Promieniowanie jest emisją fal elektromagnetycznych w tym zakresie długości fal, w którym występują istotne efekty przekazywania energii [79]. Zgodnie z prawem Boltzmana, gdy gorący obiekt oddaje energię do chłodniejszego otoczenia, stratę ciepła przez promieniowanie można wyrazić równaniem:

$$Q_{ray} = \sigma \varepsilon \cdot (T^4 - T_0^4) \quad (4.4)$$

gdzie:

$Q_{ray}$  – gęstość strumienia ciepła,

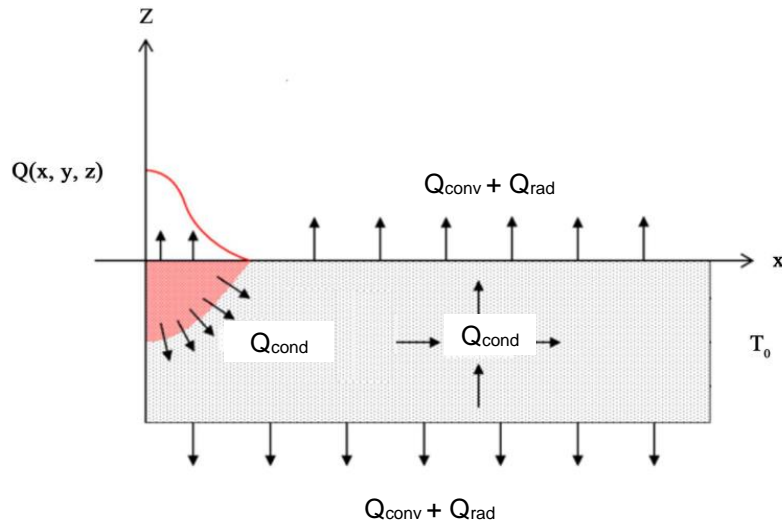
$\sigma$  – stała Boltzmana,

$\varepsilon$  – emisyjność powierzchni,

$T$  – temperatura powierzchni,

$T_0$  – temperatura otoczenia.

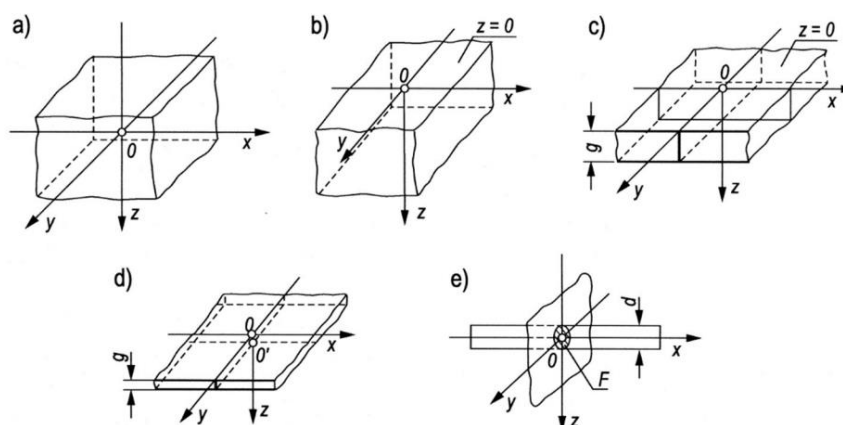
Sposoby wymiany ciepła w procesach spawania zostały przedstawione na Rys. 4.1 [82].



Rys. 4.1 Sposoby wymiany ciepła w procesach spawania [82]

Do opisu matematycznego złożonych zjawisk przepływu ciepła w modelowaniu procesów spawalniczych zostały zdefiniowane uproszczone modele ciał i typów źródeł ciepła i zaliczamy do nich [56, 77, 78]:

- ciało nieskończone – jest to ciało rozbudowane nieskończenie w kierunkach  $Ox$ ,  $Oy$ ,  $Oz$ , Rys. 4.2(a),
- ciało masywne (półnieskończone) – jest to ciało nieskończenie rozbudowane tylko w kierunkach  $Ox$  i  $Oy$ . Źródło ciepła znajduje się na powierzchni o współrzędnej  $z=0$ . Model ten stosowany jest dla płyt o grubości od około 25 mm, Rys. 4.2(b),
- płyta – jest to model ciała ograniczonego dwiema równoległymi płaszczyznami  $z=0$  i  $z=\text{grubość ciała (g)}$ , nieskończenie rozbudowanego w kierunkach  $Ox$  i  $Oy$ . Płaszczyzna  $z=0$  (podobnie jak w przypadku ciała masywnego) jest adiabatyczna, natomiast płaszczyzna:  $z$ , powoduje zniekształcenie przestrzennego strumienia ciepła. Model ten stosowany jest w przypadku płyt o grubości: 3÷25 mm, Rys. 4.2(c),
- powłoka (cienka płyta) – jest to model ciała podobny do płyty, ale o tak małej grubości w stosunku do mocy źródła, że izotermy przepływu ciepła są prostopadłe do płaszczyzny powłoki. Model ten stosowany jest do blach o grubości poniżej 3 mm, Rys. 4.2(d),
- pręt – jest to model ciała nieskończenie rozbudowanego w kierunku  $Ox$ . Strumień ciepła w pręcie jest liniowy, Rys. 4.2(e).



Rys. 4.2 Podstawowe modele nagrzewanych ciał [78]: a) ciało nieskończone, b) ciało masywne, c) płyta, d) cienka płyta, e) pręt

Źródła ciepła można podzielić ze względu na kształt na [77, 78]:

- punktowe – jest to źródło o nieskończenie małej objętości,
- liniowe – jest to źródło, w którym ciepło równomiernie rozkłada się wzdłuż odcinka prostej o objętości cylindra lub prostokąta o nieskończenie małym wymiarze podstawy,
- płaskie – jest to źródło o równomiernie rozproszonym ciepłe na powierzchni ciała,
- powierzchniowe – jest to źródło o zmiennej gęstości mocy, między innymi zgodnie z rozkładem Gaussa, działające na powierzchnię nagrzewanego ciała,
- objętościowe – jest to źródło przestrzenne, trójwymiarowe,
- objętościowe dwurozkładowe – jest to źródło składające się z dwóch modeli objętościowych, stosowane między innymi w hybrydowych procesach spawania.

Ze względu na prędkość przemieszczania źródła dzieli się na: źródła nieruchome, ruchome i ruchome o dużej prędkości (zbliżonej do prędkości przepływu ciepła w materiale).

Próby opisu modelowania pola temperatury wywołanego ruchomym źródłem ciepła w procesie spawania zostały zapoczątkowane przez prace Rosenthala [83] i Rykalina [84]. Do analitycznego opisu pola temperatury stosuje się klasyczne rozwiązanie równania różniczkowego przewodzenia ciepła (4.1), które w przypadku

źródła punkowego nieruchomego dla ciała nieskończenie dużego (ciało nieskończone) jest następujące:

$$T(R, t) - T_0 = \frac{2Q}{c\rho(4\pi at)^{\frac{3}{2}}} \exp\left(-\frac{R^2}{4at}\right) \quad (4.5)$$

gdzie:

$R$  – odległość od rozpatrywanego punktu do źródła,

$t$  – czas grzania,

$T_0$  – temperatura początkowa,

$c$  – ciepło właściwe,

$\rho$  – gęstość,

$a$  – współczynnik przewodzenia temperatury (dyfuzyjność termiczna), opisana zależnością:

$$a = \frac{\lambda}{c \cdot \rho}$$

$\lambda$  – współczynnik przewodzenia ciepła,

$Q$  – ilość doprowadzonego ciepła.

Zmodyfikowanym modelem Rosenthala, jest powierzchniowe źródło ciepła o rozkładzie Gaussa służące do opisu pola temperatury w ciele masywnym [85]:

$$q(x, y) = \frac{q_{max}}{2\pi(r_0)^2} \exp(-(x^2 + y^2)/2r_0^2) \quad (4.6)$$

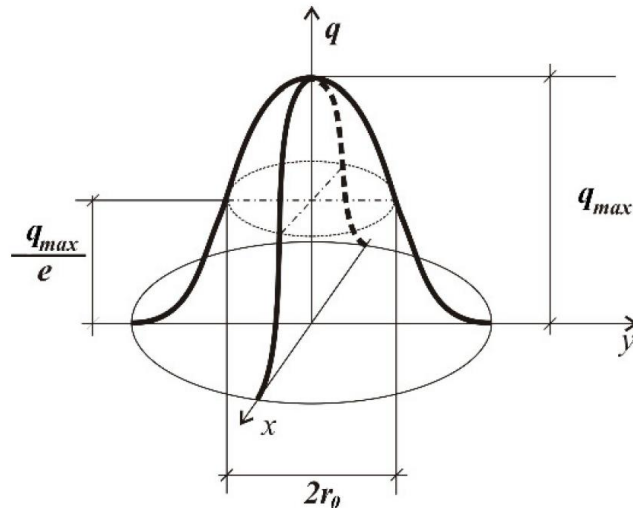
gdzie:

$q_{max}$  – maksymalna wartość gęstości strumienia ciepła,

$r_0$  – uśredniony promień,

$x, y$  – parametry geometryczne opisujące model źródła ciepła.

Model ten był jednym z pierwszych przybliżeń umożliwiającą ocenę geometrii jeziorka ciekłego metalu, jednak jego największym ograniczeniem jest brak definiowanej głębokości przetopienia. W modelu tym przyjęto założenie braku konwekcji i promieniowania na brzegu modelu oraz stałe właściwości cieplne. Rozkład gausowski objętościowego źródła ciepła przedstawiony został na Rys. 4.3 [81, 85].



Rys. 4.3 Powierzchniowy dwuwymiarowy gaussowski rozkład źródła ciepła [78]

Pierwszym modelem trójwymiarowym jest model zaproponowany przez Goldaka [86] i pokazany na Rys. 4.4. Dla uzyskania nowego źródła ciepła w modelu tym zostały połączone dwie różne półelipsy (ustawione względem siebie prostopadłe), gdzie strumień ciepła dla każdej z nich opisany jest innym równaniem.

Opis matematyczny modelu Goldaka składa się z dwóch równań, niezależnie opisujących przednią i tylną część elipsoid [87]:

Równanie opisujące przednią część modelu:

$$q_{af}(x, y, z) = \frac{6\sqrt{3}f_f Q}{a_h b_h c_{hf} \pi \sqrt{\pi}} \exp\left(-\frac{3x^2}{c_{hf}^2} - \frac{3y^2}{a_h^2} - \frac{3z^2}{b_h^2}\right) \quad (4.7)$$

Równanie opisujące tylną część modelu:

$$q_{ar}(x, y, z) = \frac{6\sqrt{3}f_r Q}{a_h b_h c_{hr} \pi \sqrt{\pi}} \exp\left(-\frac{3x^2}{c_{hr}^2} - \frac{3y^2}{a_h^2} - \frac{3z^2}{b_h^2}\right) \quad (4.8)$$

gdzie:

$q_{af}$  – objętościowa gęstość strumienia ciepła w przedniej części modelu,

$q_{ar}$  – objętościowa gęstość strumienia ciepła w tylnej części modelu,

$Q$  – ilość ciepła wprowadzonego przez źródło,

$f_f, f_r$  – współczynniki proporcjonalności odpowiadające rozkładowi ciepła w przedniej i tylnej części modelu ( $f_f + f_r = 2$ ),

$x, y, z$  – współrzędne opisujące położenie modelu.

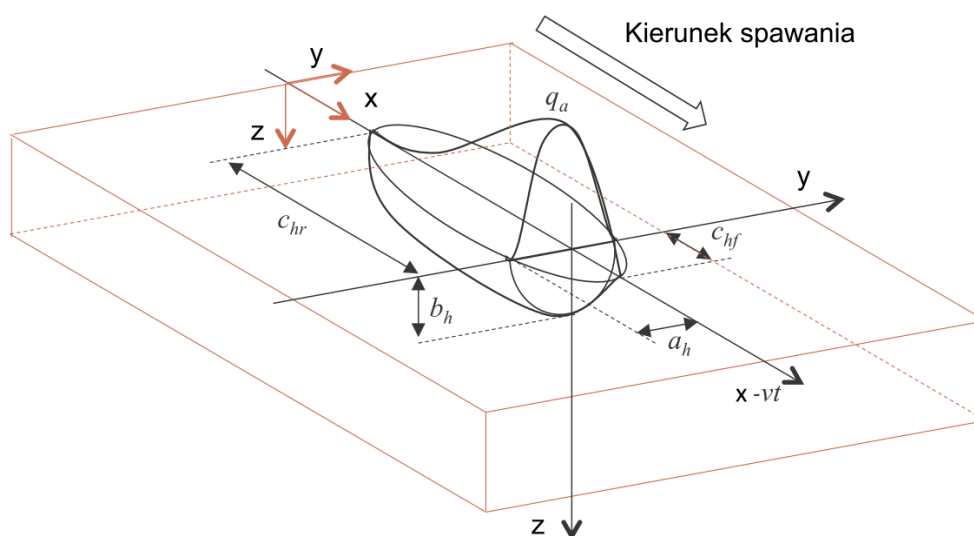
Parametry opisujące wymiary elipsoidalnego źródła ciepła to:

$a_h$  – szerokość modelu,

$b_h$  – głębokość modelu,

$c_{hf}$  – długość przedniej części modelu,

$c_{hr}$  – długość tylnej części modelu.



Rys. 4.4 Podwójnie elipsoidalny model źródła ciepła [87]

Model Goldaka może być łatwo wykorzystywany do modelowania spawania zarówno z niewielkim jak i głębszym wtopieniem łuku spawalniczego. Rozkład strumienia ciepła w kierunku wzdłużnym ma charakter gaussowski, a ciepło generowane jest w objętości materiału obejmowanego kształtem modelu. Definiowane w ten sposób wprowadzane ciepło pozwala realistycznie odtworzyć rozkład pól temperatur wraz z połączeniem ruchu wzdłuż zadanej trajektorii [87–89].

Stożkowy, objętościowy model źródła ciepła – TDC (*Three-Dimensional Conical*) – o rozkładzie gaussowskim, został zaproponowany do analizy pola temperatury w procesie spawania plazmowego PAW [90] – co przedstawiono na Rys. 4.5

Gęstość strumienia ciepła w modelu stożkowym TDC, opisuje poniższe równanie:

$$Q_v(r, z) = Q_0 \exp\left(-\frac{3r^2}{R^2}\right) \quad (4.9)$$

gdzie:

$Q_0$  – maksymalna wartość intensywności ciepła,

$r$  – współrzędna opisująca położenie modelu (współrzędna promieniowa).



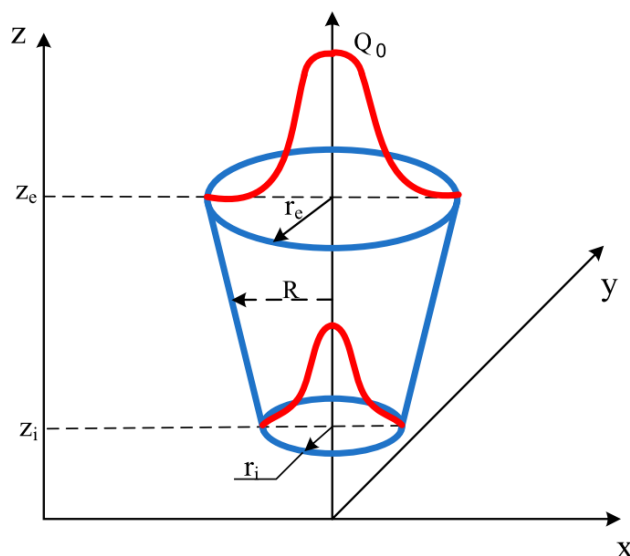
Wartość  $R$  zdefiniowana jest następująco:

$$R(z) = r_e - (r_e - r_i) \frac{z_e - z}{z_e - z_i} \quad (4.10)$$

gdzie:

$r_e, r_i$  – górny i dolny promień stożka,

$z_e, z_i$  – parametry definiujące wysokość modelu.



Rys. 4.5 Schemat stożkowego modelu źródła ciepła TDC [90]

Model stożkowy umożliwia wykonanie symulacji procesów spawania o dużej gęstości mocy.

Przedstawione powyżej modele źródeł ciepła są modelami podstawowymi. Na podstawie analizy literatury wynika, że ze względu na ciągły rozwój procesów spawalniczych różniących się od klasycznych metod spawania, istnieją próby podjęcia budowy modeli będących złożeniem modeli standardowych oraz zupełnie nowych. Modyfikacje wynikają głównie z tego, że kształt uzyskanego wtopienia odbiega od kształtów możliwych do uzyskania stosując standardowy model Goldaka i model stożkowy [81, 82, 87, 90].

#### 4.2 Wykorzystanie symulacji numerycznych złożonych modeli źródeł ciepła do opisu procesu spawania

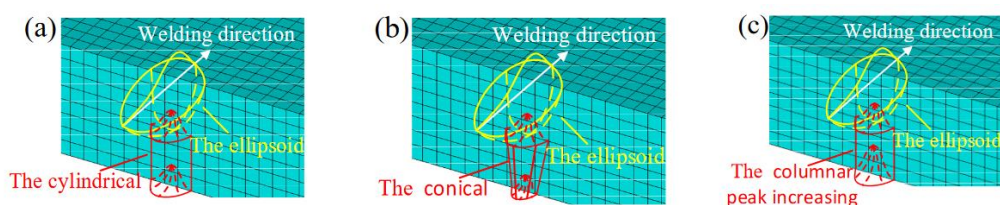
Symulacje numeryczne są powszechnie stosowane w projektowaniu i opracowywaniu technologii spawania. Jednym z powodów jest ciągły rozwój technologii

spawalniczych, które różnią się od klasycznych metod spawania, przykładem jest metoda K-TIG. Analizując dostępną literaturę, trudno znaleźć próby podjęcia opisu modeli źródła ciepła o kształtach dopasowanych do tej metody spawania. W literaturze dostępne są opracowania podejmujące złożone zagadnienie opisu i budowy złożonych modeli źródeł ciepła dla procesów o dużej gęstości ciepła, wykorzystujących technikę „keyhole”, jednak opisy te dotyczą głównie takich procesów spawania jak: spawanie plazmowe, spawanie wiązką lasera, spawanie hybrydowe (laser + łuk elektryczny).

#### *Wykorzystanie symulacji numerycznych do opisu spawania metodą K-TIG*

Zagadnieniem modelowania numerycznego metody K-TIG zajmuje się tylko jeden zespół naukowców z School of Mechanical and Transportation Engineering, Guangxi University of Science and Technology z Chin. Najważniejsze publikacje tego zespołu zostały opisane poniżej.

Shuwan Cui i inni [91], zaproponowali trzy rozwiązania składające się z różnych, połączonych ze sobą standardowych modeli źródła ciepła. Do procesu spawania metodą K-TIG użyta została blacha grubości 8 mm z stali duplex gatunku 2205 (standardowa stal duplex o zawartości chromu 22 %). Wykonano pięć złączy próbnych przy stałych parametrach prądowych: natężeniu oraz napięciu prądu spawania, natomiast wielkością zmienną była prędkość spawania. W celu zweryfikowania dokładności eksperymentu przyjęto trzy modele źródła ciepła – co przedstawiono na Rys. 4.6.

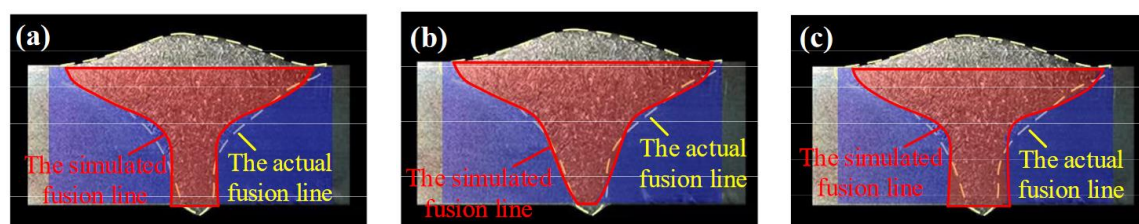


Rys. 4.6 Złożone modele źródła ciepła: a) elipsoidalny + cylindryczny, b) elipsoidalny + stożkowy, c) elipsoidalny + kolumnowy [91]

Symulacja numeryczna została wykonana przy użyciu metody elementów skończonych przy uwzględnieniu zmienności właściwości termodynamicznych materiału podstawowego zależnych od temperatury.

Proces spawania symulowano przy różnych prędkościach spawania, a także obliczono pole temperatury, kształt jeziora spawalniczego oraz krzywą cyklu

cieplnego. Porównanie kształtu spoin wykonanych złączy spawanych z kształtem uzyskanym podczas symulacji numerycznych zostało przedstawione na Rys. 4.7.



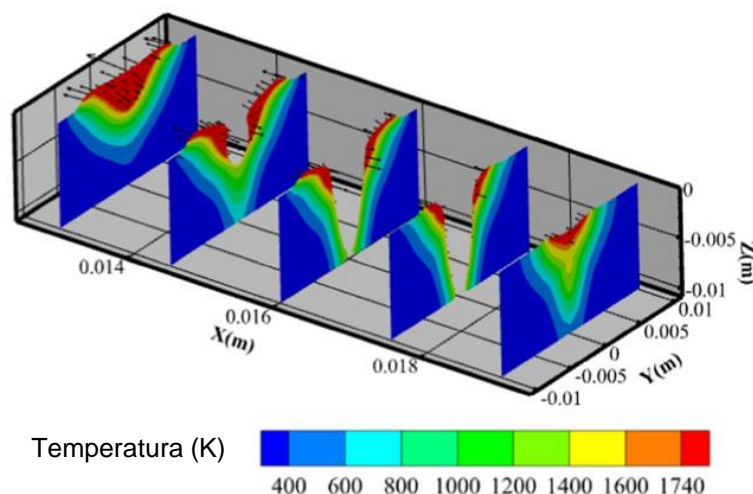
Rys. 4.7 Porównanie kształtu spoin: a) elipsoidalny + cylindryczny, b) elipsoidalny + stożkowy, c) elipsoidalny + kolumnowy [91]

Wyniki symulacji spawania pokazują, że model składający się z połączonego elipsoidalnego źródła ciepła i stożkowego źródła ciepła jest najbardziej odpowiedni do spawania metodą K-TIG. Autorzy uważają, że tego rodzaju metoda symulacji może skutecznie odwzorować proces spawania metodą K-TIG i wpłynąć na poprawę jakości spawania, co może być wytyczną dla zastosowań przemysłowych. Jednakże, wspomniana praca tylko w ograniczonym stopniu opisuje analizowane złącze i proces spawania. Opisane wyniki badań wielkości ziaren ferrytu i austenitu oraz procentowego udziału fazy austenitu dotyczą jedynie obszaru spoiny (WM) i brak jest informacji o cyklach cieplnych strefy wpływu ciepła (HAZ). Autorzy nie podają również głównych wielkości charakterystycznych uzyskanych cykli cieplnych, a w szczególności czasu chłodzenia  $t_{1200-600}$ , w zakresie temperatur przemian ferrytu i możliwych wydzielen, który to charakteryzuje strukturę poszczególnych stref złącza spawanego.

W pracy Shuwan Cui i zespołu [72], zbudowano model matematyczny procesu spawania metodą K-TIG, w celu opisanie zmienności między zachowaniem przepływu ciekłego metalu w jeziorce spawalniczym, a dynamicznym zachowaniem się tworzonego w materiale spawanym otworu „*keyhole*”, biorąc pod uwagę siłę elektromagnetyczną oraz napięcie powierzchniowe. Model ten oparty został na połączeniu dwóch modeli podstawowych: elipsoidalnego modelu Goldaka oraz modelu stożkowego. Wyniki symulacji przedstawiono na Rys. 4.8.

W eksperymencie tym wykorzystano jako materiał podstawowy stal odporną na korozję gatunku UNS S32101 (niskostopowa stal duplex – lean duplex), o grubości 10,8 mm. Wyniki symulacji numerycznej wyjścia otworu „*keyhole*” porównano z obrazami wykonanymi szybką kamerą NSC1003 CCD podczas wykonania złączy próbnych i wymiarami charakterystycznymi dla „*keyhole*”. Odchylenie uzyskanych

wyników było mniejsze niż 0,2 mm w kierunku wzdłużnym i poprzecznym do kierunku spawania. Przepływ stopionego metalu w formowanym otworze był głównie od środka na zewnątrz otworu, a rozkład stopionego metalu w jeziorce spawalniczym zmniejszył się wzdłuż obwodu otworu i grubości spawanej blachy.



Rys. 4.8 Pole przepływu i rozkład pola temperatury w przekroju poprzecznym złącza spawanego wzdłuż kierunku spawania [72]

Opisane wyniki badań potwierdzają możliwość zastosowania symulacji numerycznej do opisu aktualnie stosowanych nowoczesnych technologii spawalniczych, których nie można opisać stosując standardowe modele źródeł ciepła. Model źródła ciepła, który został walidowany w badaniach eksperymentalnych, jest punktem wyjścia do analizy pola temperatur i cykli cieplnych występujących w złączu spawanym dla różnych wartości energii łuku, a przez to daje możliwość weryfikacji użytych parametrów spawania jeszcze na etapie opracowywania technologii spawania, jednakże dostępna literatura z tego zakresu w odniesieniu do stali duplex jest bardzo ograniczona.

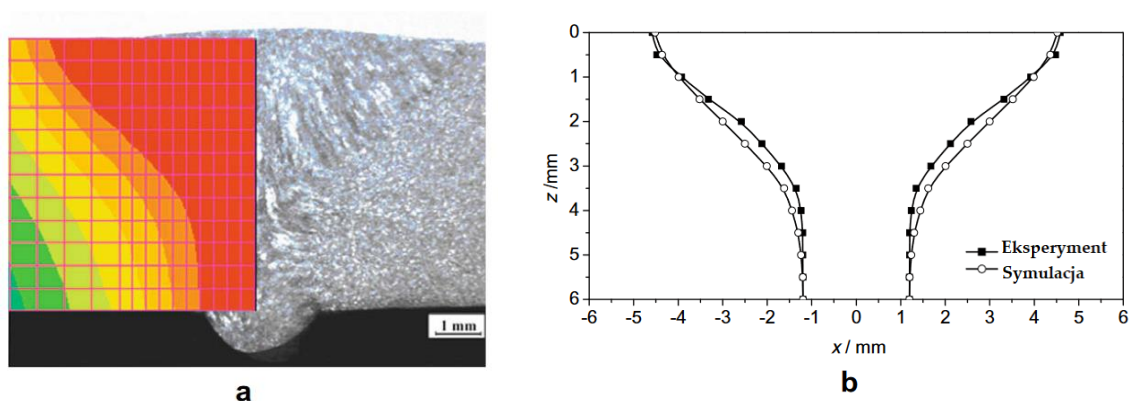
#### *Wykorzystanie symulacji numerycznych do opisu innych metod spawania ze zjawiskiem „keyhole”*

W literaturze można znaleźć prace opisujące wykorzystanie złożonych modeli numerycznych do opisu innych metod spawania wykorzystujących w trakcie procesu zjawisko „keyhole”.

C.S. Wu i inni [92], w swojej pracy zaproponowali adaptacyjny model źródła ciepła w analizie numerycznej procesu spawania łukiem plazmowym techniką „keyhole” (PAW). Dostępne modele źródeł ciepła, zarówno płaskie jak i przestrzenne,

nie są w stanie dokładnie opisać procesu spawania PAW. Na podstawie cech charakterystycznych spoin wykonanych tą metodą, autorzy zaproponowali łączony model źródła ciepła. Model ten uwzględnia charakterystykę rozkładu objętościowego intensywności ciepła wzdłuż kierunku grubości przedmiotu spawanego. W procesie spawania jako materiału podstawowego użyto blachę ze stali odpornej na korozję w gatunku AISI 304 o grubości 6 mm oraz 8 mm.

Za pomocą zaproponowanego modelu źródła ciepła została przeprowadzana metoda elementów skończonych analiza przebiegu profilu temperatury i określona została geometria spoiny. Uzyskane wyniki pokazują, że przewidywana geometria i kształt linii wtopienia w przekroju poprzecznym spoiny są zgodne z pomiarami eksperymentalnymi – co przedstawiono na Rys. 4.9.

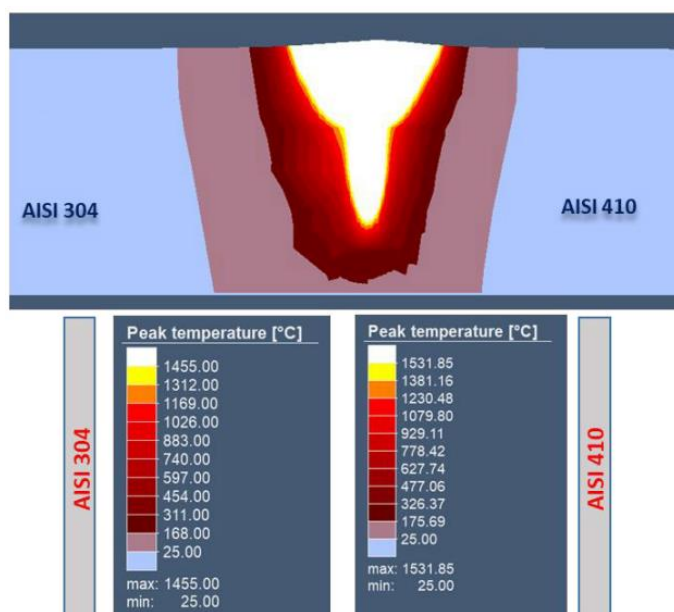


Rys. 4.9 Porównanie wyników analizy numerycznej na przekroju poprzecznym złącza [92]

Autorzy uważają, że uzyskane wyniki stanowią solidną podstawę do optymalizacji procesów, analizy metalurgicznej i symulacji naprężeń cieplnych i odkształceń w procesie spawania PAW.

W pracy Giuseppe Casalino i zespołu [93] metoda elementów skończonych została wykorzystana do symulacji numerycznej hybrydowego spawania wiązką lasera oraz TIG, doczołowego złącza grubości 6 mm ze stali nierdzewnej austenitycznej (AISI 304) i stali nierdzewnej martenzytycznej (AISI 410). Do symulacji numerycznej opracowano podwójny elipsoidalny model źródła ciepła w celu odwzorowania działania łuku elektrycznego, podczas gdy cylindryczny model źródła ciepła został wykorzystany do symulacji spawania wiązką lasera, co przedstawiono na Rys. 4.10.





Rys. 4.10 Rozkład temperatury i kształt linii wtopienia w spawaniu hybrydowym [93]

Wyniki pokazują, że dzięki modelowi można przewidywać pole temperatury, rozmiar i kształt linii wtopienia oraz strefy wpływu ciepła (HAZ). Dokładność modelu została potwierdzona przez porównanie rozmiaru i kształtu jeziora stopionego metalu oraz stref wpływu ciepła uzyskanych w analizie numerycznej i eksperymentalnej.

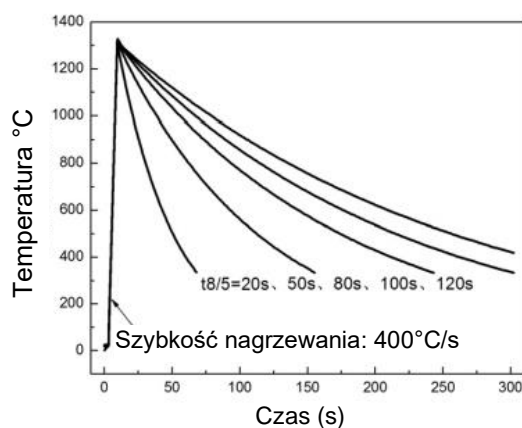
#### 4.3 Symulacja cykli cieplnych z wykorzystaniem metody fizycznej symulacji procesów spawania

Badania spawalności stali prowadzone na złączach spawanych są pracochłonne i kosztowne, dlatego w celu określenia wpływu warunków spawania na właściwości i strukturę strefy wpływu ciepła (HAZ), zastępuje się je coraz częściej badaniami na małych próbkach za pomocą specjalnych urządzeń badawczych. Urządzenia te umożliwiają wytworzenie obszaru o jednorodnej mikrostrukturze, odpowiadającego określonym miejscu strefy wpływu ciepła (HAZ) w rzeczywistym złączu spawanym. Próbkę nagrzewane są najczęściej oporowo przepływającym przez nie prądem elektrycznym. Parametry cyklu cieplnego, takie jak maksymalna temperatura oraz czas stygnięcia, reguluje się za pomocą systemu komputerowego sterowania prądu przepływającego przez próbkę. Symulatory wyposażone są również w urządzenia do naprężania i odkształcania próbki podczas symulowania cykli cieplnych spawania. Takie rozwiązanie pozwala na badanie skłonności stali do

pęknięć powstających pod wpływem naprężeń występujących w złączach spawanych i obecności struktur o niskich właściwościach plastycznych.

Analizując dostępną literaturę możemy znaleźć obszerne badania dotyczące stali duplex (zarówno lean duplex, standardowych stali o zawartości chromu 22 % i 25 % oraz superduplex), zarówno w odniesieniu do wytrzymałości mechanicznej oraz odporności korozyjnej obszarów strefy wpływu ciepła (HAZ) połączeń spawanych. Badania najczęściej prowadzone są przy zmiennych parametrach fizycznej symulacji cykli cieplnych oraz wpływu czasu chłodzenia na właściwości materiałowe [94–96]. Niestety w dostępnej literaturze nie ma prac związanych z fizyczną symulacją strefy wpływu ciepła (HAZ) w odniesieniu do określonych cykli cieplnych uzyskanych jako wynik symulacji numerycznych procesu spawania dla metody K-TIG.

Yinhui Yang i inni [72] w swojej pracy wykonali symulację strefy wpływu ciepła (HAZ), przy zastosowaniu systemu fizycznej symulacji Gleeble 3800, stali odpornej na korozję gatunku UNS S31803 (standardowa stal duplex o zawartości chromu 22 %) oraz zbadali wpływ energii liniowej spawania na mikrostrukturę i odporność korozyjną. Próbki o wymiarach 11x11x80 mm, zostały wykonane przy użyciu obróbki mechanicznej z blachy o grubości 12 mm. Zastosowano następujące stałe parametry cyklu cieplnego: maksymalna temperatura  $T_{\max}=1345\text{ }^{\circ}\text{C}$ , szybkość nagrzewania  $400\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ , oraz czas wytrzymania 1 s. Parametrami zmiennymi próby był czas chłodzenia w zakresie temperatur  $800\text{--}500\text{ }^{\circ}\text{C}$ , który wynosił odpowiednio: 20 s, 50 s, 80 s, 100 s oraz 120 s, co przedstawiono na Rys. 4.11. Zakres temperatur charakteryzujący przemianę ferryt  $\rightarrow$  austenit, przyjęty przez Autorów, to  $t_{1200-600}$ , jednakże ze względu na skomplikowany pomiar czasu w tym zakresie temperatur, w artykule przyjęto matematyczne przeliczenie na zakres  $t_{800-500}$ .



Rys. 4.11 Cykle cieplne przyjęte w fizycznej symulacji Gleeble'a [72]

Autorzy stwierdzili, że całkowita zawartość formowanego austenitu wzrosła wraz z przyrostem austenitu (GBA) na pierwotnych ziarnach i wzrostem austenitu (IGA) zarodkującego wewnątrz ziaren ferrytu oraz austenitu (WA) o strukturze Widmanstättena, co poprawiło odporność na kruche pękanie w niskich temperaturach i wpłynęło na poprawę odporności korozyjnej. Redukcja azotków chromu przyczyniła się do lepszej odporności na korozję wżerową. Ponadto korozja wżerowa i korozja międzykrystaliczna uległy poprawie w wyniku utworzenia większej ilości austenitu GBA i WA. Najlepsze właściwości przedstawia symulowana próbka o czasie chłodzenia  $t_{800-500}$  wynoszącym 100 s.

Wyniki przedstawione w artykule są interesujące pod kątem zmiany odporności stali duplex na korozję wżerową oraz odporność na kruche pękanie w zależności od czasu chłodzenia, jednakże autorzy nie wykazują, że badane cykle cieplne, o przedstawionych w artykule parametrach, rzeczywiście znajdują się w strefie wpływu ciepła (HAZ). Dodatkowo, nie została podana energia łuku związana bezpośrednio z parametrami spawania oraz wpływem na prezentowane w artykule wielkości cykli cieplnych.

W pracy Rong-luan Hsieh i inni [97], zbadano wpływ pierwiastków stabilizujących austenit, takich jak: azot, nikiel i mangan, oraz czasu chłodzenia na mikrostrukturę symulowanej strefy wpływu ciepła (HAZ) stali duplex gatunku UNS S31803 (standardowa stal duplex o zawartości chromu 22 %). W celach porównawczych wykonano spawanie łukiem krytym blach o grubości 13 mm, z wartością energii liniowej równą 26 kJ/cm i czasem chłodzenia  $t_{800-500}$  – 60 s, który został obliczony z zależności wiążącej energię liniową spawania, grubość spawanego elementu i parametry materiałowe. Symulację fizyczną wykonano na próbkach o wymiarach 10,5x10,5x80 mm, wyciętych wzdłuż kierunku walcowania blachy. Zastosowano następujące parametry cykli cieplnych: maksymalna temperatura  $T_{max}=1350$  °C, czas wytrzymania 1 s, czas chłodzenia w zakresie temperatur  $t_{800-600}$  odpowiednio: 5 s, 20 s, 60 s i 100 s.

Wyniki eksperymentów wskazują, że wzrost zawartości azotu i niklu podniósł temperaturę przemiany ferryt → austenit, a także znacznie zwiększył ilość austenitu w strefie wpływu ciepła (HAZ). Wzrost zawartości austenitu zmniejsza przesycenie azotu w fazie ferrytu, a także tendencję do powstawania wydzieleni azotków chromu  $Cr_2N$ . Optymalny czas chłodzenia w zakresie temperatur 800÷500 °C, uzyskany podczas symulacji wynosi od 30 s do 60 s, co zapewnia, że zawartość austenitu



w HAZ nie spadnie poniżej 25 % i że stale będą miały lepszą odporność na korozję wżerową i naprężeniową.

Horng-Yih Liou i inni [9] w swojej pracy zbadali wpływ zawartości azotu na proces tworzenia fazy austenitu w symulowanej fizycznie strefie wpływu ciepła (HAZ) stali duplex gatunku 2205 (standardowa stal duplex o zawartości chromu 22%). Próbki do symulacji zostały wycięte wzdłuż kierunku walcowania i obrobione mechanicznie z blachy o grubości 13 mm do wymiarów 10,5x10,5x80 mm. Parametry wykonanych cykli cieplnych były następujące: maksymalna temperatura  $T_{\max}=1350$  °C, czas przetrzymania 1 s oraz czas chłodzenia w zakresie temperatur  $t_{800-500}$ , odpowiednio: 5 s, 20 s, 60 s i 100 s, co odpowiada następującej ilości wprowadzonego ciepła: 0,57 kJ/mm, 1,14 kJ/mm, 1,98 kJ/mm i 2,55 kJ/mm. Autorzy zastosowali matematyczne przeliczenie czasu  $t_{1200-800}$  na zakres  $t_{800-500}$ , ze względu na łatwiejszy pomiar w warunkach rzeczywistych spawania.

W przedstawionej pracy zbadano również zmienność zachowania pęknięcia związanego z korozją naprężeniową (SCC) w HAZ w środowisku roztworu chlorku wapnia (40 %  $\text{CaCl}_2$ ) w temperaturze 100 °C. W HAZ obecny był austenit znajdujący się na granicy ziaren (GBA), austenit Widmanstättena (WA), austenit zarodkujący wewnątrz ziaren ferrytu (IGA) i częściowo przeobrażony austenit (PTA). Rodzaje i ilości austenitu zmieniały się w zależności od szybkości chłodzenia i zawartości azotu. Obecność austenitu GBA sprzyjała występowaniu międzykrystalicznego pęknięcia związanego z korozją naprężeniową. Stwierdzono, że WA, IGA i PTA korzystnie wpływają na odporność na SCC, zmieniając drogę rozprzestrzeniania się pęknięć.

Wyniki badań wykazują na znaczącą przydatność symulacji fizycznej do szczegółowych badań zmian mikrostrukturalnych w strefie wpływu ciepła (HAZ) spawanej stali duplex. Jednak istotnym zagadnieniem nie podejmowanym w przeprowadzonych badaniach jest brak analizy położenia symulowanych cykli cieplnych w odniesieniu do rzeczywistego złącza spawanego.

#### 4.4 Podsumowanie

Symulacje numeryczne procesów spawania źródłami o dużej gęstości energii takie jak spawanie plazmowe, wiązką lasera lub hybrydowe, są dość dobrze opisane w dostępnej literaturze. Ze względu skomplikowane kształty linii wtopienia tych

procesów za pomocą standardowych modeli źródeł ciepła nie jest możliwe uzyskanie poprawnego profilu spoin. Rozwiązaniem tego problemu jest zastosowanie modeli złożonych – szczególnie dla procesów spawania techniką „*keyhole*”, dla których, aby uzyskać dokładne odwzorowanie linii wtopienia, należy przeprowadzić walidację na podstawie wymiarów rzeczywistych złączy spawanych. W procesie symulacji numerycznej należy również uwzględnić właściwości termiczne stali w zależności od temperatury. Z dokładnością obliczeń związane jest również zastosowanie odpowiedniego wymiaru elementu skończonego.

Nowoczesne urządzenia badawcze umożliwiają odwzorowanie cyklu cieplnego, zarówno dla parametrów procesu odróbki cieplnej jak również procesu spawania na podstawie danych materiałowych stali. Przy zastosowaniu dedykowanego oprogramowania możemy na podstawie głównych parametrów cyklu cieplnego takich jak maksymalna temperatura, temperatura podgrzania wstępnego, szybkość nagrzewania czy czas wytrzymania, obliczyć czas chłodzenia lub energię łuku przy dowolnym zakresie temperatur.

Jednak brak jest w literaturze prac łączących symulację numeryczną z symulacją fizyczną, a dopiero połączenie tych dwóch narzędzi pozwala na zidentyfikowanie interesujących obszarów (punktów) strefy wpływu ciepła (HAZ) i wykonanie dla nich symulacji procesu spawania. Możliwość analizy cykli cieplnych w wybranym miejscu spoiny jest szczególnie ważna dla procesu spawania blach grubych, gdzie można spodziewać się znacznej zmienności cykli cieplnych na grubości materiału spawanego, zwłaszcza w przypadku spawania jednościegowego z głębokim przetopem.

## 5 Teza, cele i plan pracy

Na podstawie przeprowadzonej analizy stanu wiedzy postawiono następujące tezy:

1. Wysokowydajne spawanie metodą K-TIG może być stosowane do jednościelowego łączenia blach grubych ( $t=10$  mm) ze stali duplex gatunku 1.4462 bez użycia materiału dodatkowego, przy zapewnieniu właściwości uzyskanych złączy spawanych spełniających wymagania kwalifikacyjne stawiane tym połączeniom w warunkach morskich.
2. Połączenie modelowania numerycznego metodą elementów skończonych, przy wykorzystaniu złożonego źródła ciepła, wraz z symulacją fizyczną cykli cieplnych stanowi efektywną metodykę opisu procesu spawania metodą K-TIG blach o grubości 10 mm ze stali duplex gatunku 1.4462 i może być wykorzystane do przyspieszonej oceny jakości tych złączy.

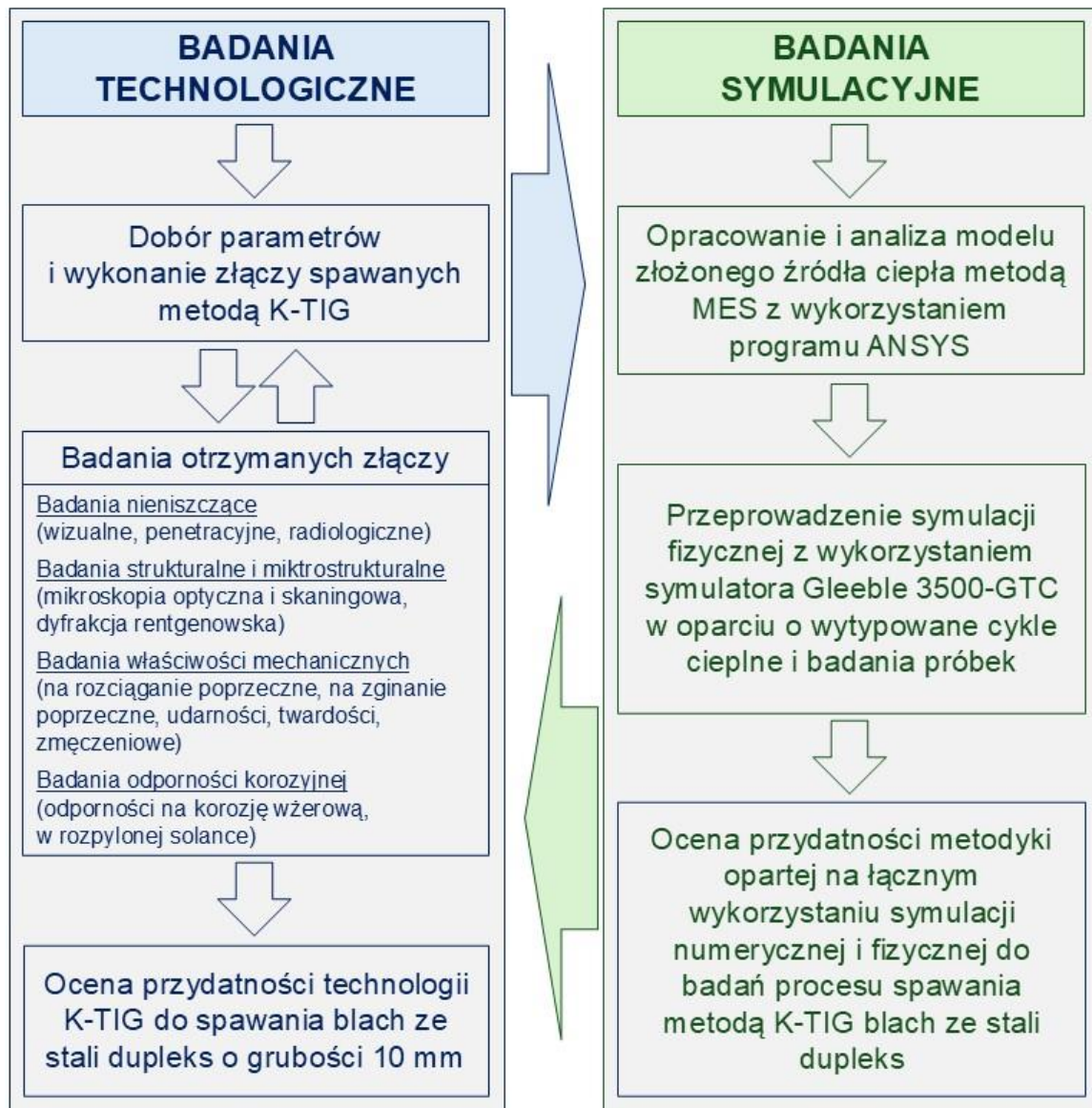
Dla udowodnienia podstawionych tez sformułowano następujące główne i szczegółowe cele pracy:

1. Opracowanie technologii spawania metodą K-TIG blach ze stali duplex gatunku 1.4462 o grubości 10 mm spełniającej wymagania kwalifikacyjne zgodne z normą PN-EN ISO 15614-1 [98].
  - 1.1 Dobór parametrów procesu spawania metodą K-TIG blach ze stali duplex o grubości 10 mm i wykonanie złączy spawanych spełniających wymagania poziomu jakości B według normy PN-EN ISO 5817 [104].
  - 1.2 Dobór parametrów spawania metodą K-TIG blach ze stali duplex o grubości 10 mm i wykonanie złączy spawanych spełniających wymagania materiału podstawowego w zakresie właściwości mechanicznych zgodnie z wymaganiami normy PN-EN 10088-2 [14].
  - 1.3 Ocena przydatności metody K-TIG do spawania blach grubych ze stali duplex do wykorzystania na konstrukcje pracujące w warunkach morskich.
2. Opracowanie metodyki opisu procesu spawania metodą K-TIG blach o grubości 10 mm ze stali duplex gatunku 1.4462, w oparciu o łączne wykorzystanie symulacji numerycznej i symulacji fizycznej oraz przeprowadzenie walidacji przyjętej metodyki dla rzeczywistego procesu spawania.

- 2.1 Opracowanie modelu złożonego źródła ciepła umożliwiającego odwzorowanie geometrii spoiny uzyskiwanej w efekcie spawania metodą K-TIG blachy ze stali dupleks o grubości 10 mm i jego implementacja w systemie ANSYS.
- 2.2 Opracowanie metodyki badań z wykorzystaniem symulacji fizycznej procesu spawania blach grubych ze stali dupleks oraz wykonanie symulacji fizycznych dla cykli cieplnych zdefiniowanych w symulacji numerycznej odzwierciedlających wybrane miejsca rzeczywistych złączy spawanych.
- 2.3 Ocena przydatności opracowanej metodyki z wykorzystaniem łącznym symulacji numerycznej i fizycznej do przyspieszonych badań złączy spawanych z blach ze stali dupleks o grubości 10 mm wykonanych metodą K-TIG.

Dla osiągnięcia powyższych celów przyjęto plan pracy schematycznie przedstawiony na Rys. 5.1. Plan zakładał równoczesną realizację prac według dwóch ścieżek badawczych. Jedną dotyczyła opracowania technologii spawania spełniającej wymagania przyjętej normy. Obejmowała ona dobór parametrów i przeprowadzenie procesu spawania wraz z badaniami nieniszczącymi oraz badania właściwości mechanicznych i korozyjnych otrzymanych złączy, stanowiącymi podstawę do modyfikacji parametrów procesu pod kątem spełnienia wymagań kwalifikacyjnych. Natomiast druga skupiała się na opracowaniu metodyki oceny złączy przy wykorzystaniu symulacji numerycznej i symulacji fizycznej. W pierwszym kroku opracowano złożony model źródła ciepła, który został zaimplementowany do programu ANSYS. Opracowany model został poddany walidacji w oparciu o rzeczywiste wymiary spoin uzyskane w procesie technologicznym. Model pozwolił na wygenerowanie cykli cieplnych spawania, w oparciu o które przeprowadzono procesy symulacji fizycznej. Dobór miejsc w złączy, dla których wygenerowano cykle cieplne, wynikał z analizy wyników badań mechanicznych, mikrostrukturalnych i korozyjnych wykonanych na rzeczywistych złączach. Otrzymane próbki posłużyły do walidacji proponowanego podejścia w oparciu o rzeczywisty proces spawania. Walidacja została przeprowadzona z wykorzystaniem badań mikrostrukturalnych i mechanicznych. Szczegółowa metodyka badań jest opisana w dalszych rozdziałach.

# PLAN PRACY



Rys. 5.1 Przyjęty program badań

## 6 Metodyka przeprowadzonych badań

### 6.1 Technologia spawania

#### 6.1.1 Materiał podstawowy

Do badań została użyta blacha grubości 10 mm w gatunku 1.4462 według normy PN-EN 10088-2 [14] (znak stali: X2CrNiMoN22-5-3). Skład chemiczny spawanej stali umieszczono w Tabeli 6.1, a właściwości mechaniczne w Tabeli 6.2.

Tabela 6.1 Skład chemiczny stali [mas.%]

<b>C</b>	<b>Si</b>	<b>Mn</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Cr</b>	<b>Ni</b>	<b>Mo</b>	<b>N</b>
0,018	0,35	1,32	0,025	0,001	22,28	5,75	3,17	0,17

Tabela 6.2 Właściwości mechaniczne i zawartość ferrytu

<b>R<sub>p0.2</sub></b> <b>[MPa]</b>	<b>R<sub>m</sub></b> <b>[MPa]</b>	<b>A<sub>5</sub></b> <b>[%]</b>	<b>KV(-40 °C)</b> <b>[J]</b>	<b>Ferryt</b> <b>[%]</b>
606	786	36	165	47

#### 6.1.2 Procedura spawania

Proces spawania metodą K-TIG złączy ze stali duplex został przeprowadzony na urządzeniu HTIG-1000, które posiada źródło prądu o zakresie regulacji prądu spawania: 60÷1000 A, napięciu biegu jałowego  $U_0 = 79$  V oraz cyklu pracy 100 % dla maksymalnego prądu spawania. Źródło prądu połączone jest kablami sterującymi z głowicą spawalniczą w której zastosowano nietopliwą elektrodę wolframową o średnicy  $\phi=6,4$  mm. Całość układu chłodzona jest cieczą w obiegu zamkniętym za pomocą chłodnicy CW-5200 [99].

Schemat stanowiska, na którym wykonywane było spawanie złączy próbnych, przedstawione jest na Rys. 6.1.

Złącza wykonane zostały na blachach o grubości 10 mm i wymiarach 300x500 mm w gatunku: 1.4462 (znak stali: X2CrNiMoN22-5-3 według PN-EN 10088-2 [14]). Proces spawania metodą K-TIG, oznaczony jako 142 według normy PN-EN ISO 4063 [39]. Przyjęta została następująca technologia wykonania: złącze doczołowe ze spoiną czołową z pełnym przetopem, jednostronne, jednościegowe bez materiału dodatkowego, bez ukosowania, przy zastosowaniu gazu osłonowego I1 (według normy PN-EN ISO 14175 [45]) zarówno od strony lica jak i grani spoiny.



Rys. 6.1 Schemat stanowiska do spawania złącza ze stali duplex

Złącza zostały wykonane następującymi parametrami technologicznymi:

- Pozycja spawania: PA według PN-EN ISO 6947 [100]
- Przygotowanie złącza: I
- Czyszczenie złącza: mechaniczne
- Elektroda wolframowa:  $\phi=6,4$  mm; WL15 według PN-EN ISO 6848 [101]
- Gaz osłonowy: I1 według PN-EN ISO 14175 [45] – Argon 4,5
- Strumień objętości gazu osłonowego: 22 l/min
- Średnica dyszy gazowej: 20 mm
- Gaz formujący: I1 według PN-EN ISO 14175 [45] – Argon 4,5
- Strumień objętości gazu formującego: 15 l/min
- Temperatura podgrzania wstępnego: 20 °C
- Rodzaj prądu / biegunowość: DC(-)
- Natężenie prądu spawania: 480÷595 A
- Napięcie łuku: 15,7÷17,5 V
- Prędkość spawania: 19,68÷25,74 cm/min
- Energia liniowa łuku spawalniczego: 1,92÷2,96 kJ/mm
- Technika spawania: ścieg prosty
- Kąt pochylenia uchwytu spawalniczego: 90°

Na stanowisku spawalniczym wykonanych zostało pięć złączy przy zmiennych parametrach: natężenia prądu spawania [A], napięcia łuku spawalniczego [V] oraz prędkościach spawania [mm/s]. Parametry spawania zostały tak dobrane, aby uzyskać jak najszerszy zakres energii łuku spawalniczego, dopuszczalny dla teoretycznych wartości określonych dla spawania stali duplex, a więc  $0,5 \div 2,5$  kJ/mm [18, 42, 43]. Drugim warunkiem było określenie technologicznych granic możliwości zastosowania metody K-TIG do spawania stali duplex grubości 10 mm, bez ukosowania i bez użycia materiału dodatkowego (spoiwa). Zestawienie parametrów spawania przedstawiono w Tabeli 6.3.

Tabela 6.3 Parametry procesu spawania złączy ze stali duplex

Nr próbki	Natężenie prądu spawania I [A]	Napięcie łuku U [V]	Prędkość spawania $V_{sp}$ [mm/s]	Energia łuku E [kJ/mm]
1	480	15,7	3,93	1,92
2	533	16,0	3,92	2,18
3	583	17,1	4,29	2,33
4	490	16,7	3,28	2,50
5	595	17,5	3,52	2,96

Energię łuku spawalniczego określono na podstawie wzoru (3.1), liczoną bez współczynnika sprawności cieplnej metody spawania  $k$ . Jest to podyktowane tym, że w normie PN-EN 1011-1 [41] współczynnik ten dla metody K-TIG nie został określony, co wiąże się bezpośrednio z fizyką tego procesu. Należy również nadmienić, że przeprowadzając analizę literatury w różnych publikacjach autorzy przyjmowali współczynnik  $k=0,9$  przyjmując sprawność metody K-TIG na teoretycznym poziomie spawania metodą laserową i wiązką elektronów lub na poziomie  $k=0,6$  jak dla standardowej metody TIG [35, 69, 70]. W części publikacji współczynnik  $k$  nie był określony. Brak jednoznacznego określenia współczynnika  $k$  sprawności cieplnej metody spawania powoduje problemy w jednoznacznym odniesieniu i porównaniu wyników eksperymentów w poszczególnych publikacjach dotyczących spawalności stali duplex. Ponieważ parametr energii łuku jest zasadniczy z punktu widzenia wpływu na właściwości mechaniczne oraz odporność korozyjną złącza uznano, że nieokreślenie współczynnika  $k$  umożliwi jednoznaczne odniesienie i porównanie wyników badań z wartościami eksperymentalnymi procesu spawania metodą K-TIG stali duplex.



Wymienionymi we wzorze (3.1) parametrami energetycznymi procesu spawania można bezpośrednio wpływać na energię łuku spawalniczego. W przypadku gdy wymagane jest zastosowanie wąskiego zakresu energii łuku, dokładny pomiar i stałe nadzorowanie parametrów spawania staje się kluczowe w uzyskaniu złącza spawanego o odpowiednich właściwościach mechanicznych i odporności korozyjnej [41, 70, 102].

## 6.2 Badania nieniszczące

### *Badania wizualne*

Na wykonanych złączach spawanych zostały przeprowadzone badania wizualne zgodnie z wymaganiami normy PN-EN ISO 17637 [103] to jest: metodą bezpośrednią, okiem nieuzbrojonym, na etapie wytwarzania, po zakończeniu procesu spawania. Dla uzyskania dobrego kontrastu i zwiększenia efektu uwypukleń niezgodności spawalniczych zastosowano dodatkowe źródło światła. Natężenie światła białego na badanej powierzchni wynosiło 1100 lx. Odległość między okiem a powierzchnią badaną mieściła się w granicach do 600 mm, przy kącie widzenia większym niż 30°. Czas przetrzymania pomiędzy zakończeniem procesu spawania a rozpoczęciem badania wynosił 24 godziny. Zakres badań obejmował całą długość spoiny oraz strefę wpływu ciepła (HAZ) bez obszaru rozpoczęcia i zakończenia spawania (po 25 mm), powiększony o szerokość 25 mm po każdej ze stron w kierunku poprzecznym do spoiny. Do określenia charakterystycznych wymiarów niezgodności spawalniczych zastosowano przyrządy pomiarowe takie jak liniał, suwmiarka z noniusem oraz spoinomierz wielozadaniowy. Dla wykonanych złączy spawanych przyjęto poziom jakości według niezgodności spawalniczych – B (wymagania ostre), zgodnie z wymaganiami normy PN-EN ISO 5817 [104].

### *Badania penetracyjne*

Badania penetracyjne wykonanych złączy spawanych zostały przeprowadzone zgodnie z normą PN-EN ISO 3452-1 [105]. Czas przetrzymania pomiędzy zakończeniem procesu spawania a rozpoczęciem badania wynosił 24 godziny. Zakres badań obejmował całą długość spoiny oraz strefę wpływu ciepła (HAZ) bez obszaru rozpoczęcia i zakończenia spawania (po 25 mm), powiększony o szerokość 25 mm po każdej ze stron w kierunku poprzecznym do spoiny. Zastosowano następujący system badawczy:

- Penetrant barwny – II,
- Środek czyszczący (woda i rozpuszczalnik) – E,
- Wywoływacz (na bazie rozpuszczalnika – niewodny, rodzaj II i III) – e,
- Poziom czułości – 2.

Kontrola czułości partii zestawu penetracyjnego została przeprowadzona przy użyciu próbki odniesienia typu 2 według normy PN-EN ISO 3452-3 [106].

Mechaniczne czyszczenie wstępne badanego obszaru zostało wykonane przy użyciu procesu szlifowania. Penetrant został naniesiony metodą natryskiwania a czas penetracji wynosił 40 minut, przy temperaturze badanej powierzchni równej 20 °C. Nadmiar penetranta usunięto wodą, a następnie oczyszczono badaną powierzchnię czystą, niepostrzępioną szmatką, lekko zwilżoną rozpuszczalnikiem. Po wykonaniu kontroli poprawności usunięcia nadmiaru penetranta oraz suszenia badanej powierzchni naniesiono, poprzez natryskiwanie, cienką równomierną warstwę wywoływacza. Kontrolę wskazań rozpoczęto bezpośrednio po wyschnięciu wywoływacza, a następnie punkty czasowe oceny pośredniej ustalono na: 10, 15, 25 oraz 35 minut. Ostateczną ocenę wykonano po upływie czasu wywoływania wynoszącego 40 minut. Obserwację wskazań prowadzono w sztucznym świetle białym o natężeniu na badanej powierzchni wynoszącym 1000 lx. Otrzymane defektogramy zostały zarejestrowane przy użyciu metod fotograficznych. Dla wykonanych złączy spawanych przyjęto poziom akceptacji 2x, zgodnie z wymaganiami normy PN-EN ISO 23277 [107].

#### *Badania radiograficzne*

Badania radiograficzne wykonanych złączy spawanych przeprowadzono zgodnie z normą PN-EN 17636-1 [108]. Czas przetrzymania pomiędzy zakończeniem procesu spawania a rozpoczęciem badania wynosił 24 godziny. Zakres badań obejmował całą długość spoiny oraz strefę wpływu ciepła (HAZ) bez obszaru rozpoczęcia i zakończenia spawania (po 25 mm), powiększony o szerokość 25 mm po każdej ze stron w kierunku poprzecznym do spoiny. Zastosowano technikę prześwietlania przez jedną ściankę zgodnie z układem badań przedstawionym w punkcie 7.1.2 normy PN-EN ISO 17636-1 [108] oraz w klasie B techniki radiograficznej o normalnej czułości. W przyjętym układzie geometrycznym badania grubość prześwietlana jest równa grubości nominalnej złącza spawanego i wynosi  $t=10$  mm.

W celu uzyskania dobrej wykrywalności niezgodności spawalniczych napięcie lampy rentgenowskiej wynosiło 200 kV a natężenie prądu 4,0 mA. Zastosowano lampę promieniowania rentgenowskiego (X) model ANDREX SMART-200 o wymiarze źródła 3,0 mm. Na podstawie rodzaju źródła promieniowania, prześwietlanej grubości oraz klasy techniki, zgodnie z normą PN-EN ISO 17636-1 [108], przyjęto klasę systemów błon C4 (Structurix-D4 Vacupak - AGFA) oraz ołowiane okładki wzmacniające o grubości: przednie – 0,027 mm i tylne – 0,027 mm. Odległość źródła promieniowania od błony radiograficznej (SFD) wynosiła 750 mm a przyjęty czas ekspozycji to 3 minuty. Warunki ekspozycji zostały poprawnie dobrane, co pozwoliło uzyskać gęstość optyczną otrzymanych radiogramów w obszarze badanym (mierzoną w trzech punktach na początku, środku i końcu radiogramu w osi spoiny) o wartościach większych od 2,3. Podczas badania radiograficznego zastosowano wskaźnik jakości obrazu (IQI) typu pręcikowego o oznaczeniu 10 FE ISO, według normy PN-EN ISO 19232-1 [109]. Uzyskano wymaganą jakość obrazu dla wszystkich wykonanych radiogramów poprzez identyfikację pręcika W14 wyraźnie widocznego w obszarze o jednorodnej gęstości optycznej. Dla wykonanych złączy spawanych przyjęto poziom akceptacji 1, zgodnie z wymaganiami normy PN-EN ISO 10675-1 [110].

### 6.3 Badania właściwości mechanicznych

#### *Badanie na rozciąganie poprzeczne*

Próba rozciągania została wykonana dla próbek poprzecznych zgodnie z wymaganiami normy PN-EN ISO 4136 [111] dla dwóch kierunków walcowania blachy. Badanie przeprowadzono w temperaturze otoczenia (+20 °C), z wykorzystaniem próbek o przekroju prostokątnym. Dla wyznaczenia wydłużenia procentowego po zerwaniu przyjęto początkową długość odcinka pomiarowego równą 60 mm. Próbę rozciągania wykonano na urządzeniu INSTRON 5585H o zakresie 0÷250 kN.

#### *Badanie na zginanie poprzeczne*

Badanie na zginanie zostało wykonane według wytycznych zwartych w normie PN-EN ISO 5173 [112]. Gięcie wykonano na dwóch rodzajach próbek płaskich: TFBB (*transverse face bend test specimen*) oraz TRBB (*transverse root bend test specimen*). Przyjęto następujące parametry próby: średnica trzpienia gnącego – 40 mm, odległość między rolkami – 65 mm.

Jako kryterium akceptacji przyjęto uzyskanie kąta gięcia minimum 180°. Badanie na zginanie wykonano na urządzeniu INSTRON 5585H o zakresie 0÷250 kN.

#### *Badanie udarności*

Na złączach spawanych przeprowadzona została próba udarności sposobem Charpy'ego zgodnie z wymaganiami normy ISO 148-1 [113], z wykorzystaniem próbek do badań z karbem V. Próbki do badań zostały wycięte ze złącza spawanego wzdłużnie oraz poprzecznie do kierunku walcowania blachy i prostopadle do osi spoiny – o przekroju pomniejszonym wynoszącym 7,5 mm. Usytuowanie karbu próbek przyjęto zgodnie z oznaczeniem według normy ISO 9016 [114]. Badania wykonano na próbkach VWT dla spoiny oraz VHT dla strefy wpływu ciepła, pobranych 1 mm poniżej górnej powierzchni materiału podstawowego. Karb nacięty został w osi spoiny, a dla strefy wpływu ciepła karb znajdował się w linii wtopienia oraz w odległości 2 mm od linii wtopienia. Jako kryterium akceptacji przyjęto wartość minimum 40 J dla próbek standardowych. Ze względu na zastosowanie próbek pomniejszonych, minimalna wartość pracy łamania została pomniejszona proporcjonalnie do przekroju poprzecznego próbki. Badanie wykonano na urządzeniu typu LabTest CHK450J-I. Próbę przeprowadzono w temperaturze -40 °C.

#### *Badanie twardości*

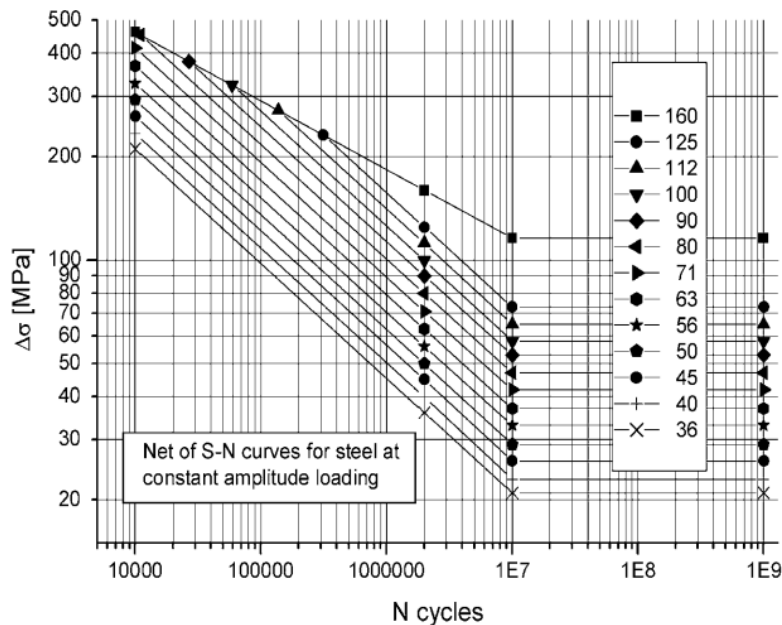
Badanie twardości złączy spawanych wykonano metodą Vickersa przy obciążeniu HV10, zgodnie z wymaganiami normy ISO 9015-1 [115]. Zakres twardości został wyznaczony w poprzek złącza spawanego na dwóch liniach pomiarowych (rzędach odcisków) – jedna położona od strony lica, a druga położona od strony grani spoiny, na głębokości 2 mm od powierzchni w głąb grubości spawanej blachy. Pomiar twardości wykonano w spoinie (WM), w strefach wpływu ciepła (HAZ) oraz materiale podstawowym (BM). Parametry badania przyjęto zgodnie z normą PN-EN ISO 6507-1 [116]. Obciążenie testowe wynosiło 10 Kgf (wartość siły obciążającej –  $F=98,07N$ ), a czas obciążenia wynosił 13 sekund – dla każdego odcisku.

Jako kryterium akceptacji przyjęto wartość 290 HV10. Badania wykonano na urządzeniu Vickers Hardness Tester LV700AT.

#### *Badania zmęczeniowe*

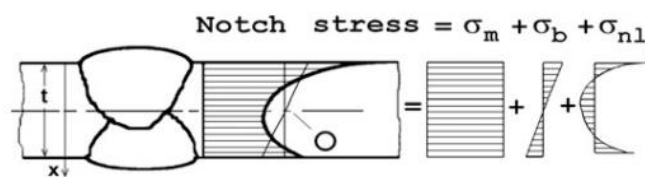
Badania wytrzymałości zmęczeniowej zostały wykonane w oparciu o wytyczne Międzynarodowego Instytutu Spawalnictwa (IIW), który w swoich publikacjach dotyczących projektowania elementów spawanych obciążonych

zmęczeniuowo proponuje algorytm oceny trwałości spoin i wyznaczania naprężeń dla zdefiniowanych przypadków geometrii i obciążenia [117]. W wytycznych [117] zaproponowano dopuszczalne wartości naprężeń przy niezawodności na poziomie 95% dla liczby cykli  $N_f = 2 \cdot 10^6$ , przyjmując dopuszczalne zakresy zmiany naprężenia  $\Delta\sigma$  w postaci klas zmęzeniowych FAT, jak przedstawiono na Rys. 6.2.



Rys. 6.2 Krzywe wytrzymałości zmęzeniowej dla stali, naprężenia normalne, zastosowania standardowe [117]

W publikacjach Międzynarodowego Instytutu Spawalnictwa stan naprężenia w materiale w obszarze złącza spawanego jest określony jako wypadkowa kilku składowych – co przedstawiono na Rys. 6.3.



Rys. 6.3 Nieliniowy rozkład naprężeń w obszarze złącza spawanego [117]

gdzie:

$\sigma_m$  – średnie naprężenie w przekroju próbki

$$\sigma_m = \frac{1}{t} \cdot \int_{x=0}^{x=t} \sigma(x) \cdot dx \quad (6.1)$$

$\sigma_b$  – naprężenie od zginania

$$\sigma_b = \frac{6}{t^2} \cdot \int_{x=0}^{x=t} (\sigma(x) - \sigma_m) \cdot \left(\frac{t}{2} - x\right) \cdot dx \quad (6.2)$$

$\sigma_{nl}$  – składowa nieliniowa (wywołana na przykład skurczem spawalniczym)

$$\sigma_{nl}(x) = \sigma(x) - \sigma_m - \left(1 - \frac{2x}{t}\right) \cdot \sigma_b \quad (6.3)$$

Badanie wytrzymałości zmęczeniowej wykonanych połączeń spawanych realizowano na maszynie wytrzymałościowej z elektrodynamicznym napędem model INSTRON ElectroPuls E10000, dla cyklu odzerowotętniającego, którego przebieg zmienności obciążenia i charakterystyczne wielkości przedstawiono na Rys. 6.4. gdzie:

$\Delta\sigma$  – zakres zmian naprężenia ( $\Delta\sigma=2\sigma_a$ ),

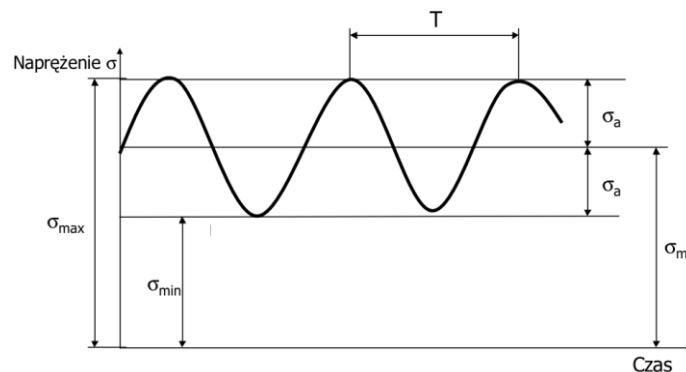
$\sigma_m$  – wartość średnia naprężenia,

$\sigma_a$  – amplituda naprężenia,

$\sigma_{min}$  – minimalne naprężenie cyklu,

$\sigma_{max}$  – maksymalne naprężenie cyklu,

$T$  – okres.



Rys. 6.4 Przebieg zmienności obciążenia

Do opisu stałoamplitudowego przebiegu obciążenia w zakresie jego asymetrii, zastosowano następujące dwa współczynniki:

współczynnik amplitudy cyklu:

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} \quad (6.4)$$

współczynnik stałości obciążenia:

$$K = \frac{\sigma_m}{\sigma_a} \quad (6.5)$$

Badania zmęczeniowe wykonanych połączeń spawanych wykonano w dwóch eksperymentach obejmujących badanie wpływu karbów strukturalnych oraz karbów mieszanych na wytrzymałość zmęczeniową połączeń spawanych wykonanych dla trzech wielkości poziomów energii łuku. Karb strukturalny jest odstępstwem (w obszarze lokalnym) od zakładanych właściwości wytrzymałościowych materiału. Zmiany te mogą mieć charakter przemian fazowych i dyfuzyjnych, które wpływają na rozkład naprężeń i odkształceń w miejscu ich występowania.

Próbki do badań wytrzymałości zmęczeniowej zostały wycięte w poprzek złącza spawanego, prostopadle do osi spoiny o szerokości 15 mm i długości 200 mm. W przypadku badania wpływu karbu strukturalnego na wytrzymałość zmęczeniową lico oraz grań spoiny zostały usunięte przez szlifowanie. Badania były prowadzone do momentu zniszczenia próbki.

Badania wpływu karbu strukturalnego na wytrzymałość zmęczeniową zostały przeprowadzone w serii po 4 sztuki próbek wyciętych (wzdłuż kierunku walcowania blachy, poprzecznie do spoiny – lico oraz grań spoiny zostały usunięte) ze złączy spawanych dla każdej z trzech wartości uzyskanych energii łuku 2,18 kJ/mm, 2,33 kJ/mm oraz 2,50 kJ/mm. Dodatkowo w celu porównania otrzymanych wyników próbki do badań zostały wycięte z materiału podstawowego wzdłuż kierunku walcowania blachy gatunku 1.4462 o parametrach wytrzymałościowych zgodnie z Tabelą 6.2. Badania te miały charakter jakościowy i polegały na określeniu wpływu zmian strukturalnych wywołanych cyklami cieplnymi w obszarze złącza spawanego na wytrzymałość zmęczeniową, w odniesieniu do wytrzymałości materiału podstawowego. Dla cyklu odzerowotętniającego, przy obciążeniu zginającym, granicę zmęczenia przyjmuje się na poziomie  $Z_{gf}=0,7 \cdot R_m$  [118], co dla stali odpornej na korozję gatunku 1.4462 wynosi  $Z_{gf}=665$  MPa. Na tej podstawie przyjęto, następujące parametry cyklu:

- maksymalne naprężenie cyklu:  $\sigma_{max}=767$  MPa,
- minimalne naprężenie cyklu:  $\sigma_{min}=0$  MPa,
- zakres zmiany naprężenia:  $\Delta\sigma=767$  MPa,
- amplituda naprężenia:  $\sigma_a=383,5$  MPa,
- wartość średnia naprężenia:  $\sigma_m=383,5$  MPa
- współczynnik asymetrii cyklu:  $R=0$ ,

- współczynnik stałości obciążenia:  $K=1$ ,
- okres:  $T=58,8$  ms,
- częstotliwość działania obciążenia: 17 Hz.

Siła wymuszająca została przyłożona prostopadle do powierzchni próbki od strony lica spoiny. Rozstaw między punktami podparcia próbki wynosił 150 mm.

Natomiast w próbkach do badania wpływu karbu mieszanego na wytrzymałość zmęczeniową lico oraz grań spoiny nie zostały obrobione mechanicznie, a ich wymiary pozostały takie jak uzyskano w procesie spawania. Założeniem badań była weryfikacja uzyskania założonej kategorii zmęczeniowej FAT.

Badania wpływu karbu mieszanego na wytrzymałość zmęczeniową zostały przeprowadzone w serii po 2 sztuki próbek wyciętych (wzdłuż kierunku walcowania blachy, poprzecznie do spoiny – wymiary oraz kształt lica i grani zostały w stanie surowym po spawaniu) ze złączy spawanych dla każdej z trzech wartości uzyskanych energii łuku 2,18 kJ/mm, 2,33 kJ/mm oraz 2,50 kJ/mm.

Spoina oraz strefa wpływu ciepła (HAZ) wykazują cechy zarówno geometrycznych jak i strukturalnych koncentratorów naprężeń. Lico oraz grań spoiny stanowią zmianę geometrii powierzchni materiału podstawowego (BM), którą można scharakteryzować za pomocą:

- promienia brzegu spoiny (5052),
- podtopienia (5011, 5012),
- podtopienia grani spoiny (5013),
- nadlewu spoiny (502),
- wycieku (504),
- wklęsnięcia lica spoiny (511),
- wklęsnięcia grani (515).

Zgodnie z wymaganiami normy PN-EN ISO 5817 [104] – załącznik C, dla przyjętego poziomu jakości B125, niedopuszczalne są niezgodności oznaczone jako: 5011, 5012, 5013, 511, 515.

Na podstawie wytycznych [117] Międzynarodowego Instytutu Spawalnictwa (IIW), do badań przyjęto element konstrukcyjny o porównywalnej geometrii dla dwóch różnych metod badawczych – metody naprężenia nominalnego oraz metody „hot spot”.



Geometria elementu przyjęta dla metody naprężenia nominalnego opisuje spoinę z pełnym przetopem, obciążoną poprzecznie, wykonaną jako jednostronna bez podkładki. Przesunięcie liniowe płyt (5071): <10 % grubości blachy. Zakres badań nieniszczących NDT: 100 %. Dla tak przyjętej geometrii złącza i sposobowi obciążenia kategorią zmęczeniową jest FAT71, która dla liczby cykli  $N_f=2 \cdot 10^6$  dopuszcza zakres zmiany naprężenia o wysokości  $\Delta\sigma=71$  MPa.

Geometria elementu przyjęta dla metody „hot spot”, opisuje złącze doczołowe ze spoiną czołową na etapie produkcji „po spawaniu”, dla której zakres badań nieniszczących NDT wynosi 100 %. Dla tak przyjętej geometrii złącza i sposobu obciążenia kategorią zmęczeniową jest FAT100, która dla liczby cykli  $N_f=2 \cdot 10^6$  dopuszcza zakres zmiany naprężenia o wysokości  $\Delta\sigma=100$  MPa.

Na tej podstawie przyjęto następujące parametry cyklu:

- maksymalne naprężenie cyklu:  $\sigma_{max}=100$  MPa,
- minimalne naprężenie cyklu:  $\sigma_{min}=0$  MPa,
- zakres zmiany naprężenia:  $\Delta\sigma=100$  MPa,
- amplituda naprężenia:  $\sigma_a=50$  MPa,
- wartość średnia naprężenia:  $\sigma_m=50$  MPa,
- współczynnik asymetrii cyklu:  $R=0$ ,
- współczynnik stałości obciążenia:  $K=1$ ,
- okres:  $T=58,8$  ms,
- częstotliwość działania obciążenia: 17Hz.

## 6.4 Badania strukturalne

### *Makroskopia świetlna*

Badania makroskopowe wykonane zostały zgodnie z normą ISO 17639 [119], uwidoczniając poszczególne strefy wykonanych złączy spawanych: strefę wpływu ciepła, linię wtopienia oraz układ ściegu, celem wykrycia i identyfikacji ewentualnych wad i niezgodności spawalniczych. Próbkę do badania zostały przygotowane przez szlifowanie i polerowanie, a struktura pierwotna oraz wtórna uwidoczniona została przez zastosowanie trawienia odczynnikami Adlera (25 ml-H<sub>2</sub>O, 3 g-(NH<sub>4</sub>)<sub>2</sub>CuCl<sub>4</sub>·2H<sub>2</sub>O, 50 ml-HCl, 15 g-FeCl<sub>3</sub>). Obserwację prowadzono przy użyciu mikroskopu optycznego EPIPHOT 200. Do analizy obrazu użyto oprogramowania NIS-Elements BR.

### *Mikroskopia świetlna*

Przeprowadzono badania mikroskopowe złączy spawanych według procedury opisanej w normie ISO 17639 [119]. Identyfikacji składników struktury dokonano na podstawie cech morfologicznych takich jak wygląd, kształt i zabarwienie. Określone zostały rodzaje składników mikrostruktury w poszczególnych obszarach złącza spawanego uwidocznione za pomocą trawienia barwnego, przy użyciu odczynnika Beraha II (48 g-NH<sub>4</sub>F·HF, 400 ml-HCl, 12 g-K<sub>2</sub>S<sub>2</sub>O<sub>5</sub>, 800 ml-H<sub>2</sub>O). Badanie wykonano przy użyciu mikroskopu optycznego EPIPHOT 200. Analizy ilościowej udziałów powierzchniowych poszczególnych składników mikrostruktury wykonano przy użyciu programu komputerowego NIS-Elements BR.

### *Pomiar zawartości ferrytu*

Metalografia ilościowa została użyta do określenia udziału fazy ferrytu w charakterystycznych obszarach złącza spawanego spoinie (WM) i strefie wpływu ciepła (HAZ) oraz dla próbek symulowanych fizycznie. Komputerową analizę obrazu wykonano za pomocą programu komputerowego NIS-Elements BR, stosując powiększenie mikroskopowe x500. Oddzielenie analizowanych obiektów od tła zostało przeprowadzone z użyciem procedury progowania w trybie wartości intensywności pikseli. Następnie, wyznaczając udziały procentowe pól, ustalono udział ferrytu w mikrostrukturze.

### *Elektronowa mikroskopia skaningowa (SEM)*

Analiza składu chemicznego składników struktury złączy spawanych w poszczególnych obszarach takich jak strefa wpływu ciepła oraz spoina oraz badania powierzchni przełomów po próbie udarności, zostały wykonane wykorzystując skaningowy mikroskop elektronowy FE-SEM SU-70 (*Field Emission Scanning Electron Microscopy*) wraz z spektrometrem EDS (*energy dispersive spectrometry*) (NO-RAN™ System 7 from Thermo Fisher Scientific). Analizę SEM-EDS wykonano przy napięciu przyspieszającym 15 kV.

## 6.5 Badania odporności korozyjnej

### *Badanie odporności na korozję wżerową*

Badanie korozyjne wykonane zostało zgodnie z normą ASTM G48 [33], przy użyciu metody A – test odporności na korozję wżerową w środowisku chlorku żelaza. Powierzchnie zostały przygotowane przez szlifowanie i odtłuszczone

metanolem. Wymiary próbek zostały zmierzone przy użyciu suwmiarki, a następnie na ich podstawie obliczona została powierzchnia próbek. Następnie próbki zostały zważone z dokładnością do 0,001 g i poddane trawieniu przy użyciu roztworu o składzie 20 %HNO<sub>3</sub> + 5 %HF – przez okres 5 minut w temperaturze 60 °C.

Próba polegała na 24-godzinnej ekspozycji próbek wykonanych złączy spawanych numer 2, 3 oraz 4, dla trzech wartości energii łuku (Tabela 6.3) w agresywnym medium, które stanowił roztwór 100 g FeCl<sub>3</sub>·6H<sub>2</sub>O w 900 ml wody (6 %FeCl<sub>3</sub> wagowo) w podwyższonych temperaturach. Celem próby było sprawdzenie ubytku masy w odniesieniu do całkowitej powierzchni próbki oraz obserwacji ewentualnych wżerów lub ognisk korozyjnych na jej powierzchni. Próba została przeprowadzona w trzech różnych temperaturach: 24 °C, 32 °C i 36 °C.

Kryteria akceptacji określone zostały zgodnie z normą ISO 17781 [120]: brak wżerów korozyjnych przy powiększeniu x20 oraz ubytek masy nie większy niż 4 g/m<sup>2</sup>. Obserwację prowadzono przy użyciu mikroskopu cyfrowego VHX-700.

#### *Badania korozyjne w rozpylonej obojętnej solance (NSS)*

Badania korozyjne w sztucznej atmosferze jaką jest rozpylona obojętna solanka (NSS), zostały przeprowadzone zgodnie z normą PN-EN ISO 9227 [121]. Badania miały na celu oszacowanie odporności na korozję wykonanych złączy spawanych przy zmiennych wartościach uzyskanych energii łuku. Chlorek sodu został rozpuszczony w wodzie destylowanej do uzyskania roztworu o następujących parametrach (w temperaturze 25 °C): stężenie: 50 g/l, odczyn: 6,5÷7,0 pH. Próbki do badań o wymiarach 10x25x140 mm, wycięto w poprzek złącza spawanego, prostopadle do osi spoiny dla każdego z trzech poziomów energii łuku 2,18 kJ/mm, 2,33 kJ/mm i 2,50 kJ/mm. Próbki zostały wycięte w taki sposób, aby badanie obejmowało wszystkie strefy złącza spawanego spoinę (WM), strefę wpływu ciepła (HAZ) oraz materiał podstawowy (BM). Przed przystąpieniem do badania próbki zostały oczyszczone z barw nalotowych powstałych podczas procesu spawania przy użyciu metody czyszczenia elektrolitycznego za pomocą urządzenia Weldec Sonic Master Cleaner. Zastosowano elektrolit czyszczący Sonic. Dodatkowo wycięta została próbka referencyjna z materiału podstawowego (gatunek 1.4462) wzdłuż kierunku walcowania, w celu porównania otrzymanych wyników do wyników próbek ze złączy spawanych. Następnie wszystkie próbki zostały zważone z dokładnością do 0,01 g. Badania przeprowadzono w komorze solnej, typ urządzenia SC/KWT 450 (Weiss

Technik). Temperatura badania wynosiła 35 °C, a czas ekspozycji 240 godzin. Wzrokową ocenę okresową próbek prowadzono co 24 godziny.

Ekspozowane próbki zostały rozmieszczone w komorze pod kątem 20° w stosunku do pionu, licem spoiny do góry, tak aby nie znajdowały się bezpośrednio na drodze rozpylanej cieczy i aby umożliwić swobodny jej obieg.

Po wymaganym czasie ekspozycji, próbki zostały wyjęte z komory i pozostawione do wyschnięcia przed splukaniem w celu zmniejszenia ryzyka usunięcia produktów korozji. Następnie przed oceną próbki splukano w wodzie w celu usunięcia z ich powierzchni pozostałości rozpylonego roztworu.

## 6.6 Model i symulacja procesu spawania metodą K-TIG

### 6.6.1 Model pola temperatur w procesie spawania metodą K-TIG

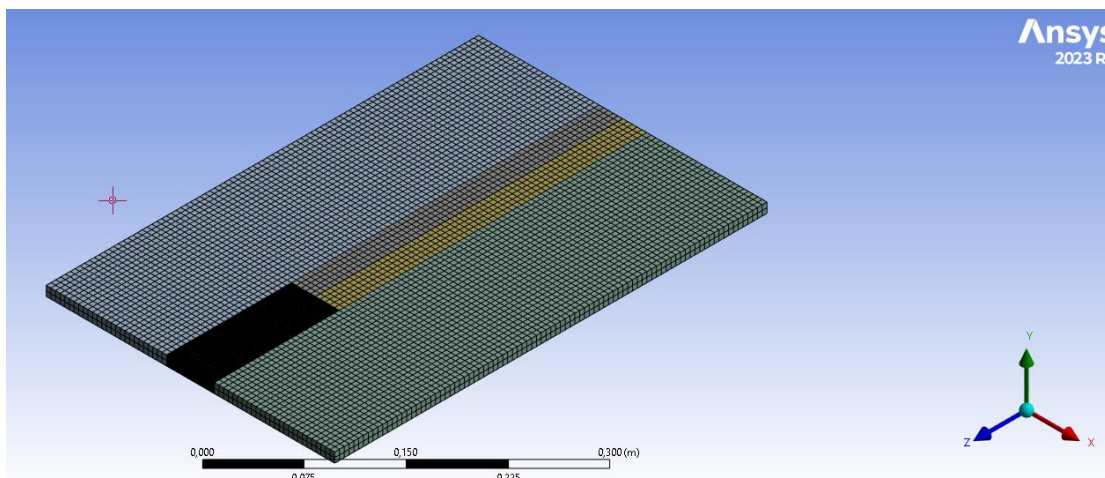
Symulacja obliczeniowa procesu spawania metodą K-TIG wykonanych złączy próbnych numer 2, 3 i 4 (opisanych w Rozdziale 6.1) została oparta na metodzie elementów skończonych (MES) przy użyciu programu ANSYS 2023 R2. Zastosowano przestrzenny model obliczeniowy z elementami typu 3D oraz termalną analizę ciągłą w stanie nieustalonym (*Transient thermal analysis*) jako technikę obliczeniową. Analiza ciągła bazuje na obliczeniach niestacjonarnego pola temperatury związanego z poruszającym się źródłem ciepła. Do analizy zastosowano elementy skończone trójwymiarowe sześciennie typu "brick" o interpolacji drugiego rzędu. Liczba węzłów elementu wynosiła dwadzieścia. Wymiary geometrii modelu wynosiły: długość – 350 mm, szerokość każdej blachy – 155 mm i grubość – 10 mm. Przyjęto odstęp między blachami 0,2 mm, wynikający z tolerancji przygotowania rzeczywistych elementów do spawania.

Siatka dyskretyzacji modelu została zbudowana w następujący sposób:

- a) w obszarze osi złącza na szerokości 50 mm i długości 120 mm w kierunku spawania (symetrycznie) siatka dyskretyzacji została zagęszczona do wymiaru elementu skończonego: 1 mm (obszar koloru czarnego – Rys. 6.5),
- b) w dalszej odległości od osi spoiny i w kierunku długości modelu geometrycznego, wymiar elementu skończonego wynosił 5 mm.

Całkowita liczba elementów skończonych modelu geometrycznego równa była 75 640, a liczba węzłów – 354 246. Tak przyjęty podział modelu dyskretnego na elementy skończone umożliwił przeprowadzenie dokładniejszych obliczeń

w obszarach, gdzie aproksymowana funkcja wykazuje dużą zmienność gęstości (spoina, strefa wpływu ciepła).



Rys. 6.5 Widok trójwymiarowej siatki modelu

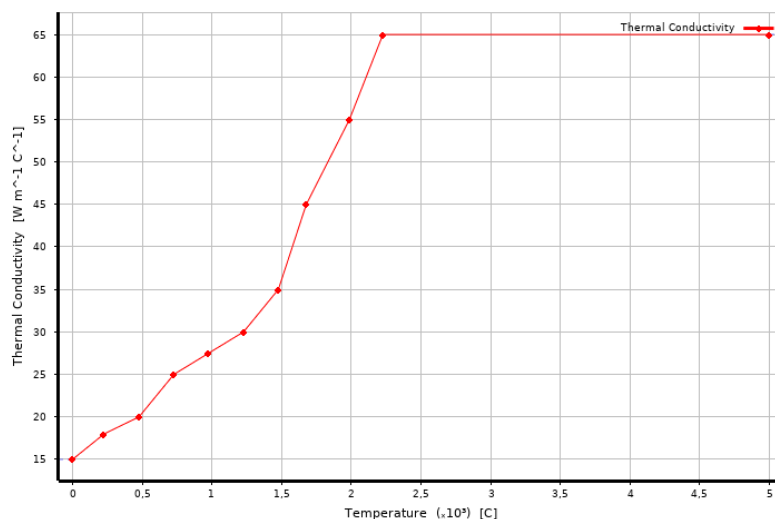
Obliczenia zostały przeprowadzone przy następujących parametrach wstępnych:

- temperatura podgrzania wstępnego: 20 °C,
- współczynnik konwekcji:  $\alpha_k=10 \text{ W/m}^2$ , co odpowiada warunkom panującym w powietrzu bez wymuszonego przepływu (konwekcja swobodna) [88]; współczynnik przyjęty został na wszystkich zewnętrznych powierzchniach modelu z wyjątkiem płaszczyzn przechodzących przez oś symetrii,
- promieniowanie zostało uwzględnione we współczynniku sprawności cieplnej metody spawania K-TIG, przyjętym na poziomie  $k=1$ .

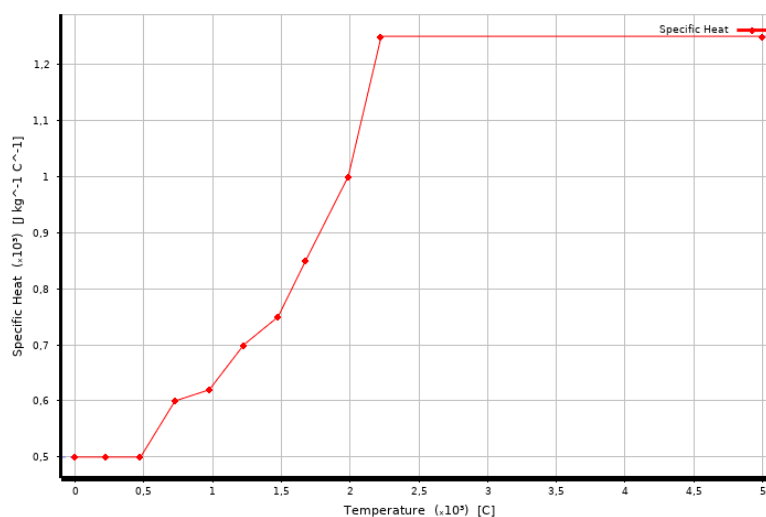
W analizie numerycznej przyjęto właściwości materiałowe stali duplex, gatunku 1.4462, na podstawie danych literaturowych oraz uwzględniono ich zmienność w zależności od temperatury [122]:

- gęstość materiału przyjęto jako wartość stałą wynoszącą: 7800 kg/m<sup>3</sup>,
- współczynnik przewodzenia ciepła ( $\lambda_0$ ) przyjęto jako wartość zmienną zależną od temperatury, co przedstawiono na Rys. 6.6.,
- ciepło właściwe ( $C_p$ ), przyjęto jako wartość zmienną zależną od temperatury co przedstawiono na Rys. 6.7.

Parametry procesu spawania (natężenie prądu spawania, napięcie łuku, prędkość spawania) dla poszczególnych złączy zostały przyjęte zgodnie z Tabelą 6.3.



Rys. 6.6 Zależność współczynnika przewodzenia ciepła od temperatury



Rys. 6.7 Zależność ciepła właściwego od temperatury

Analizę numeryczną procesu spawania metodą K-TIG przeprowadzono z wykorzystaniem połączenia dwóch modeli źródeł ciepła (złożone źródło ciepła) przy zastosowaniu komend w skrypcie APDL programu ANSYS. W górnej części zastosowano model podwójnie elipsoidalny Goldaka – określony zależnościami (4.7) i (4.8), a w części dolnej stożkowy model źródła ciepła – określony zależnością (4.9). Charakterystyczne zmienne przyjętego modelu kombinowanego przedstawiono na Rys. 6.8. Przyjmując takie rozwiązanie całkowita moc cieplna  $q$  została podzielona na dwie części:

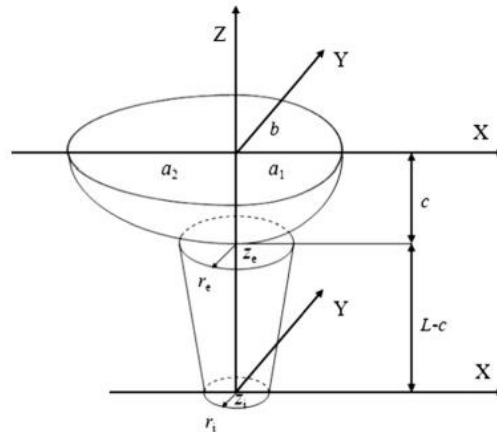
$$q = q_G + q_S = (\beta_1 + \beta_2) \cdot q \quad (6.6)$$

gdzie:

$q_G$  – podwójnie elipsoidalne objętościowe źródło ciepła,

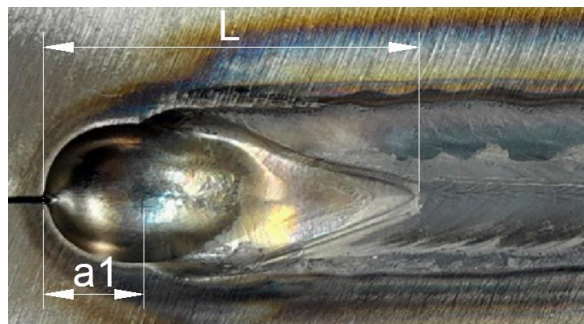
$q_S$  – stożkowe źródło ciepła,

$\beta_1, \beta_2$  – parametry podziału dopływu ciepła  $q$ .



Rys. 6.8 Zastosowany w obliczeniach model złożony objętościowego źródła ciepła [123]

Do opisu geometrii elipsoidalnego modelu źródła ciepła potrzebne są cztery wymiary: szerokość ( $b$ ), głębokość ( $c$ ) oraz długość przedniej ( $a_1$ ) i tylnej ( $a_2$ ) części elipsoidy. Natomiast do opisu geometrii stożkowego modelu: górny ( $r_e$ ) oraz dolny ( $r_i$ ) promień stożka oraz jego wysokość ( $L-c$ ). Wymiary te, stanowiące dane wejściowe niezbędne do zdefiniowania modelu źródła ciepła, zmierzono na wykonanych zglądach metalograficznych złączy spawanych numer 2, 3 i 4. Długość jeziorka spawalniczego (przednia i tylna część elipsoidy) określono na podstawie pomiaru miejsca zakończenia spawania – schemat pomiaru przedstawiono na Rys. 6.9.



Rys. 6.9 Sposób pomiaru wymiarów jeziorka spawalniczego (LM)

Szerokość lica spoiny (odległość pomiędzy liniami wtopienia określona jako:  $w=2 \cdot b$  [mm]), głębokość wtopienia oraz promień i wysokość stożkowego modelu

źródła ciepła, określono na podstawie pomiaru tych wielkości na przekrojach poprzecznych zglądów metalograficznych wykonanych złączy spawanych – wyniki pomiarów geometrycznych przedstawione zostały w Tabeli 6.4.

Tabela 6.4 Parametry modelu – wielkości charakterystyczne

Parametry modelu	Złącze nr 2	Złącze nr 3	Złącze nr 4
$L$ [mm]	22,20	24,64	25,76
$a_1$ [mm]	11,32	10,72	11,58
$a_2 = L - a_1$ [mm]	10,88	13,92	14,18
$w = 2 \cdot b$ [mm]	15,62	16,44	16,81
$b$ [mm]	7,81	8,22	8,41
$c$ [mm]	2,88	3,14	2,76
$r_e$ [mm]	5,50	5,44	5,80
$r_i$ [mm]	1,00	1,42	1,09
$L-c$ [mm]	7,24	6,86	7,24
$f_f$	0,7	0,7	0,7
$f_r$	1,3	1,3	1,3
$\beta_1$	0,4	0,4	0,4
$\beta_2$	0,6	0,6	0,6

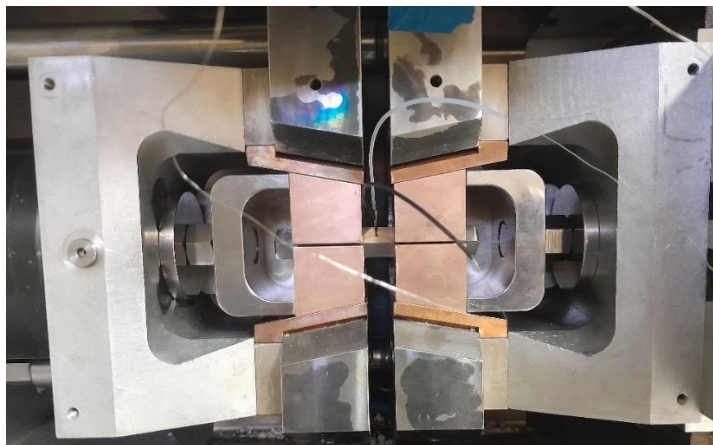
## 6.6.2 Symulacja HAZ z wykorzystaniem systemu termiczno-mechanicznej symulacji

Symulacja strefy wpływu ciepła (HAZ), została wykonana z wykorzystaniem urządzenia Gleeble 3500-GTC przy użyciu systemu bezpośredniego nagrzewania oporowego. Urządzenie może nagrzewać próbki z szybkością ponad 10 000 °C/s i utrzymywać stałą temperaturę w zakresie  $\pm 1$  °C. Zastosowanie termopar umożliwia dokładną kontrolę temperatury próbki ze sprzężeniem zwrotnym. Chłodzone wodą szczęki utrzymują próbkę, dzięki czemu Gleeble 3500-GTC może pracować z dużą szybkością chłodzenia. Maksymalna szybkość chłodzenia zależy od wielkości, kształtu, temperatury i gatunku materiału, z którego zostały wykonane próbki.

Proces symulacji przeprowadzony został, na próbkach prostopadłościennych o wymiarach 10x10x95 mm, wyciętych i obrobionych mechanicznie z blachy odpornej na korozję w gatunku 1.4462. Do kontroli temperatury procesu zastosowano termopary typu R: Pt-13 %Rh – przewód dodatni (+), Pt – przewód ujemny (-). Ten typ termopar umożliwia pracę w atmosferze obojętnej, przy maksymalnej temperaturze próby 1398 °C w okresie ciągłym, natomiast dla krótkiej ekspozycji temperatura ta



wynosi 1482 °C. Zastosowano uchwyty miedziane, które mają bardzo wysoką przewodność cieplną oraz dodatkowo są chłodzone wodą, co umożliwia uzyskanie bardziej stromego gradientu temperatury (wąska strefa gorąca) oraz zapewnia szybsze schładzanie próbki. Rozpiętość uchwytów wynosiła 10 mm, przez co uzyskać można stromy profil temperaturowy, w którym gradient temperatury wynosi 150 °C/mm, a szybkość chłodzenia 200 °C/s. Konfigurację układu z zamocowaną próbką i termoparami przedstawiono na Rys. 6.10.



Rys. 6.10 Układ z zamocowaną próbką przygotowany do prób HAZ

Zastosowano dedykowane oprogramowanie do symulatora Gleeble 3500-GTC o nazwie Heat Affected Zone (HAZ), z wykorzystaniem danego typu modelu krzywej symulacyjnej, określającej energię łuku spawalniczego na podstawie zadanych parametrów materiałowych takich jak gęstość, ciepło właściwe oraz współczynnik przewodności cieplnej. Próby prowadzono przy aktywnym układzie hydraulicznym urządzenia, umożliwiającym kontrolowanie naprężeń własnych badanej próbki powstających na skutek oddziaływania cyklu cieplnego.

Występujące podczas spawania pola temperatur i cykle cieplne stanowią złożone zagadnienia analityczne niestacjonarnego przepływu ciepła, dlatego do obliczenia czasu stygnięcia w określonych zakresach temperatur, przeanalizowano dwa modele: trójwymiarowego i dwuwymiarowego przepływu ciepła [124, 125]. W celu określenia danego modelu przepływu ciepła należy obliczyć grubość przejściową  $d_{gr}$  spawanej blachy według równania (6.7).

$$d_{gr} = \left[ \frac{E}{\rho C_p} \left( \frac{1}{T_2 - T_p} \right) + \left( \frac{1}{T_1 - T_p} \right) \right]^{0,5} \quad (6.7)$$

gdzie:

$E$  – energia łuku spawalniczego,

$\rho$  – gęstość materiału,

$C_p$  – ciepło właściwe,

$T_p$  – temperatura podgrzania wstępnego,

$T_1, T_2$  – temperatury definiujące czas chłodzenia.

W przypadku, gdy grubość spawanego materiału jest większa od grubości przejściowej ( $t > d_{gr}$ ), czas chłodzenia w określonym zakresie temperatur obliczamy korzystając z modelu trójwymiarowego przepływu ciepła, natomiast w przypadku, gdy grubość spawanego materiału jest mniejsza bądź równa grubości przejściowej ( $t \leq d_{gr}$ ), zastosowanie ma model dwuwymiarowego przepływu ciepła. Na podstawie parametrów (Tabela 6.5), korzystając z równania (6.7) obliczono grubość przejściową  $d_{gr}$  dla wykonanych złączy spawanych numer 2, 3 i 4 dla temperatur:  $T_1=1200$  °C i  $T_2=600$  °C i temperatury podgrzania wstępnego  $T_p=20$  °C.

Tabela 6.5 Grubość przejściowa spawanych złączy próbnych

Nr próbki	$\rho$ [kg/m <sup>3</sup> ]	$C_p$ [J/kg·C]	$E$ [kJ/mm]	$d_{gr}$ [mm]
2	7800	500	2,18	31,04
3	7800	500	2,33	32,09
4	7800	500	2,50	33,25

Obliczona grubość przejściowa jest większa od grubości spawanej blachy, więc zastosowanie ma model dwuwymiarowy przepływu ciepła, dlatego do dalszych obliczeń stosowano odpowiadającą temu modelowi krzywą symulacyjną typu: Rykalin's-2D [84, 126].

## 7 Wyniki badań technologii spawania

Wykonano złącza według parametrów przedstawionych w Tabeli 6.3. Po zakończeniu procesu spawania złącza zostały ocenione pod kątem występowania niezgodności spawalniczych zgodnie z wymaganiami normy PN-EN ISO 5817 [104]. Złącza nr 1 i 5 nie spełniły założonego poziomu jakości B co do występowania niezgodności spawalniczych. W złączu numer 1, zaobserwowano niezgodność określoną jako brak przetopu (oznaczenie 4021 według PN-EN ISO 6520-1 [127]), występującą na całej długości złącza próbnego.

W związku z tym, że nie zostały spełnione założone wymagania jakości dla badania wizualnego, złącze to nie zostało poddane kolejnym badaniom.

W przypadku złącza nr 5, nie uzyskano spoiny na całej długości blach próbnych. Przyjęte parametry technologiczne procesu spawania były zbyt wysokie dla uzyskania akceptowalnego złącza (spoiny). Podczas procesu spawania wystąpiło zjawisko topienia krawędzi płyt w obszarze grubości blach i powstanie niezgodności spawalniczej określanej jako przepalenie (oznaczenie 510 według PN-EN ISO 6520-1 [127]). Złącze to również nie spełniło założonego poziomu jakości dla badań wizualnych i nie podlegało dalszej ocenie innymi metodami badań.

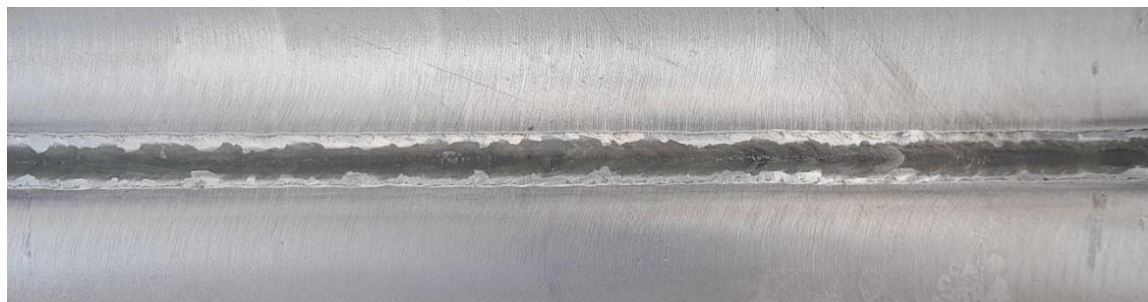
### 7.1 Wyniki badań nieniszczących

Korelacja pomiędzy przyjętym poziomem jakości a poziomami akceptacji dla poszczególnych metod badań nieniszczących została określona na podstawie normy PN-EN ISO 17635 [128].

#### *Badania wizualne*

Badania wizualne (bezpośrednie) zostały przeprowadzone na gotowych złączach spawanych numer 2, 3 oraz 4, w celu określenia czy spełniają wymagania poziomu jakości B według wymagań normy PN-EN ISO 5817 [104]. Złącza zostały sprawdzone w stanie w jakim je wykonano – „po spawaniu”. Zakres badań obejmował sprawdzenie kształtu i wymiaru spoiny dla każdego ze złączy, zarówno od strony lica jak i grani. Profil powierzchni lica spoiny oraz wysokość nadlewu spełniają wymagania założonego poziomu jakości B. Powierzchnia spoiny jest regularna, a jej szerokość równomierna wzdłuż całej długości złącza – rowek spawalniczy został całkowicie wypełniony. W obszarze grani spoiny nie stwierdzono

niezgodności w postaci wycieków, wklęsnięć, przepaleń i podtopień. Od strony lica spoiny na złączach numer 2 oraz 3 zostały wykryte niezgodności zidentyfikowane jako podtopienie przerywane (oznaczenie 5012) o wymiarze charakterystycznym  $h=0,3$  mm (wartość dopuszczalna  $h=0,5$  mm). W obszarze spoiny, grani oraz strefy wpływu ciepła (HAZ) nie stwierdzono występowania pęknięć. Złącza numer 2, 3 oraz 4, spełniły założony poziom jakości B według wymagań normy PN-EN ISO 5817 [104]. Przykład wykonanych złączy spawanych został przedstawiony na Rys. 7.1.



Widok od strony lica spoiny – stan po spawaniu (LM)

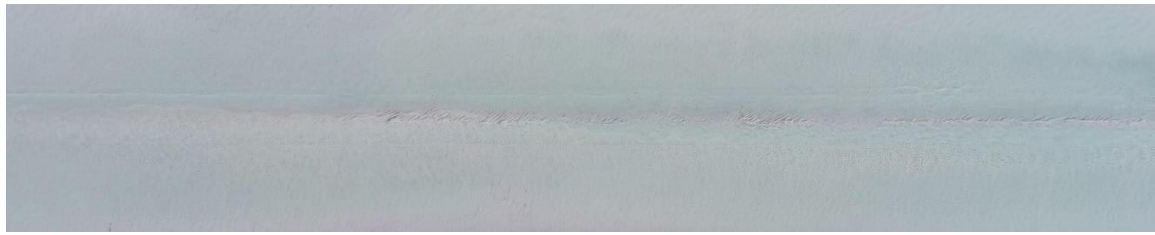


Widok od strony grani spoiny – stan po spawaniu (LM)

Rys. 7.1 Badania wizualne (VT) gotowych złączy spawanych – przykład złącza numer 2

### *Badania penetracyjne*

Badania penetracyjne zostały przeprowadzone przy zastosowaniu penetrantu barwnego, a ocenę złączy spawanych wykonano po określonym czasie wywoływania. Na powierzchni badanych złączy spawanych numer 2, 3 oraz 4 nie stwierdzono występowania nieciągłości w postaci niezgodności liniowych oraz nieliniowych w obszarze lica oraz grani spoiny i w strefie wpływu ciepła (HAZ). Badanie obejmowało lico i grań spoiny oraz obszar o szerokości 10 mm z każdej strony. Złącza numer 2, 3 oraz 4 spełniły założony poziom akceptacji 2x według normy PN-EN ISO 23277 [107]. Przykład defektogramu badanego złącza spawanego został przedstawiony na Rys. 7.2.



Widok od strony lica spoiny

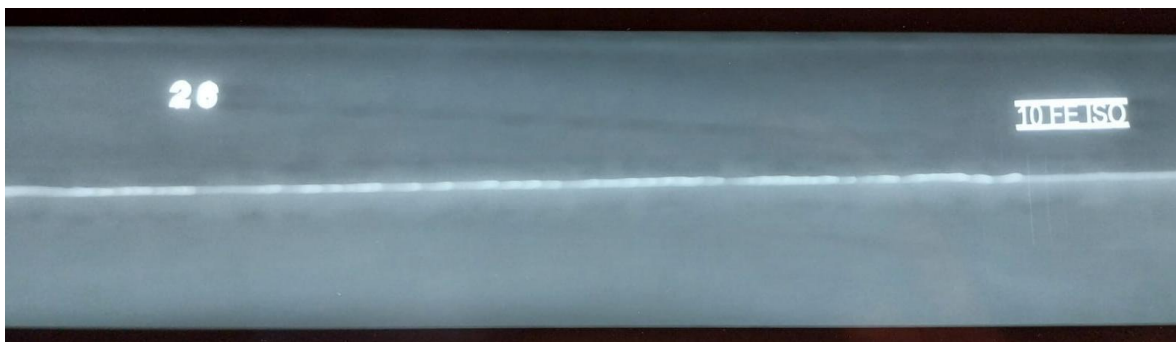


Widok od strony grani spoiny

Rys. 7.2 Defektogram badania penetracyjnego (PT) – przykład złącza numer 3

### *Badania radiograficzne*

Warunki ekspozycji badań radiograficznych zostały poprawnie dobrane, co pozwoliło uzyskać gęstość optyczną wszystkich radiogramów w zakresie  $3,4 \div 4,0$  oraz widoczny obraz wskaźnika IQI – W14. Wyniki badań radiograficznych wykonanych złączy spawanych numer 2, 3 oraz 4 nie wykazały występowania niezgodności wewnętrznych. Nie stwierdzono występowania niezgodności zarówno nieakceptowalnych oraz niezgodności akceptowanych podlegających rejestracji takich jak niezgodności płaskie oraz przestrzenne. Złącza numer 2, 3 oraz 4 spełniły założony poziom akceptacji 1 według normy PN-EN ISO 10675-1 [110]. Przykład radiogramu badanego złącza spawanego został przedstawiony na Rys. 7.3.



Rys. 7.3 Radiogram złącza spawanego (RT) – przykład złącza numer 4

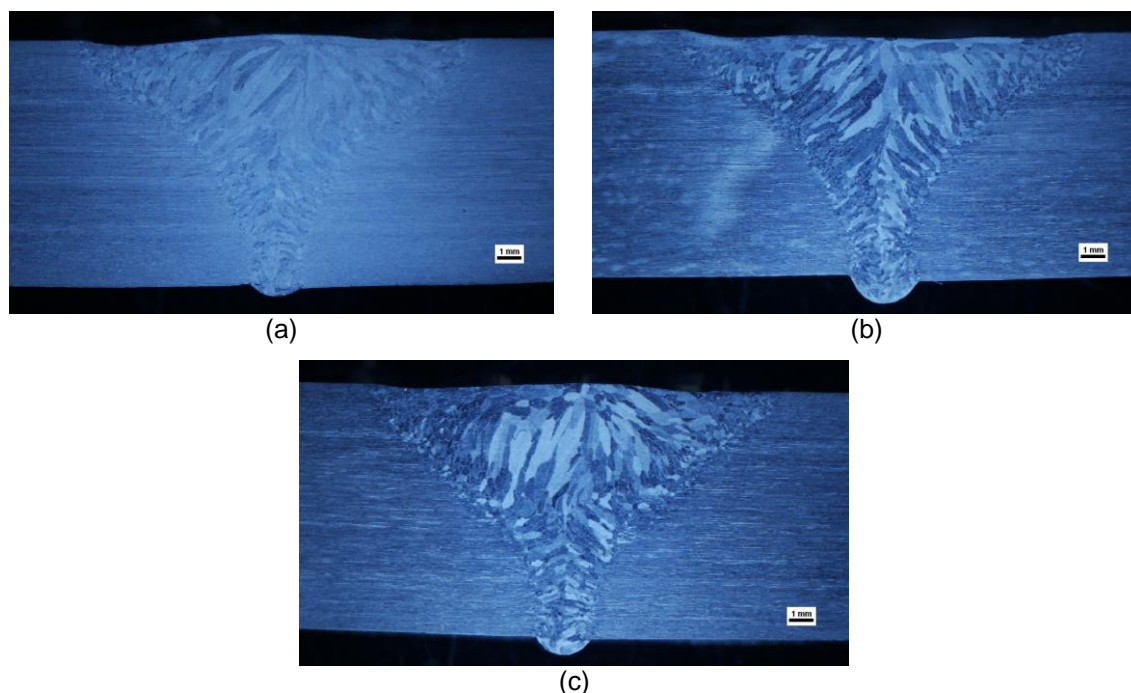
Z płyt próbnych numer 2, 3 oraz 4, które spełniły założony poziom jakości, wycięto próbki do badań mechanicznych (niszczących) oraz metalograficznych w określonych miejscach złącza spawanego według wytycznych normy PN-EN ISO 15614-1 [98].



## 7.2 Wyniki badań strukturalnych

### *Makroskopia świetlna*

Geometrię uzyskanych spoin pokazano na Rys. 7.4. Cechą charakterystyczną wszystkich uzyskanych spoin jest ich „lejkowaty” kształt, co wyróżnia metodę spawania K-TIG w stosunku do innych metod spawania łukowego.



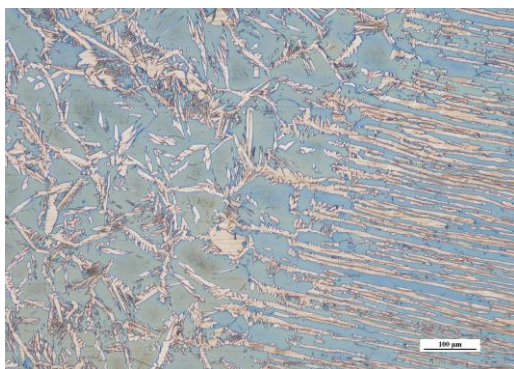
Rys. 7.4 Geometria spoiny złączy spawanych ze stali duplex: a) złącze numer 2, b) złącze numer 3, c) złącze numer 4 (LM)

Na otrzymanych obrazach makrostruktury (Rys. 7.4) uwidocznione zostały charakterystyczne obszary złącza spawanego: strefa wpływu ciepła (HAZ) oraz spoina (WM). Geometria profilu spoin jest poprawna dla wszystkich trzech złączy. Występuje łagodne przejście lica spoiny do materiału podstawowego (BM), a grań jest właściwie uformowana. Wymiar występujących niezgodności dla złączy numer 2 oraz numer 3, w postaci podtopienia przerywanego (5012) jest akceptowalny dla przyjętego poziomu jakości B według normy PN-EN ISO 5817 [104] i wynosi odpowiednio:  $h=0,29$  mm oraz  $h=0,27$  mm. Nie stwierdzono występowania żadnych wewnętrznych wad i niezgodności oraz nieprawidłowości w budowie strefy wpływu ciepła (HAZ) oraz materiału rodzimego (BM). Wartym podkreślenia jest fakt, że pomimo braku ukosowania blach przed spawaniem (przygotowanie na I) i kierunku krzepnięcia spoiny prostopadłego do kierunku odprowadzania ciepła, zapewniony

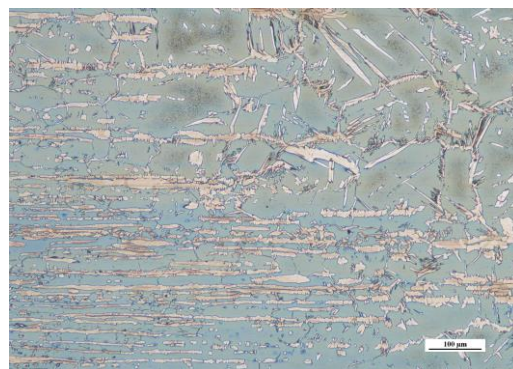
jest prawidłowy współczynnik kształtu spoiny. W każdym ze spawanych złączy, rozmiar oraz ukształtowanie strefy wpływu ciepła (HAZ) jest podobne.

#### *Mikroskopia świetlna*

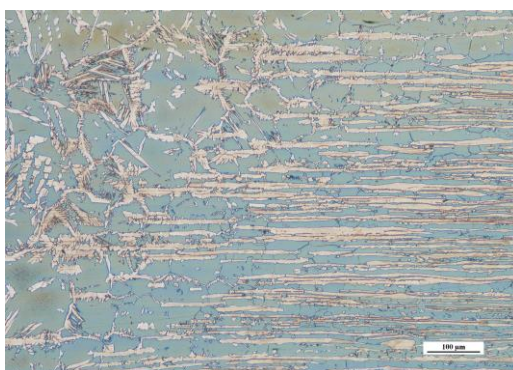
Oglądając złącza spawane nr 2, 3 i 4 pod mikroskopem optycznym wyraźnie widać, że mikrostruktura składa się z dwóch faz: austenitu (faza jasna) oraz ferrytu (faza ciemna). Obraz mikrostruktury można traktować jako pola (wyspy) austenitu na tle osnowy ferrytycznej. Obraz mikrostruktury obejmujący poszczególne obszary złącza strefę wpływu ciepła (HAZ) i spoinę (WM) oraz materiał podstawowy, dla spawanych złączy próbnych dla trzech wielkości energii łuku, przedstawiono na Rys. 7.5. Zaobserwować można różnicę w budowie poszczególnych stref oraz charakterystyczne kolumnowe dendryty szczególnie w obszarach występowania struktury ferrytu (temperatura powyżej 1300 °C), gdzie wraz z dłuższym czasem przebywania czyli większą energią łuku, występuje tendencja do rozrostu ziarna spowodowana dążeniem do zmniejszenia energii swobodnej poprzez zmniejszenie sumarycznej powierzchni granic ziaren [129].



Złącze numer 2 – 2,18 kJ/mm



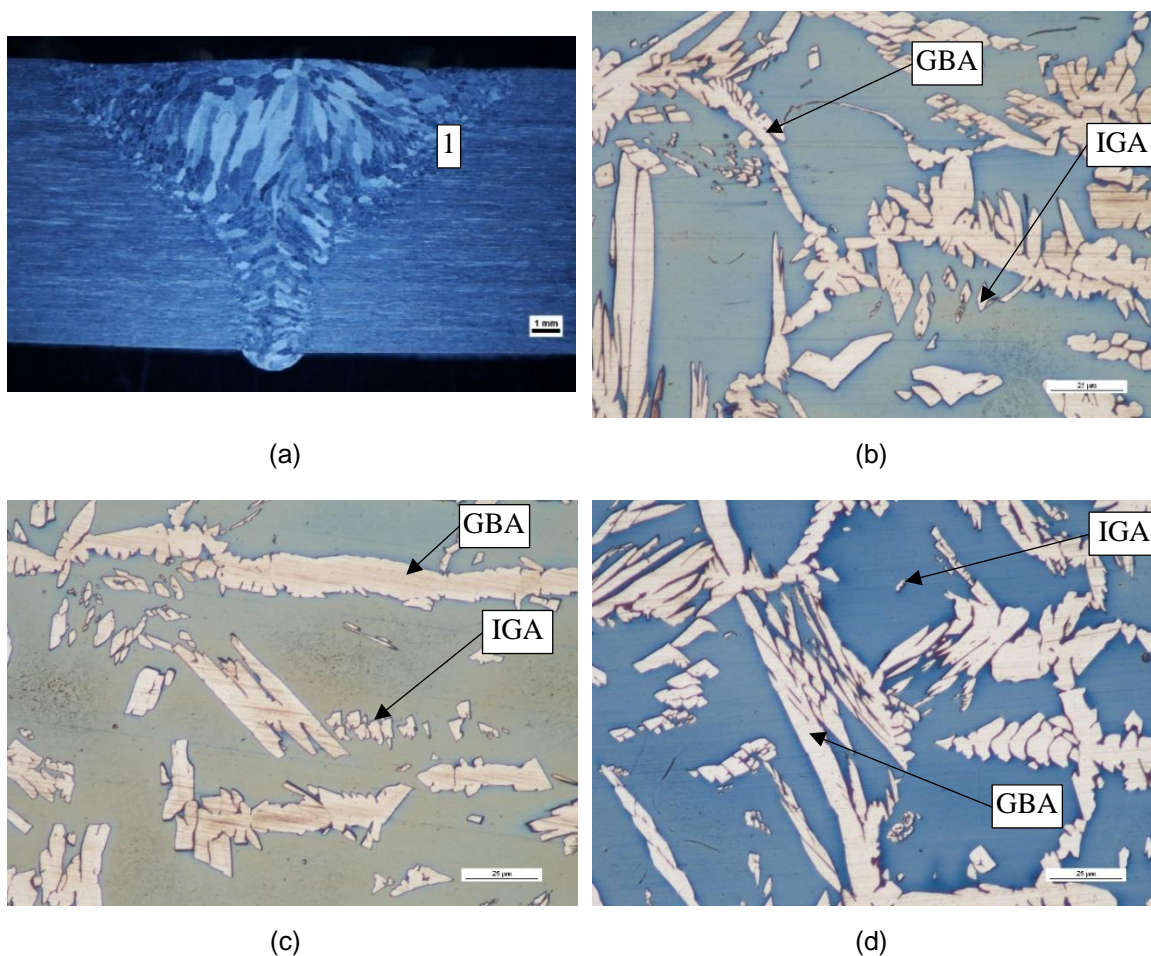
Złącze numer 3 – 2,33 kJ/mm



Złącze numer 4 – 2,50 kJ/mm

Rys. 7.5 Mikrostruktura badanych złączy (skala 100μm) – LM

Mikrostrukturę strefy wpływu ciepła (HAZ) badanych złączy spawanych pokazano na Rys. 7.6, a mikrostrukturę spoiny (WM) na Rys. 7.7. W procesie spawania metodą K-TIG energia łuku jest bardziej skoncentrowana niż w innych metodach spawania, dlatego strefa HAZ jest bardzo wąska. Pod wpływem cyklu cieplnego spawania część austenitu w HAZ uległa deformacji. Wyraźnie widać, że doprowadził on do destabilizacji faz pierwotnych. Ziarna ferrytu mają strukturę gruboziarnistą oraz została w nich rozpuszczona część austenitu. Podczas procesu chłodzenia ziarna austenitu zaczęły zarodkować na granicach ziaren ferrytu i rozrastać się tworząc ciągłą siatkę, dopasowując się kształtem do kształtu ziaren ferrytu. Pierwotne obszary austenitu tworzą się wzdłuż dendrytycznych granic ziaren ferrytu – GBA (*grain boundary austenite*). Z postępem przemiany granice ziaren są całkowicie pokryte wydzieleniami austenitu. Zaobserwować można również tworzące się wydzielenia austenitu wewnątrz ziaren ferrytu – IGA (*intragranular austenite*).

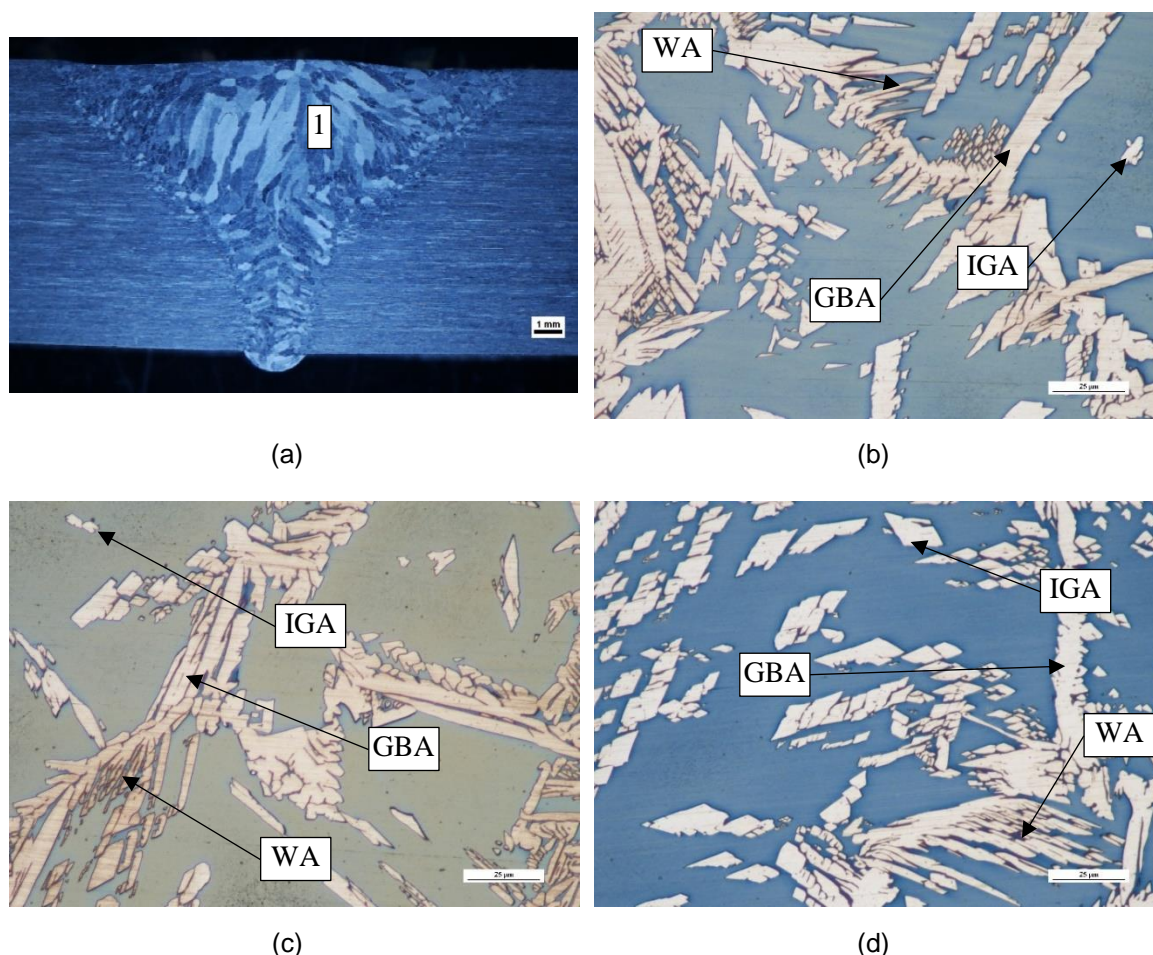


Rys. 7.6 Mikrostruktura HAZ; (a) przekrój poprzeczny złącza; (b) złącze nr 2; (c) złącze nr 3; (d) złącze nr 4 (LM) [130]



Jak pokazano na Rys. 7.7, w obszarze spoiny (WM) występuje wiele grubych struktur kolumnowych. Mikrostruktura tej strefy składa się z GBA oraz IGA i austenitu mającego strukturę Widmanstättena (WA) w osnowie ferrytu.

W obu obszarach złącza spawanego: strefa wpływu ciepła (HAZ) – Rys. 7.6 oraz spoina (WM) – Rys. 7.7, zaobserwowano w obszarze wewnątrz ziaren ferrytu drobnodyspersyjne wydzielenia, najprawdopodobniej azotków chromu.



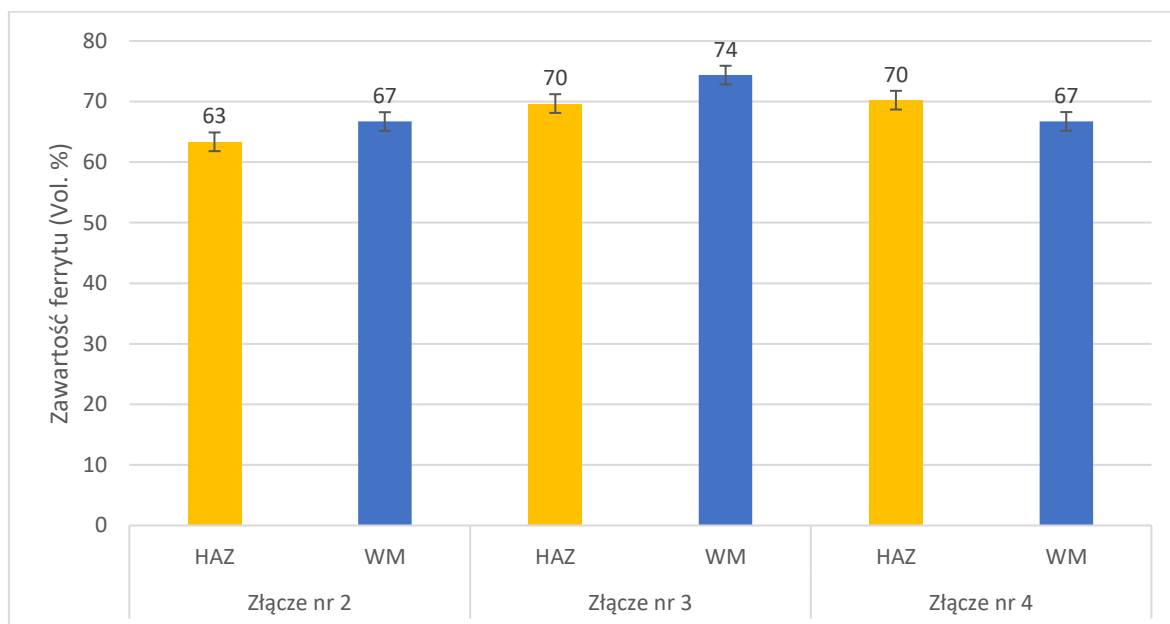
Rys. 7.7 Mikrostruktura WM; (a) przekrój poprzeczny złącza; (b) złącze nr 2; (c) złącze nr 3; (d) złącze nr 4 (LM) [130]

### *Pomiar zawartości ferrytu*

Na Rys. 7.8 przedstawiono zawartość względną ferrytu dla poszczególnych złączy spawanych w ich charakterystycznych obszarach: strefie wpływu ciepła (HAZ) oraz w spoinie (WM). Zauważyć można, że dla wszystkich złączy względna zawartość ferrytu jest w górnej akceptowalnej granicy pomiędzy 60÷75 %. Udział ferrytu w mikrostrukturze można kontrolować przez monitorowanie składu chemicznego i/lub warunków cieplnych. Szybkość chłodzenia przy energiach łuku nawet na

poziomie 2,50 kJ/mm (złącze numer 4), jest na tyle mała, że nie ma wystarczająco długiego czasu na pełną przemianę dyfuzyjną ferryt → austenit.

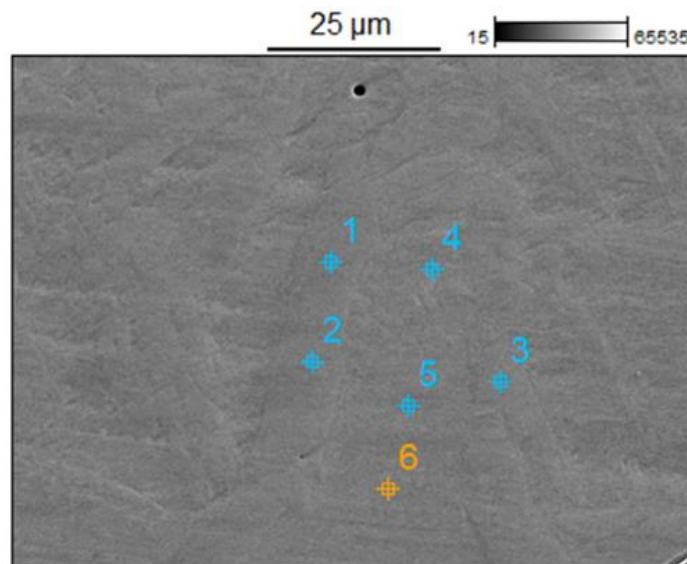
Zwiększona zawartość ferrytu w spoinie (WM), wynika również z faktu, że w stosowanej technologii spawania nie stosowano materiału dodatkowego (spoiwa), który najczęściej ma zwiększoną zawartość niklu w stosunku do materiału rodzimego (BM) w celu uzyskania większego udziału austenitu podczas chłodzenia spoiny [19].



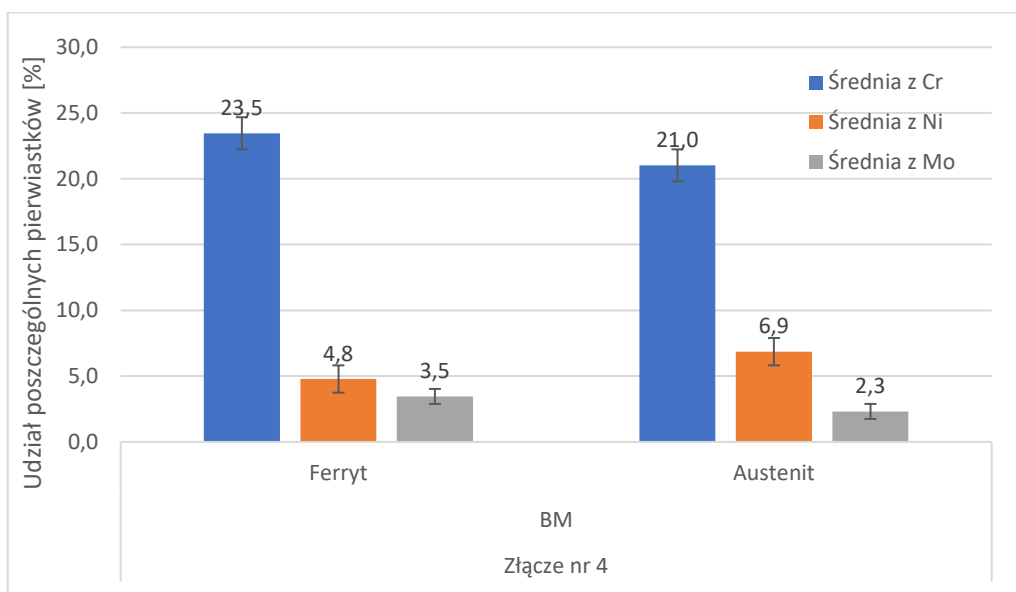
Rys. 7.8 Zawartość względna ferrytu w HAZ i WM

### *Elektronowa mikroskopia skaningowa*

Badania metodą SEM przeprowadzono na złączach spawanych numer 2, 3 i 4 w następujących obszarach: strefa wpływu ciepła (HAZ) oraz spoina (WM). Dla porównania wykonano dodatkowo analizę materiału podstawowego (BM) dla złącza numer 4. Badaniu poddano dwa składniki występujące w stali duplex: austenit (obszar wypukły) oraz ferryt (obszar płaski), tak jak to pokazano przykładowo na Rys. 7.9.



(a)

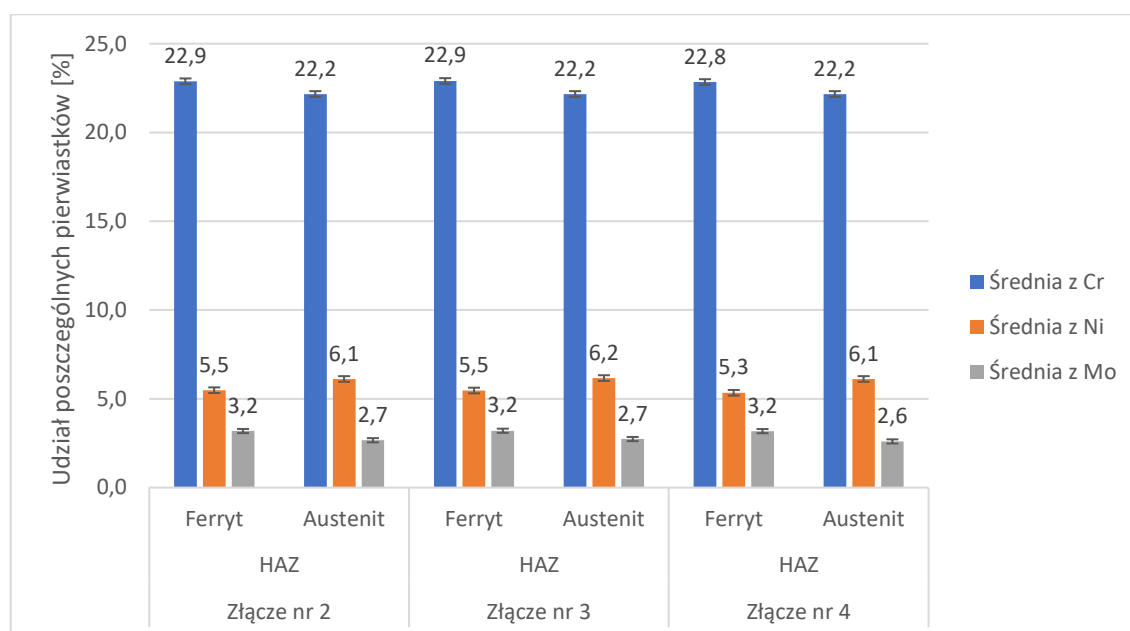


(b)

Rys. 7.9 Badanie składu chemicznego faz w materiale podstawowym (BM) – złącze nr 4; (a) przykład rozmieszczenia punktów pomiarowych (SEM); (b) zawartość Cr, Ni i Mo (SEM-EDS)

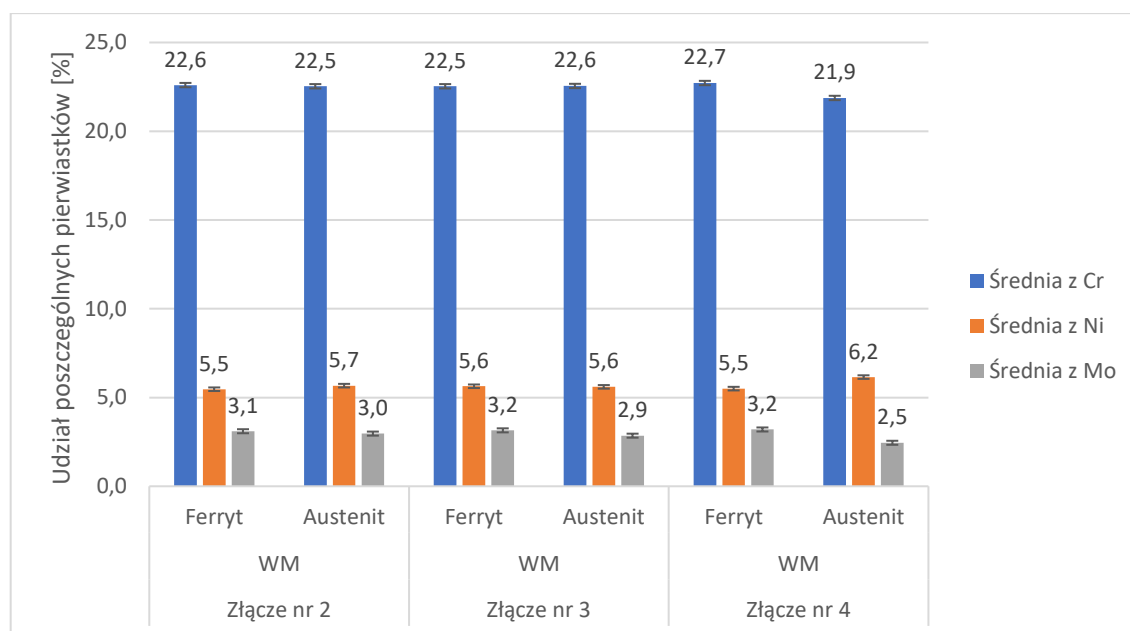
Na Rys. 7.9, przedstawiono zawartości pierwiastków (% masowy) określonych metodą SEM w obszarze materiału podstawowego (BM) dla złącza nr 4. Największa zawartość chromu (Cr), na poziomie 23,5 %, występuje w ferrycie. W austenicie zawartość ta wynosi 21,0 %. Wynika to z faktu, że chrom jest pierwiastkiem ferrytotwórczym i dyfunduje do ferrytu. Zawartość niklu (Ni) jest natomiast większa w austenicie niż w ferrycie, gdzie wynosi odpowiednio 6,9 % i 4,8 %. Nikiel jest składnikiem austenitotwórczym i w warunkach równowagi dyfunduje do austenitu. Molibden (Mo) jako pierwiastek ferrytotwórczym znajduje się w większej ilości w ferrycie niż w austenicie, gdzie średnia jego zawartość wynosi odpowiednio 3,5 % oraz 2,3 %.

W strefie wpływu ciepła (HAZ), jak pokazano na Rys. 7.10, zawartość chromu w ferrycie i austenicie tylko nieznacznie różniła się między złączami, niezależnie od wielkości energii łuku. Przy czym zawartość chromu w austenicie była zbliżona do zawartości w ferrycie. Należy zauważyć, że zawartość chromu w ferrycie była niższa, a w austenicie większa od tej zmierzonej w materiale rodzimym (Rys. 7.9). Podobną zależność obserwuje się dla molibdenu (Mo). Natomiast w przypadku niklu (Ni), jego zawartość w austenicie jest mniejsza, a w ferrycie większa niż dla materiału rodzimego. Wynika to najprawdopodobniej z faktu ograniczonej możliwości dyfuzji tych pierwiastków podczas chłodzenia. Na uwagę zasługuje fakt, że efekt ten jest niezależny od wielkości energii łuku w zakresie 2,18÷2,50 kJ/mm.



Rys. 7.10 Wynik badania składu chemicznego w HAZ (SEM-EDS)

Na Rys. 7.11, pokazano zawartość pierwiastków: chromu, niklu i molibdenu w ferrycie i austenicie w obszarze spoiny (WM). Podobnie jak w HAZ obserwuje się wyrównanie zawartości chromu w obu fazach, oraz zawyżone lub zaniżone ilości Mo i Ni. W przypadku spoiny również szybkość chłodzenia była na tyle duża, że nie nastąpiło ustalenie się składów zgodnie z tym co zostało zmierzone dla materiału rodzimego.



Rys. 7.11 Wynik badania składu chemicznego w WM (SEM-EDS)

### 7.3 Wyniki badań właściwości mechanicznych

#### *Badanie na rozciąganie poprzeczne*

Badanie statycznej próby rozciągania poprzecznego przeprowadzono dla złączy, w których spoina ułożona była wzdłużnie i poprzecznie do kierunku walcowania blachy. Wyniki badań oraz miejsca zerwania dla poszczególnych złączy, przedstawiono w Tabeli 7.1. Wszystkie z badanych złączy spełniły wymagania materiału podstawowego (BM). Wymagania te na podstawie normy PN-EN ISO 10088-2 [14], dla umownej granicy plastyczności  $R_{p0,2}$  wynoszą minimum 460 MPa, dla wytrzymałości na rozciąganie  $R_m$  są w zakresie 640÷840 MPa oraz dla wydłużenia procentowego po zerwaniu  $A_5$  – minimum 25 %.

Norma PN-EN ISO 15614-1 [98], określająca specyfikację badania technologii spawania podczas wykonywania badania na rozciąganie poprzeczne, wymaga określenia tylko parametru wytrzymałości na rozciąganie ( $R_m$ ). Podyktowane jest to tym, że złącze spawane posiada heterogeniczną budowę, jednak ze względu na naukowy charakter pracy, zostały określone także inne charakterystyczne parametry wytrzymałościowe.

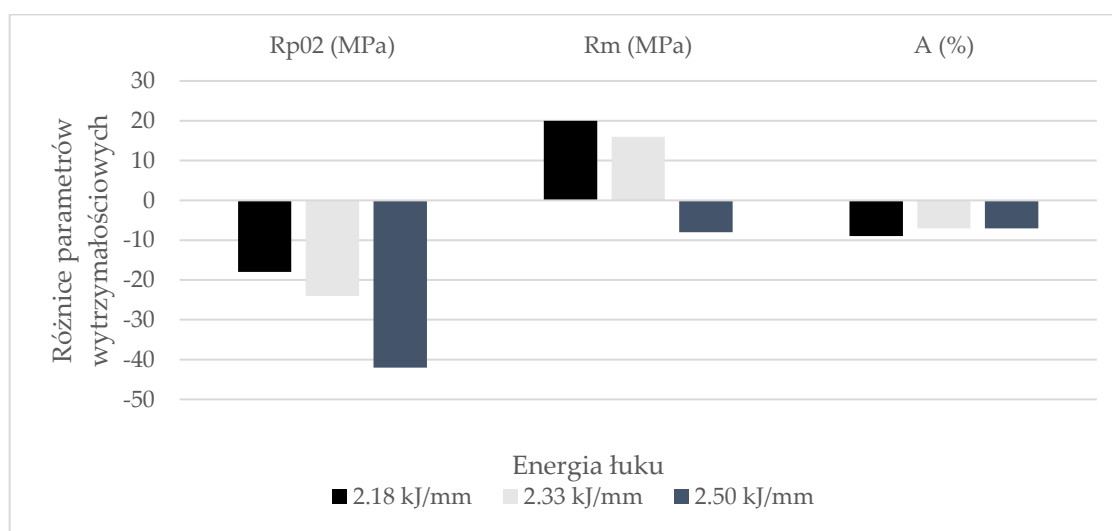
Tabela 7.1 Wyniki próby rozciągania poprzecznego

Oznaczenie próbki	$F_{p0,2}$ [kN]	$F_m$ [kN]	$R_{p0,2}$ [MPa]	$R_m$ [MPa]	A5 [%]	Miejsce zerwania
Złącze numer 2						
2.1w	143,5	194,8	596,5	809,8	25,8	FL
2.2w	143,2	198,1	580,0	802,3	27,5	FL
2.1p	137,8	207,5	537,2	808,9	22,7	FL
2.2p	144,9	211,4	560,7	818,0	20,8	FL
Złącze numer 3						
3.1w	140,7	200	563,7	801,3	28,3	FL
3.2w	149,7	200,4	599,8	802,9	29,5	FL
3.1p	151,1	211,2	569,7	796,3	27,7	FL
3.2p	149,3	211,8	560,6	795,3	28,4	FL
Złącze numer 4						
4.1w	144	196	576,7	784,9	29,7	FL
4.2w	136,3	190,7	550,7	770,5	28,3	WM
4.1p	145,5	214,2	540,0	795,0	27,2	WM
4.2p	151,1	216,8	564,3	809,6	30,7	FL
Oznaczenie:						
X.Yw – próbka wzdłużna do kierunku walcowania						
X.Yp – próbka poprzeczna do kierunku walcowania						

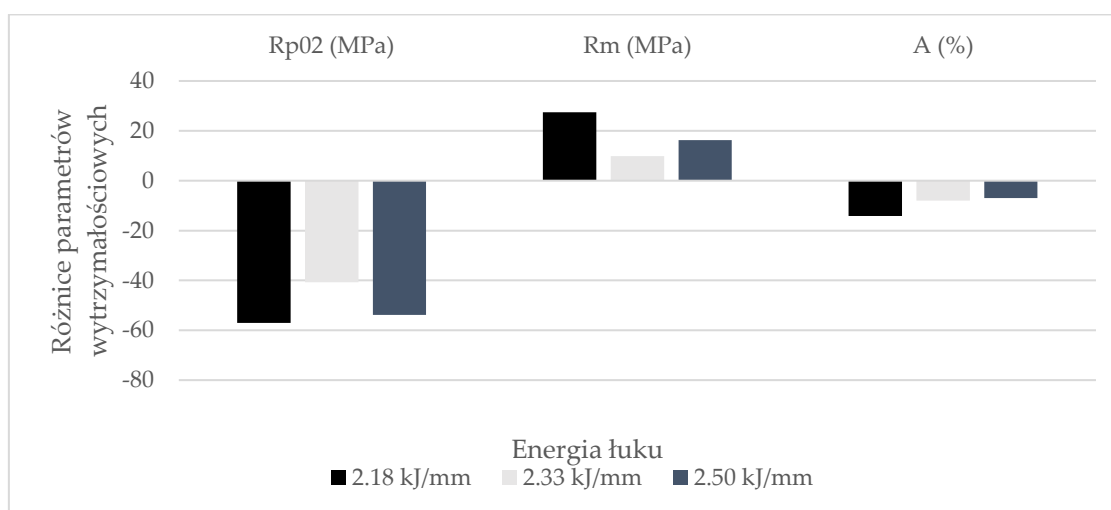
Wyniki parametrów wytrzymałościowych złączy spawanych odbiegają od parametrów materiału podstawowego (Tabela 6.2). Na Rys. 7.12 i Rys. 7.13 przedstawiono względną zmianę parametrów wytrzymałościowych badanych złączy w odniesieniu do materiału podstawowego. Dla złączy numer 2 i 3 (próbki wzdłużne) spawanych z energią łuku odpowiednio 2,18 kJ/mm i 2,33 kJ/mm, widać wyraźny wzrost wytrzymałości na rozciąganie ( $R_m$ ) i pogorszenie parametrów plastyczności ( $R_{p0,2}$  i  $A_5$ ). Powodem takiego wyniku może być fakt, że w procesie chłodzenia złącza otrzymywano strukturę o dużej zawartości ferrytu (Rys. 7.8), która w porównaniu do austenitu ma większą twardość i mniejszą plastyczność. Natomiast wytrzymałość na rozciąganie dla próbki numer 4 zmalała w stosunku do wartości uzyskanej dla materiału podstawowego. Należy podkreślić, że dla tej próbki zawartość ferrytu w spoinie była nieco niższa, a najbardziej zbliżona była zawartość Cr, Mo i Ni do zawartości zmierzonej dla materiału podstawowego. Sugerowałoby to, że dla tego złącza proces chłodzenia był wystarczająco wolny, aby mogły nastąpić w większym stopniu procesy dyfuzji i zmiany fazowe.

Dla wszystkich złączy spawanych – próbki poprzeczne (Rys. 7.13), obserwuje się wyraźne pogorszenie parametrów plastyczności ( $R_{p0,2}$  i  $A_5$ ). W porównaniu do próbek rozciąganych wzdłuż kierunku walcowania blachy, obniżenie granicy

plastyczności wyniosło odpowiednio 216 % dla złącza 2 – 2,18 kJ/mm, 66 % dla złącza numer 3 – 2,33 kJ/mm i 28 % dla złącza numer 4 – 2,50 kJ/mm. Wyniki otrzymane dla parametru wytrzymałości na rozciąganie ( $R_m$ ) są porównywalne dla obu kierunków pobierania próbek, co świadczy o tym, że w złączach spawanych w zakresie energii łuku 2,18÷2,50 kJ/mm nie obserwujemy zwiększonej anizotropowości spowodowanej procesem spawania.



Rys. 7.12 Zmiana względna parametrów wytrzymałościowych badanych złączy w odniesieniu do materiału podstawowego – próbki wzdłużne do kierunku walcowania



Rys. 7.13 Zmiana względna parametrów wytrzymałościowych badanych złączy w odniesieniu do materiału podstawowego - próbki poprzeczne do kierunku walcowania

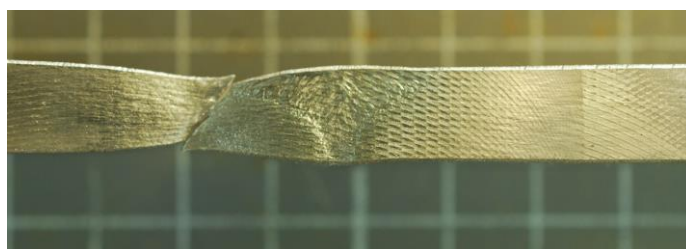
W większości badanych próbek (bez względu na kierunek walcowania) pęknięcie podczas statycznej próby rozciągania występowało w linii wtopienia (FL), co przedstawiono na Rys. 7.14. W przypadku próbek 2.2w, 3.2w, 4.1w, 3.1p oraz 3.2p, pęknięcie podczas statycznej próby rozciągania rozpoczynało się w linii wtopienia



(FL) od strony lica spoiny i rozprzestrzeniało się w kierunku materiału podstawowego, co przedstawiono na Rys. 7.15. Dla próbek: 4.2w oraz 4.1p pęknięcie nastąpiło w metalu spoiny (WM), co przedstawiono na Rys. 7.16. Kąt przełomu w badanych próbkach wynosi w przybliżeniu  $45^\circ$  w miejscu występowania naprężenia stycznego działającego w płaszczyźnie poślizgu, co może świadczyć o odkształceniu plastycznym. Przełomy mają charakter ciągliwy, o czym świadczy kraterowa struktura przełomów oraz towarzyszące odkształcenie plastyczne.



Rys. 7.14 Miejsce przełomu próbek w linii wtopienia po badaniu na rozciąganie poprzeczne – spoina 2.1p (LM)



Rys. 7.15 Miejsce przełomu próbek z początkiem w linii wtopienia po badaniu na rozciąganie poprzeczne – spoina 4.2p (LM)



Rys. 7.16 Miejsce przełomu próbek w metalu spoiny po badaniu na rozciąganie poprzeczne – spoina 4.2w (LM)

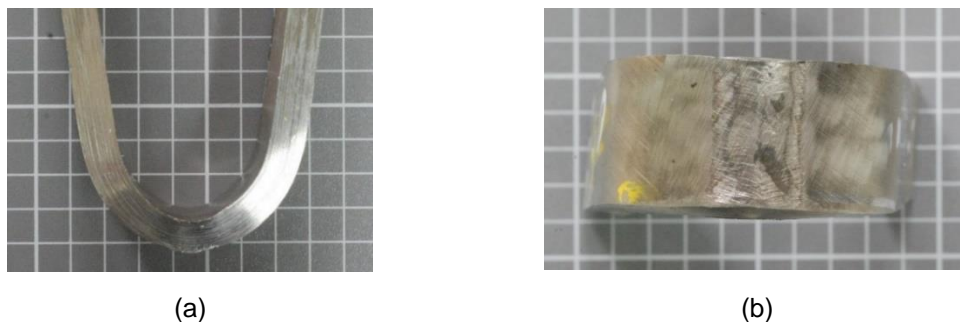
Jak można zauważyć, większość pęknięć postępowała wzdłuż linii wtopienia. Być może o szczególnej podatności tego obszaru decydują procesy metalurgiczne związane z kierunkowym wzrostem ferrytu na linii wtopienia. Wyjaśnienie takiego zachowania wymaga jednak bardziej szczegółowych badań mikrostrukturalnych.

#### *Badanie na zginanie poprzeczne*

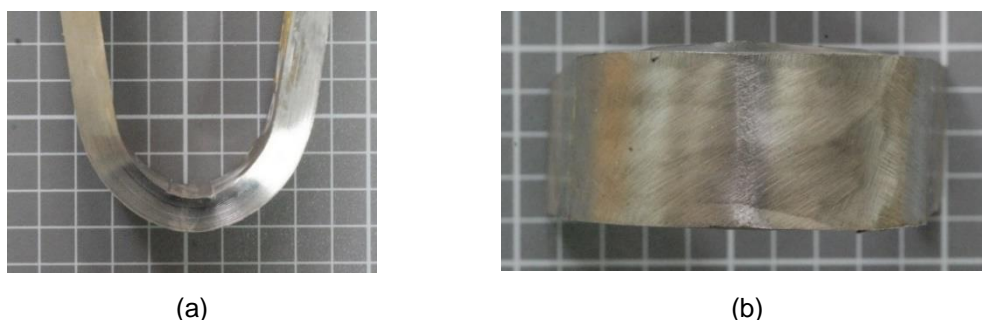
Dobra plastyczność złączy próbnych numer 2, 3 i 4 została potwierdzona w badaniach na zginanie poprzeczne. Przykład wyglądu próbek po próbie zginania przedstawiono na Rys. 7.17, Rys. 7.18. Uzyskano kąt gięcia wynoszący  $180^\circ$  dla



wszystkich badanych próbek. Zarówno dla próby gięcia z rozciąganiem lica spoiny oraz dla próby gięcia z rozciąganiem grani spoiny na powierzchniach rozciąganych nie zaobserwowano żadnych niezgodności w żadnym kierunku. Nie wystąpiły różnice mogące świadczyć, że energia łuku w zakresie  $2,18 \div 2,50$  kJ/mm ma istotny wpływ na wynik próby gięcia.



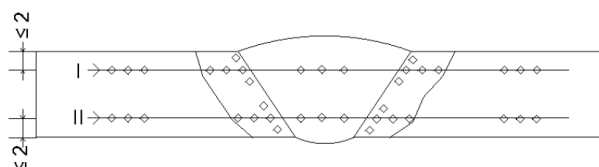
Rys. 7.17 Przykład: złącze numer 2; (a) próbka po próbie gięcia; (b) strona rozciągana – lico spoiny (LM)



Rys. 7.18 Przykład: złącze numer 2; (a) próbka po próbie gięcia; (b) strona rozciągana – grań spoiny (LM)

### Badanie twardości

Na Rys. 7.19, przedstawiono miejsca wykonania odcisków twardości HV10 (temperatura badania  $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) w poszczególnych charakterystycznych strefach złącza spawanego. Ten sam schemat odcisków był wykonany dla próbek z trzech złączy spawanych numer 2, 3 i 4.



Rys. 7.19 Miejsca odcisków badania twardości w złączach spawanych

Wyniki pomiarów badania twardości dla poszczególnych złączy próbnych zostały przedstawione w Tabeli 7.2, Tabeli 7.3 oraz Tabeli 7.4.

Tabela 7.2 Wyniki pomiarów twardości złącza spawanego numer 2

Linia pomiarowa	Materiał podstawowy (BM)			Strefa wpływu ciepła (HAZ)			Spoina (WM)			Strefa wpływu ciepła (HAZ)			Materiał podstawowy (BM)		
I	277	278	266	259	270	271 252 258	262	262	261	261 267 258	261	258	270	268	269
II	275	276	273	265	255	255 273 266	258	253	256	264 251 258	259	263	262	269	269

Tabela 7.3 Wyniki pomiarów twardości złącza spawanego numer 3

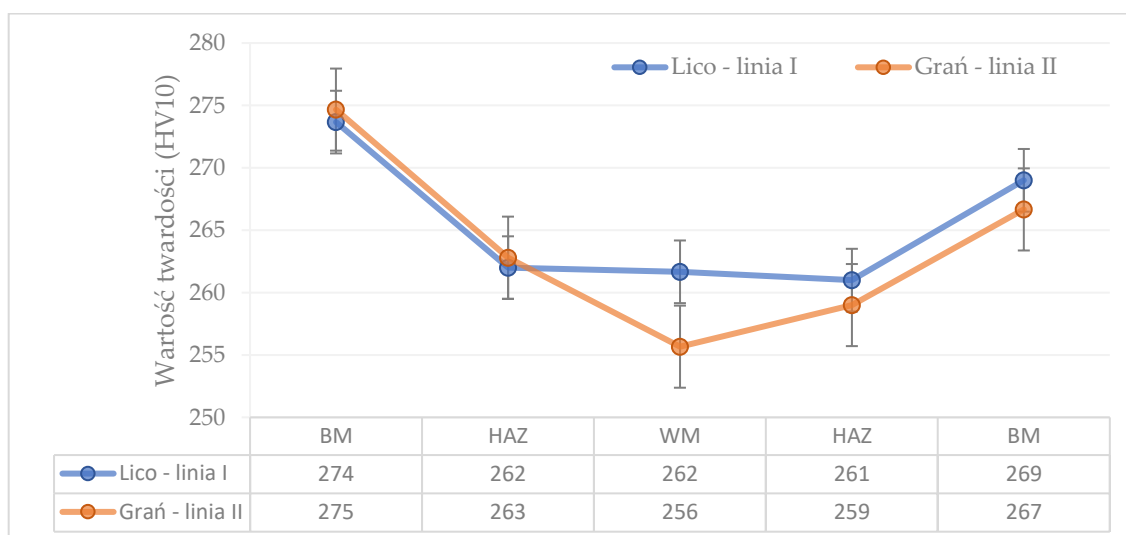
Linia pomiarowa	Materiał podstawowy (BM)			Strefa wpływu ciepła (HAZ)			Spoina (WM)			Strefa wpływu ciepła (HAZ)			Materiał podstawowy (BM)		
I	263	279	279	274	274	269 280 273	273	275	272	261 270 265	269	273	276	274	279
II	264	276	272	266	266	273 268 270	263	266	259	269 273 272	271	266	281	284	280

Tabela 7.4 Wyniki pomiarów twardości złącza spawanego numer 4

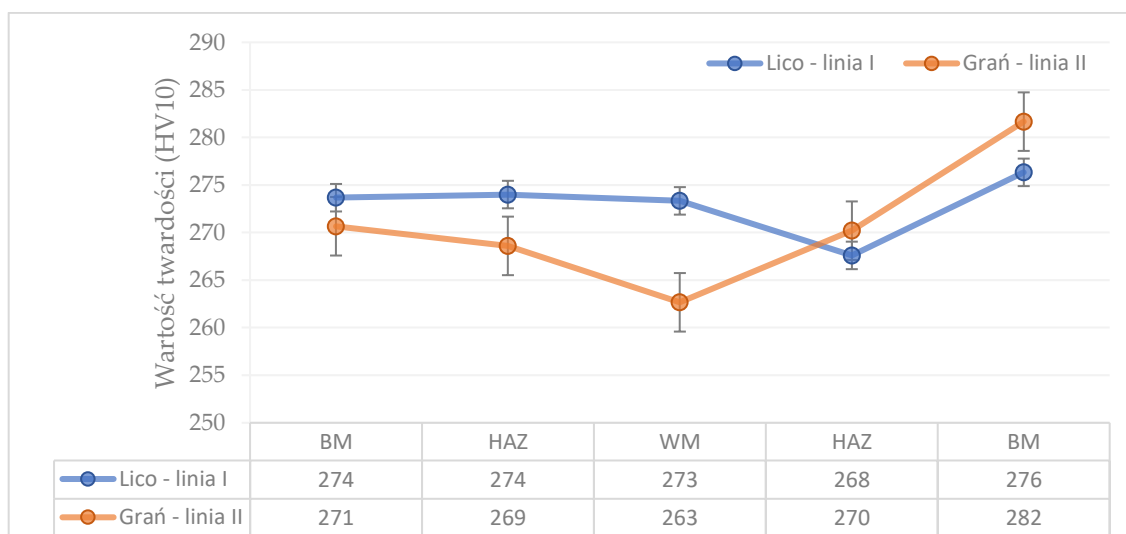
Linia pomiarowa	Materiał podstawowy (BM)			Strefa wpływu ciepła (HAZ)			Spoina (WM)			Strefa wpływu ciepła (HAZ)			Materiał podstawowy (BM)		
I	272	269	267	269	266	271 270 269	271	278	257	275 279 275	268	270	289	289	285
II	269	275	272	265	265	265 270 266	274	260	273	264 268 262	269	268	274	273	276

Uzyskana twardość dla wszystkich złączy próbnych w każdej ich strefie spełnia założone wymaganie, przyjęte na poziomie wartości 290 HV10.

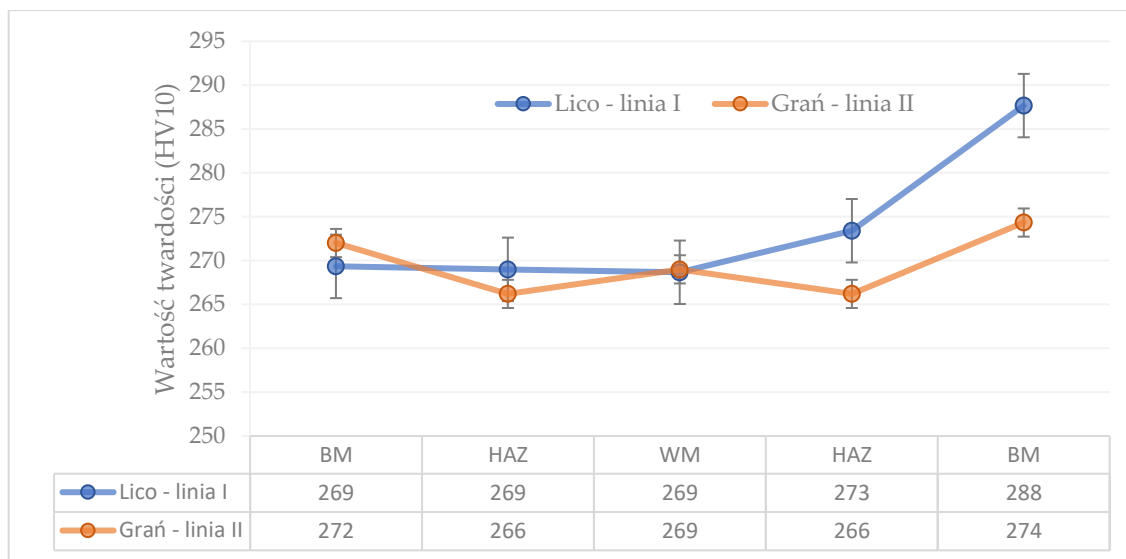
Rozkład twardości (przedstawiony jako średnia z pomiarów w strefach) dla poszczególnych złączy próbnych jest prawie symetryczny, co przedstawiają Rys. 7.20, Rys. 7.21 i Rys. 7.22. Wyraźnie widać, że twardość strefy wpływu ciepła (HAZ) jest zbliżona do twardości spoiny (WM). Wynikać to może z tego, że w tych dwóch strefach objętość względna ferrytu jest na podobnym poziomie. Zauważyć można również tendencję zmniejszania się twardości w strefie wpływu ciepła (HAZ) i spoinie (WM) w stosunku do twardości materiału podstawowego dla wszystkich trzech poziomów energii łuku. Dodatkowo wartość twardości w linii II mierzona od strony grani spoiny jest dla każdego z poziomów energii łuku mniejsza w strefie wpływu ciepła (HAZ) i spoinie (WM) w odniesieniu do wartości mierzonych w linii I położonej od strony lica spoiny.



Rys. 7.20 Rozkład twardości w poszczególnych strefach złącza spawanego numer 2



Rys. 7.21 Rozkład twardości w poszczególnych strefach złącza spawanego numer 3



Rys. 7.22 Rozkład twardości w poszczególnych strefach złącza spawanego numer 4

### Badanie udarności

Próby udarności przeprowadzono metodą Charpy'ego. Badania zostały wykonane na próbkach rodzaju KV<sub>2</sub>, wykonanych jako pomniejszone o wymiarach 7,5x10x55 mm, w temperaturze -40 °C. Wyniki otrzymanej pracy łamania [J] w poszczególnych obszarach złączy spawanych zostały zestawione w Tabeli 7.5 dla próbek ułożonych wzdłuż kierunku walcowania oraz w Tabeli 7.6.

Tabela 7.5 Wyniki próby udarności – próbki wzdłużne

Miejsce nacięcia karbu	Praca łamania [J]			Średnia
	Numer próbki			
	1	2	3	
Złącze numer 2				
VWT 0/1	163,91	186,51	218,54	189,65
VHT 0/1	137,12	151,4	225,4	171,31
VHT 2/1	201,04	224,86	205,06	210,32
Złącze numer 3				
VWT 0/1	151,92	202,84	180,48	178,41
VHT 0/1	168,43	207,52	197,54	191,16
VHT 2/1	177,99	160,98	132,14	157,04
Złącze numer 4				
VWT 0/1	194,12	165,03	171,86	177,00
VHT 0/1	242,46	190,70	143,26	192,14
VHT 2/2	137,06	212,25	183,77	177,69

Analizując otrzymane wyniki pracy łamania, można stwierdzić, że wartości średnie z trzech próbek dla wszystkich złączy spawanych spełniają założone

wymagania wynoszące 33 J, dla każdego z badanych obszarów złącza. Dla każdego miejsca usytuowania karbu pojedyncza wartość pracy łamania nie wynosi mniej niż 23,1 J, czyli 70 % przyjętej minimalnej wartości średniej.

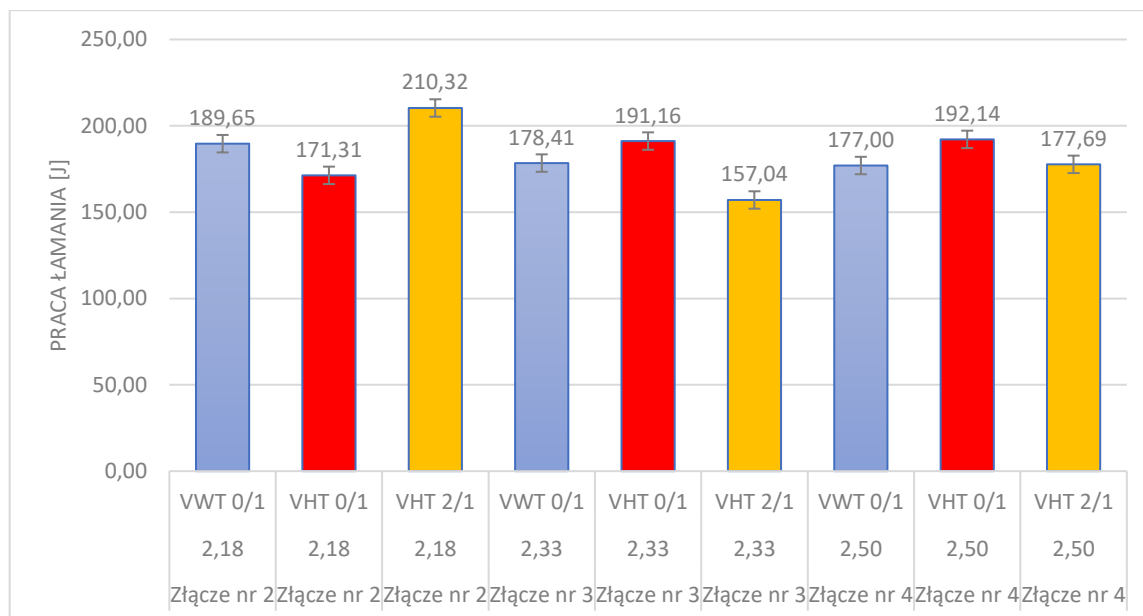
Tabela 7.6 Wyniki próby udarności - próbki poprzeczne

Miejsce nacięcia karbu	Praca łamania [J]			
	Numer próbki			Średnia
	1	2	3	
Złącze numer 2				
VWT 0/1	50,37	83,29	65,27	66,31
VHT 0/1	89,99	95,83	73,35	86,39
VHT 2/1	66,90	62,21	66,39	65,17
Złącze numer 3				
VWT 0/1	213,51	208,95	201,52	207,99
VHT 0/1	113,67	137,26	112,82	121,25
VHT 2/1	103,55	142,16	103,37	116,36
Złącze numer 4				
VWT 0/1	189,87	219,59	208,82	206,09
VHT 0/1	126,59	133,09	120,62	126,77
VHT 2/1	109,74	89,21	103,81	100,92

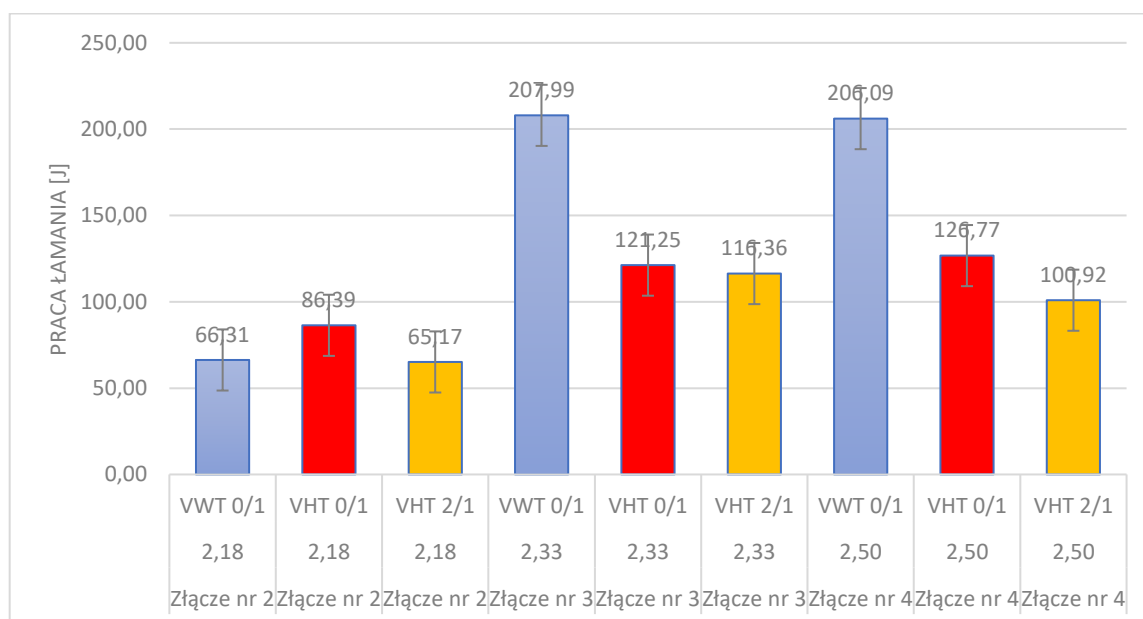
Na Rys. 7.23 oraz Rys. 7.24 zestawiono uzyskaną pracę łamania w trzech obszarach złącza: spoinie (VWT 0/1), linii wtopienia (VHT 0/1), oraz strefie wpływu ciepła (VHT 2/1), dla różnych wartości energii łuku.

Z przeprowadzonych badań wynika, że uzyskana praca łamania ma wysoką wartość w odniesieniu do przyjętego kryterium, dla wszystkich badanych próbek wzdluznych dla każdego ze spawanych złączy.

Praca łamania (Rys. 7.24) jest najniższa w przypadku złącza próbnego numer 2, z wartością energii wynoszącą 2,18 kJ/mm, odwrotnie niż wynik uzyskany w przypadku próbek równoległych do kierunku walcowania. Generalnie wartości pracy łamania uzyskane dla wszystkich próbek prostopadłych do kierunku walcowania, niezależnie od energii łuku, są niższe w porównaniu z wynikami uzyskanymi dla próbek równoległych. Wynikać to może z wpływu anizotropowości stali duplex, szczególnie widocznej podczas obciążeń dynamicznych.



Rys. 7.23 Wyniki badań udarności – próbki wzdłużne



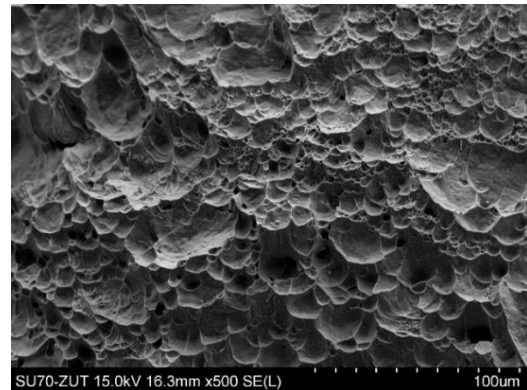
Rys. 7.24 Wyniki prób udarności - próbki poprzeczne

Charakter uzyskanych przełomów po próbie udarności dla złączy próbných numer 2, 3 i 4 w strefie wpływu ciepła (HAZ) pokazano na Rys. 7.25, natomiast w obszarze spoiny (WM) – na Rys. 7.26. Z obserwacji powierzchni przełomów można wnioskować, że niezależnie od wielkości energii łuku, pęknięcie ma charakter ciągły. Na powierzchni przełomów widoczne są wgłębienia (kratery), które są pozostałością po pustkach, których ścianki w wyniku rozciągania stopniowo zmniejszały swoją grubość aż do rozerwania. Wgłębienia powstające w wyniku pęknięcia mają zróżnicowane rozmiary spowodowane różnymi rozmiarami tworzących się

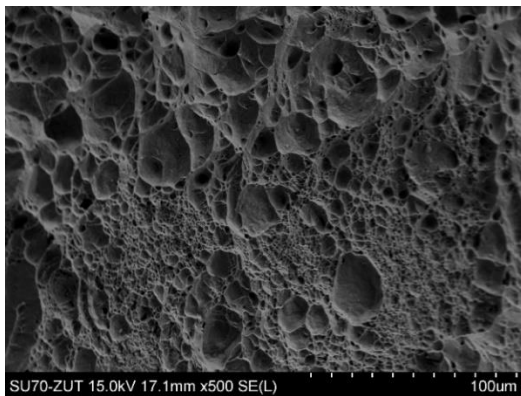
pustek jak i intensywnością ich koalescencji. Przedstawione na Rys. 7.25 oraz Rys. 7.26 przełomy ciągliwe powstały w wyniku działania obciążenia o składowej stycznej do jego powierzchni [131]. Na ciągły charakter przełomów wskazywać może również kształt poszerzenia bocznego próbek po złamaniu (ich odkształcenie), co widać na Rys. 7.25(a) oraz Rys. 7.26(a), które jest miarą zdolności materiału do przeciwstawiania się pękaniu, gdy poddawany jest naprężeniom trójosiowym, takim jakie występują przy dnie rowka karbu w próbce do badań Charpy'ego [113, 131].



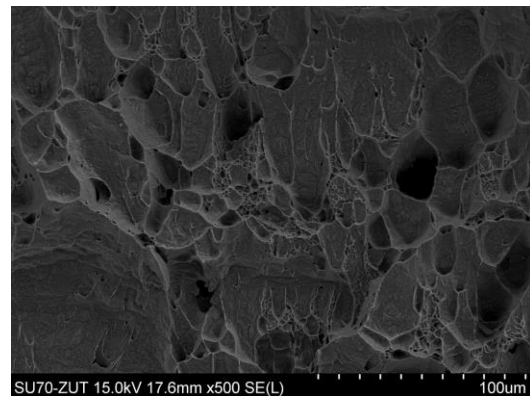
(a)



(b)



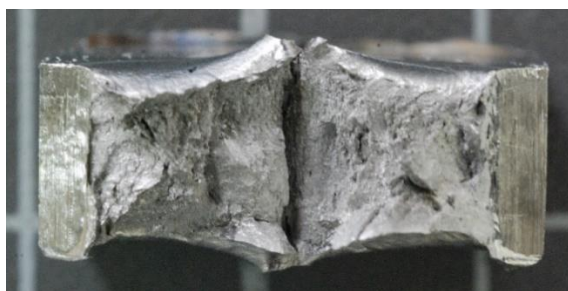
(c)



(d)

Rys. 7.25 Fraktografia przełomów w HAZ (a) próbka po próbie udarności (b) złącze numer 2; (c) złącze numer 3; (d) złącze numer 4 (SEM) [130]

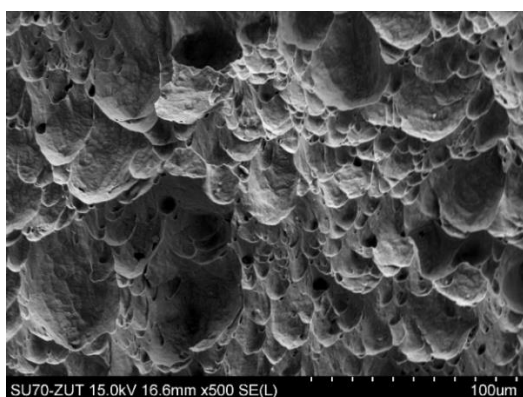




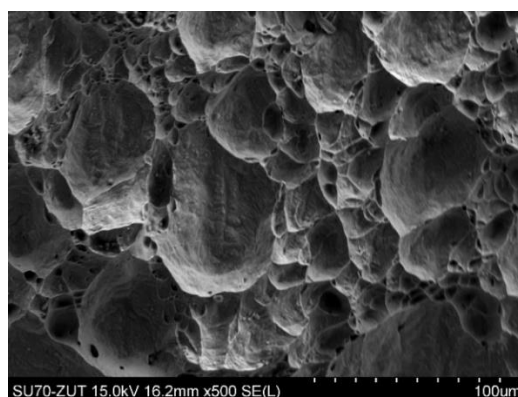
(a)



(b)



(c)



(d)

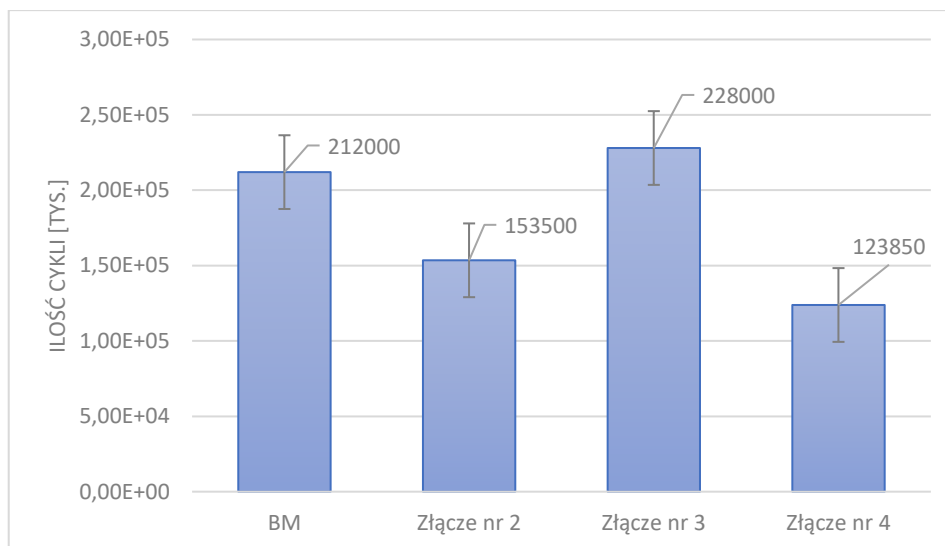
Rys. 7.26 Fraktografia przełamów w WM (a) próbka po próbie udarności (b) złącze numer 2; (c) złącze numer 3; (d) złącze numer 4 (SEM) [130]

### Badania zmęczeniowe

Analizując wykres obrazujący liczbę cykli uzyskanych do zniszczenia próbki w zależności od energii łuku spawalniczego (Rys. 7.27) dla poszczególnych złączy spawanych i materiału podstawowego (BM), można stwierdzić, że najmniejszą liczbę cykli wykazało złącze numer 4 – 2,50 kJ/mm, a największą złącze numer 3 – 2,33 kJ/mm. W odniesieniu do materiału podstawowego (BM), największy spadek liczby cykli wystąpił w złączu numer 4, który wyniósł -41 %, dla złącza numer 2, spadek ten wyniósł -27 %, natomiast dla złącza numer 3, nastąpił wzrost o +7,5 %. Należy zauważyć, że złącze numer 4 cechowało się najmniejszą uzyskaną wytrzymałością na rozciąganie oraz największym spadkiem granicy plastyczności w porównaniu do materiału podstawowego oraz pozostałych złączy spawanych.

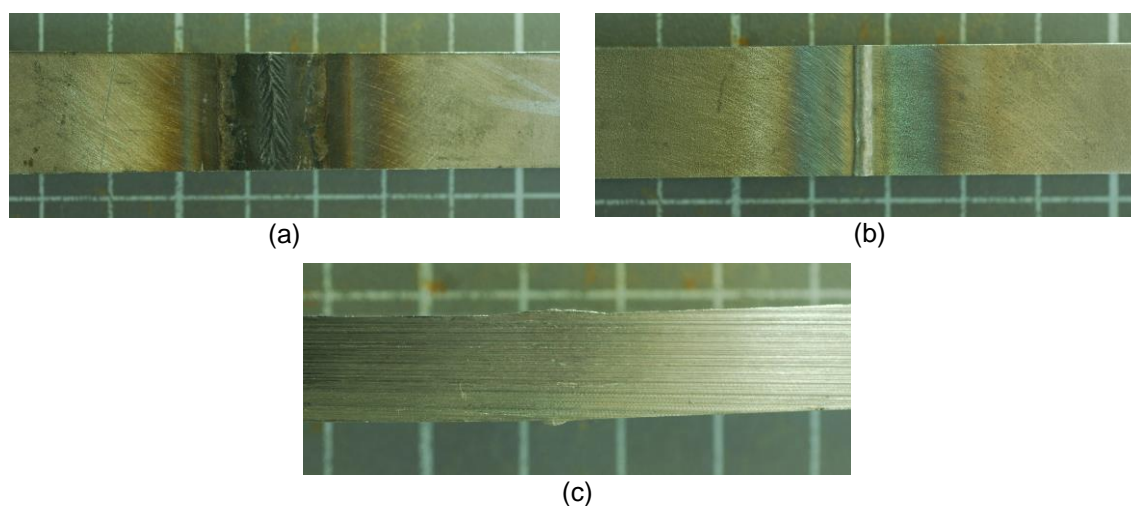
Rozwój pęknięcia zmęczeniowego związany jest ze strukturą materiału. W badanych złączach pęknięcie następowało od strony grani spoiny w miejscu występowania największych naprężeń rozciągających i rozwijało się w kierunku lica. Żadna z badanych próbek nie pękła całkowicie w obszarze grubości spawanych złączy.





Rys. 7.27 Wykres liczby cykli dla poszczególnych złączy

Analizując ocenę wykonanych badań zmęczeniowych w zakresie wpływu karbu mieszanego złączy spawanych numer 2 – 2,18 kJ/mm, numer 3 – 2,33 kJ/mm oraz numer 4 – 2,50 kJ/mm w zakresie kategorii zmęczeniowej FAT100, można stwierdzić, że wszystkie próbki spełniły wymagania dla liczby cykli  $N_f=2 \cdot 10^6$  i nie nastąpiło pęknięcie żadnej z nich. Badania te traktowane były jako próba technologiczna wykonanych złączy spawanych i ich założeniem było uzyskanie wymaganej liczby cykli przy określonym naprężeniu. Przykład wyglądu próbki złącza numer 2, po badaniu zmęczeniowym pokazano na Rys. 7.28.



Rys. 7.28 Próbkę złącza numer 2 po badaniu zmęczeniowym: a) lico spoiny, b) grań spoiny, c) przekrój poprzeczny spoiny (LM)

Wyniki pomiaru charakterystycznych cech geometrycznych spoiny od strony lica oraz grani, stanowiące zmianę geometrii powierzchni materiału podstawowego,

przedstawiono w Tabeli 7.7. Wyniki pomiarów potwierdzają spełnienie wymagań określonych dla poziomu B90 według wymagań normy PN-EN ISO 5817 [104].

Tabela 7.7 Wyniki pomiarów geometrycznych próbek po badaniach zmęczeniowych

Oznaczenie próbki	Nadlew spoiny 502		Wyciek 504		Brzeg spoiny 505	
	$h$ [mm]	$h_{max}$ [mm]	$h$ [mm]	$h_{max}$ [mm]	$\alpha$ [°]	$\alpha_{max}$ [°]
2.1	0,17	2,56	0,37	1,40	160	$\geq 110$
2.2	0,17	2,56	0,37	1,40	160	$\geq 110$
3.1	0,40	2,64	0,94	1,57	149	$\geq 110$
3.2	0,40	2,64	0,94	1,57	149	$\geq 110$
4.1	0,34	2,65	0,71	1,44	156	$\geq 110$
4.2	0,34	2,65	0,71	1,44	156	$\geq 110$

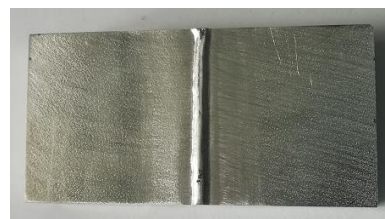
## 7.4 Wyniki badań odporności korozyjnej

### Badanie odporności na korozję wżerową

Próbki do badania odporności korozyjnej w środowisku chlorku żelaza pokazano na Rys. 7.29.



Próbka nr 2 – widok od strony lica



Próbka nr 2 – widok od strony grani



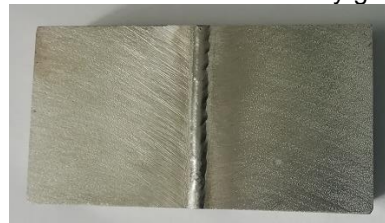
Próbka nr 3 – widok od strony lica



Próbka nr 3 – widok od strony grani



Próbka nr 4 – widok od strony lica



Próbka nr 4 – widok od strony grani

Rys. 7.29 Próbki przed badaniem na korozję wżerową (LM)

Wyniki badania korozyjnego dla poszczególnych złączy spawanych w temperaturze próby wynoszącej 24 °C oraz 32 °C zestawiono w Tabeli 7.8 i Tabeli 7.9.

Tabela 7.8 Wyniki badania korozyjności w temperaturze 24 °C

Nr próbki / [kJ/mm]	Masa przed badaniem [g]	Powierzchnia próbki [mm <sup>2</sup> ]	Masa po badaniu [g]	Ubytek masy / powierzchnia [g/m <sup>2</sup> ]	Szybkość koro-zji [mm/rok]
2 / 2,18	94,488	3892,86	94,486	0,514	0,024
3 / 2,33	98,239	4012,23	98,239	0,000	0,000
4 / 2,50	97,375	3997,44	97,372	0,584	0,027

Tabela 7.9 Wyniki badania korozyjności w temperaturze 32 °C

Nr próbki / [kJ/mm]	Masa przed badaniem [g]	Powierzchnia próbki [mm <sup>2</sup> ]	Masa po badaniu [g]	Ubytek masy / powierzchnia [g/m <sup>2</sup> ]	Szybkość koro-zji [mm/rok]
2 / 2,18	97,630	3954,02	97,630	0,000	0,000
3 / 2,33	95,768	3878,98	95,768	0,000	0,000
4 / 2,50	104,515	4138,59	104,515	0,000	0,000

Ubytek masy w temperaturach próby wynoszących 24 °C oraz 32 °C, dla wszystkich badanych próbek jest poniżej założonego kryterium wynoszącego 4,0 g/m<sup>2</sup> dla złącza spawanego ze stali duplexu typu 1.4462, co świadczy o odporności wykonanych złączy spawanych na korozję wżerową i prawidłowym doborze cyklu cieplnego spawania, czyli energii łuku [kJ/mm].

Należy również zauważyć, że wykonane złącza spawane, dla każdego z trzech poziomów energii łuku – dla temperatur próby 24 °C i 32 °C, spełniają wymagania stawiane przez normą ISO 17781 [120] dla stali typu 25 %Cr w stanie dostawy po przesyleniu, czyli jak dla materiału podstawowego, które wynosi nie więcej niż 1,0g/m<sup>2</sup> utraty masy.

Na powierzchniach próbek po badaniach korozyjnych nie zaobserwowano obszarów występowania korozji ani widocznego rozmieszczenia lokalnych wżerów, co świadczy o dobrej odporności powłoki tlenkowej i braku zainicjowania reakcji anodowej przez jony aktywujące na obszarach o niskim potencjale. Ocena wizualna została przeprowadzona przy powiększeniu x20 i nie stwierdzono występowania żadnych wżerów o określonym rozmiarze, kształcie i gęstości występowania.

Wyniki badania korozyjnego dla poszczególnych złączy spawanych w temperaturze próby wynoszącej 36 °C zestawiono w Tabeli 7.10.

Tabela 7.10 Wyniki badania korozyjności w temperaturze 36 °C

Nr próbki / [kJ/mm]	Masa przed badaniem [g]	Powierzchnia próbki [mm <sup>2</sup> ]	Masa po badaniu [g]	Ubytek masy / powierzchnia [g/m <sup>2</sup> ]	Szybkość korozji [mm/rok]
2 / 2,18	99,938	4019,78	99,915	5,722	0,268
3 / 2,33	99,635	4014,76	99,622	3,404	0,159
4 / 2,50	99,603	3998,44	99,567	9,170	0,429

Przy próbie wżerowej w temperaturze o 14 °C wyższej niż przewidziano w normie ISO 17781 [120], tylko dla złącza numer 3 ubytek masy jest poniżej kryterium wynoszącego 4,0 g/m<sup>2</sup>.

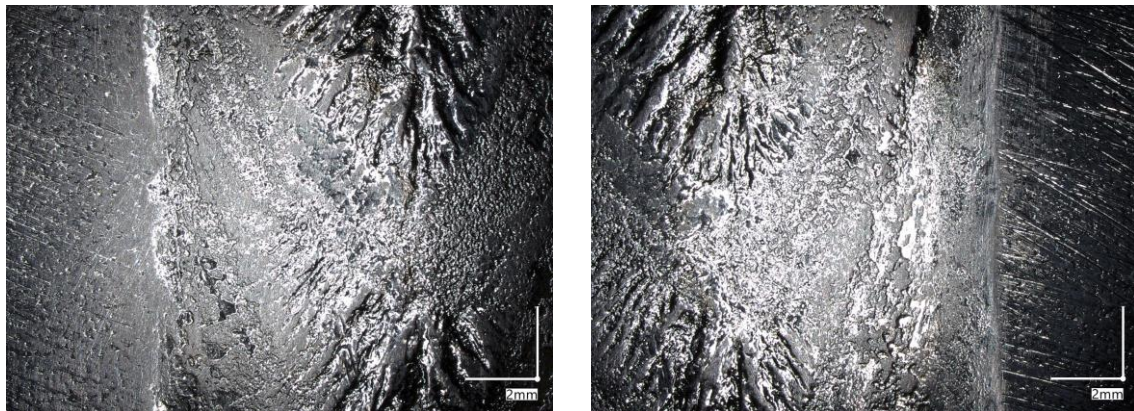
Na badanych powierzchniach próbek nr 2, 3 i 4 od strony lica, nie zaobserwowano obszarów występowania korozji ani widocznego rozmieszczenia lokalnych wżerów, co przedstawiono na Rys. 7.30.

Natomiast od strony grani zaobserwowano występowanie wżerów korozyjnych, ale ich nasilenie i rozmieszczenie było różne dla badanych złączy. Dla złącza spawanego numer 2 i 4 zaobserwowano występowanie wżerów korozyjnych o dużym nasileniu, co przedstawiono na Rys. 7.31(a) i (e). Na powierzchni złącza spawanego numer 2 zaobserwowano występowanie wżerów korozyjnych w dwóch różnych obszarach rozłożonych w odległości około 13 mm od osi spoiny. Jeden obszar to płytkie wżery korozyjne o małych średnicach wynoszących od 0,1 do 0,2 mm, co odpowiada poziomowi: B-1 (0,5 mm<sup>2</sup>) i dużej gęstości występowania na poziomie A-4 (1x10<sup>5</sup>/m<sup>2</sup>) według klasyfikacji normy PN-EN ISO 11463 [132]. Natomiast obszar drugi to wżery o okrągłym kształcie i promieniu od 1,13 do 1,60 mm, co odpowiada poziomowi A-2 (1,0x10<sup>4</sup>/m<sup>2</sup>) w przypadku gęstości występowania i poziomowi rozmiaru B-3 (8,0 mm<sup>2</sup>).

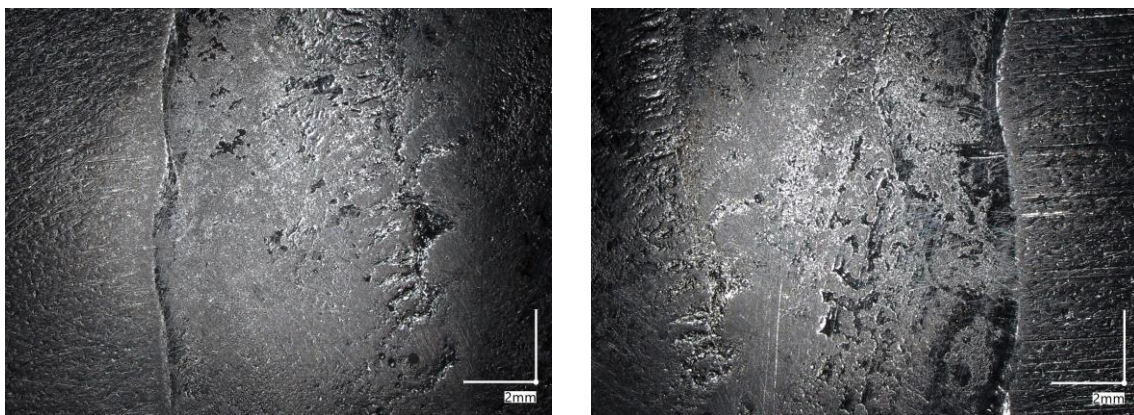
Na powierzchni złącza spawanego numer 4 zaobserwowano występowanie wżerów korozyjnych rozłożonych w odległości ok. 10 mm i ok. 13 mm od osi spoiny. Są to obszary wżerów o okrągłym kształcie i promieniu 1,32 mm oraz 1,05 mm, co odpowiada poziomowi A-2 (1,0x10<sup>4</sup>/m<sup>2</sup>) w przypadku gęstości występowania i poziomowi rozmiaru B-3 (8,0 mm<sup>2</sup>) według klasyfikacji normy EN ISO 11463 [132].

Tak duże ubytki w postaci wżerów w obszarze materiału podstawowego są prawdopodobną przyczyną znacznych globalnych ubytków masy dla tych złączy, nie można jednak ich wiązać bezpośrednio z parametrami spawania.





Próbka nr 2 – 2,18 kJ/mm



Próbka nr 3 – 2,33 kJ/mm



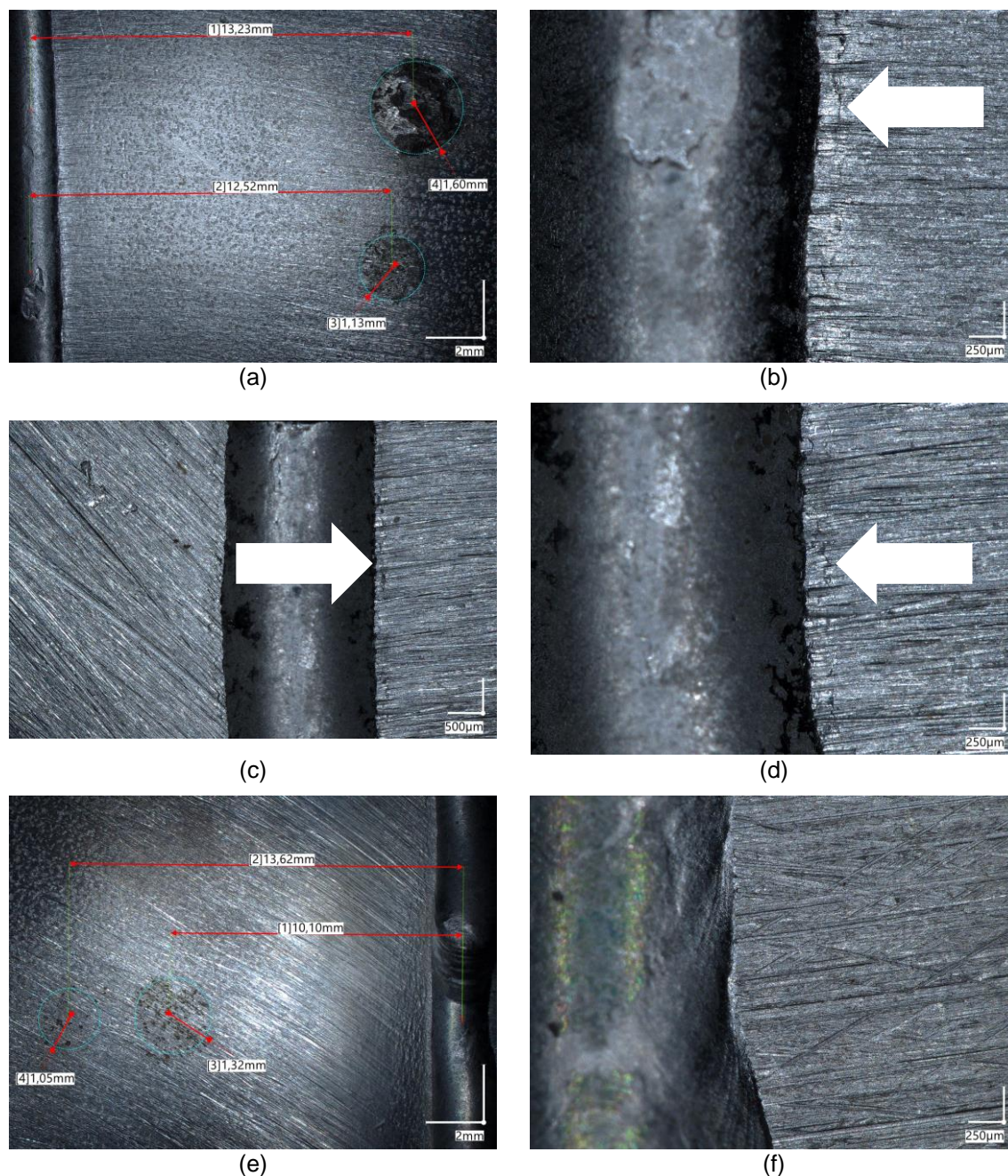
Próbka nr 4 – 2,50 kJ/mm

Rys. 7.30 Próbki po badaniu na korozję wżerową – widok od strony lica spoiny (LM)

Natomiast na powierzchniach złączy numer 2 i 3 – Rys. 7.31(b), (c) i (d), od strony grani spoiny można zaobserwować w strefie wpływu ciepła, w odległości  $0,2 \div 0,3$  mm od linii wtopienia, występowanie wżerów korozyjnych o kształcie wydłużonym, ułożonych liniowo z jednej strony grani wzdłuż całej długości spoiny, co zaznaczono strzałką. Celem wyjaśnienia potencjalnych przyczyn występowania wżerów przeprowadzono badania mikrostrukturalne w wytypowanym obszarze



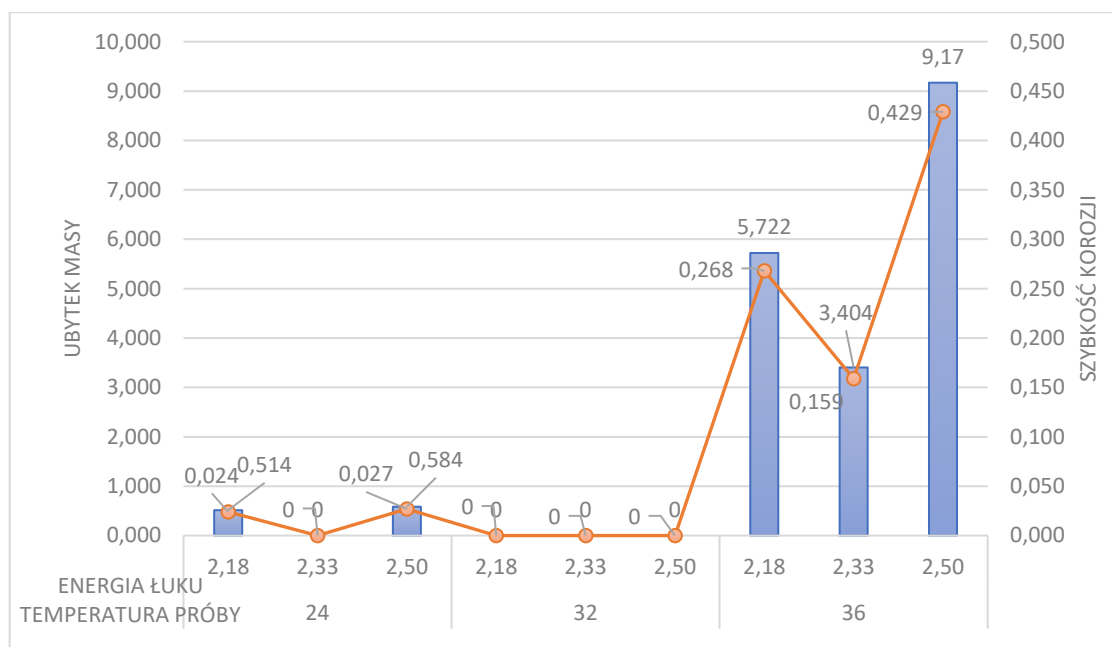
grani. Wyniki tych badań przedstawiono dokładniej w rozdziale 8.2.3, w celu zachowania przejrzystości prezentacji wyników badań. Niemniej jednak wykazały one, że w oparciu tylko o analizę zawartości ferrytu i austenitu w strefie występowania wżerów nie można jednoznacznie wyjaśnić przyczyny ich pojawienia się.



Rys. 7.31 Próbki po badaniu na korozję wżerową – widok od strony grani spoiny (LM)

Na wykresie (Rys. 7.32) przedstawiona została zależność ubytku masy [ $\text{g/m}^2$ ] badanych próbek i współczynnik szybkości korozji [ $\text{mm/rok}$ ] od poziomu energii łuku [ $\text{kJ/mm}$ ] oraz temperatury próby korozyjnej [ $^{\circ}\text{C}$ ]. Odporność na korozję wżerową określa się przez krytyczną temperaturę powstania wżerów (CPT), która dla stali

typu duplex dla gatunku 1.4462, wynosi 30 °C [20]. Przyjęta technologia spawania metodą K-TIG, dla każdego z trzech zastosowanych poziomów energii łuku, nie spowodowała obniżenia odporności złącza na korozję wżerową do temperatury 32 °C, spełniając tym samym wymagania stawiane materiałowi podstawowemu w stanie dostawy.



Rys. 7.32 Zależność ubytku masy i szybkości korozji od energii łuku i temperatury badania [134]

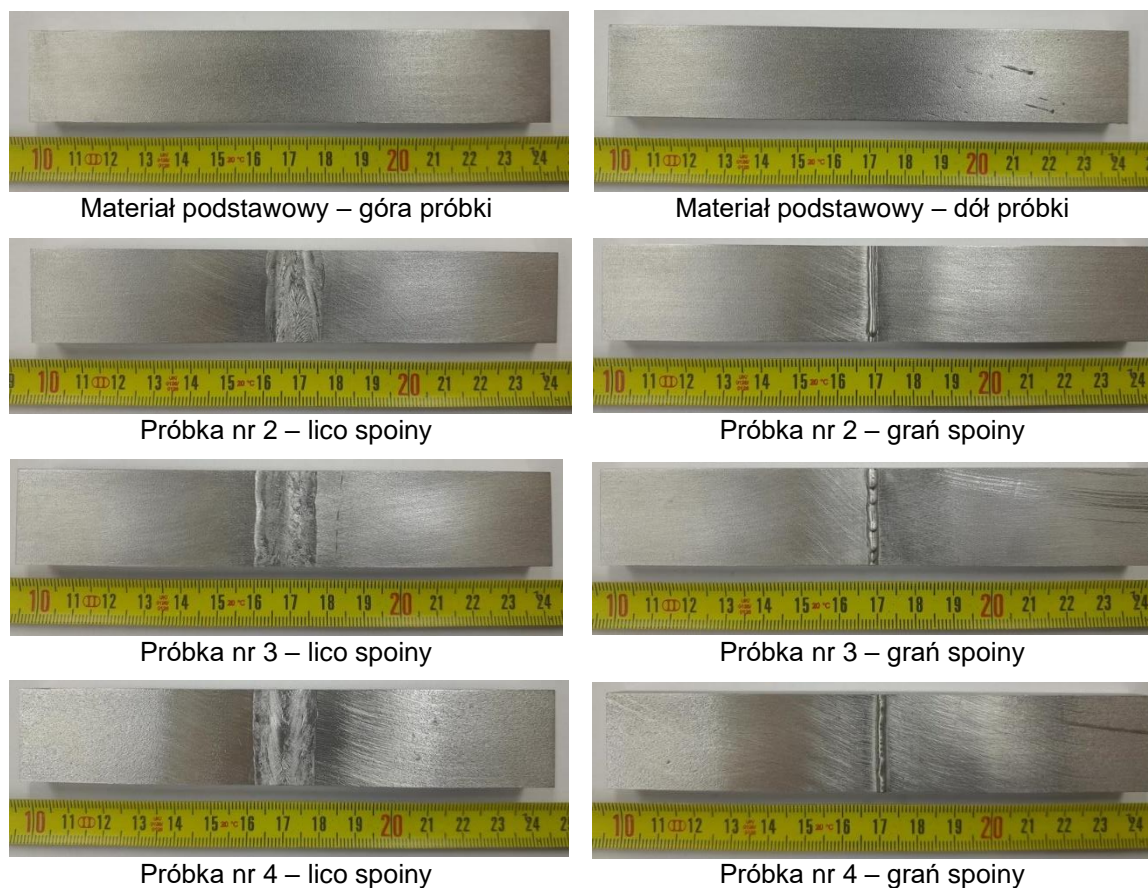
Na podstawie wyników badania odporności na korozję wżerową w podwyższonej temperaturze wynoszącej 36 °C, można stwierdzić, że jest to krytyczna temperatura powstania wżerów (CPT) dla przyjętego zakresu energii łuku 2,18÷2,50 kJ/mm. Należy zauważyć, że najlepszą odporność na korozję wżerową w tych warunkach wykazało złącze nr 3, o energii łuku 2,33 kJ/mm i gdzie ubytek masy był najmniejszy (3,404g/m<sup>2</sup>) w porównaniu do złączy numer 2 i 4.

#### *Badania korozyjne w rozpylonej obojętnej solance*

Zdjęcia próbek przed rozpoczęciem badania przedstawiono na Rys. 7.33.

Ocena wyników badanych próbek po ekspozycji obejmowała wygląd powierzchni po badaniu, liczba i rozkład uszkodzeń korozyjnych, czas do pojawienia się pierwszych oznak korozji, zmianę masy badanych próbek, ocenę ubytku masy w odniesieniu do powierzchni próbki oraz szybkość korozji. Wyniki badania korozyjnego w rozpylonej obojętnej solance przedstawiono w Tabeli 7.11.





Rys. 7.33 Próbki przed badaniem NSS (LM)

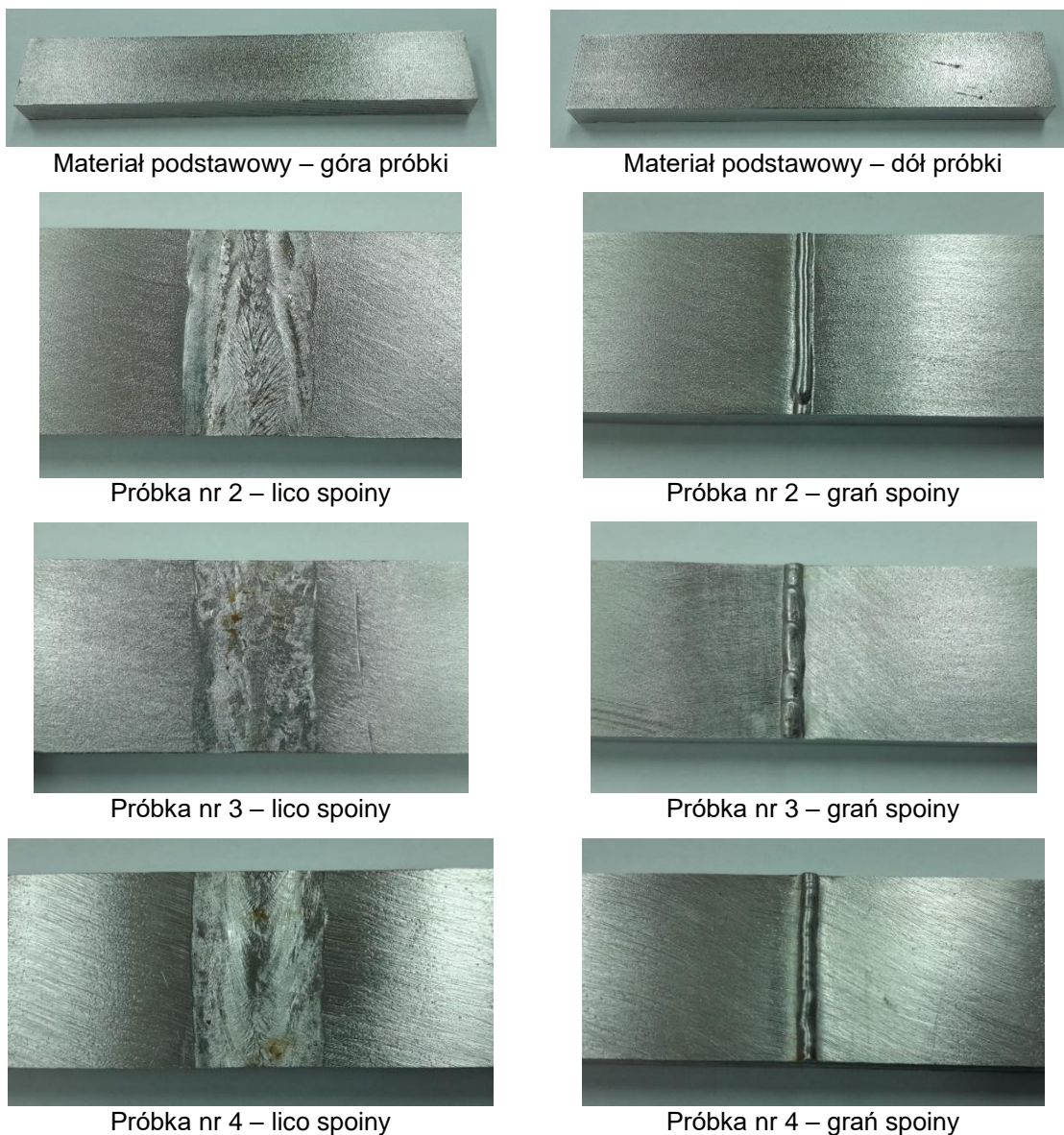
Tabela 7.11 Wyniki badań korozyjnych NSS

Nr próbki / [kJ/mm]	Masa przed badaniem [g]	Powierzchnia próbki [mm <sup>2</sup> ]	Masa po badaniu [g]	Ubytek masy / powierzchnia [g/m <sup>2</sup> ]	Szybkość koro-zji [mm/rok]
MR	284,01	10488,07	284,01	0,00	0,00
2 / 2,18	276,22	10334,65	276,22	0,00	0,00
3 / 2,33	278,67	10424,01	278,67	0,00	0,00
4 / 2,50	303,20	10718,22	303,20	0,00	0,00

Na powierzchni próbki referencyjnej z materiału podstawowego (BM) nie stwierdzono obecności oznak korozji zarówno od góry jak i dołu próbki, co przedstawiono na Rys. 7.34. Na powierzchniach próbek złączy spawanych numer 2, 3 i 4, po zakończeniu czasu ekspozycji badań korozyjnych w rozpylonej obojętnej solance, nie stwierdzono występowania uszkodzeń korozyjnych w postaci wżerów. Oględziny okiem nieuzbrojonym ujawniły jednak różnicę w wyglądzie powierzchni próbek przed i po zakończeniu badania – co przedstawiono na Rys. 7.34. Na próbkach numer 2, 3 i 4 od strony lica wystąpiły oznaki korozji w postaci barwnych nalotów powierzchniowych. Dla wszystkich z badanych próbek nie wystąpiły ubytki



w masie, a tym samym parametr ubytku masy w odniesieniu do powierzchni próbki [ $\text{g}/\text{m}^2$ ] oraz szybkość korozji [ $\text{mm}/\text{rok}$ ] wyniosły zero.



Rys. 7.34 Próbki po badaniu NSS (LM)

## 7.5 Ocena przydatności technologii K-TIG

Badania technologiczne obejmowały dobór parametrów spawania oraz wykonanie złączy czołowych blach grubości 10 mm ze stali duplex metodą K-TIG.

Na wykonanych złączach spawanych przeprowadzono badania weryfikacyjne metodami nieniszczącymi, w celu oceny doboru parametrów spawania na podstawie przyjętego poziomu jakości otrzymanych złączy spawanych. Na tej podstawie zakwalifikowano złącza wykonane w zakresie energii łuku  $2,18 \div 2,50 \text{ kJ}/\text{mm}$  do dalszych badań niszczących.

Przeprowadzone badania strukturalne makro- i mikrograficzne, potwierdziły spełnienie wymagań złączy spawanych w zakresie ich prawidłowej budowy oraz odpowiedniego udziału faz ferrytu i austenitu oraz wydzielen wtórnych. Należy zauważyć, że udział fazy ferrytu zarówno w metalu spoiny (WM) jak i strefie wpływu ciepła (HAZ) znajduje się w górnym dopuszczalnym zakresie. Badania potwierdziły, że cykle cieplne procesu spawania powodują destabilizację struktury pierwotnej blachy uzyskanej w procesie przesycania powodując tworzenie się roztworów wtórnych (austenit wtórny) oraz prawdopodobnie azotków chromu. W otrzymanym zakresie energii łuku zawartość pierwiastków ferrytotwórczych oraz austenitotwórczych jest porównywalna w badanych obszarach złączy spawanych.

Wyniki badań mechanicznych potwierdzają spełnienie wymagań stawianym złączu spawanemu w odniesieniu do parametrów materiału podstawowego. Granica wytrzymałości na rozciąganie uzyskana w statycznej próbie rozciągania poprzecznego jest większa niż materiału podstawowego, zarówno w kierunku wzdłużnym jak i poprzecznym do kierunku walcowania blachy. Potwierdza to, że przyjęta technologia procesu spawania nie miała wpływu na pogorszenie anizotropowych właściwości stali duplex. Wyniki badań udarności w obniżonej temperaturze potwierdziły bardzo dobrą odporność na uderzenia dynamiczne w odniesieniu do kryterium stawianego przez normy wyrobu, w każdej z badanych stref złącza spawanego. Przeprowadzone badania na korozję wżerową pozwoliły określić dla przyjętej technologii spawania (zakres energii łuku  $2,18 \div 2,50$  kJ/mm), krytyczną temperaturę powstania wżerów (CPT), która wyniosła  $32$  °C. Należy zauważyć, że temperatura ta jest wyższa od temperatury wymaganej dla materiału podstawowego w stanie dostawy.

Badania zmęczeniowe przeprowadzone zostały jako próba technologiczna mająca na celu określenie powstałych w złączu spawanym karbów strukturalnych oraz geometrycznych. Otrzymane wyniki potwierdzają spełnienie wymagań stawianych złączą spawanym dla kategorii zmęczeniowej FAT100.

Wyniki przeprowadzonych badań technologicznych potwierdziły przydatność zastosowania technologii spawania metodą K-TIG do wykonania złącza doczołowego ze stali duplex gatunku 1.4462 z pełnym przetopem – jednościgowo – jednostronnie bez podkładki (BW ss nb), bez ukosowania łączonych elementów i bez odstępu między nimi oraz bez zastosowania materiału dodatkowego do spawania (spoiwa), przy użyciu gazu osłonowego (argonu), zarówno od strony lica jak i grani

spoiny. Należy tutaj podkreślić, że poprawność technologii spawania stali duplex 1.4462 o grubości 10 mm bez materiału dodatkowego jest w sprzeczności z ogólnymi zaleceniami co do spawania tej stali, które dopuszczają maksymalną grubość, spawanej bez materiału dodatkowego stali duplex na poziomie 1,5 mm. Ponadto pomimo relatywnie niskich zawartości austenitu w otrzymanych złączach, nie stwierdzono drastycznych zmian w parametrach mechanicznych takich jak np. udarność. Natomiast wysoka zawartość ferrytu nie wpłynęła na obniżenie odporności korozyjnej i wytrzymałości zmęczeniowej. Mogłoby to wskazywać, że parametry mikrostrukturalne takie jak udział ferrytu i austenitu, przyjęte jako standardowe wskaźniki oceny jakości złącza spawanego stali duplex, nie są wystarczające do wyjaśnienia otrzymanych wyników i wyjaśnienia mierzonych właściwości złączy spawanych metodą K-TIG blach o grubości 10 mm.

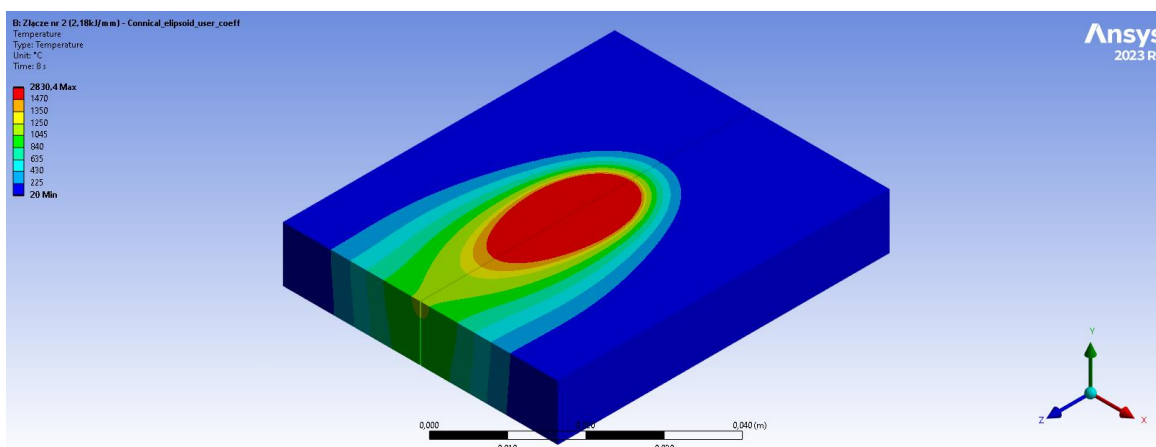
## 8 Wyniki badań symulacyjnych

### 8.1 Wyniki badań symulacji numerycznych

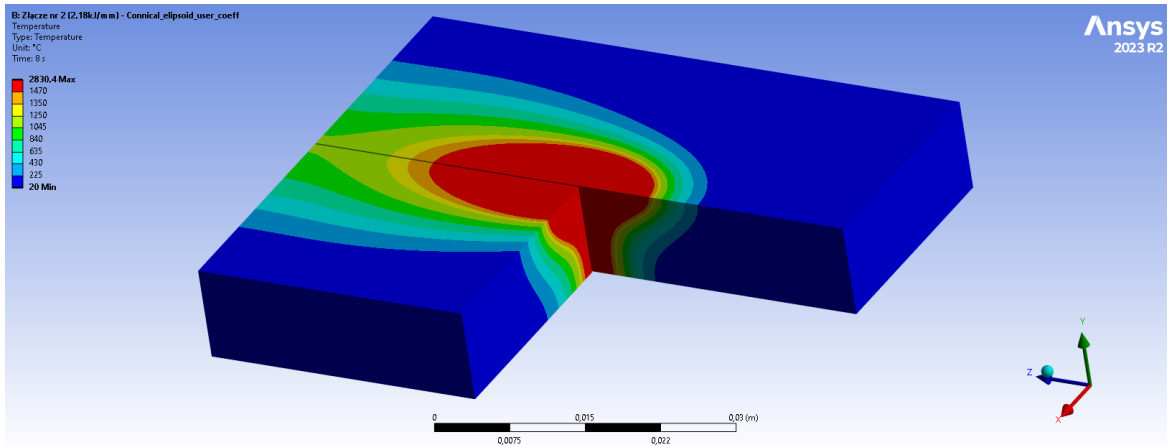
#### 8.1.1 Walidacja modelu numerycznego

Bazując na danych z Tabeli 6.3 oraz Tabeli 6.4 przeprowadzono obliczenia numeryczne metodą elementów skończonych z zastosowaniem analizy ciągłej procesu spawania metodą K-TIG w celu uzyskania rozkładu temperatur w spawanych złączach.

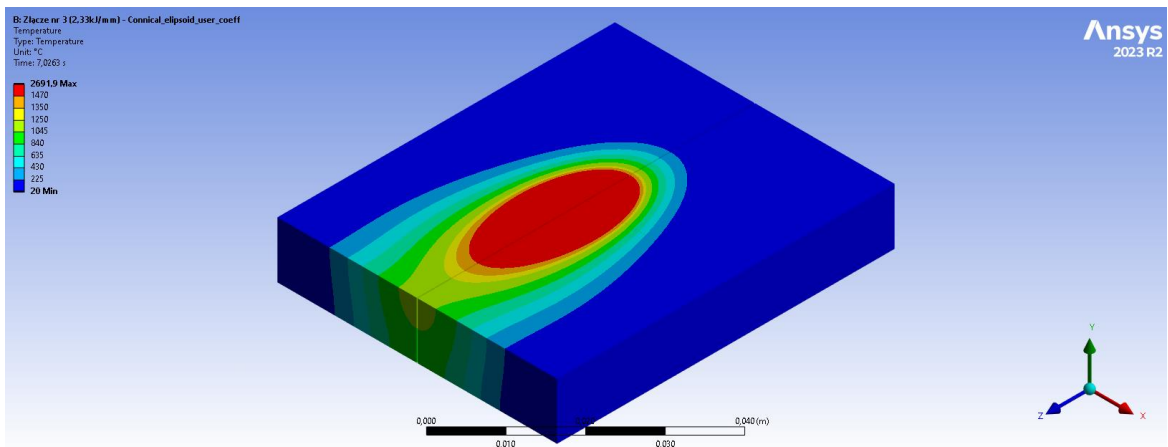
Wynikiem obliczeń numerycznych jest uzyskany przestrzenny charakter pola temperatur, określony za pomocą izoterm dla złączy spawanych numer 2 (energia łuku: 2,18 kJ/mm), numer 3 (energia łuku: 2,33 kJ/mm) oraz numer 4 (energia łuku: 2,50 kJ/mm). Widok ogólny oraz wycinek wzdłuż oraz prostopadle do osi złącza uzyskanych pól temperatur dla wszystkich badanych złączy spawanych został przedstawiony na rysunkach od Rys. 8.1 do Rys. 8.6. Na podstawie literatury [91], jako temperaturę topnienia stali duplex przyjęto wartość 1470 °C, co odpowiada położeniu linii wtopienia oraz granicy tworzenia się ciekłego jeziora w złączu spawanym.



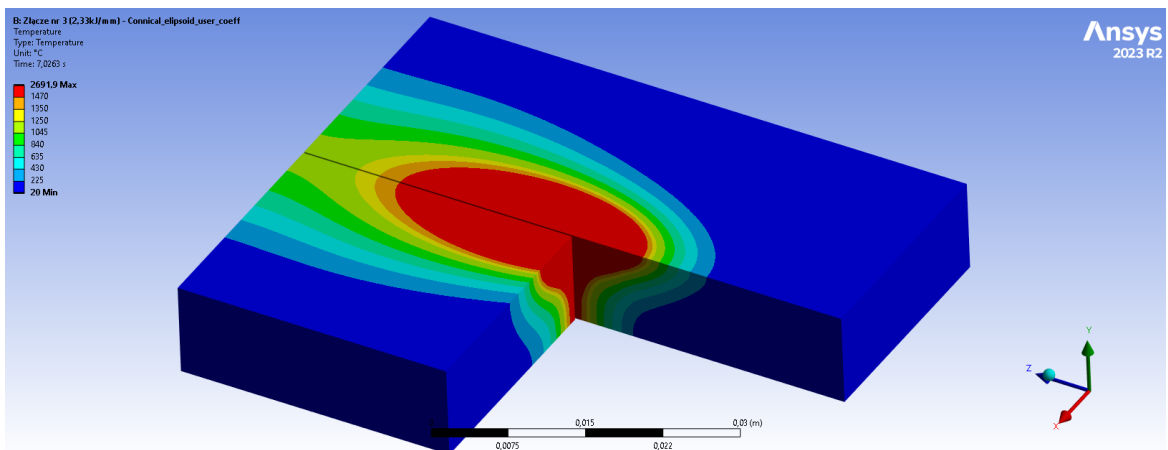
Rys. 8.1 Widok ogólny pola temperatur złącza numer 2 (2,18 kJ/mm)



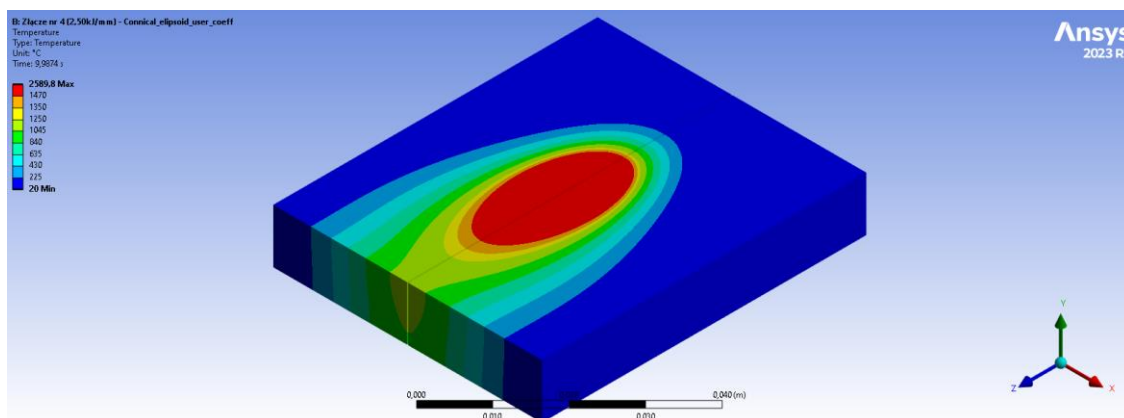
Rys. 8.2 Wycinek pola temperatur złącza numer 2 (2,18 kJ/mm)



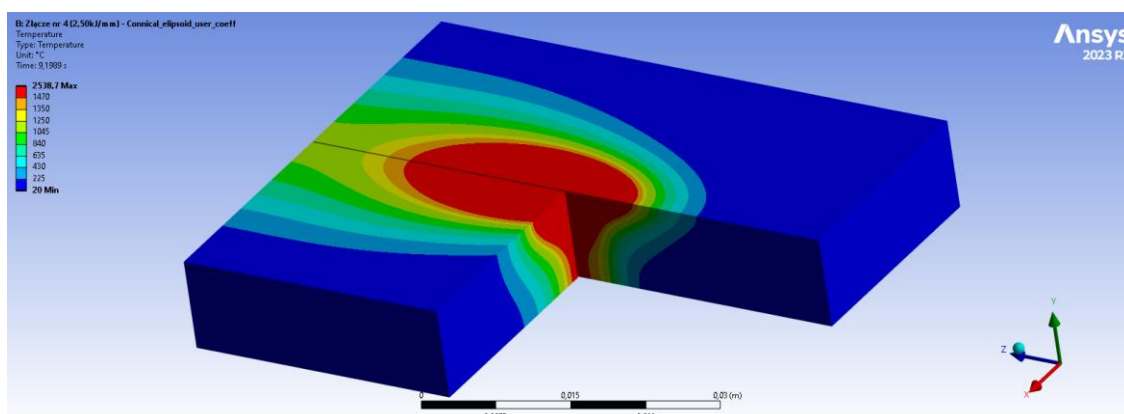
Rys. 8.3 Widok ogólny pola temperatur złącza numer 3 (2,33 kJ/mm)



Rys. 8.4 Wycinek pola temperatur złącza numer 3 (2,33 kJ/mm)



Rys. 8.5 Widok ogólny pola temperatur złącza numer 4 (2,50 kJ/mm)



Rys. 8.6 Wycinek pola temperatur złącza numer 4 (2,50 kJ/mm)

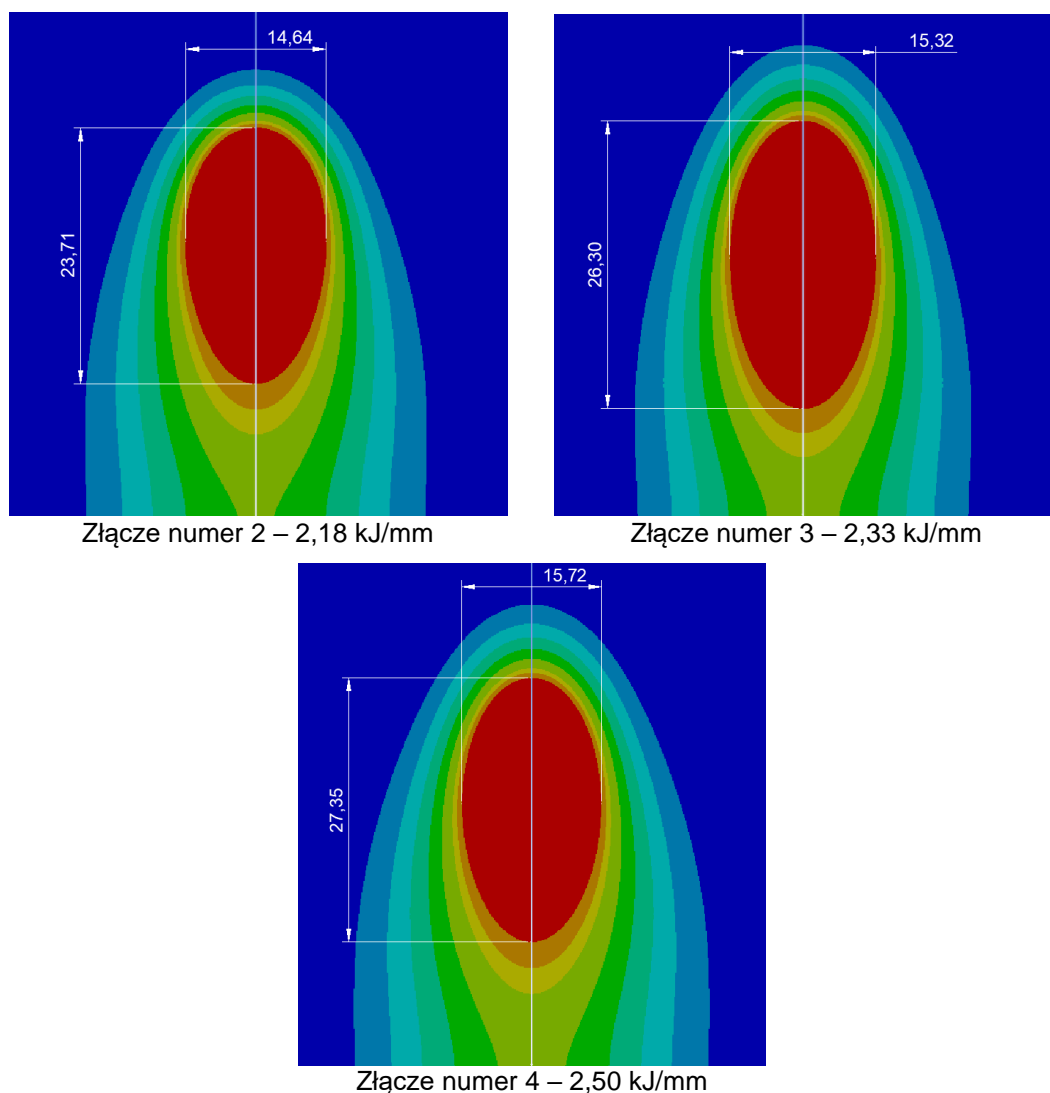
Analizując uzyskane pola temperatur dla wszystkich trzech złączy można zauważyć, że główną cechą złożonego źródła ciepła w postaci połączonych modeli, jest jego przestrzenne działanie. Uzyskana maksymalna temperatura procesu różni się w zależności od energii łuku – co zostało przedstawione w Tabeli 8.1. Zauważyć można, że wraz ze wzrostem energii łuku spawalniczego maleje maksymalna temperatura procesu spawania. Związane jest to najprawdopodobniej ze zmianą rozkładu energii strumienia ciepła na powierzchni jeziora, czyli gęstości mocy występującej podczas procesu spawania złączy [77, 133].

Tabela 8.1 Maksymalna temperatura procesu spawania K-TIG dla poszczególnych złączy próbnych

Numer złącza	Energia łuku $E$ [kJ/mm]	Maksymalna temperatura procesu $T_p$ [°C]
2	2,18	2830
3	2,33	2692
4	2,50	2590

Oddziaływanie źródła ciepła we wszystkich kierunkach geometrii modelu blachy skutkuje tym, że uzyskujemy jeziorko spawalnicze o elipsoidalnym kształcie wydłużonym w kierunku spawania – co zostało przedstawione na Rys. 8.7. Rzut na płaszczyznę X-Z, umożliwia wykonanie pomiarów charakterystycznych wymiarów jeziorka spawalniczego.

Zauważyć można, że profil jeziorka spawalniczego zmienia się w zależności od wielkości energii łuku. Wraz ze wzrostem energii łuku zwiększa się jego długość oraz szerokość.



Rys. 8.7 Pomiar geometrii jeziorka spawalniczego modelu numerycznego

Porównując główne wymiary jeziorka spawalniczego otrzymane w analizie numerycznej modelu złożonego z wymiarami geometrycznymi uzyskanymi w wyniku procesu spawania, stwierdzić można, że zastosowany model źródła ciepła wykazał dużą zgodność z wymiarami rzeczywistymi – co przedstawiono w Tabeli 8.2.

Obliczony błąd względny zmierzonych wymiarów rzeczywistych oraz uzyskanych w wyniku analizy numerycznej wynosił maksymalnie 6,8% zarówno w przypadku długości jak i szerokości jeziorka spawalniczego. Biorąc pod uwagę dokładność prowadzonej analizy numerycznej, można stwierdzić, że uzyskana dokładność jest zadowalająca, a otrzymane wyniki dla tak przygotowanego modelu, wykazały dużą zgodność z wymiarami rzeczywistymi, co znajduje potwierdzenie w literaturze [81, 87, 91, 92].

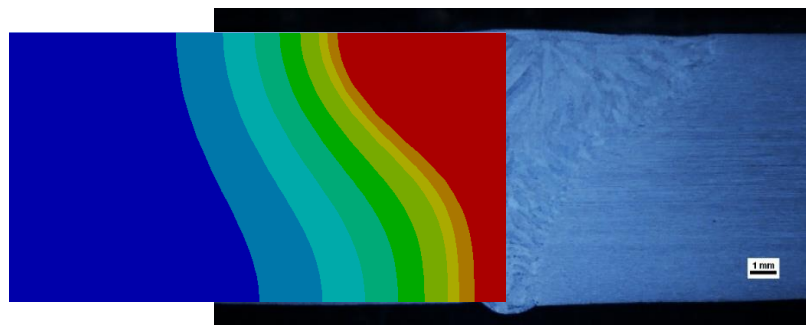
Tabela 8.2 Różnice w wymiarach geometrycznych jeziorka spawalniczego

Numer złącza / Energia łuku	Parametry modelu	Wymiary rzeczywiste [mm]	Wymiary MES [mm]	Błąd względny [%]
2 / 2,18 kJ/mm	$L$	22,20	23,71	6,8
	$w = 2 \cdot b$	15,62	14,64	6,3
3 / 2,33 kJ/mm	$L$	24,64	26,30	6,7
	$w = 2 \cdot b$	16,44	15,32	6,8
4 / 2,50 kJ/mm	$L$	25,76	27,35	6,2
	$w = 2 \cdot b$	16,81	15,72	6,5

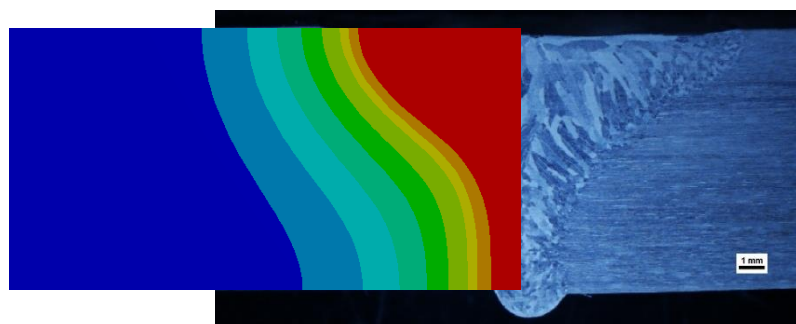
Wyniki analiz numerycznych z wykorzystaniem zaproponowanego, złożonego modelu źródła ciepła wykazały możliwość uzyskania profilu linii wtopienia o lekko-watym kształcie dobrze odwzorowującym kształt rzeczywisty, co można zaobserwować na przekrojach poprzecznych połączeń – Rys. 8.8. Uzyskane w wyniku analiz numerycznych przekroje poprzeczne dla wszystkich trzech poziomów energii łuku, charakteryzują się uzyskaniem przetopienia na całej grubości blachy (linia wtopienia zaznaczona kolorem czerwonym, co odpowiada temperaturze  $T \geq 1470$  °C).

Każdy punkt materiału spawanego jest nagrzewany do określonej temperatury maksymalnej i następnie chłodzony, co wywołuje określone zmiany strukturalne. Zmiany temperatury dowolnego punktu złącza spawanego znajdującego się w polu temperatur spawalniczego źródła ciepła nazywa się cyklem cieplnym spawania. Cykl cieplny jest różny w zależności od odległości punktów od osi spoiny, dlatego strefa wpływu ciepła charakteryzuje się różną mikrostrukturą, co determinuje różnice we właściwościach mechanicznych oraz odporności na korozję [56, 77].

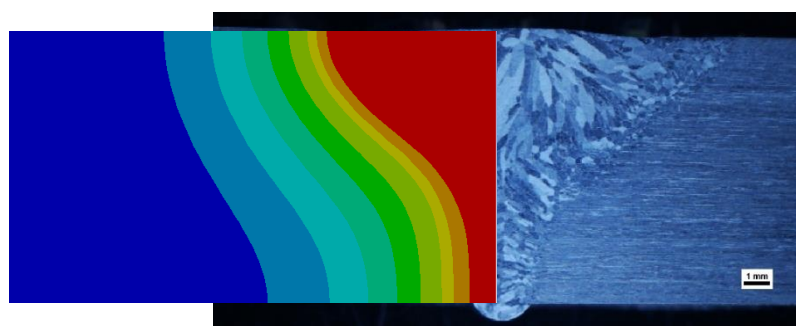




Złącze nr 2 – 2,18 kJ/mm



Złącze nr 3 – 2,33 kJ/mm



Złącze nr 4 – 2,50 kJ/mm

Rys. 8.8 Porównanie przekrojów poprzecznych

Cykl cieplny spawania można scharakteryzować następującymi wielkościami [56, 77]:

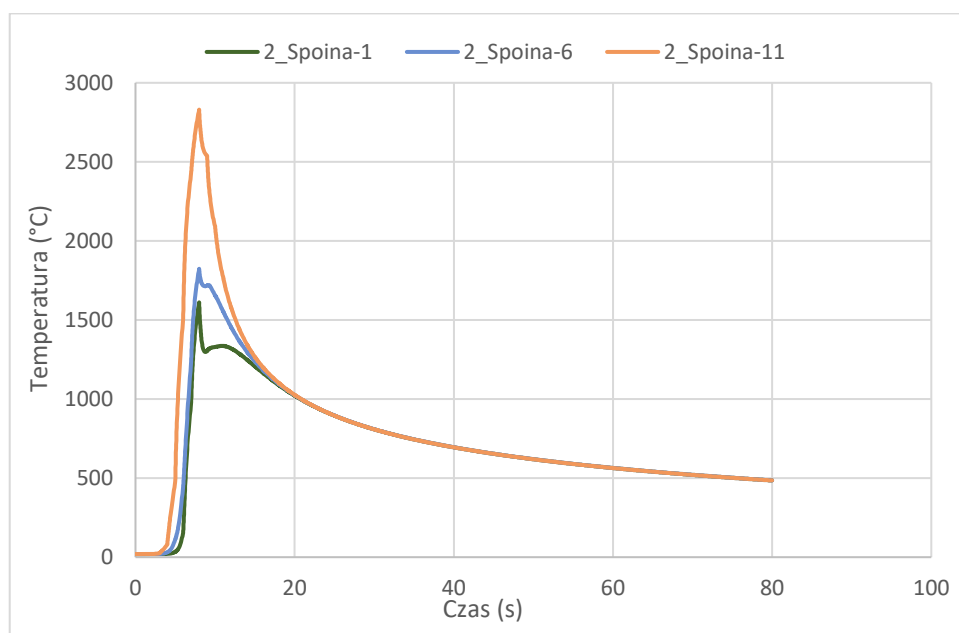
- Szybkość nagrzewania [ $^{\circ}\text{C/s}$ ],
- Temperatura maksymalna  $T_{max}$  [ $^{\circ}\text{C}$ ],
- Szybkość chłodzenia [ $^{\circ}\text{C/s}$ ],
- Czas przebywania materiału w określonych zakresach temperatur [s].

Ponieważ spawalność metalurgiczna stali duplex jest ściśle związana z parametrami cyklu cieplnego spawania, możliwość jego analizy w określonych punktach złącza spawanego wydaje się być sprawą kluczową. Szczególnie ważnym parametrem jest określenie czasu chłodzenia w zakresie temperatur przemiany ferrytu w austenit. Możliwość takiej analizy dają między innymi obliczeniowe metody numeryczne.

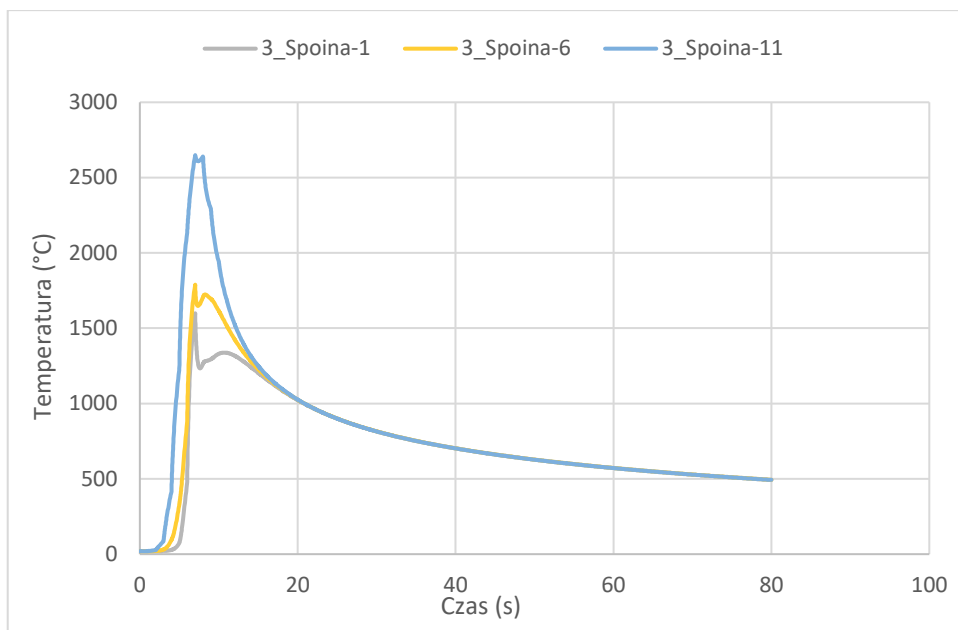
Uzyskane w wyniku analiz numerycznych rozkłady pól temperatur dla poszczególnych poziomów energii łuku – 2,18 kJ/mm; 2,33 kJ/mm; 2,50 kJ/mm, na podstawie złożonego modelu źródła ciepła, umożliwiają przeprowadzenie analiz dowolnego punktu lub obszaru złącza spawanego.

### 8.1.2 Analiza cykli cieplnych w osi spoiny

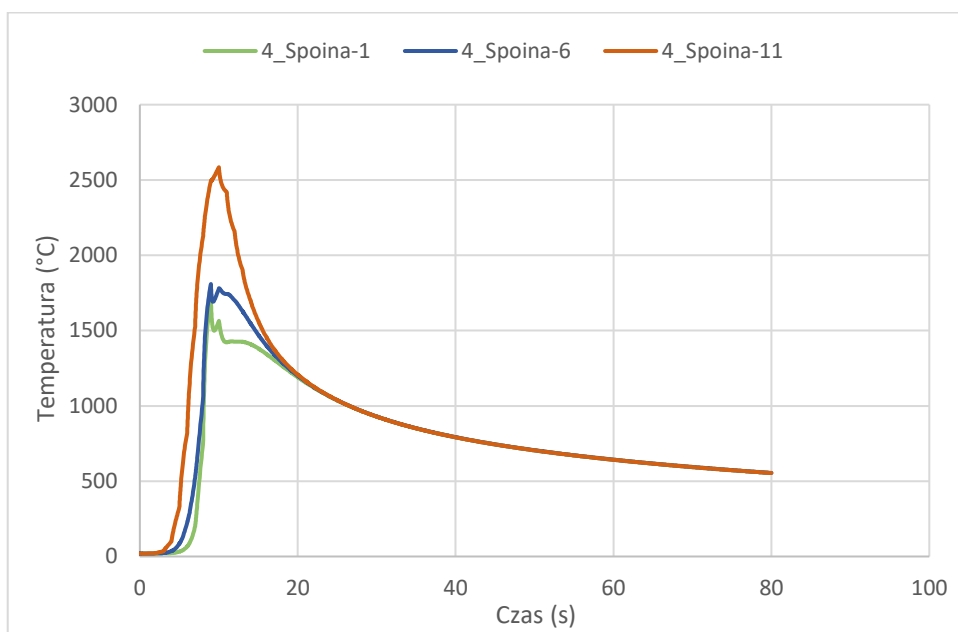
Na Rys. 8.9, Rys. 8.10 oraz Rys. 8.11 zostały przedstawione cykle cieplne w osi spoiny dla złączy wykonanych trzema wielkościami energii łuku. Każda z krzywych na wykresie odpowiada położeniu innego punktu w osi spoiny. Krzywa oznaczona „X\_Spoina-1” odpowiada punktowi położonemu najniżej licząc od powierzchni w kierunku grubości blachy ( $t=10$  mm), krzywa „X\_Spoina-6” odpowiada punktowi położonemu w połowie grubości blachy ( $t=5$  mm), krzywa „X\_Spoina-11” odpowiada punktowi na górnej powierzchni blachy ( $t=0$  mm). Litera „X” oznacza numer złącza zależny do energii łuku. Charakterystyczne wielkości cykli cieplnych zostały opisane w Tabeli 8.3.



Rys. 8.9 Cykl cieplny spawania w osi spoiny dla złącza numer 2 – 2,18 kJ/mm



Rys. 8.10 Cykl cieplny spawania w osi spoiny dla złącza numer 3 – 2,33 kJ/mm



Rys. 8.11 Cykl cieplny spawania w osi spoiny dla złącza numer 4 – 2,50 kJ/mm

Analizując dane z Tabeli 8.3 można stwierdzić, że czasy przebywania materiału w zakresach temperatur:  $t_{1200-600}$ ,  $t_{1200-800}$  oraz  $t_{1000-600}$ , są dłuższe w obszarze grani spoiny i następuje ich skrócenie zmieniając położenie punktów w kierunku lica spoiny, czyli na grubości elementu. Czasy te dla złącza numer 4 są dłuższe w porównaniu do złącza numer 2 o około 11 sekund i złącza numer 3 o około 9,5 sekundy. Wynikać to może z największej wartości energii łuku (2,50 kJ/mm) podczas procesu spawania ze wszystkich trzech złączy.

Tabela 8.3 Wielkości charakterystyczne cykli cieplnych w osi spoiny

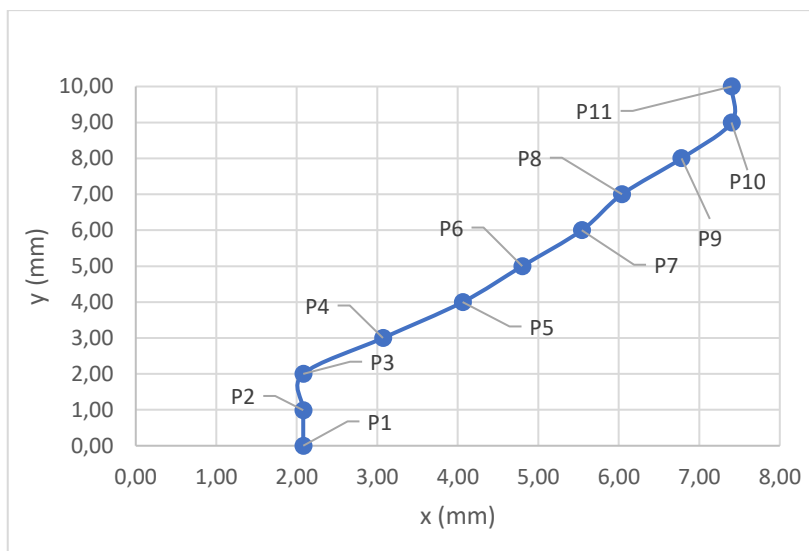
Cykl cieplny	$T_{\max}$ [°C]	$t_{1200-600}$ [s]	$V_{1200-600}$ [°C/s]	$t_{1200-800}$ [s]	$V_{1200-800}$ [°C/s]	$t_{1000-600}$ [s]	$V_{1000-600}$ [°C/s]
2_Spoina-1	1611,50	37,99	15,79	15,40	25,96	32,46	12,32
2_Spoina-6	1824,00	37,59	15,96	14,91	26,82	32,45	12,33
2_Spoina-11	2830,40	37,12	16,16	14,53	27,51	32,31	12,37
3_Spoina-1	1599,10	39,46	15,20	15,96	25,05	33,78	11,84
3_Spoina-6	1789,20	39,11	15,34	15,56	25,70	33,84	11,84
3_Spoina-11	2649,30	38,72	15,49	15,22	26,26	33,67	11,87
4_Spoina-1	1705,40	48,81	12,29	19,46	20,54	42,08	9,50
4_Spoina-6	1809,00	48,65	12,33	19,27	20,75	42,09	9,50
4_Spoina-11	2584,50	48,38	12,40	19,06	20,98	42,04	9,51

Na podstawie obliczeń teoretycznych uzyskanych cykli cieplnych można również stwierdzić, że ze względu na uzyskaną szybkość chłodzenia, odnosząc się do danych literaturowych, nie ma zagrożenia wystąpienia w osi spoiny wydzielań w postaci azotków oraz dużego udziału ferrytu. Natomiast szybkość chłodzenia w zakresie temperatur  $t_{1000-600}$ , której średnia wynosi 9,50 °C/s, zbliżona jest do krytycznej wartości dla powstania wydzielań fazy sigma (zalecane minimum to 3 °C/s) [24, 26, 36]. Maksymalna temperatura dla cyklu cieplnego występuje na powierzchni materiału podstawowego i maleje w kierunku grubości – grani spoiny. Jest to związane z miejscem działania spawalniczego źródła ciepła.

### 8.1.3 Analiza cykli cieplnych w strefie wpływu ciepła złącza spawanego

W procesie spawania również obszar strefy wpływu ciepła (HAZ) jest szybko schładzany od temperatur bliskich granicy rozpuszczalności pierwiastków w ferrycie, co prowadzić może do powstawania znacznie większej ilości ferrytu w tej strefie niż w materiale podstawowym oraz różnego typu wydzielań. Przykładowo przeanalizowano cykle cieplne dla punktów leżących na izotermie 1350 °C dla badanych złączy.

Położenie punktów dla izotermy złącza numer 2 zostało określone na siatce zbudowanego modelu geometrycznego spawanych blach co 1 mm na jego przekroju poprzecznym (punkt „0” na osi X oznacza oś symetrii spoiny, oś Y jest grubością blachy), co przedstawiono na Rys. 8.12. Na podstawie współrzędnych punktów „P”, można jednoznacznie określić, że izoterma 1350 °C znajduje się w strefie wpływu ciepła (HAZ) złącza numer 2, więc jej analiza pozwoli określić występowanie ewentualnych niekorzystnych zmian mogących w tej strefie wystąpić.



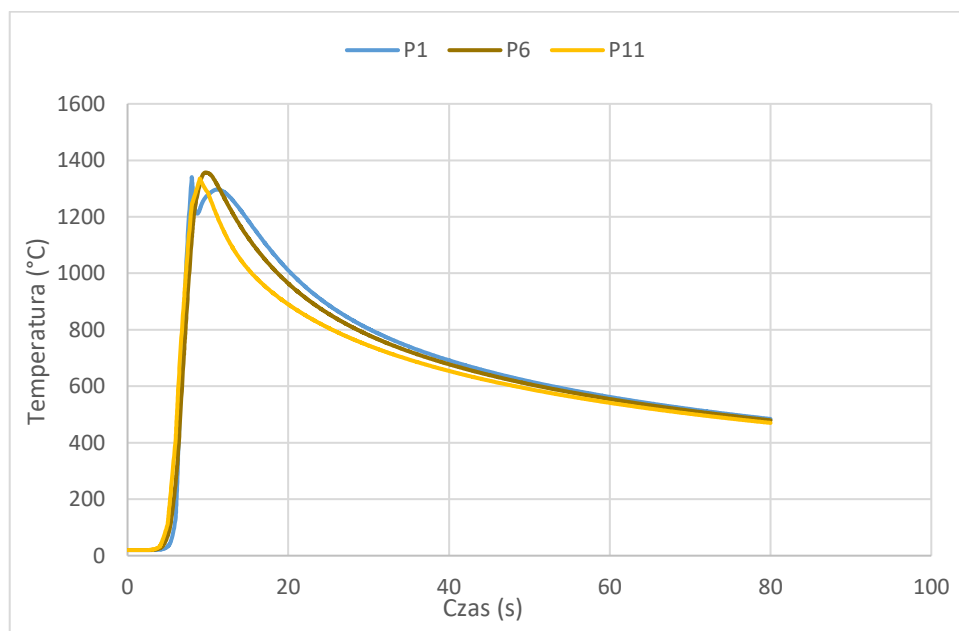
Rys. 8.12 Położenie izotermy 1350 °C na przekroju poprzecznym złącza numer 2

Na podstawie wyników obliczeń numerycznych (dane z Tabeli 8.4) możemy stwierdzić, że występują różnice w czasach chłodzenia na grubości analizowanego złącza. Największa różnica pomiędzy czasem chłodzenia punktów P1 (dolna powierzchnia blachy) i P11 (górną powierzchnią blachy) występuje w zakresie temperatur  $t_{1200-800}$  i wynosi 1,32 s, w zakresie temperatur  $t_{1200-600}$ , różnica ta wynosi 1,10 s. Najmniejsza różnica występuje dla czasów chłodzenia w zakresie  $t_{100-600}$  i wynosi 0,35 s. Należy również zauważyć, że czasy chłodzenia są dłuższe w obszarze grani spoiny niż w obszarze lica. Związane jest to z większym gradientem temperatury w obszarze lica, a tym samym większą prędkością chłodzenia i krótszym czasem przebywania materiału w danym zakresie temperatur.

Tabela 8.4 Wielkości charakterystyczne cykli cieplnych dla punktów na izotermie 1350 °C dla złącza numer 2 – 2,18 kJ/mm

Numer punktu	$T_{max}$ [°C]	$t_{1200-600}$ [s]	$V_{1200-600}$ [°C/s]	$t_{1200-800}$ [s]	$V_{1200-800}$ [°C/s]	$t_{1000-600}$ [s]	$V_{1000-600}$ [°C/s]
P1	1340,70	38,12	15,73	15,56	25,69	32,42	12,33
P2	1343,70	38,17	15,71	15,54	25,73	32,52	12,29
P3	1360,60	38,03	15,77	15,42	25,93	32,52	12,29
P4	1344,70	38,07	15,75	15,41	25,94	32,55	12,28
P5	1342,50	38,03	15,77	15,40	25,96	32,53	12,29
P6	1357,10	37,94	15,81	15,24	26,24	32,61	12,26
P7	1361,80	37,71	15,90	15,05	26,57	32,61	12,26
P8	1345,60	37,52	15,98	14,84	26,94	32,68	12,23
P9	1346,10	37,30	16,08	14,55	27,48	32,74	12,21
P10	1371,50	37,13	16,15	14,31	27,93	32,75	12,21
P11	1335,50	37,02	16,20	14,24	28,08	32,77	12,20

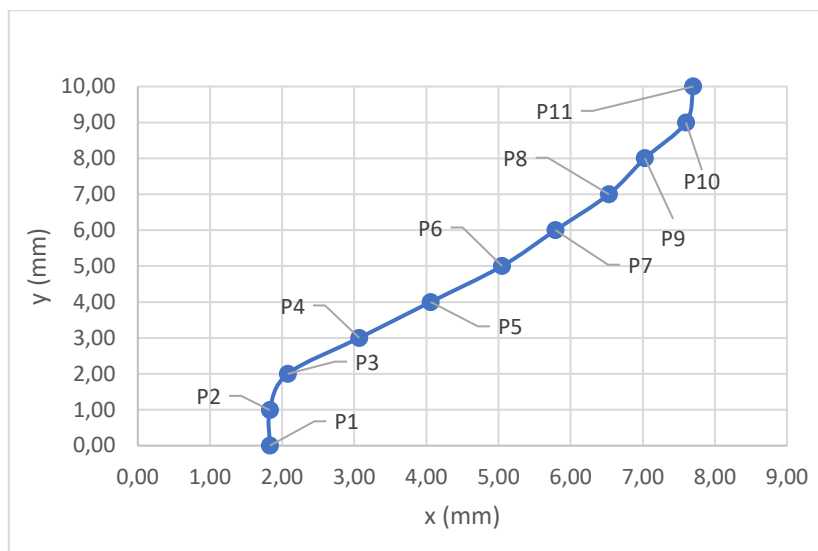
Na Rys. 8.13 przedstawiono wykres cykli cieplnych dla trzech punktów P1, P6 oraz P11 na izoterme 1350 °C. Na wykresie tym można zaobserwować dla punktu P1, który odpowiada dolnej powierzchni blachy, szybki spadek temperatury w zakresie jej maksymalnej wartości, a następnie wzrost tej temperatury. W miarę zbliżania się do górnej powierzchni blachy – Punkt 11, obserwujemy stały wzrost temperatury, bez lokalnego minimum. Zmiana charakteru wykresu obserwowana jest od połowy grubości blachy – punkt P6, w kierunku jej górnej powierzchni.



Rys. 8.13 Cykle cieplne punktów P1 oraz P11 na izoterme 1350 °C – złącze numer 2

Na Rys. 8.14 przedstawiono współrzędne dla punktów od P1 do P11 umieszczonych na izoterme o temperaturze 1350 °C dla złącza spawanego numer 3 – energia łuku 2,33 kJ/mm.

Analizując wyniki z Tabeli 8.5 również obserwujemy występujące różnice w czasach chłodzenia na grubości złącza. Największa różnica pomiędzy czasem chłodzenia punktów P1 (dolna powierzchnia blachy) i P11 (górna powierzchnia blachy) występuje w zakresie temperatur  $t_{1200-800}$  i wynosi 1,16 s, w zakresie temperatur  $t_{1200-600}$ , różnica ta wynosi 1,04 s. Najmniejsza różnica występuje dla czasów chłodzenia w zakresie  $t_{100-600}$  i wynosi 0,26 s.



Rys. 8.14 Położenie izotermi 1350 °C na przekroju poprzecznym złącza numer 3

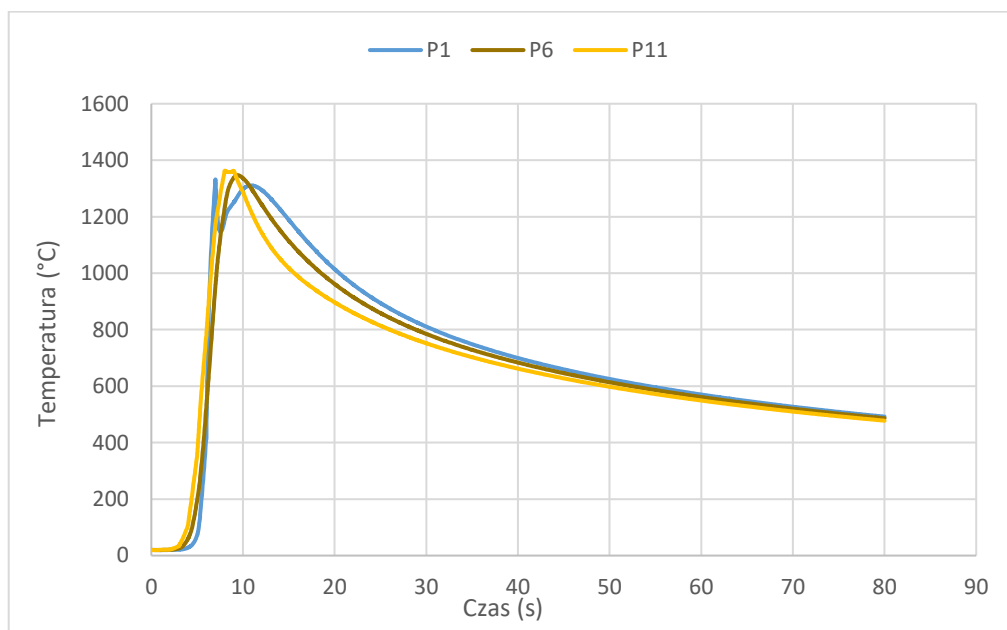
Tabela 8.5 Wielkości charakterystyczne cykli cieplnych dla punktów na izotermie 1350 °C dla złącza numer 3 – 2,33 kJ/mm

Numer punktu	$T_{max}$ [°C]	$t_{1200-600}$ [s]	$V_{1200-600}$ [°C/s]	$t_{1200-800}$ [s]	$V_{1200-800}$ [°C/s]	$t_{1000-600}$ [s]	$V_{1000-600}$ [°C/s]
P1	1332,20	39,58	15,15	16,04	24,93	33,81	11,83
P2	1332,20	39,53	15,17	15,99	25,01	33,76	11,84
P3	1344,60	39,53	15,17	15,99	25,01	33,85	11,81
P4	1350,80	39,51	15,18	15,95	25,07	33,82	11,82
P5	1354,90	39,47	15,20	15,90	25,15	33,82	11,82
P6	1347,10	39,46	15,20	15,93	25,10	33,87	11,80
P7	1351,60	39,30	15,26	15,73	25,41	33,93	11,78
P8	1333,00	39,11	15,34	15,49	25,82	34,05	11,74
P9	1331,70	38,82	15,45	15,21	26,29	34,05	11,74
P10	1340,60	38,62	15,53	14,97	26,70	34,12	11,72
P11	1363,00	38,54	15,56	14,87	26,88	34,07	11,73

W przypadku tego złącza, również potwierdza się zależność, że czasy chłodzenia są dłuższe w obszarze grani spoiny niż w obszarze lica. Porównując czasy chłodzenia złącza numer 2 – 2,18 kJ/mm i złącza numer 3 – 2,33 kJ/mm, możemy stwierdzić występującą różnicę w kierunku dłuższych czasów chłodzenia dla złącza spawanego większą energią łuku. Różnica ta wynosi w przypadku średniego czasu przebywania w zakresie temperatur  $t_{1200-600}$  1,50 s, w zakresie temperatur  $t_{1200-800}$  0,59 s oraz w zakresie temperatur  $t_{1000-600}$  1,31 s.

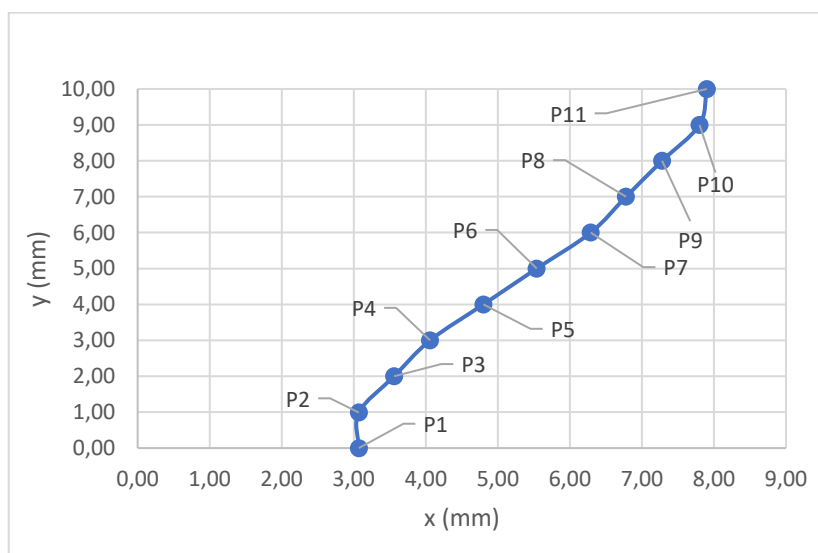
Rys. 8.15 przedstawia wykres cykli cieplnych dla trzech punktów P1, P6 oraz P11 na izotermie 1350 °C. Na wykresie tym również zaobserwować można różnicę w przebiegu temperatury dla dwóch skrajnych punktów izotermi. Charakter zmiany wykresu temperatury obserwowany od połowy grubości blachy – punkt P6

w kierunku jej górnej powierzchni, odpowiada przebiegiem tym obserwowanym dla złącza numer 2.



Rys. 8.15 Cykle cieplne punktów P1 oraz P11 na izotermie 1350 °C – złącze numer 3

Na Rys. 8.16 przedstawiono wykresy cykli cieplnych dla punktów od P1 do P11 umieszczonych na izotermie o temperaturze 1350 °C dla złącza spawanego numer 4 – energia łuku 2,50 kJ/mm.



Rys. 8.16 Położenie izoterm 1350 °C na przekroju poprzecznym złącza numer 4

Na podstawie wyników umieszczonych w Tabeli 8.6 możemy stwierdzić występujące na grubości złącza różnice w czasach chłodzenia. Największa różnica pomiędzy czasem chłodzenia punktów P1 (dolna powierzchnia blachy) i P11 (górna



powierzchnia blachy) występuje w zakresie temperatur  $t_{1200-800}$  i wynosi 0,39 s, a w zakresie temperatur  $t_{1200-600}$ , różnica ta wynosi 0,32 s. Należy również zwrócić uwagę na to, że wraz ze wzrostem energii łuku, różnice w czasach chłodzenia pomiędzy skrajnymi punktami P1 i P11 ulegają zmniejszeniu. W przypadku tego złącza również potwierdza się zależność, że czasy chłodzenia są dłuższe w obszarze grani spoiny niż w obszarze lica.

Tabela 8.6 Wielkości charakterystyczne cykli cieplnych dla punktów na izotermie 1350 °C dla złącza numer 4 – 2,50kJ/mm.

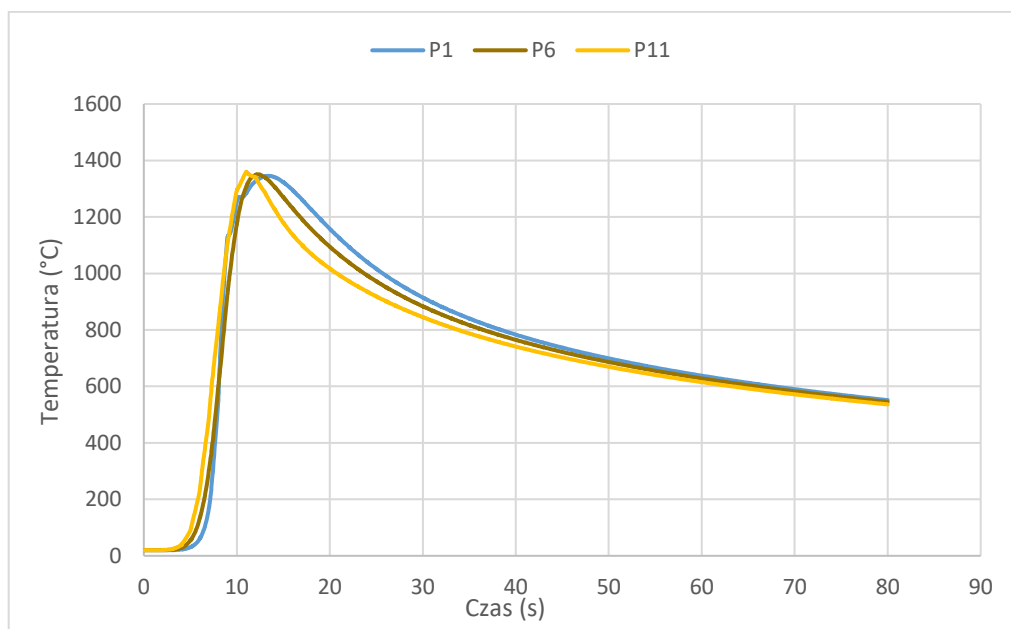
Numer punktu	$T_{max}$ [°C]	$t_{1200-600}$ [s]	$V_{1200-600}$ [°C/s]	$t_{1200-800}$ [s]	$V_{1200-800}$ [°C/s]	$t_{1000-600}$ [s]	$V_{1000-600}$ [°C/s]
P1	1345,50	48,99	12,24	19,64	20,36	42,05	9,51
P2	1354,20	48,92	12,26	19,60	20,39	42,05	9,51
P3	1351,60	49,07	12,22	19,68	20,31	42,11	9,49
P4	1361,10	49,03	12,23	19,66	20,34	42,10	9,50
P5	1357,10	49,12	12,21	19,71	20,29	42,17	9,48
P6	1350,90	49,11	12,21	19,70	20,30	42,24	9,46
P7	1334,80	49,08	12,22	19,65	20,34	42,30	9,45
P8	1338,70	48,99	12,24	19,61	20,39	42,35	9,44
P9	1325,00	48,39	12,39	19,50	20,50	41,94	9,53
P10	1334,60	48,82	12,28	19,30	20,72	42,59	9,39
P11	1360,10	48,63	12,32	19,25	20,77	42,45	9,41

Porównując czasy chłodzenia złącza numer 2 – 2,18 kJ/mm, złącza numer 3 – 2,33 kJ/mm i złącza numer 4 – 2,50 kJ/mm, możemy stwierdzić występującą różnicę w kierunku dłuższych czasów chłodzenia dla złącza spawanego większą energią łuku. Różnica ta wynosi w przypadku średniego czasu przebywania w zakresie temperatur  $t_{1200-600}$  odpowiednio 11,2 s i 9,70 s, w zakresie temperatur  $t_{1200-800}$  4,52 s i 3,93 s oraz w zakresie temperatur  $t_{1000-600}$  9,60 s i 8,29 s.

Rys. 8.17 przedstawia cykle cieplne dla trzech punktów P1, P6 oraz P11 na izotermie 1350 °C dla złącza nr 4. Zaobserwowana na wykresach Rys. 8.13 i Rys. 8.15 różnica w kształcie przebiegu krzywej nagrzewania, w prezentowanym cyklu cieplnym, jest znacznie mniejsza i nie ma charakteru minimum lokalnego.

Charakter przebiegu wykresów dla punktów P1 oraz P11 skrajnie położonych na izotermach oraz punktów P6 znajdujących się w połowie grubości blachy na podstawie otrzymanych wyników z analizy numerycznej jest trudny do wyjaśnienia. Przyjęto tezę, że nagły spadek temperatury występujący od jej wartości maksymalnej dla złączy 2 i 3 związany jest z szybkością chłodzenia wynikającą z małej objętości części stożkowej złożonego modelu, a jej późniejszy wzrost związany jest

z dużą objętością jeziorka spawalniczego występującą w części podwójnie elipsoidalnej. Jednakże w celu potwierdzenia tej tezy należy przeprowadzić badania przebiegu cykli cieplnych na rzeczywistym złączu.



Rys. 8.17 Cykle cieplne punktów P1 oraz P11 na izotermie 1350 °C – złącze numer 4

## 8.2 Wyniki badań symulacji fizycznych

### 8.2.1 Analiza cykli cieplnych w oparciu o parametry spawania

Jak przedstawiono w części literaturowej typowe podejście w wykonaniu symulowanych cykli cieplnych opiera się o parametry procesu spawania. Zaobserwować można dwa rodzaje podejść do zagadnienia wykonania symulacji fizycznej. Pierwsze podejście opiera się na pomiarze parametrów rzeczywistych cykli cieplnych w określonych punktach złącza spawanego (spoina, strefa wpływu ciepła, określona odległość od materiału podstawowego) podczas procesu spawania. Zasadniczą wadą takiego podejścia jest uzyskanie parametrów cyklu cieplnego tylko w punkcie pomiaru i tym samym możliwość odwzorowania cykli cieplnych tylko w tych konkretnych punktach. Ponadto, najpierw wykonujemy spawanie i dopiero na tej podstawie odwzorujemy cykl cieplny.

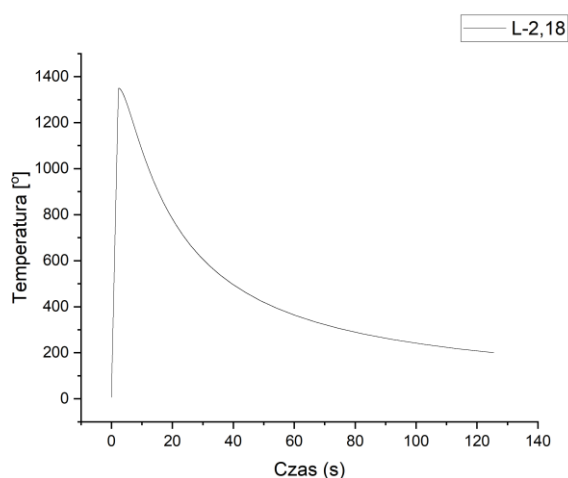
Drugie podejście zakłada dobór parametrów cyklu cieplnego na podstawie literatury (wykonane na podstawie podejścia opisanego wcześniej) i rzeczywistej energii łuku uzyskanej podczas spawania złącza oraz ich modyfikacji w szerokim

zakresie jednego z jego parametrów, najczęściej czasu przebywania w określonym zakresie temperatur. Wadą takiego podejścia jest brak odniesienia uzyskanych wyników dotyczących zmian mikrostrukturalnych materiału do konkretnych obszarów złącza.

Przeprowadzono przykładowo symulację fizyczną cyklu cieplnego opartą na energii łuku uzyskanej podczas procesu spawania metodą K-TIG złącza numer 2, według parametrów pokazanych w Tabeli 6.3. Na podstawie energii łuku, korzystając z oprogramowania HAZ urządzenia Gleeble 3500-GTC, obliczony został czas chłodzenia w zakresie temperatur  $1200 \pm 600$  °C. Pozostałe parametry cyklu cieplnego zostały określone na podstawie literatury i pokazane w Tabeli 8.7. Wykres symulowanego fizycznie cyklu cieplnego w układzie czas-temperatura, został przedstawiony na Rys. 8.18.

Tabela 8.7 Parametry cyklu cieplnego na podstawie energii łuku

Numer złącza	E [kJ/mm]	$T_{max}$ [°C]	$T_p$ [°C]	$V_{nagrzewania}$ [°C/s]	$t_{1200-600}$ [s]
2	2,33	1350	20	522	21,62



Rys. 8.18 Cykl cieplny określony na podstawie energii łuku

Uzyskane charakterystyczne parametry cyklu cieplnego pokazanego na Rys. 8.18, zostały przedstawione w Tabeli 8.8. Porównując otrzymane parametry cyklu cieplnego, przyjmując temperaturę maksymalną jako izotermę 1350 °C dla złącza spawanego numer 2 (Tabela 8.5), możemy zaobserwować, że żaden z punktów od P1 do P11 nie ma czasu przebywania oraz szybkości chłodzenia zgodnego z wynikami przeprowadzonej symulacji fizycznej na podstawie energii łuku (Tabela 8.8).

Przyjmując wartości średnie dla izotermy różnica w czasach przebywania w określonych zakresach temperatur oraz szybkości chłodzenia zostały przedstawione w Tabeli 8.9.

Tabela 8.8 Parametry cyklu cieplnego uzyskane w symulacji fizycznej na podstawie energii łuku

Numer złącza	$T_{max}$ [°C]	$t_{1200-600}$ [s]	$V_{1200-600}$ [°C/s]	$t_{1200-800}$ [s]	$V_{1200-800}$ [°C/s]	$t_{1000-600}$ [s]	$V_{1000-600}$ [°C/s]
2 (L-2,18)	1345	23,38	25,66	12,08	33,11	5,1	78,43

Tabela 8.9 Różnice w parametrach cykli cieplnych

$t_{1200-600}$ [s]	$V_{1200-600}$ [°C/s]	$t_{1200-800}$ [s]	$V_{1200-800}$ [°C/s]	$t_{1000-600}$ [s]	$V_{1000-600}$ [°C/s]
-15,85	10,36	-3,57	7,53	-28,83	66,64

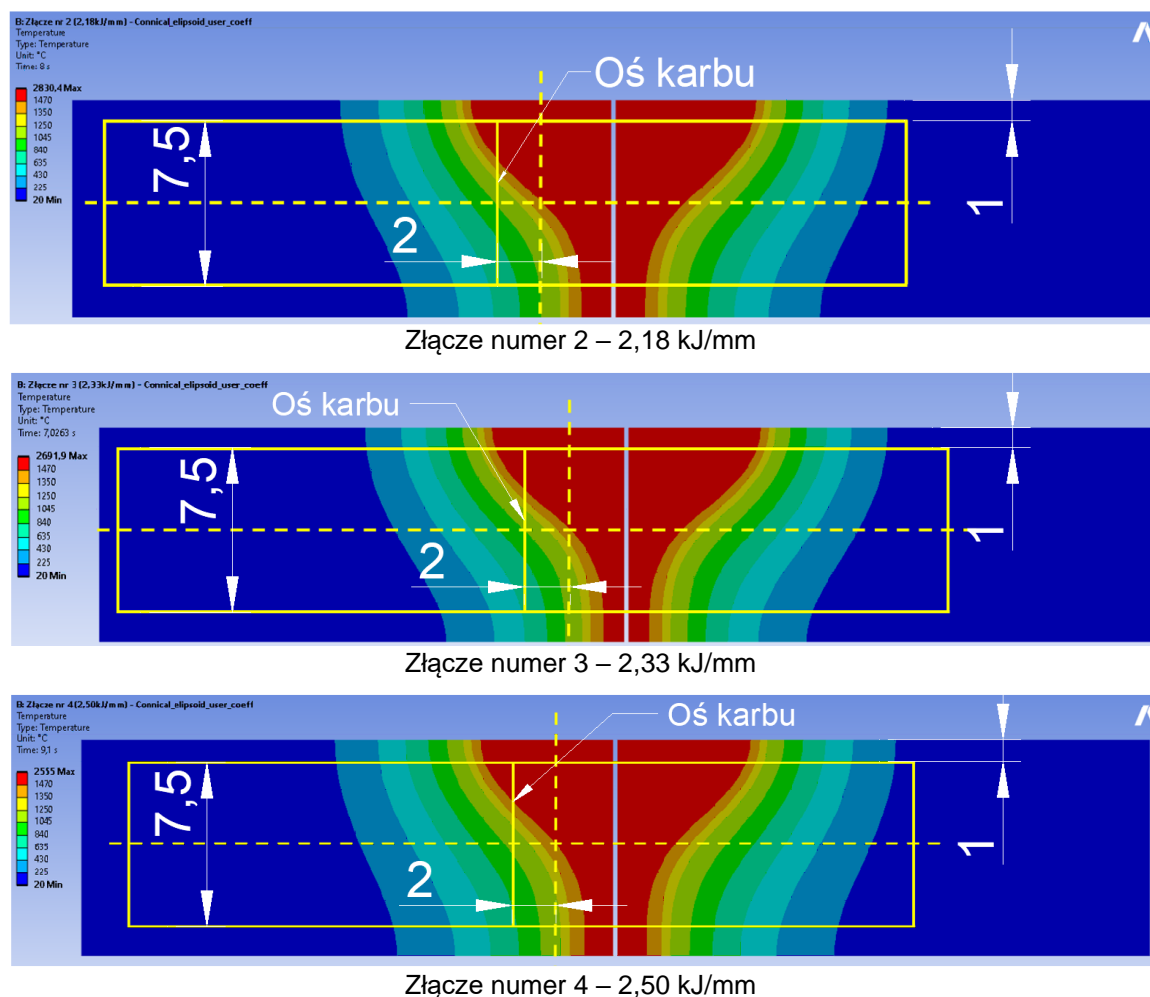
Na podstawie przeprowadzonych badań można stwierdzić, że symulacja fizyczna cykli cieplnych na podstawie energii łuku spawanego złącza nie potwierdza wyników otrzymanych w procesie symulacji numerycznej dla metody spawania K-TIG. Kierując się jedynie energią łuku nie możemy określić położenia symulowanej strefy w rzeczywistym złączu, co stanowi poważne ograniczenie takiej metodyki badawczej i nie wykorzystuje w pełni potencjału symulacji fizycznej.

## 8.2.2 Analiza obszaru złącza do badań udarności

Zastosowanie obliczeń numerycznych umożliwia przeprowadzenie analiz nie tylko samych punktów na izotermach otrzymanych pól temperatur, ale również w podejściu makro – uzyskania cykli cieplnych dla określonych obszarów w złączu spawanym. Przykładem takiego podejścia może być analiza obszarów w strefie wpływu ciepła (HAZ), z których zgodnie z normą na kwalifikowanie technologii spawania PN-EN ISO 15614-1 [98], należy przeprowadzić badania udarności.

Zgodnie z wymaganiami normy PN-EN ISO 15614-1 [98], do badań udarności dla strefy wpływu ciepła (HAZ) należy stosować próbki VHT usytuowane w odległości maksymalnie 2 mm poniżej górnej powierzchni materiału podstawowego i poprzecznie do spoiny. W strefie wpływu ciepła (HAZ) punkt środkowy karbu powinien znajdować się w odległości od 1 mm do 2 mm od linii wtopienia. W analizowanym przypadku zastosowano próbki do badań VHT 2/1 o pomniejszonym przekroju 7,5 mm. Schemat położenia próbek do badań udarności dla złączy spawanych

numer 2 – 2,18 kJ/mm, numer 3 – 2,33 kJ/mm oraz 4 – 2,50 kJ/mm – przedstawiono na Rys. 8.19.



Rys. 8.19 Schemat miejsca badania udarności VHT 2/1 dla złączy spawanych

Ze względu na kierunek oraz obszar jaki obejmuje nacięty karb w próbkach do badań udarności, analiza pojedynczych izoterm nie jest możliwa. Dlatego zaproponowane rozwiązanie polega na analizie całego obszaru w którym nacięty jest karb w rzeczywistej próbce do badań. Wyodrębnienie oraz analiza danego obszaru możliwa jest przy zastosowaniu narzędzi do obliczeń numerycznych. Korzystając ze zbudowanego modelu złożonego źródła ciepła dla metody K-TIG oraz uzyskanych w wyniku symulacji numerycznej pól temperatur, określony został obszar złącza spawanego zgodny z Rys. 8.19, dla wszystkich trzech złączy spawanych. Położenie tego obszaru zostało przedstawione na Rys. 8.20.



Złącze numer 2 – 2,18 kJ/mm



Złącze numer 3 – 2,33 kJ/mm

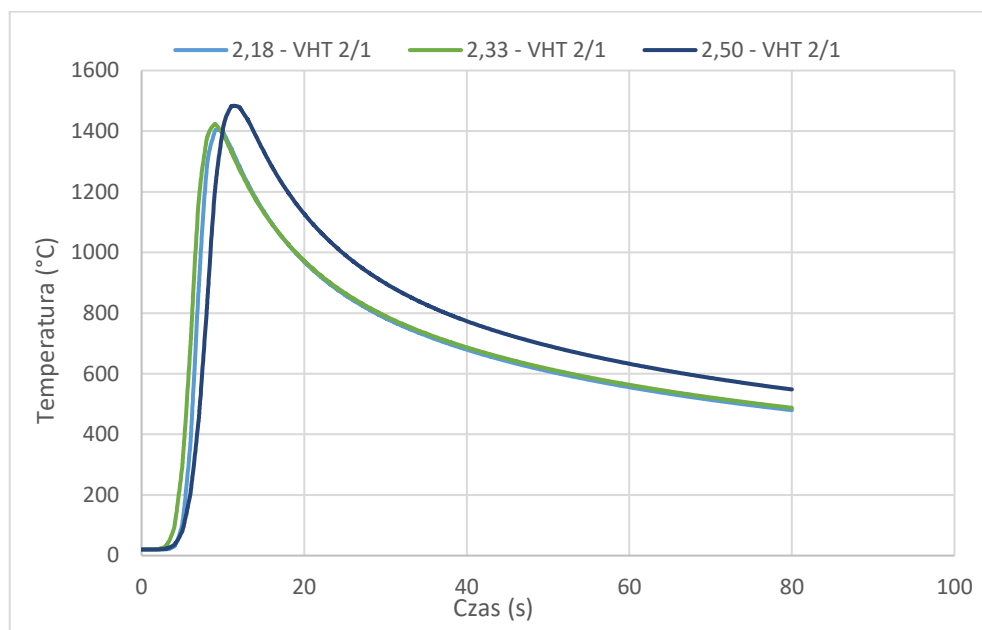


Złącze numer 4 – 2,50 kJ/mm

Rys. 8.20 Położenie obszaru karbu w złączach spawanych

Dla wyodrębnionego obszaru, którego szerokość odpowiada wymiarowi elementu skończonego użytego w obliczeniach numerycznych – 1 mm, oraz długości 8 mm, co odpowiada grubości próbki do badań udarności, została przeprowadzona uśredniona analiza numeryczna, której wynikiem jest cykl cieplny procesu spawania – co przedstawiono na Rys. 8.21. Na wykresie tym przedstawiono uśredniony

przebieg nagrzewania oraz chłodzenia w układzie temperatura-czas, dla trzech analizowanych złączy.



Rys. 8.21 Cykl cieplny spawania obszaru nacięcia karbu do badań udarności

Analizując dane przedstawione w Tabeli 8.10, można stwierdzić, że wraz ze wzrostem energii łuku w procesie spawania wzrasta również maksymalna temperatura cyklu cieplnego. Uzyskane maksymalne temperatury cykli cieplnych określają obszar występowania ferrytu na wykresie równowagi fazowej dla układu Fe-Cr-Ni, co oznacza, że szybkość procesu chłodzenia będzie decydowała o charakterze przemiany ferrytu w austenit oraz występowaniu procesów wydzieleniowych.

Tabela 8.10 Wartości uśrednione cykli cieplnych dla miejsc nacięcia karbu do badań udarności

Numer złącza	$T_{max}$ [°C]	$t_{1200-600}$ [s]	$V_{1200-600}$ [°C/s]	$t_{1200-800}$ [s]	$V_{1200-800}$ [°C/s]	$t_{1000-600}$ [s]	$V_{1000-600}$ [°C/s]
2	1405,40	37,82	15,86	15,18	26,34	32,54	12,29
3	1423,80	39,25	15,28	15,78	25,34	33,72	11,86
4	1483,50	48,78	12,29	19,39	20,62	42,06	9,51
<b>Średnia szybkość nagrzewania dla poszczególnych złączy:</b> Złącze numer 2 – 165,42 °C/s Złącze numer 3 – 156,69 °C/s Złącze numer 4 – 128,95 °C/s							

W zakresie temperaturowym przemiany ferrytu w austenit, czas  $t_{1200-800}$  zwiększa się wraz ze wzrostem energii łuku. Najniższa uzyskana szybkość chłodzenia w tym zakresie temperatur występuje w przypadku złącza numer 4 – energia łuku 2,50 kJ/mm i wynosi: 20,62 °C/s, natomiast największa szybkość chłodzenia

występuje w przypadku złącza numer 2 – energia łuku 2,18 kJ/mm i wynosi: 16,34 kJ/mm. Uzyskane szybkości chłodzenia nie wskazują na niebezpieczeństwo powstania niebezpiecznych wydzielań obniżających właściwości mechaniczne i odporność korozyjną – bazując na danych literaturowych [24, 26, 36].

Uzyskana w wyniku obliczeń prędkość chłodzenia dla złącza numer 2 – 2,18 kJ/mm, numer 3 – 2,33 kJ/mm oraz numer 4 – 2,50 kJ/mm, w zakresie temperatur  $t_{1000-600}$ , mieści się w przedziale:  $9,51 \div 12,29$  °C/s, co oznacza, że szybkość jest na tyle duża, że pozwala uniknąć wydzielań fazy sigma w analizowanym obszarze [24, 26, 36].

Generalnie przyjmuje się, że strukturę złącza spawanego stali duplex charakteryzuje szybkość chłodzenia w zakresie temperatur  $t_{1200-600}$ . Wyniki uzyskanych szybkości chłodzenia dla analizowanych złączy wynoszą od 12,29 °C/s do 15,86 °C/s, co pozwala wnioskować, że w tym obszarze złącze spawane będzie posiadało odpowiednią proporcję i rozkład faz ferrytu i austenitu oraz uniknie się procesów wydzieleniowych [18, 24, 26].

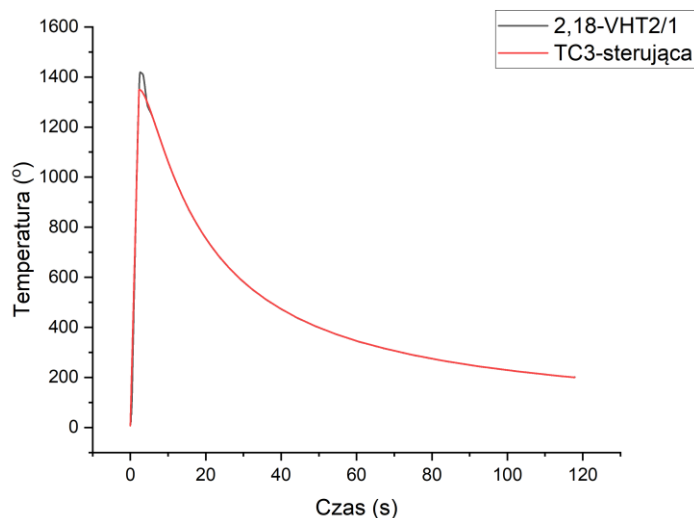
W celu potwierdzenia poprawności przyjętego modelu numerycznego i powyższego podejścia przeprowadzono badania symulacji fizycznej według parametrów cykli cieplnych dla najniższej energii łuku, złącze numer 2, według parametrów z Tabeli 8.10. Symulację fizyczną przeprowadzono na urządzeniu Gleeble 3500-GTC na próbkach prostopadłościennych o wymiarach 10x10x95 mm, odwzorowując strefę wpływu ciepła (HAZ) złącza spawanego oraz miejsce nacięcia karbu dla próbki do badań udarności VHT 2/1 według Rys. 8.20 – złącze numer 2.

Na urządzeniu Gleeble 3500-GTC wykonano pięć próbek, które następnie posłużyły do wykonania badań mechanicznych: badanie udarności (3 próbki) oraz badanie na rozciąganie poprzeczne (2 próbki). Charakterystyczne wielkości uzyskanego cyklu cieplnego dla symulowanego obszaru przedstawiono w Tabeli 8.11, a wykres w układzie czas – temperatura na Rys. 8.22.

Tabela 8.11 Charakterystyczne wielkości cyklu cieplnego próbek do badań udarności

Numer złącza	Oznaczenie punktu	$V_n$ [°C/s]	$T_{max}$ [°C]	$t_{1200-600}$ [s]	$V_{1200-600}$ [°C/s]
2 2,18kJ/mm	2,18-VHT2/1	172	1420	35,62	16,84





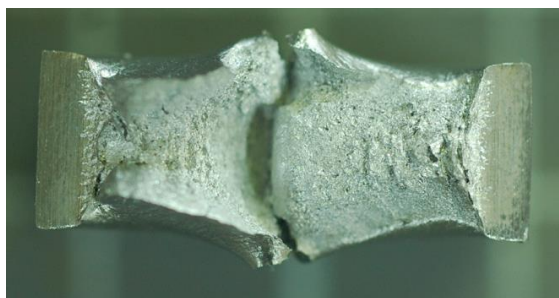
Rys. 8.22 Cykl cieplny próbek do badań właściwości mechanicznych

Następnie dla trzech próbek wykonano próbę udarności metodą Charpy'ego. Badania zostały wykonane na próbkach rodzaju KV<sub>2</sub>, o pomniejszonych wymiarach 7,5x10x55 mm, w temperaturze -40 °C. Próbki do badań zostały wycięte wzdłuż kierunku walcowania blachy. Wyniki otrzymanej pracy łamania [J] dla obszaru VHT 2/1 złącza numer 2 zostały zestawione w Tabeli 8.12, a przykład przełomu przedstawiono na Rys. 8.23.

Analizując otrzymane wyniki pracy łamania można stwierdzić, że wartości średnie z trzech próbek spełniają założone wymagania wynoszące 33 J oraz spełniają kryterium dla pojedynczej próbki wynoszące minimum 23,1 J. Należy również podkreślić, że otrzymana wartość średnia przeprowadzonej próby jest porównywalna z wartością pracy łamania otrzymaną dla rzeczywistego złącza spawanego numer 2 w obszarze VHT 2/1 – średnia wartość wyniosła 210,32 J

Tabela 8.12 Wyniki próby udarności dla próbek symulowanych fizycznie

Miejsce nacięcia karbu	Praca łamania [J]			
	Numer próbki			Średnia
	1	2	3	
VHT 2/1	198,59	169,16	204,20	199,65



Rys. 8.23 Przełom próbki udarności symulowanego cyklu cieplnego – przykład (LM)

Dla dwóch z symulowanych próbek przeprowadzono próbę rozciągania poprzecznego zgodnie z wymaganiami normy PN-EN ISO 4136 [111] w temperaturze otoczenia (+20 °C), z wykorzystaniem próbek o przekroju okrągłym. Próbki ułożone były wzdłuż kierunku walcowania blachy. Ze względu wymagania normy związanej z kwalifikowaniem technologii spawania [98], określono tylko parametr wytrzymałości na rozciąganie. Otrzymane wyniki parametrów wytrzymałościowych przedstawiono w Tabeli 8.13, a przykład wyglądu próbki po statycznej próbie rozciągania poprzecznego na Rys. 8.24. Analizując otrzymane wyniki należy stwierdzić, że wymagania stawiane materiałowi podstawowemu zostały spełnione – wartość średnia wyniosła  $R_m=801,9$  MPa (wymagane: 640÷840 MPa). Należy również zauważyć, że otrzymana wartość średnia wytrzymałości na rozciąganie odpowiada poziomowi uzyskanemu w próbie rozciągania poprzecznego dla złącza spawanego numer 2 dla, którego wartość ta wyniosła:  $R_m=806,1$  MPa.

Tabela 8.13 Wyniki statycznej próby rozciągania dla próbek symulacji fizycznej

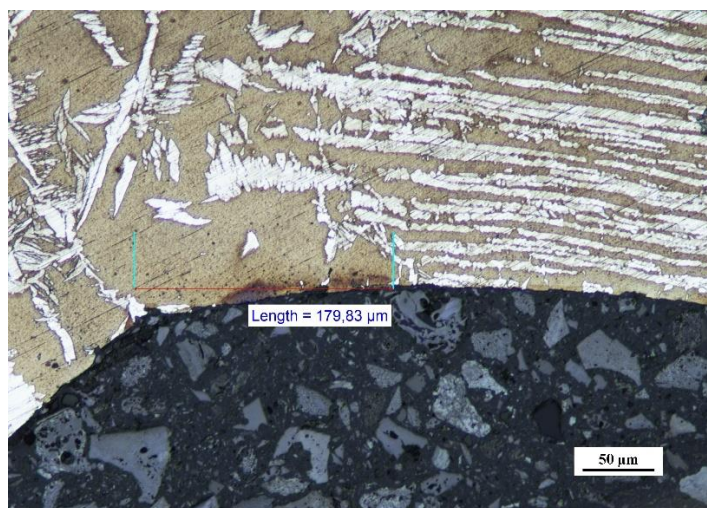
Oznaczenie próbki	$F_{p0,2}$ [kN]	$F_m$ [kN]	$R_{p0,2}$ [MPa]	$R_m$ [MPa]	Miejsce zerwania
K-1	13,1	15,6	684,7	814,7	środek
K-5	12,3	15,2	639,6	789,1	środek



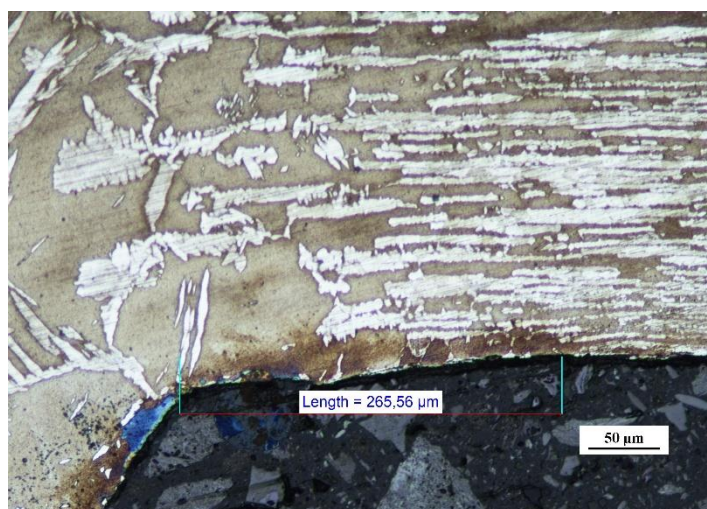
Rys. 8.24 Wygląd symulowanej próbki po próbie rozciągania poprzecznego (LM)

### 8.2.3 Analiza obszaru złącza korozji wżerowej

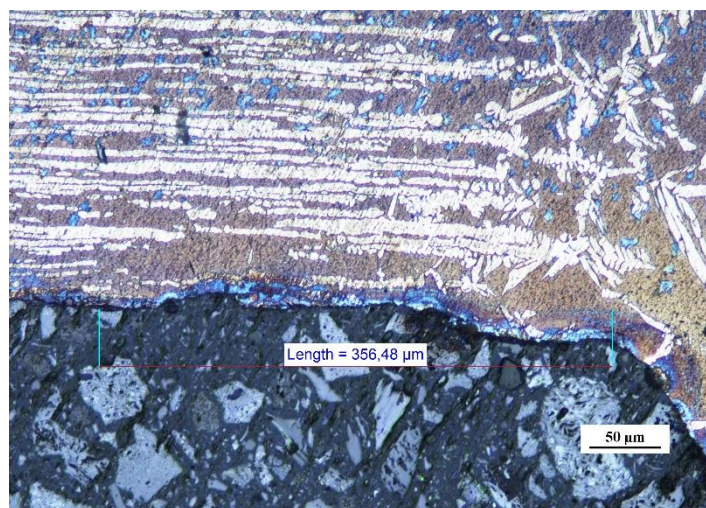
Korzystając z obrazów mikroskopowych wykonanych złączy spawanych numer 2 – 2,18 kJ/mm, numer 3 – 2,33 kJ/mm oraz numer 4 – 2,50 kJ/mm oraz na podstawie wyników prób korozji wżerowej, zostały zidentyfikowane obszary w grani spoiny, w których wystąpiły ślady korozji. Położenie tych obszarów zostało przedstawione na Rys. 8.25. Obrazy mikroskopowe przedstawiają obszary o widocznym większym udziale fazy ferrytu niż austenitu. Początek obszaru rozpoczyna się blisko linii wtopienia i rozciąga się na długości do maksymalnie 356  $\mu\text{m}$  (złącze numer 4). Należy zauważyć, że w złączach numer 2 i numer 3 strefa fazy ferrytu rozciąga się bezpośrednio do powierzchni materiału, zaś w złączu numer 4, spawanym największą energią łuku, pomiędzy strefą o zwiększonej zawartości ferrytu a powierzchnią materiału znajdują się ziarna austenitu.



Złącze numer 2 – 2,18 kJ/mm



Złącze numer 3 – 2,33 kJ/mm



Złącze numer 4 – 2,50 kJ/mm

Rys. 8.25 Położenie obszarów wystąpienia śladów korozji wżerowej (LM)

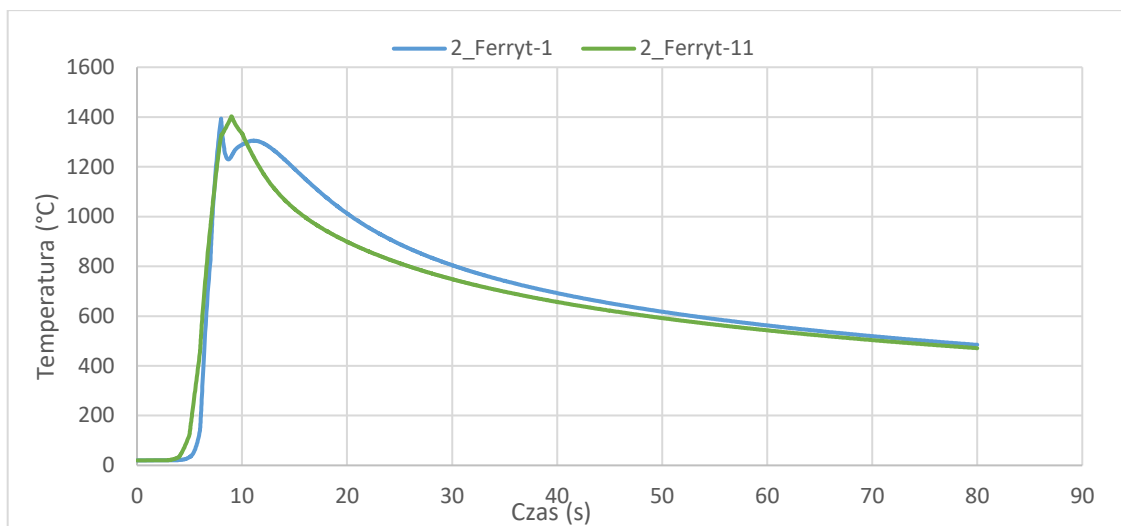
Parametry cykli cieplnych dla tych stref są wynikiem analizy numerycznej złożonego modelu źródła ciepła procesu spawania K-TIG, przeprowadzonej w poprzednim rozdziale niniejszej pracy. Charakterystyczne wielkości otrzymanych cykli cieplnych zostały przedstawione w Tabeli 8.14.

Tabela 8.14 Wielkości cykli cieplnych złączy spawanych

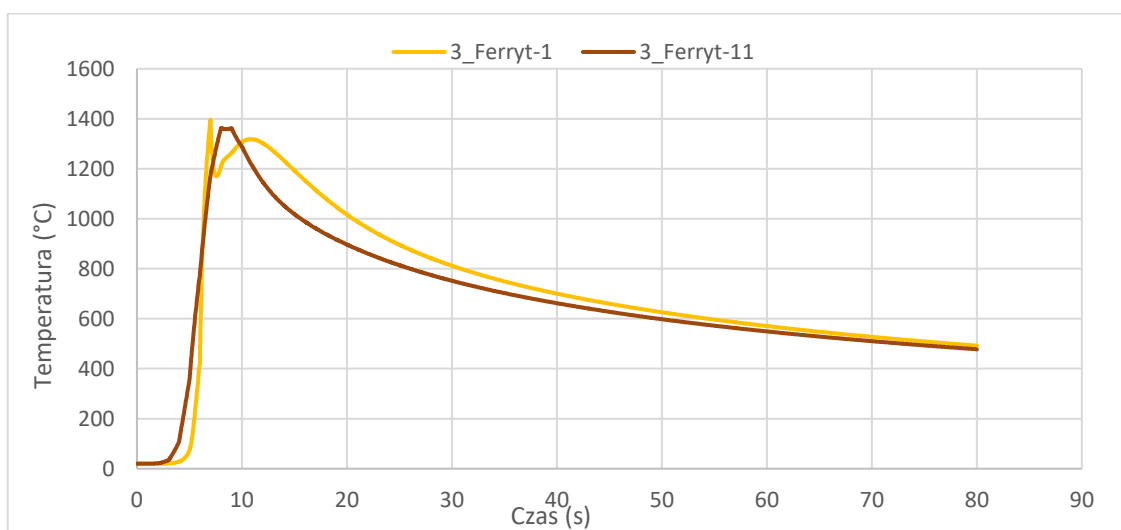
Numer złącza	Oznaczenie punktu	$V_n$ [°C/s]	$T_{max}$ [°C]	$t_{1200-600}$ [s]	$V_{1200-600}$ [°C/s]
2 2,18 kJ/mm	2_Ferryt-1	214	1393	38,08	15,75
	2_Ferryt-11	171	1402	36,96	16,23
3 2,33 kJ/mm	3_Ferryt-1	225	1395	39,56	15,17
	3_Ferryt-11	168	1363	38,44	15,61
4 2,50 kJ/mm	4_Ferryt-1	154	1408	48,87	12,28
	4_Ferryt-11	127	1419	48,57	12,35

Punkty numer 1 znajdują się w obszarze grani spoiny, a ich położenie jest zgodne z Rys. 8.25, natomiast punkty 11 są położone na powierzchni górnej materiału (od strony lica spoiny) na tej samej izotermie co punkty 1. Cykle cieplne punktów 1 oraz 11, w układzie temperatura-czas, dla poszczególnych złączy spawanych zostały przedstawione na Rys. 8.26, Rys. 8.27 oraz Rys. 8.28.

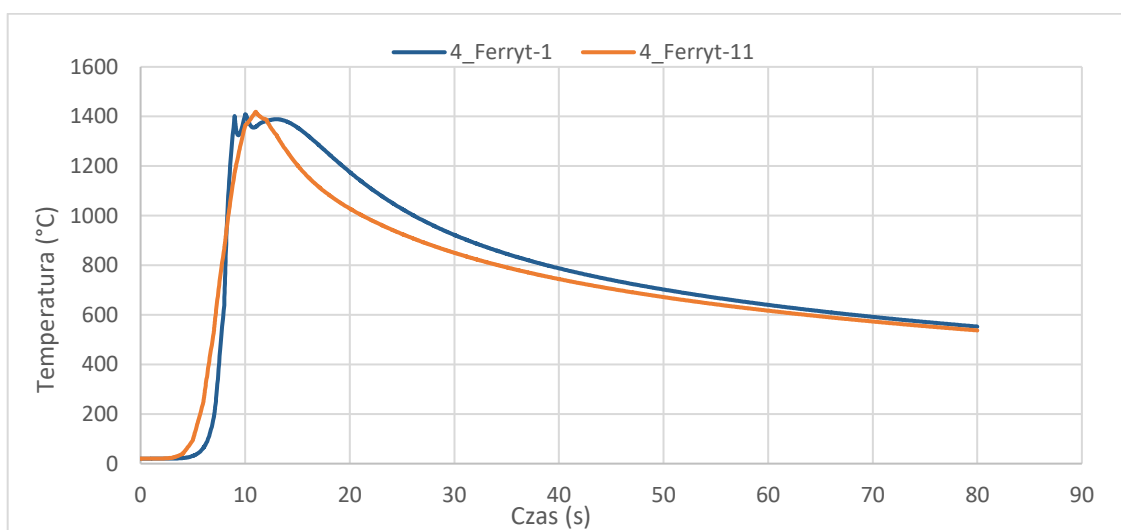




Rys. 8.26 Cykle cieplne „punktów korozji” w złączu numer 2 – 2,18 kJ/mm

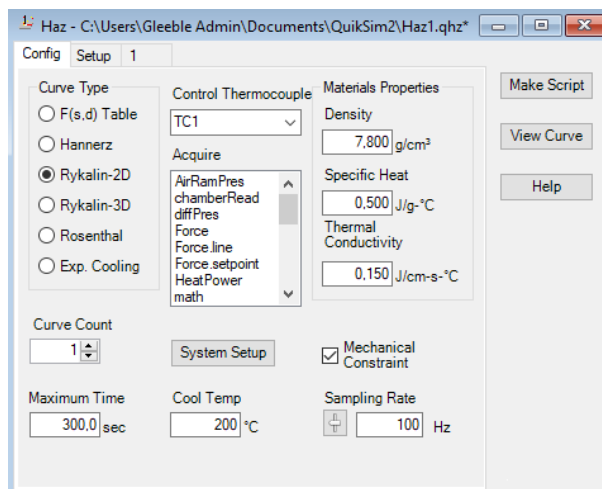


Rys. 8.27 Cykle cieplne „punktów korozji” w złączu numer 3 – 2,33 kJ/mm

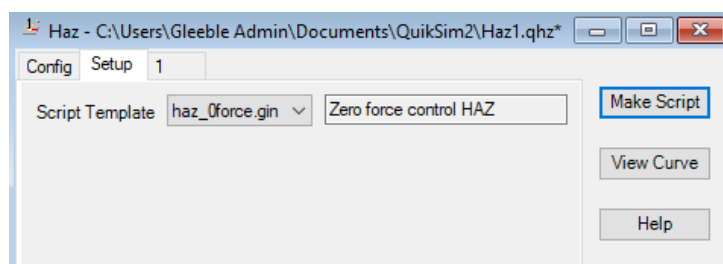


Rys. 8.28 Cykle cieplne „punktów korozji” w złączu numer 4 – 2,50 kJ/mm

Okna główne konfiguracji oprogramowania Heat Affected Zone (HAZ), użytego w symulatorze Gleeble 3500-GTC, zostały przedstawione na Rys. 8.29, Rys. 8.30.

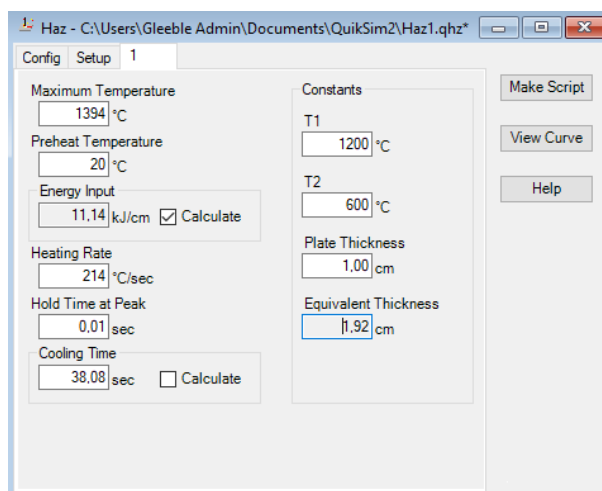


Rys. 8.29 Okno główne ustawień parametrów materiałowych oprogramowania HAZ



Rys. 8.30 Okno główne ustawień mechanicznych oprogramowania HAZ

Ustawienia dla poszczególnych cykli cieplnych według danych z Tabeli 8.14, zostały skonfigurowane w kolejnym oknie oprogramowania HAZ. Przykład zadanych parametrów dla punktu „2\_Ferryt-1” został przedstawiony na Rys. 8.31.



Rys. 8.31 Okno konfiguracji parametrów charakterystyczne cyklu cieplnego

Użyte oprogramowanie HAZ umożliwia, na podstawie charakterystycznych punktów cyklu cieplnego, obliczenie energii łuku w danym zakresie temperatur. Wyniki obliczeń zostały przedstawione w Tabeli 8.15.

Tabela 8.15 Wyniki obliczeń energii łuku dla poszczególnych cykli cieplnych

Numer złącza	Oznaczenie punktu	E [kJ/cm]	E [kJ/mm]
2 2,18 kJ/mm	2_Ferryt-1	11,14	1,11
	2_Ferryt-11	10,98	1,10
3 2,33 kJ/mm	3_Ferryt-1	11,36	1,14
	3_Ferryt-11	11,20	1,12
4 2,50 kJ/mm	4_Ferryt-1	12,62	1,26
	4_Ferryt-11	12,58	1,26

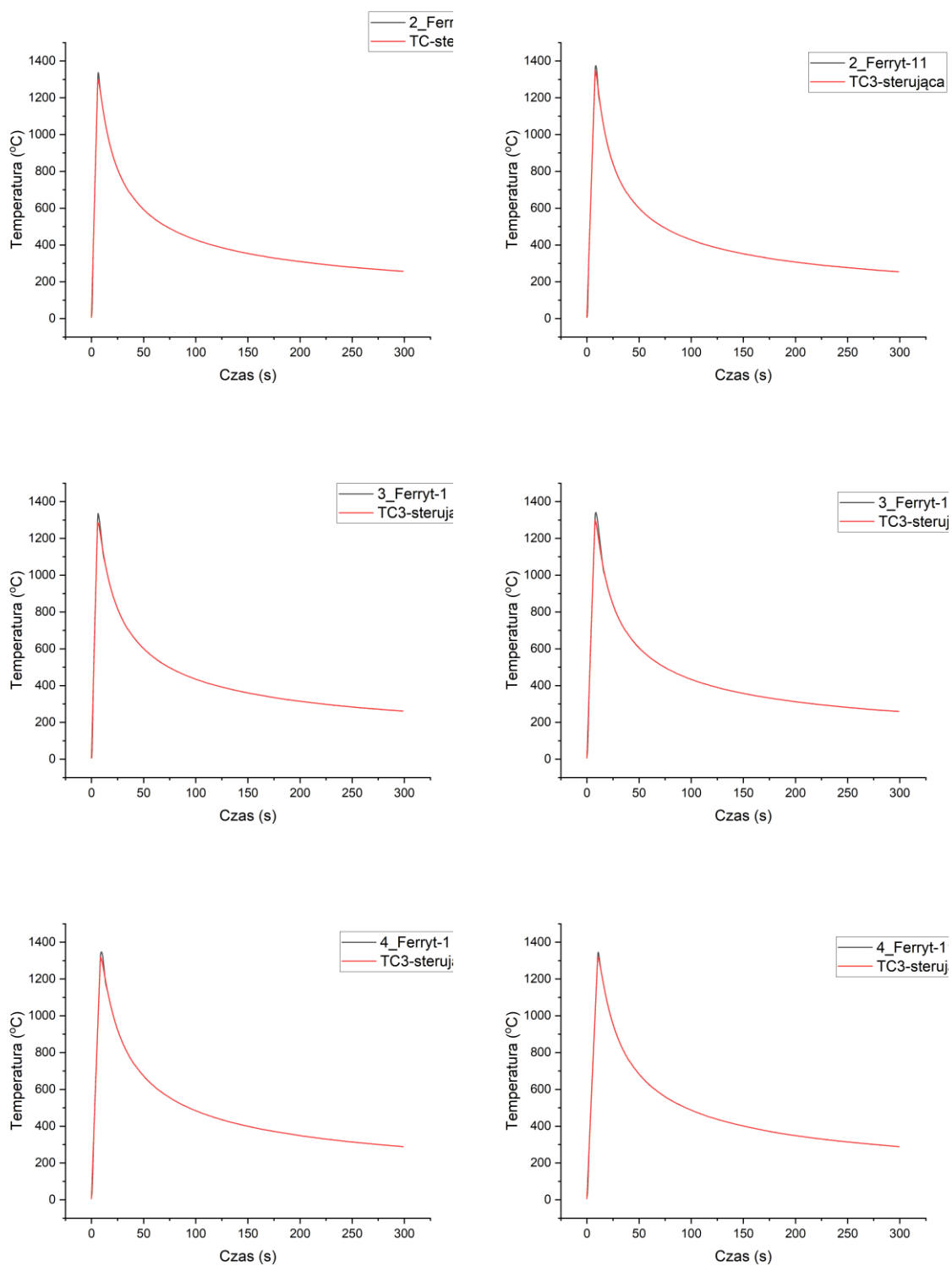
Próbki zostały poddane symulowanemu cyklowi cieplnemu spawania z określonymi wielkościami zgodnymi z Tabelą 8.14. Wynikiem symulacji był zapis krzywych cykli cieplnych spawania w układzie czas-temperatura, co przedstawiono dla poszczególnych próbek na Rys. 8.32. Uzyskanie w wyniku symulacji fizycznej charakterystyczne punkty cykli cieplnych dla poszczególnych próbek zostały przedstawione w Tabeli 8.16.

Tabela 8.16 Wyniki symulacji fizycznej dla obszarów korozji wżerowej

Numer złącza	Oznaczenie punktu	$V_n$ [°C/s]	$T_{max}$ [°C]	$t_{1200-600}$ [s]	$V_{1200-600}$ [°C/s]
2 2,18 kJ/mm	2_Ferryt-1	212	1360	39,62	15,18
	2_Ferryt-11	167	1374	38,32	15,62
3 2,33 kJ/mm	3_Ferryt-1	219	1360	40,17	14,89
	3_Ferryt-11	160	1341	38,95	15,43
4 2,50 kJ/mm	4_Ferryt-1	143	1380	51,05	11,81
	4_Ferryt-11	123	1390	50,36	11,93

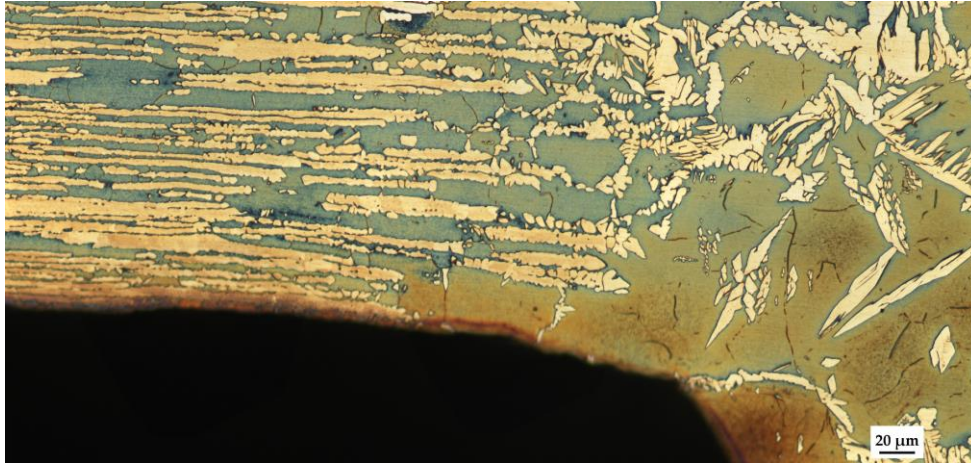
Na Rys. 8.33, została przedstawiona mikrostruktura złącza spawanego numer 2 – energia łuku 2,18 kJ/mm w obszarze grani spoiny. Na mikrostrukturze w strefie wpływu ciepła (HAZ) od linii wtopienia spoiny (FL) w kierunku materiału podstawowego widoczna jest strefa o zwiększonej zawartości ferrytu bez występowania pasm austenitu przy dolnej powierzchni blachy. W ziarnach ferrytu widoczne są wydzielenia w postaci azotków chromu sięgające do powierzchni materiału podstawowego (BM). Na Rys. 8.34, zostały przedstawione mikrostruktury próbki symulowanej fizycznie o oznaczeniu punktu „2\_Ferryt-1” i parametrach cyklu cieplnego zgodnie

z Tabelą 8.16, który odpowiada obszarowi występowania korozji wżerowej według Rys. 8.33.

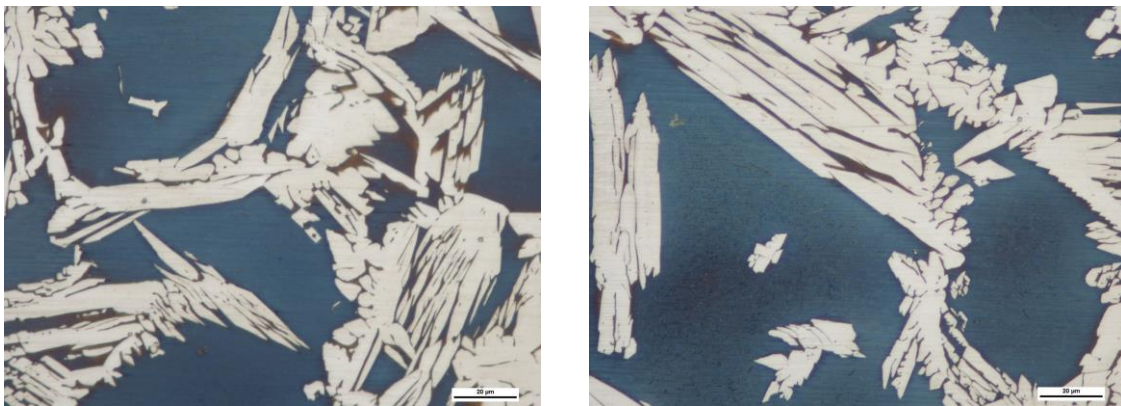


Rys. 8.32 Zapis cykli cieplnych dla próbek do symulacji korozji wżerowej





Rys. 8.33 Grań spoiny – obszar korozji wżerowej (LM – złącze numer 2)



Rys. 8.34 Mikrostruktura próbki symulowanej fizycznie: „2\_Ferryt-1” (LM)

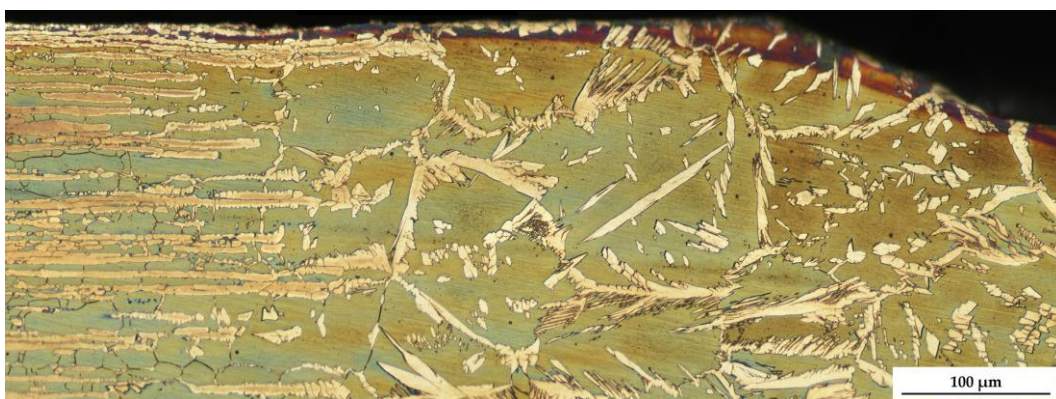
Na obrazie mikrostruktury próbki poddanej symulowanemu cyklowi cieplnemu (Rys. 8.34) uwidocznione są dwie fazy: ferryt – obszar ciemny oraz austenit – obszar jasny. W obszarze ferrytu widoczne są drobne wydzielenia najprawdopodobniej azotków chromu.

Wyniki pomiaru udziału ferrytu przeprowadzone za pomocą komputerowej analizy obrazu wykonanej na obszarach mikrostruktur przedstawionych na Rys. 8.33 oraz Rys. 8.34, zestawione zostały w Tabeli 8.17.

Tabela 8.17 Wyniki pomiaru ferrytu punkt 2\_Ferryt-1

Numer złącza	Oznaczenie punktu	Ferryt [%]
2 2,18kJ/mm	2_Ferryt-1	64
	Obszar korozji wżerowej (grań spoiny)	61
	Błąd względny [%]	5

Mikrostruktura obszaru lica spoiny odpowiadająca położeniu izotermy odpowiadającej cyklowi cieplnemu z obszaru grani złącza numer 2 – 2,18 kJ/mm, w miejscu występowania korozji wżerowej, została przedstawiona na Rys. 8.35. Obraz mikrostruktury przedstawia obszar o zwiększonej zawartości ferrytu (ciemny) oraz austenit wtórny (jasny) zarodkujący wewnątrz ziaren ferrytu i związany z uprzednio wydzielonymi azotkami chromu, które również widoczne są w mikrostrukturze. W obszarach przypowierzchniowych zaobserwować można również austenit wtórny przyrastający na pierwotnych ziarnach austenitu.



Rys. 8.35 Lico spoiny – obszar braku korozji wżerowej (LM – złącze numer 2)

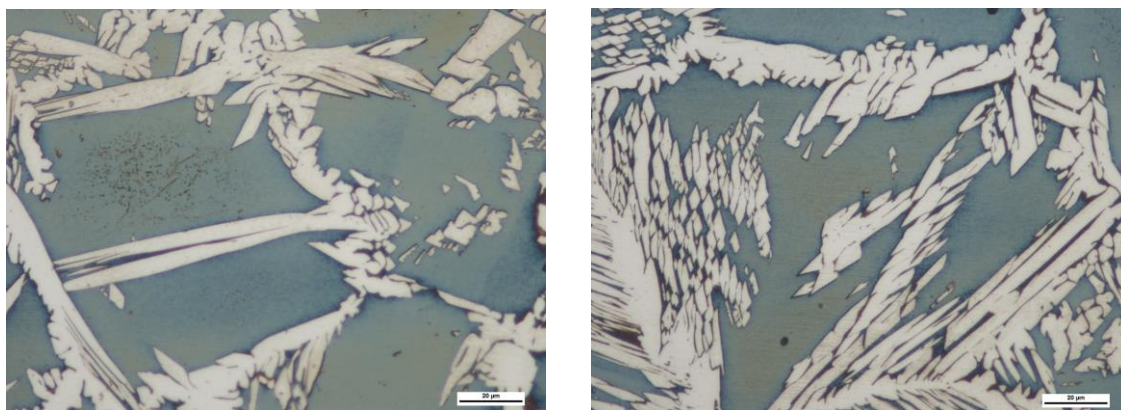
Obszar mikrostruktury próbki oznaczonej „2\_Ferryt-11”, poddanej symulowanemu cyklowi cieplnemu odpowiadającemu izotermie lica spoiny o parametrach według Tabeli 8.16, przedstawiono na Rys. 8.36. Mikrostruktura przedstawia dwie fazy: ferryt (ciemny) oraz austenit (jasny). Wewnątrz ziaren austenitu można zaobserwować wydzielienia prawdopodobnie azotków chromu. Austenit wtórny w tym obszarze występuje w dwóch postaciach: pierwsza przyrasta na pierwotnych ziarnach austenitu, a druga widoczna jest jako zarodkująca wewnątrz ziaren ferrytu.

Wyniki pomiaru udziału ferrytu przeprowadzone za pomocą komputerowej analizy obrazu wykonanej na obszarach mikrostruktur przedstawionych na Rys. 8.35 oraz Rys. 8.36, zestawione zostały w Tabeli 8.18.

Tabela 8.18 Wyniki pomiaru ferrytu punkt 2\_Ferryt-11

Numer złącza	Oznaczenie punktu	Ferryt [%]
2 2,18kJ/mm	2_Ferryt-11	65
	Obszar bez korozji wżerowej (lico spoiny)	72
	Błąd względny [%]	10

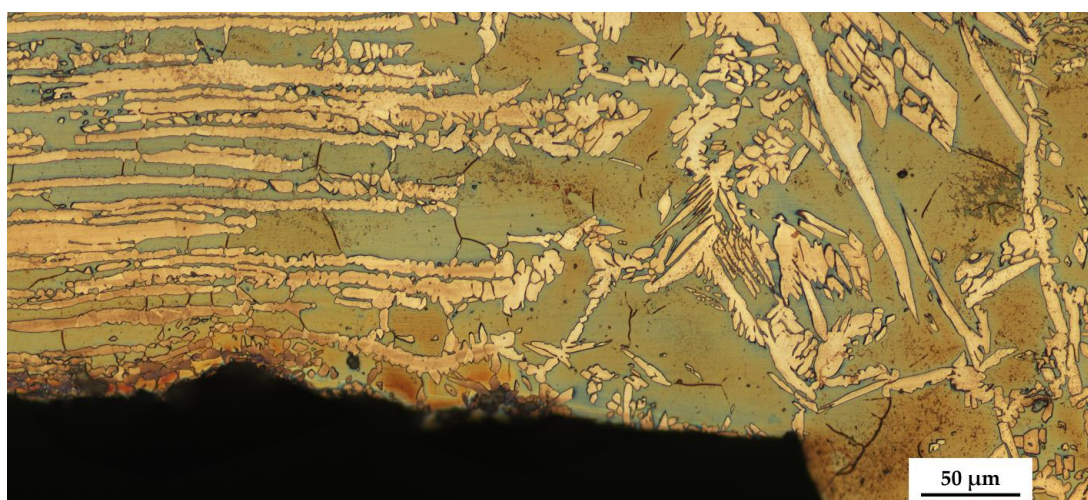




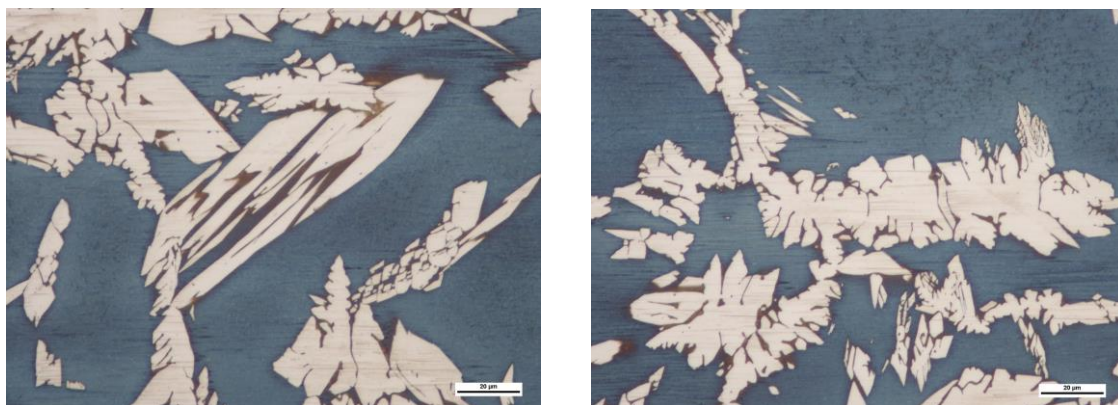
Rys. 8.36 Mikrostruktura próbki symulowanej fizycznie: „2\_Ferryt-11” (LM)

Na Rys. 8.37, została przedstawiona mikrostruktura złącza spawanego numer 3 – energia łuku 2,33 kJ/mm w obszarze grani spoiny. Na mikrostrukturze w strefie wpływu ciepła (HAZ) od linii wtopienia spoiny (FL) w kierunku materiału podstawowego widoczna jest strefa o zwiększonej zawartości ferrytu oraz drobne wydzielenia austenitu zarodkującego na pierwotnych ziarnach austenitu przy dolnej powierzchni blachy. W środkowych częściach ziaren ferrytu widoczne są wydzielenia prawdopodobnie azotków chromu.

Na Rys. 8.38, zostały przedstawione mikrostruktury próbki symulowanej fizycznie o oznaczeniu punktu „3\_Ferryt-1” i parametrach cyklu cieplnego zgodnie z Tabelą 8.16, który odpowiada obszarowi występowania korozji wżerowej według Rys. 8.37.



Rys. 8.37 Grań spoiny – obszar korozji wżerowej (LM – złącze numer 3)



Rys. 8.38 Mikrostruktura próbki symulowanej fizycznie: „3\_Ferryt-1” (LM)

Na obrazie mikrostruktury próbki poddanej symulowanemu cyklowi cieplnemu, uwidocznione są dwie fazy: ferryt – obszar ciemny oraz austenit – obszar jasny. W obszarze ferrytu w środkowej części ziarna widoczne są drobne wydzielenia prawdopodobnie azotków chromu oraz drobne wydzielenia najprawdopodobniej austenitu wtórnego zarodkującego wewnątrz ziaren ferrytu.

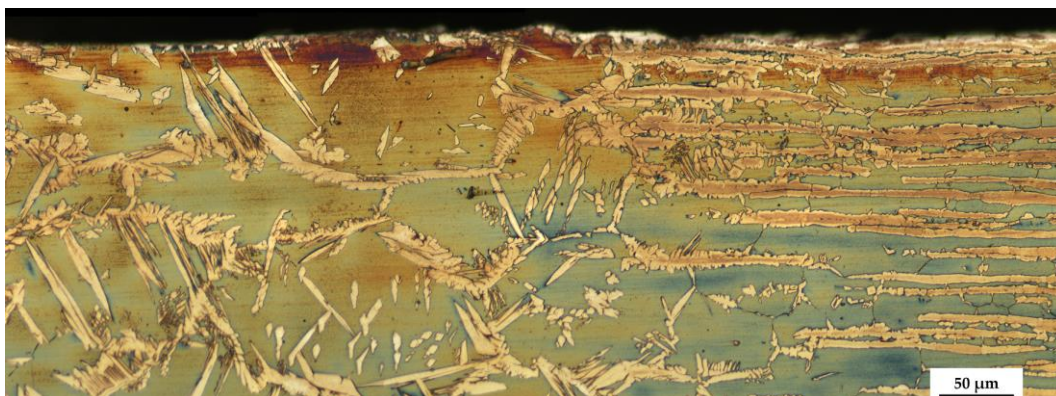
Wyniki pomiaru udziału ferrytu przeprowadzone za pomocą komputerowej analizy obrazu wykonanej na obszarach mikrostruktur przedstawionych na Rys. 8.37 oraz Rys. 8.38, zestawione zostały w Tabeli 8.19.

Tabela 8.19 Wyniki pomiaru ferrytu punkt 3\_Ferryt-1

Numer złącza	Oznaczenie punktu	Ferryt [%]
3 2,33kJ/mm	3_Ferryt-1	54
	Obszar korozji wżerowej (grań spoiny)	56
	Błąd względny [%]	4

Mikrostruktura obszaru lica spoiny odpowiadająca położeniu izotermy odpowiadającej cyklowi cieplnemu z obszaru grani złącza numer 3 – 2,33 kJ/mm, w miejscu występowania korozji wżerowej, została przedstawiona na Rys. 8.39. Obraz mikrostruktury przedstawia obszar o zwiększonej zawartości ferrytu (ciemny) oraz austenit wtórny (jasny) zarodkujący wewnątrz ziaren ferrytu i związany z uprzednio wydzielonymi azotkami chromu, które również widoczne są w mikrostrukturze. W obszarach przypowierzchniowych zaobserwować można również austenit wtórny przyrastający na pierwotnych ziarnach austenitu.





Rys. 8.39 Lico spoiny – obszar braku korozji wżerowej (LM – złącze numer 3)

Obszar mikrostruktury próbki oznaczonej „3\_Ferryt-11”, poddanej symulowanemu cyklowi cieplnemu odpowiadającemu izotermie lica spoiny o parametrach według Tabeli 8.16, przedstawiono na Rys. 8.40. Mikrostruktura przedstawia dwie fazy: ferryt (ciemny) oraz austenit (jasny). Wewnątrz ziaren ferrytu można zaobserwować wydzielenia prawdopodobnie azotków chromu. Austenit wtórny w tym obszarze występuje w dwóch postaciach: pierwsza przyrasta na pierwotnych ziarnach austenitu, a druga widoczna jest zarodkująca wewnątrz ziaren ferrytu.

Wyniki pomiaru udziału ferrytu przeprowadzone za pomocą komputerowej analizy obrazu wykonanej na obszarach mikrostruktur przedstawionych na Rys. 8.39 oraz Rys. 8.40, zestawione zostały w Tabeli 8.20.

Tabela 8.20 Wyniki pomiaru ferrytu punkt 3\_Ferryt-11

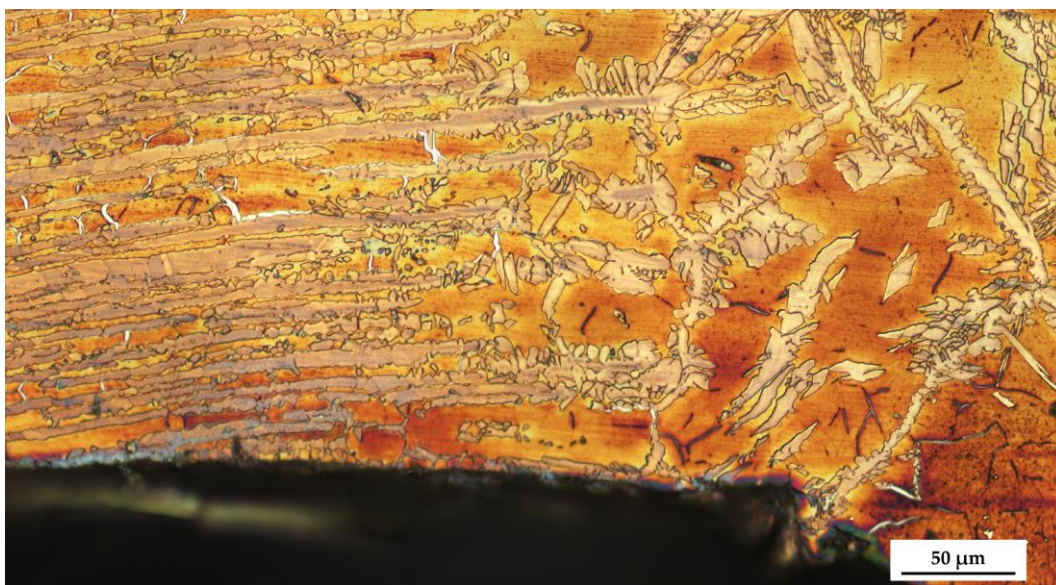
Numer złącza	Oznaczenie punktu	Ferryt [%]
3 2,33kJ/mm	3_Ferryt-11	83
	Obszar bez korozji wżerowej (lico spoiny)	76
	Błąd względny [%]	9



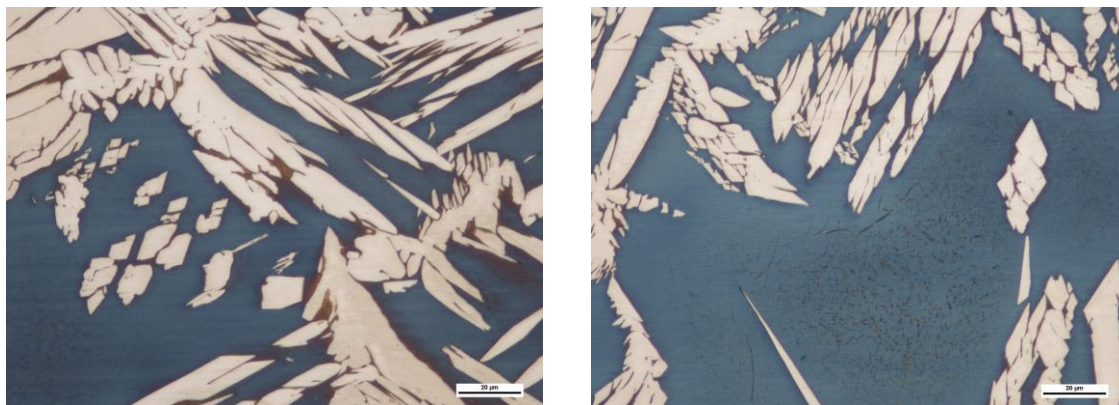
Rys. 8.40 Mikrostruktura próbki symulowanej fizycznie: „3\_Ferryt-11” (LM)

Na Rys. 8.41, została przedstawiona mikrostruktura złącza spawanego numer 4 – energia łuku 2,50 kJ/mm w obszarze grani spoiny. Na mikrostrukturze w strefie wpływu ciepła (HAZ) od linii wtopienia spoiny (FL) w kierunku materiału podstawowego widoczna jest strefa o zwiększonej zawartości ferrytu oraz duże wydzielania austenitu zarodkującego na pierwotnych ziarnach austenitu przy dolnej powierzchni blachy. Wydzielania prawdopodobnie azotków chromu widoczne w ziarnach ferrytu znajdują się w obszarach oddalonych od dolnej powierzchni materiału podstawowego (BM).

Na Rys. 8.42 zostały przedstawione mikrostruktury próbki symulowanej fizycznie o oznaczeniu punktu „4\_Ferryt-1” i parametrach cyklu cieplnego zgodnie z Tabelą 8.16, który odpowiada obszarowi bez korozji wżerowej według Rys. 8.41.



Rys. 8.41 Grań spoiny – obszar bez korozji wżerowej (LM – złącze numer 4)



Rys. 8.42 Mikrostruktura próbki symulowanej fizycznie: „4\_Ferryt-1” (LM)



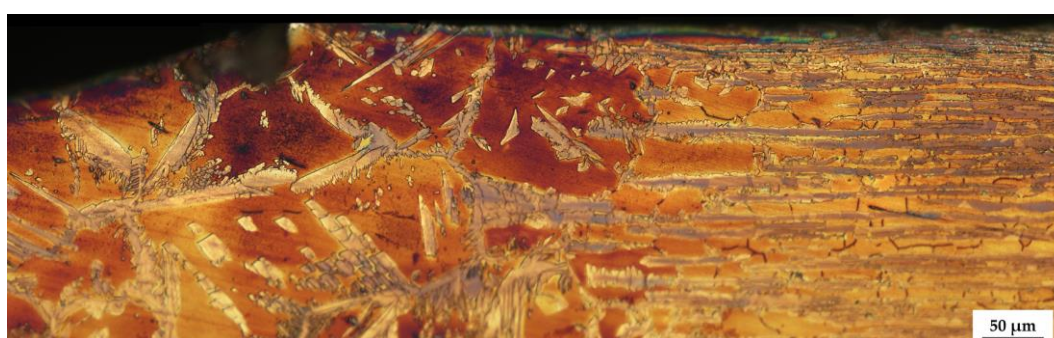
Na obrazie mikrostruktury próbki poddanej symulowanemu cyklowi cieplnemu, uwidocznione są dwie fazy: ferryt – obszar ciemny oraz austenit – obszar jasny. W obszarze ferrytu w środkowej części ziarna, widoczne są drobne wydzielenia najprawdopodobniej azotków chromu – zdjęcie po prawej stronie.

Wyniki pomiaru udziału ferrytu przeprowadzone za pomocą komputerowej analizy obrazu wykonanej na obszarach mikrostruktur przedstawionych na Rys. 8.41 oraz Rys. 8.42, zestawione zostały w Tabeli 8.21.

Tabela 8.21 Wyniki pomiaru ferrytu punkt 4\_Ferryt-1

Numer złącza	Oznaczenie punktu	Ferryt [%]
4 2,50kJ/mm	4_Ferryt-1	57
	Obszar bez korozji wżerowej (grań spoiny)	54
	Błąd względny [%]	6

Mikrostruktura obszaru lica spoiny odpowiadająca położeniu izotermi odpowiadającej cyklowi cieplnemu z obszaru grani złącza numer 4 – 2,50 kJ/mm, w miejscu występowania korozji wżerowej, została przedstawiona na Rys. 8.43. Obraz mikrostruktury przedstawia obszar o zwiększonej zawartości ferrytu (ciemny) oraz austenit wtórny (jasny) zarodkujący wewnątrz ziaren ferrytu i związany z uprzednio wydzielonymi azotkami chromu, które również widoczne są w mikrostrukturze. W obszarach przypowierzchniowych zaobserwować można również austenit wtórny przyrastający na pierwotnych ziarnach austenitu.



Rys. 8.43 Lico spoiny – obszar braku korozji wżerowej (LM – złącze numer 4)

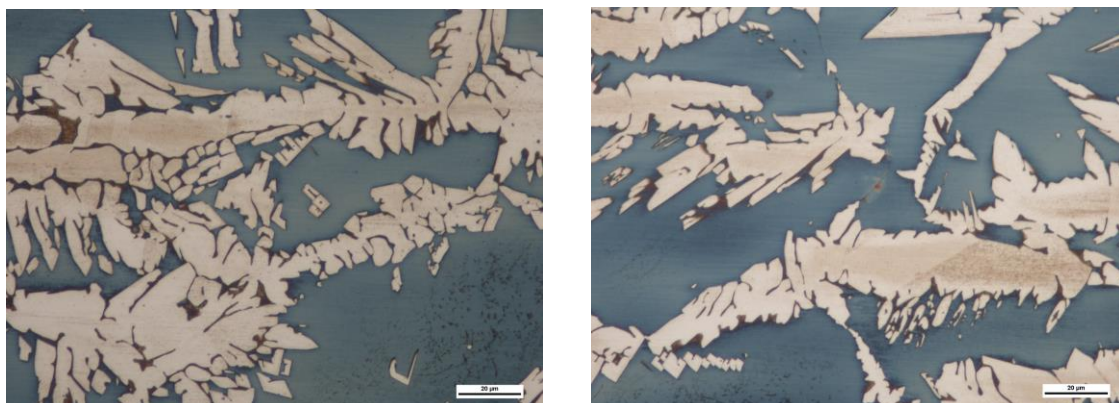
Obszar mikrostruktury próbki oznaczonej „4\_Ferryt-11”, poddanej symulowanemu cyklowi cieplnemu odpowiadającemu izotermie lica spoiny o parametrach według Tabeli 8.16, przedstawiono na Rys. 8.44. Mikrostruktura przedstawia dwie fazy: ferryt (ciemny) oraz austenit (jasny). Wewnątrz, już tylko niektórych, ziaren ferrytu

można zaobserwować wydzielenia prawdopodobnie azotków chromu. Austenit wtórny w tym obszarze występuje w dwóch postaciach: pierwsza przyrasta na pierwotnych ziarnach austenitu, a druga widoczna jest zarodkująca wewnątrz ziaren ferrytu. Obraz mikrostruktury przedstawia całkowicie pokryte austenitem granice ziaren ferrytu.

Wyniki pomiaru udziału ferrytu przeprowadzone za pomocą komputerowej analizy obrazu wykonanej na obszarach mikrostruktur przedstawionych na Rys. 8.43 oraz Rys. 8.44, zestawione zostały w Tabeli 8.22.

Tabela 8.22 Wyniki pomiaru ferrytu punkt 4\_Ferryt-1

Numer złącza	Oznaczenie punktu	Ferryt [%]
4 2,50kJ/mm	4_Ferryt-11	62
	Obszar bez korozji wżerowej (lico spoiny)	64
	Błąd względny [%]	3



Rys. 8.44 Mikrostruktura próbki symulowanej fizycznie: „4\_Ferryt-11” (LM)

W efekcie symulacji uzyskano próbki o mikrostrukturze korespondującej z tą obserwowano w rzeczywistym złączy w obszarze analizowanego cyklu cieplnego. Uzyskano dobrą zgodność ilości ferrytu wyznaczoną w próbkach symulowanych fizycznie i rzeczywistym złączy. Minimalny błąd względny wyniósł 3 %, a maksymalny – 10 %. Oczywiście pełne potwierdzenie zgodności mikrostrukturalnej będzie wymagało bardziej zaawansowanych badań mikrostrukturalnych np. z wykorzystaniem transmisyjnej mikroskopii elektronowej, celem oceny występowania innych elementów strukturalnych.

Na podstawie przeprowadzonych uproszczonych badań mikrostrukturalnych nie można wyjaśnić obserwowanych różnic w zachowaniu złączy w warunkach korozyjnych. Mierzone zawartości ferrytu nie korespondują z odpornością złączy na



korozję wżerową. Należy jednak pamiętać, że nie tylko zwiększona zawartość ferrytu może stanowić o podatności obszaru złącza na powstawanie wżerów. Mogą być za to odpowiedzialne inne fazy, których wydzielanie zdeterminowane jest cyklami cieplnymi spawania. Ich zbadanie wymaga zastosowania bardziej zaawansowanych metod mikroskopowych, co było poza zakresem niniejszej pracy. Niemniej jednak możliwość wykorzystania symulacji fizycznej ułatwi te badania zarówno pod względem jakościowym jak i ilościowym, biorąc pod uwagę, że w efekcie symulacji fizycznej otrzymuje się obszar o jednolitej mikrostrukturze, o powierzchni równej przekrojowi próbki użytej w symulatorze (tutaj 10x10 mm), znacznie większej niż jest możliwe do uzyskania w rzeczywistym złączu.

### 8.3 Ocena przydatności metodyki badań symulacyjnych technologii K-TIG

Złożony model numeryczny źródła ciepła stworzony dla metody K-TIG umożliwia otrzymanie rozkładu pola temperatury w spawanym złączu. Wyniki symulacji w postaci cykli cieplnych umożliwiają ich analizę oraz określenie dokładnego położenia w złączu spawanym. Szczególnie istotne okazało się to w przypadku procesu jednostronnego spawania blach ze stali duplex o grubości 10 mm bez użycia materiału dodatkowego. W procesie analizy stwierdzono różnice w szybkościach chłodzenia występujące na przekroju poprzecznym złącza spawanego. Otrzymane wartości różniące się na grubości złącza między granią a licem spoiny, zależne również od energii łuku, umożliwiają przeprowadzenie analizy możliwych do otrzymania struktur w złączu spawanym. Model numeryczny umożliwia również uzyskanie wielkości charakterystycznych cyklu cieplnego w wybranym obszarze złącza spawanego, które stanowią dane wejściowe do obliczeń w symulacji fizycznej.

Przeprowadzono walidację przyjętego modelu numerycznego metody spawania K-TIG na podstawie wymiarów jeziora spawalniczego oraz kształtu linii wtopienia na przekroju poprzecznym złącza spawanego. Wyniki walidacji potwierdziły zbieżność modelu numerycznego z rzeczywistymi złączami spawanymi wykonanymi różnymi wielkościami energii łuku.

Analiza cykli cieplnych wykonana w osi spoiny oraz na określonych izotermach występujących w strefie wpływu ciepła (HAZ) złącza spawanego, potwierdziła występujące różnice w szybkościach chłodzenia na przekroju złącza. Różnice te

występowały w zakresie temperatur przemiany ferryt → austenit oraz w zakresie wydzielenia faz wtórnych występujących w procesie spawania stali duplex.

W toku analizy cykli cieplnych w oparciu o rzeczywiste parametry spawania, głównie energię łuku, wykazano, że stosowane w literaturze podejście do symulacji numerycznej strefy wpływu ciepła nie spełnia głównego założenia jakim jest analiza konkretnie występujących w złączu obszarów mogących wpłynąć na parametry wytrzymałościowe oraz odporność korozyjną. Dlatego zaproponowano metodykę opartą na łącznym wykorzystaniu symulacji numerycznej i fizycznej do badań procesu spawania metodą K-TIG złączy ze stali duplex.

Na podstawie danych otrzymanych w wyniku symulacji numerycznej, przeprowadzono symulację fizyczną w określonych miejscach strefy wpływu ciepła (HAZ) złącza spawanego. Badania te obejmowały wykonanie analizy obszaru złącza w miejscu nacięcia karbu do badania udarności (obszar VHT 2/1) oraz na podstawie otrzymanych cykli cieplnych wykonanie symulacji fizycznej próbek i przeprowadzenie badań udarności w obniżonej temperaturze i statycznej próby rozciągania poprzecznego. Wyniki przeprowadzonych badań mechanicznych potwierdziły przydatność przyjętej metodyki. Wykonano również analizę cykli cieplnych w miejscach, w których zaobserwowano zmiany korozyjne podczas badań na korozję wżerową na złączach spawanych. Na podstawie charakterystycznych punktów cykli cieplnych wykonano symulację fizyczną „obszarów korozyjnych”, a następnie w tych obszarach przeprowadzono pomiar zawartości ferrytu. Porównanie wyników pomiarów zawartości ferrytu w symulowanych próbkach w odniesieniu do pomiarów w obszarach złącza spawanego, potwierdzają ich dobrą zgodność.

Wyniki badań symulacyjnych potwierdzają przydatność zaproponowanej metodyki opartej na łącznym wykorzystaniu symulacji numerycznej i fizycznej do badań procesu spawania metodą K-TIG blach grubych ze stali duplex.

## 9 Wnioski

Przeprowadzone prace badawcze pozwoliły na sformułowanie następujących wniosków o charakterze naukowym i technologicznym:

1. Możliwe jest uzyskanie złącza doczołowego ze spoiną czołową z pełnym przetopem, wykonanego ze stali duplex o grubości 10 mm jako jednostronne, jednościgowe bez ukosowania łączonych elementów i odstępu między nimi, z zastosowaniem metody K-TIG bez użycia materiału dodatkowego (spoiwa) z ochroną gazową (argon) grani i lica spoiny, spełniającej wymagania stawiane kwalifikacji technologii spawania zgodnie z wymaganiami normy PN-EN ISO 15614-1 [98].
2. Przyjęta grubość spawanej blachy (10 mm) determinuje zakres parametrów technologicznych spawania (natężenie prądu spawania, napięcie łuku i prędkość spawania) ograniczając możliwości doboru szerokiego zakresu energii łuku, a tym samym, uzyskania akceptowalnej jakości połączenia spawanego.
3. Pomimo braku zastosowania w procesie spawania materiału dodatkowego, a tym samym braku możliwości regulowania składu chemicznego, uzyskano spoiny o dopuszczalnej (zalecanej) proporcji faz ferrytu do austenitu. Niemniej jednak zawartość ferrytu w spoinie jest wysoka i bliska górnej granicy dopuszczalności.
4. Mikrostruktura otrzymanych złączy, zarówno w strefie wpływu ciepła jak i w spoinie, wykazuje wszystkie typowe elementy mikrostrukturalne charakterystyczne dla złączy spawanych ze stali duplex z użyciem materiału dodatkowego i zgodne z cyklem cieplnym, a w szczególności z czasem chłodzenia wynikającym z zastosowanej energii łuku. Niemniej jednak, brak materiału dodatkowego w procesie spawania spowodował, że mikrostruktura spoiny jest zbliżona do mikrostruktury strefy wpływu ciepła pod względem zawartości ferrytu i austenitu.
5. W zakresie badanych energii łuku ( $2,18 \div 2,5$  kJ/mm) obserwuje się ujednorodnienie składu chemicznego ziaren ferrytu i austenitu w strefie wpływu ciepła i w spoinie, co jest wynikiem zahamowania procesów dyfuzyjnych ze względu na szybkość chłodzenia oraz przyjętą technologię spawania jednościgowego (brak wtórnych cykli cieplnych).

6. Wszystkie złącza spawane uzyskane w badanym zakresie energii łuku, niezależnie od kierunku walcowania blachy, spełniły w zakresie właściwości mechanicznych wymagania stawiane przez normę PN-EN ISO 10088-2 [14] materiałowi podstawowemu w stanie dostawy. Natomiast w porównaniu do właściwości blach zastosowanych w procesie spawania nastąpiło obniżenie właściwości plastycznych złączy (granicy plastyczności i wydłużenia). Wartości te zależały od energii łuku oraz kierunku walcowania blachy. Należy dodać, że pogorszenie właściwości plastycznych nie wpłynęło negatywnie na spełnienie wymagań uzyskania minimalnej pracy łamania w badaniach udarności złączy w obniżonej temperaturze (-40 °C).
7. W badanym zakresie energii łuku, nie stwierdzono wpływu karbów strukturalnych i geometrycznych wykonanych połączeń spawanych na przyjętą klasę wytrzymałości zmęczeniowej FAT 100.
8. Wszystkie złącza spawane w badanym zakresie energii łuku wykazały odporność na korozję wżerową. Uzyskana krytyczna temperatura powstania wżerów (CPT) wyniosła 32 °C, spełniając tym samym wymagania materiału podstawowego w stanie dostawy.
9. Podwyższenie temperatury badania do 36 °C pozwoliło na ujawnieniem podatności niektórych obszarów złączy na powstawanie wżerów. Dla energii łuku 2,18 kJ/mm i 2,33 kJ/mm stwierdzono pojawianie się wżerów w pobliżu linii wtopienia wzdłuż grani spoiny. Niemniej jednak, ponieważ globalny udział ferrytu i austenitu jest zbliżony we wszystkich trzech złączach w tym obszarze, nie można więc podwyższonej odporności na korozję wżerową złącza spawanego z energią łuku 2,5 kJ/mm w obszarze grani spoiny wyjaśnić samym udziałem ferrytu. Analiza mikrostrukturalna wykazała, że obszar podatny na powstawanie wżerów korozyjnych w złączach spawanych energią 2,18 kJ/mm i 2,33 kJ/mm cechuje niewielka ilość austenitu w obszarze powierzchniowym, w przeciwieństwie do złącza spawanego z energią łuku 2,5 kJ/mm. Wyjaśnienie zjawiska podwyższonej odporności korozyjnej w tym złączu wymaga bardziej szczegółowych badań mikroskopowych.
10. Wykazano, że zaproponowana metodyka oceny złączy spawanych, polegająca na połączeniu modelowania numerycznego metodą elementów skończonych i symulacji fizycznej, umożliwia przeprowadzenie poprawnej

analizy i oceny procesu spawania metodą K-TIG blach o grubości 10 mm ze stali duplex gatunku 1.4462.

11. Złożone źródło ciepła, będące połączeniem modelu Goldaka i modelu stożkowego, pozwala na poprawne odwzorowanie źródła ciepła w procesie jednościęgowego spawania złączy doczołowych ze spoiną czołową metodą K-TIG blach o grubości 10 mm ze stali duplex 1.4462.
12. Wyniki symulacji numerycznej procesu spawania blach grubości 10 mm ze stali duplex przy wykorzystaniu złożonego źródła ciepła dla metody K-TIG wykazały różnice w cyklach cieplnych występujące na przekroju złącza spawanego, wskazując na zasadność zindywidualizowanego podejścia do analizy wpływu szybkości chłodzenia na kształtowanie mikrostruktury na grubości blachy.
13. Wykazano, że przeprowadzenie symulacji fizycznej opartej tylko na technologicznych parametrach spawania (energii łuku) nie znajduje odzwierciedlenia w cyklach cieplnych występujących w złączu spawanym stali duplex o grubości 10 mm spawanej metoda K-TIG.
14. Wykazano, że wykorzystanie cykli cieplnych uzyskanych z modelu numerycznego jako dane wejściowe do przeprowadzenia symulacji fizycznej umożliwia odwzorowanie mikrostruktury dobrze zdefiniowanego miejsca w złączu spawanym.
15. Połączenie symulacji numerycznej i fizycznej pozwala na odwzorowanie cykli cieplnych w zdefiniowanym miejscu złącza spawanego i przeprowadzeniu przyspieszonych badań mechanicznych (badanie udarności i statyczna próba rozciągania) na próbkach symulacyjnych.
16. Symulacja numeryczna pozwala na szczegółową analizę cykli cieplnych w dowolnych zakresach istotnych z punktu widzenia potencjalnych zmian mikrostrukturalnych np. czas chłodzenia w zakresie temperatur  $t_{1200-800}$  lub  $t_{1000-600}$ , umożliwiając obserwacje kinetyki tych zmian w różnych punktach na grubości złącza oraz bardziej rzeczywistą symulację fizyczną.

Otrzymane wyniki wskazały na osiągnięcie celów pracy oraz potwierdzenie postawionych tez. Wykazały również, że zaproponowana metodyka łącząca symulację numeryczną z fizyczną jest elastycznym narzędziem umożliwiającym analizę procesu spawania metodą K-TIG blach ze stali duplex o grubości 10 mm. Poprzez

świadomy wybór cykli cieplnych i wykonanie ich symulacji fizycznej możliwa jest dogłębna analiza mikrostrukturalna w wybranych miejscach złącza, stanowiąc podstawę zarówno do szczegółowych badań przemian w materiale złącza podczas spawania jak i w optymalizacji procesu technologicznego. Zaproponowane podejście stanowi perspektywiczną metodykę badawczą zarówno dla realizacji celów naukowych jak i technologicznych. Dalsze działania badawcze będą obejmowały prace nad:

- modyfikacją siatki modelu numerycznego mającą na celu uzyskanie dokładniejszych wyników obliczeń,
- badaniami mikrostrukturalnymi umożliwiającymi analizę wydzielenia faz w strefie wpływu ciepła (przy wykorzystaniu np. transmisyjnej mikroskopii elektronowej) czy orientacji krystalicznej faz (np. metodą EBSD) i ich wpływu na właściwości mechaniczne i korozyjne w złączach,
- opracowanie założeń szybkiej optymalizacji procesu technologicznego spawania blach ze stali duplex metodą K-TIG przy wykorzystaniu zaproponowanej metodyki opartej o łączną symulację numeryczną i fizyczną.

## Spis tabel

Tabela 2.1 Orientacyjny skład chemiczny stali typu duplex [6, 14–16] .....	17
Tabela 2.2 Wartości równoważników odporności na korozję wżerową dla stali duplex [21] .....	18
Tabela 2.3 Zestawienie faz występujących w stalach typu duplex [19, 28] .....	23
Tabela 2.4 Porównanie podstawowych własności mechanicznych wybranych gatunków stali duplex .....	26
Tabela 2.5 Porównanie wskaźników odporności korozyjnej wybranych gatunków stali duplex ....	27
Tabela 3.1 Gazowe mieszanki osłonowe (gaz formujący) .....	35
Tabela 3.2 Zestaw drut - topnik do spawania stali duplex .....	37
Tabela 3.3 Materiały dodatkowe do spawania stali duplex metodą 135 i 136 .....	38
Tabela 3.4 Materiały dodatkowe do spawania stali duplex metodą 141 .....	39
Tabela 6.1 Skład chemiczny stali [mas.%] .....	74
Tabela 6.2 Właściwości mechaniczne i zawartość ferrytu .....	74
Tabela 6.3 Parametry procesu spawania złączy ze stali duplex .....	76
Tabela 6.4 Parametry modelu – wielkości charakterystyczne .....	92
Tabela 6.5 Grubość przejściowa spawanych złączy próbných .....	94
Tabela 7.1 Wyniki próby rozciągania poprzecznego.....	106
Tabela 7.2 Wyniki pomiarów twardości złącza spawanego numer 2.....	110
Tabela 7.3 Wyniki pomiarów twardości złącza spawanego numer 3.....	110
Tabela 7.4 Wyniki pomiarów twardości złącza spawanego numer 4.....	110
Tabela 7.5 Wyniki próby udarności – próbki wzdłużne .....	112
Tabela 7.6 Wyniki próby udarności - próbki poprzeczne .....	113
Tabela 7.7 Wyniki pomiarów geometrycznych próbek po badaniach zmęczeniowych .....	118
Tabela 7.8 Wyniki badania korozyjności w temperaturze 24 °C .....	119
Tabela 7.9 Wyniki badania korozyjności w temperaturze 32 °C .....	119
Tabela 7.10 Wyniki badania korozyjności w temperaturze 36 °C .....	120
Tabela 7.11 Wyniki badań korozyjnych NSS .....	124
Tabela 8.1 Maksymalna temperatura procesu spawania K-TIG dla poszczególnych złączy próbných .....	130
Tabela 8.2 Różnice w wymiarach geometrycznych jeziora spawalniczego .....	132
Tabela 8.3 Wielkości charakterystyczne cykli cieplnych w osi spoiny .....	136
Tabela 8.4 Wielkości charakterystyczne cykli cieplnych dla punktów na izotermie 1350 °C dla złącza numer 2 – 2,18 kJ/mm.....	137
Tabela 8.5 Wielkości charakterystyczne cykli cieplnych dla punktów na izotermie 1350 °C dla złącza numer 3 – 2,33 kJ/mm.....	139
Tabela 8.6 Wielkości charakterystyczne cykli cieplnych dla punktów na izotermie 1350 °C dla złącza numer 4 – 2,50kJ/mm.....	141



Tabela 8.7 Parametry cyklu cieplnego na podstawie energii łuku .....	143
Tabela 8.8 Parametry cyklu cieplnego uzyskane w symulacji fizycznej na podstawie energii łuku .....	144
Tabela 8.9 Różnice w parametrach cykli cieplnych .....	144
Tabela 8.10 Wartości uśrednione cykli cieplnych dla miejsc nacięcia karbu do badań udarności	147
Tabela 8.11 Charakterystyczne wielkości cyklu cieplnego próbek do badań udarności .....	148
Tabela 8.12 Wyniki próby udarności dla próbek symulowanych fizycznie.....	149
Tabela 8.13 Wyniki statycznej próby rozciągania dla próbek symulacji fizycznej .....	150
Tabela 8.14 Wielkości cykli cieplnych złączy spawanych .....	152
Tabela 8.15 Wyniki obliczeń energii łuku dla poszczególnych cykli cieplnych .....	155
Tabela 8.16 Wyniki symulacji fizycznej dla obszarów korozji wżerowej .....	155
Tabela 8.17 Wyniki pomiaru ferrytu punkt 2_Ferryt-1 .....	157
Tabela 8.18 Wyniki pomiaru ferrytu punkt 2_Ferryt-11 .....	158
Tabela 8.19 Wyniki pomiaru ferrytu punkt 3_Ferryt-1 .....	160
Tabela 8.20 Wyniki pomiaru ferrytu punkt 3_Ferryt-11 .....	161
Tabela 8.21 Wyniki pomiaru ferrytu punkt 4_Ferryt-1 .....	163
Tabela 8.22 Wyniki pomiaru ferrytu punkt 4_Ferryt-1 .....	164

## Spis rysunków

Rys. 1.1 Projekty morskich farm wiatrowych na Morzu Bałtyckim [3] .....	10
Rys. 1.2 System zabezpieczający przed upadkiem .....	13
Rys. 1.3 Systemy dostępu.....	13
Rys. 1.4 Element <i>boatlanding</i> zamocowany na rurze głównej.....	14
Rys. 2.1 Układ równowagi fazowej Fe-Cr-Ni [23].....	19
Rys. 2.2 Wykres równowagi fazowej dla układu Fe-Cr-Ni z widocznym wpływem azotu [24].....	20
Rys. 2.3 Wykres równowagi fazowej z zaznaczeniem składu chemicznego gatunków stali duplex [25] .....	20
Rys. 2.4 Mikrostruktura stali duplex w stanie dostawy .....	21
Rys. 2.5 Wykres równowagi fazowej dla układu 70 %Fe i 30 %(Cr+Ni) z zaznaczonymi obszarami temperaturowymi możliwych wydzielen [25] .....	22
Rys. 2.6 Wpływ dodatków stopowych na wydzielenia faz wtórnych [25] .....	23
Rys. 2.7 Schemat pseudopodwójnego układu Fe-Cr-Ni [25] .....	29
Rys. 2.8 Schemat krzepnięcia typu F stopów [37] .....	31
Rys. 2.9 Wykres WRC-1992 określający zawartość ferrytu w spoinie [25] .....	31
Rys. 2.10 Rozpuszczalność azotu w ferrycie i austenicie [25].....	32
Rys. 3.1 Porównanie łuku spawalniczego w metodach spawania TIG oraz K-TIG [66] .....	43
Rys. 3.2 Schemat procesu K-TIG [68] .....	44
Rys. 3.3 Typowy proces spawania metodą K-TIG [66].....	45
Rys. 3.4 Przekrój poprzeczny procesu tworzenia kanału parowego w metodzie K-TIG [67] .....	46
Rys. 3.5 Przekrój podłużny kanału parowego oraz kształt łuku [54, 70]: a) proces spawania z niską energią łuku, b) proces spawania z wysoką energią łuku .....	47
Rys. 3.6 Schemat strumienia łuku wewnątrz kanału parowego [70]: a) proces spawania z wysoką energią łuku, b) proces spawania z niską energią łuku.....	48
Rys. 3.7 Równowaga sił na dolnej części ciekłego jeziora [67] .....	49
Rys. 4.1 Sposoby wymiany ciepła w procesach spawania [82].....	56
Rys. 4.2 Podstawowe modele nagrzewanych ciał [78]: a) ciało nieskończone, b) ciało masywne, c) płyta, d) cienka płyta, e) pręt .....	57
Rys. 4.3 Powierzchniowy dwuwymiarowy gaussowski rozkład źródła ciepła [78] .....	59
Rys. 4.4 Podwójnie elipsoidalny model źródła ciepła [87] .....	60
Rys. 4.5 Schemat stożkowego modelu źródła ciepła TDC [90] .....	61
Rys. 4.6 Złożone modele źródła ciepła: a) elipsoidalny + cylindryczny, b) elipsoidalny + stożkowy, c) elipsoidalny + kolumnowy [91] .....	62
Rys. 4.7 Porównanie kształtu spoin: a) elipsoidalny + cylindryczny, b) elipsoidalny + stożkowy, c) elipsoidalny + kolumnowy [91] .....	63

Rys. 4.8 Pole przepływu i rozkład pola temperatury w przekroju poprzecznym złącza spawanego wzdłuż kierunku spawania [72].....	64
Rys. 4.9 Porównanie wyników analizy numerycznej na przekroju poprzecznym złącza [92].....	65
Rys. 4.10 Rozkład temperatury i kształt linii wtopienia w spawaniu hybrydowym [93].....	66
Rys. 4.11 Cykle cieplne przyjęte w fizycznej symulacji Gleeble'a [72] .....	67
Rys. 5.1 Przyjęty program badań .....	73
Rys. 6.1 Schemat stanowiska do spawania złączy ze stali duplex .....	75
Rys. 6.2 Krzywe wytrzymałości zmęczeniowej dla stali, naprężenia normalne, zastosowania standardowe [117].....	81
Rys. 6.3 Nieliniowy rozkład naprężeń w obszarze złącza spawanego [117] .....	81
Rys. 6.4 Przebieg zmienności obciążenia.....	82
Rys. 6.5 Widok trójwymiarowej siatki modelu .....	89
Rys. 6.6 Zależność współczynnika przewodzenia ciepła od temperatury .....	90
Rys. 6.7 Zależność ciepła właściwego od temperatury .....	90
Rys. 6.8 Zastosowany w obliczeniach model złożony objętościowego źródła ciepła [123].....	91
Rys. 6.9 Sposób pomiaru wymiarów jeziorka spawalniczego (LM) .....	91
Rys. 6.10 Układ z zamocowaną próbką przygotowany do prób HAZ .....	93
Rys. 7.1 Badania wizualne (VT) gotowych złączy spawanych – przykład złącza numer 2 .....	96
Rys. 7.2 Defektogram badania penetracyjne (PT) – przykład złącza numer 3 .....	97
Rys. 7.3 Radiogram złącza spawanego (RT) – przykład złącza numer 4.....	97
Rys. 7.4 Geometria spoiny złączy spawanych ze stali duplex: a) złącze numer 2, b) złącze numer 3, c) złącze numer 4 (LM).....	98
Rys. 7.5 Mikrostruktura badanych złączy (skala 100 $\mu$ m) – LM.....	99
Rys. 7.6 Mikrostruktura HAZ; (a) przekrój poprzeczny złącza; (b) złącze nr 2; (c) złącze nr 3; (d) złącze nr 4 (LM) [130].....	100
Rys. 7.7 Mikrostruktura WM; (a) przekrój poprzeczny złącza; (b) złącze nr 2; (c) złącze nr 3; (d) złącze nr 4 (LM) [130].....	101
Rys. 7.8 Zawartość względna ferrytu w HAZ i WM .....	102
Rys. 7.9 Badanie składu chemicznego faz w materiale podstawowym (BM) – złącze nr 4; (a) przykład rozmieszczenia punktów pomiarowych (SEM); (b) zawartość Cr, Ni i Mo (SEM-EDS).....	103
Rys. 7.10 Wynik badania składu chemicznego w HAZ (SEM-EDS) .....	104
Rys. 7.11 Wynik badania składu chemicznego w WM (SEM-EDS).....	105
Rys. 7.12 Zmiana względna parametrów wytrzymałościowych badanych złączy w odniesieniu do materiału podstawowego – próbki wzdłużne do kierunku walcowania .....	107
Rys. 7.13 Zmiana względna parametrów wytrzymałościowych badanych złączy w odniesieniu do materiału podstawowego - próbki poprzeczne do kierunku walcowania .....	107
Rys. 7.14 Miejsce przelomu próbek w linii wtopienia po badaniu na rozciąganie poprzeczne – spoina 2.1p (LM) .....	108

Rys. 7.15 Miejsce przełomu próbek z początkiem w linii wtopienia po badaniu na rozciąganie poprzeczne – spoina 4.2p (LM).....	108
Rys. 7.16 Miejsce przełomu próbek w metalu spoiny po badaniu na rozciąganie poprzeczne – spoina 4.2w (LM).....	108
Rys. 7.17 Przykład: złącze numer 2; (a) próbka po próbie gięcia; (b) strona rozciągana – lico spoiny (LM).....	109
Rys. 7.18 Przykład: złącze numer 2; (a) próbka po próbie gięcia; (b) strona rozciągana – grań spoiny (LM).....	109
Rys. 7.19 Miejsca odcisków badania twardości w złączach spawanych.....	109
Rys. 7.20 Rozkład twardości w poszczególnych strefach złącza spawanego numer 2.....	111
Rys. 7.21 Rozkład twardości w poszczególnych strefach złącza spawanego numer 3.....	111
Rys. 7.22 Rozkład twardości w poszczególnych strefach złącza spawanego numer 4.....	112
Rys. 7.23 Wyniki badań udarności – próbki wzdłużne.....	114
Rys. 7.24 Wyniki prób udarności - próbki poprzeczne.....	114
Rys. 7.25 Fraktografia przełomów w HAZ (a) próbka po próbie udarności (b) złącze numer 2; (c) złącze numer 3; (d) złącze numer 4 (SEM) [130].....	115
Rys. 7.26 Fraktografia przełomów w WM (a) próbka po próbie udarności (b) złącze numer 2; (c) złącze numer 3; (d) złącze numer 4 (SEM) [130].....	116
Rys. 7.27 Wykres liczby cykli dla poszczególnych złączy.....	117
Rys. 7.28 Próbka złącza numer 2 po badaniu zmęczeniowym: a) lico spoiny, b) grań spoiny, c) przekrój poprzeczny spoiny (LM).....	117
Rys. 7.29 Próbki przed badaniem na korozję wżerową (LM).....	118
Rys. 7.30 Próbki po badaniu na korozję wżerową – widok od strony lica spoiny (LM).....	121
Rys. 7.31 Próbki po badaniu na korozję wżerową – widok od strony grani spoiny (LM).....	122
Rys. 7.32 Zależność ubytku masy i szybkości korozji od energii łuku i temperatury badania [134].....	123
Rys. 7.33 Próbki przed badaniem NSS (LM).....	124
Rys. 7.34 Próbki po badaniu NSS (LM).....	125
Rys. 8.1 Widok ogólny pola temperatur złącza numer 2 (2,18 kJ/mm).....	128
Rys. 8.2 Wycinek pola temperatur złącza numer 2 (2,18 kJ/mm).....	129
Rys. 8.3 Widok ogólny pola temperatur złącza numer 3 (2,33 kJ/mm).....	129
Rys. 8.4 Wycinek pola temperatur złącza numer 3 (2,33 kJ/mm).....	129
Rys. 8.5 Widok ogólny pola temperatur złącza numer 4 (2,50 kJ/mm).....	130
Rys. 8.6 Wycinek pola temperatur złącza numer 4 (2,50 kJ/mm).....	130
Rys. 8.7 Pomiar geometrii jeziora spawalniczego modelu numerycznego.....	131
Rys. 8.8 Porównanie przekrojów poprzecznych.....	133
Rys. 8.9 Cykl cieplny spawania w osi spoiny dla złącza numer 2 – 2,18 kJ/mm.....	134
Rys. 8.10 Cykl cieplny spawania w osi spoiny dla złącza numer 3 – 2,33 kJ/mm.....	135

Rys. 8.11 Cykl cieplny spawania w osi spoiny dla złącza numer 4 – 2,50 kJ/mm.....	135
Rys. 8.12 Położenie izotermi 1350 °C na przekroju poprzecznym złącza numer 2.....	137
Rys. 8.13 Cykle cieplne punktów P1 oraz P11 na izotermie 1350 °C – złącze numer 2.....	138
Rys. 8.14 Położenie izotermi 1350 °C na przekroju poprzecznym złącza numer 3.....	139
Rys. 8.15 Cykle cieplne punktów P1 oraz P11 na izotermie 1350 °C – złącze numer 3.....	140
Rys. 8.16 Położenie izotermi 1350 °C na przekroju poprzecznym złącza numer 4.....	140
Rys. 8.17 Cykle cieplne punktów P1 oraz P11 na izotermie 1350 °C – złącze numer 4.....	142
Rys. 8.18 Cykl cieplny określony na podstawie energii łuku.....	143
Rys. 8.19 Schemat miejsca badania udarności VHT 2/1 dla złączy spawanych.....	145
Rys. 8.20 Położenie obszaru karbu w złączach spawanych.....	146
Rys. 8.21 Cykl cieplny spawania obszaru nacięcia karbu do badań udarności.....	147
Rys. 8.22 Cykl cieplny próbek do badań właściwości mechanicznych.....	149
Rys. 8.23 Przełom próbki udarności symulowanego cyklu cieplnego – przykład (LM).....	150
Rys. 8.24 Wygląd symulowanej próbki po próbie rozciągania poprzecznego (LM).....	150
Rys. 8.25 Położenie obszarów wystąpienia śladów korozji wżerowej (LM).....	152
Rys. 8.26 Cykle cieplne „punktów korozji” w złączu numer 2 – 2,18 kJ/mm.....	153
Rys. 8.27 Cykle cieplne „punktów korozji” w złączu numer 3 – 2,33 kJ/mm.....	153
Rys. 8.28 Cykle cieplne „punktów korozji” w złączu numer 4 – 2,50 kJ/mm.....	153
Rys. 8.29 Okno główne ustawień parametrów materiałowych oprogramowania HAZ.....	154
Rys. 8.30 Okno główne ustawień mechanicznych oprogramowania HAZ.....	154
Rys. 8.31 Oko konfiguracji parametrów charakterystyczne cyklu cieplnego.....	154
Rys. 8.32 Zapis cykli cieplnych dla próbek do symulacji korozji wżerowej.....	156
Rys. 8.33 Grań spoiny – obszar korozji wżerowej (LM – złącze numer 2).....	157
Rys. 8.34 Mikrostruktura próbki symulowanej fizycznie: „2_Ferryt-1” (LM).....	157
Rys. 8.35 Lico spoiny – obszar braku korozji wżerowej (LM – złącze numer 2).....	158
Rys. 8.36 Mikrostruktura próbki symulowanej fizycznie: „2_Ferryt-11” (LM).....	159
Rys. 8.37 Grań spoiny – obszar korozji wżerowej (LM – złącze numer 3).....	159
Rys. 8.38 Mikrostruktura próbki symulowanej fizycznie: „3_Ferryt-1” (LM).....	160
Rys. 8.39 Lico spoiny – obszar braku korozji wżerowej (LM – złącze numer 3).....	161
Rys. 8.40 Mikrostruktura próbki symulowanej fizycznie: „3_Ferryt-11” (LM).....	161
Rys. 8.41 Grań spoiny – obszar bez korozji wżerowej (LM – złącze numer 4).....	162
Rys. 8.42 Mikrostruktura próbki symulowanej fizycznie: „4_Ferryt-1” (LM).....	162
Rys. 8.43 Lico spoiny – obszar braku korozji wżerowej (LM – złącze numer 4).....	163
Rys. 8.44 Mikrostruktura próbki symulowanej fizycznie: „4_Ferryt-11” (LM).....	164

## Bibliografia

- [1] Biniek P., Perspektywy rozwoju sektora *offshore* w Polsce na przykładzie morskiej energetyki wiatrowej – wybrane problemy sektora transportu. „Prace Komisji Geografii Komunikacji PTG”. 1 styczeń 2017; 20.
- [2] studio@alfabravo.pl A.B., Perspektywy i wyzwania morskiej energetyki wiatrowej w Polsce - GospodarkaMorska.pl. „GospodarkaMorska.pl - portal morski, portal gospodarczy.”. [cytowane: 28 wrzesień 2024]. <https://www.gospodarkamorska.pl/perspektywy-i-wyzwania-morskiej-energetyki-wiatrowej-w-polsce-77127>
- [3] Program rozwoju Morskich Farm Wiatrowych - Morska Energetyka Wiatrowa - Portal Gov.pl. „Morska Energetyka Wiatrowa.”. [cytowane: 28 wrzesień 2024]. <https://www.gov.pl/web/morska-energetyka-wiatrowa/program-rozwoju-morskich-farm-wiatrowych>
- [4] OBWIESZCZENIE MINISTRA KLIMATU I ŚRODOWISKA z dnia 2 marca 2021 r. w sprawie polityki energetycznej państwa do 2040 r.
- [5] S.A P.S., Informacje o projekcie Baltica 2. [cytowane: 28 wrzesień 2024]. <https://pgebal-tica.pl/o-spolce/kluczowe-dane-o-naszyc-projektach/baltica-2>
- [6] PN-EN 10088-1:2024-06, Stale odporne na korozję - Część 1: Wykaz stali odpornych na korozję.
- [7] Lizlovs E., Corrosion resistance of some commercial duplex stainless steels. „Climax Molybdenum Co of Michigan,”. 1981; 17.
- [8] Foct J., Magnin T., Perrot P., Vogt J.B., Nitrogen alloying of duplex stainless steels. „Duplex Stainless Steels'91”. 1991; 1: 49–65.
- [9] Liou H.Y., Hsieh R.I., Tsai W.T., Microstructure and stress corrosion cracking in simulated heat-affected zones of duplex stainless steels. „Corrosion Science”. grudzień 2002; 44 (12): 2841–56.
- [10] Francis R., Byrne G., The erosion-corrosion limits of duplex stainless steels. „Materials Performance”. 1 maj 2018; 57: 44–7.
- [11] Francis R., The corrosion of duplex stainless steels: a practical guide for engineers. 2018.
- [12] Armas A., Duplex Stainless Steels: Brief History and Some Recent Alloys. „Recent Patents on Mechanical Engineering”. 9 styczeń 2010; 1: 51–7.
- [13] Özdemir U., Findik T., Yilmaz C., Hyper Duplex Stainless Steels and Their Weldability. „Gazi Üniversitesi Fen Bilimleri Dergisi Part C Tasarım ve Teknoloji”. 5 marzec 2023; 11: 284.
- [14] PN-EN 10088-2:2014-12, Stale odporne na korozję - Część 2: Warunki techniczne dostawy blach cienkich/grubych i taśm ze stali nierdzewnych ogólnego przeznaczenia.
- [15] Duplex Stainless Steels, Outokumpu Stainless AB, 2013.
- [16] Sandvik duplex stainless steels, Sandvik Materials Technology, 2009.
- [17] Nilsson J.O., Super duplex stainless steels. „Materials Science and Technology”. sierpień 1992; 8 (8): 685–700.
- [18] Łabanowski J., Stale odporne na korozję i ich spawalność. Wydawnictwo Politechniki Gdańskiej, Gdańsk 2020.
- [19] Nowacki J., Stal dupleks w konstrukcjach spawanych. Wydawnictwo WNT, Warszawa 2013.

- [20] Practical guidelines for the fabrication of duplex stainless steels, International Molybdenum Association 2009.
- [21] Corrosion Handbook, Outokumpu Stainless AB, 2015.
- [22] Van der Mee V., Spawanie stali odpornych na korozję o strukturze dwufazowej. „Biuletyn Instytutu Spawalnictwa”. 2016; 5: 43–52.
- [23] Pohl M., Storz O., Glogowski T., Effect of intermetallic precipitations on the properties of duplex stainless steel. „Materials Characterization”. styczeń 2007; 58 (1): 65–71.
- [24] Chudziński M., Analiza własności strukturalnych i mechanicznych połączeń spawanych w obiektach wielkogabarytowych ze stali typu superdupleks [Rozprawa doktorska]. [Bydgoszcz], Bydgoszcz 2017.
- [25] Lippold J., Kotecki D., Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steel. „Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels, by John C Lippold, Damian J Kotecki, pp 376 ISBN 0-471-47379-0 Wiley-VCH , March 2005”. 2005;
- [26] Chen L., Tan H., Wang Z., Li J., Jiang Y., Influence of cooling rate on microstructure evolution and pitting corrosion resistance in the simulated heat-affected zone of 2304 duplex stainless steels. „Corrosion Science”. 1 maj 2012; 58: 168–74.
- [27] Nowacki J., Stal dupleks i jej spawalność. Wydawnictwa Naukowo-Techniczne 2009.
- [28] Wang R., Precipitation of sigma phase in duplex stainless steel and recent development on its detection by electrochemical potentiokinetic reactivation: A review. „Corrosion Communications”. czerwiec 2021; 2: 41–54.
- [29] Smuk O., Microstructure and properties of modern P/M super duplex stainless steels [PhD Thesis]. 2004.
- [30] Deng B., Wang Z., Jiang Y., Sun T., Xu J., Li J., Effect of thermal cycles on the corrosion and mechanical properties of UNS S31803 duplex stainless steel. „Corrosion Science”. grudzień 2009; 51 (12): 2969–75.
- [31] Charles J., The duplex stainless steels: structure and properties. 1997. [Duplex Stainless Steel; t. 1].
- [32] Liou H.Y., Hsieh R.I., Tsai W.T., Microstructure and pitting corrosion in simulated heat-affected zones of duplex stainless steels. „Materials Chemistry and Physics”. 1 luty 2002; 74: 33–42.
- [33] ASTM G48-11(2020)e1, Standard Test Methods for Pitting and Crevice Corrosion Resistance of Stainless Steels and Related Alloys by Use of Ferric Chloride Solution.
- [34] Machuca L.L., Bailey S.I., Gubner R., Systematic study of the corrosion properties of selected high-resistance alloys in natural seawater. „Corrosion Science”. 1 listopad 2012; 64: 8–16.
- [35] Shi Y., Cui S., Zhu T., Gu S., Shen X., Microstructure and intergranular corrosion behavior of HAZ in DP-TIG welded DSS joints. „Journal of Materials Processing Technology”. czerwiec 2018; 256: 254–61.
- [36] Muthupandi V., Bala Srinivasan P., Seshadri S.K., Sundaresan S., Effect of weld metal chemistry and heat input on the structure and properties of duplex stainless steel welds. „Materials Science and Engineering: A”. październik 2003; 358 (1–2): 9–16.
- [37] Folkhard E., Welding metallurgy of stainless steels. Springer Science & business media 2012.



- [38] Brandi S.D., Lippold J.C., The corrosion resistance of simulated multipass welds of duplex and super-duplex stainless steels. 1997;
- [39] PN-EN ISO 4063:2023-10, Spawanie, zgrzewanie, lutowanie i cięcie - Nazwy procesów i numery referencyjne.
- [40] Outokumpu, Welding Handbook 2010.
- [41] PN-EN 1011-1:2009, Spawanie - Zalecenia dotyczące spawania metali - Część 1: Ogólne wytyczne dotyczące spawania łukowego.
- [42] Westin E.M., Microstructure and properties of welds in the lean duplex stainless steel LDX 2101. Doctoral Thesis 2010 .
- [43] Karlsson L., Spawanie stali duplex – przegląd aktualnych zaleceń. 2012; 56 (5): 48–48.
- [44] PN-EN ISO 3581:2012 Materiały dodatkowe do spawania - Elektrody otulone do ręcznego spawania łukowego elektrodą metalową stali nierdzewnych i żaroodpornych - Klasyfikacja.
- [45] PN-EN ISO 14175:2009, Materiały dodatkowe do spawania. Gazy i mieszaniny gazów do spawania i procesów pokrewnych.
- [46] PN-EN ISO 14343:2017-06, Materiały dodatkowe do spawania - Druty elektrodowe, taśmy elektrodowe, druty i pręty do spawania łukowego stali nierdzewnych i żaroodpornych - Klasyfikacja.
- [47] Gupta D., Bansal A., Jindal S., Duplex Stainless Steel-2205; A short review of alloy addition and welding behavior.
- [48] Sharma H., Rajput B., Singh R.P., A review paper on effect of input welding process parameters on structure and properties of weld in submerged arc welding process. „Materials Today: Proceedings”. 1 styczeń 2020; 26: 1931–5.
- [49] Valiente Bermejo M.A., Eyzop D., Hurtig K., Karlsson L., Welding of Large Thickness Super Duplex Stainless Steel: Microstructure and Properties. „Metals”. 25 lipiec 2021; 11 (8): 1184.
- [50] Nowacki J., Rybicki P., The influence of welding heat input on submerged arc welded duplex steel joints imperfections. „Journal of Materials Processing Technology”. 1 maj 2005; 164: 1082–8.
- [51] PN-EN ISO 17633:2018-03, Materiały dodatkowe do spawania - Druty elektrodowe proszkowe i pręty do spawania łukowego w osłonie gazu i bez osłony gazu elektrodą metalową stali nierdzewnych i żaroodpornych - Klasyfikacja.
- [52] Sahoo A., Tripathy S., Development in plasma arc welding process: A review. „Materials Today: Proceedings”. 1 styczeń 2021; 41: 363–8.
- [53] Wang Q., Gu G., Jia C., Li K., Wu C., Investigation of microstructure evolution, mechanical and corrosion properties of SAF 2507 super duplex stainless steel joints by keyhole plasma arc welding. „Journal of Materials Research and Technology”. 1 styczeń 2023; 22: 355–74.
- [54] Hu X., Qin L., Wang H., Zhang L., Xie X., Microstructure Formation and Its Effect on Mechanical Properties for Duplex Stainless Steel 2205 Plasma Arc Welded Joint. „Metals”. 6 styczeń 2024; 14 (1): 68.
- [55] Ureña A., Otero E., Utrilla M., Múñez C.J., Weldability of a 2205 duplex stainless steel using plasma arc welding. „Journal of Materials Processing Technology”. 1 luty 2007; 182: 624–31.
- [56] Edmund T., Metalurgia Spawania. „Kraków: Wydawnictwo JAK”. 2008;

- [57] Nath Chaudhari A., Dixit K., Bhatia G., Singh B., Singhal P., Saxena K., Welding Behaviour of Duplex Stainless Steel AISI 2205: A Review. „Materials Today: Proceedings”. 28 listopad 2019; 18.
- [58] Mourad A.H.I., Khourshid A., Sharef T., Gas tungsten arc and laser beam welding processes effects on duplex stainless steel 2205 properties. „Materials Science and Engineering: A”. 15 lipiec 2012; 549: 105–13.
- [59] El-Batahgy A., Khourshid A., Sharef T., Effect of Laser Beam Welding Parameters on Microstructure and Properties of Duplex Stainless Steel. „Materials Sciences and Applications”. 1 styczeń 2011; 02: 1443–51.
- [60] Odermatt A.E., Ventzke V., Dorn F., Dinsé R., Merhof P., Kashaev N., Effect of laser beam welding on microstructure, tensile strength and fatigue behaviour of duplex stainless steel 2205. „Journal of Manufacturing Processes”. 1 grudzień 2021; 72: 148–58.
- [61] Köse C., Kaçar R., Mechanical Properties of Laser Welded 2205 Duplex Stainless Steel\*. „Materials Testing”. 1 październik 2014; 56: 779–85.
- [62] Jagadish J., Lakshmi Saranya B., Siva Prasad G., Srinivasa Rao K., A Comparative Study on Effect of Welding Process on Microstructures and Mechanical Properties of Super Duplex Stainless Steels. „Journal of The Institution of Engineers (India): Series D”. sierpień 2024; 105 (2): 615–27.
- [63] Weis S., Grunert R., Brumm S., Halmaghi M., Prank U., Comparative study between TIG-MIG hybrid and MIG welding of 1.4462 duplex steel joints. „Welding in the World”. styczeń 2024; 68 (1): 51–9.
- [64] Gupta D., Bansal A., Jindal S., Influence of SAW Flux Ingredients on Chemical Compositions of Weldments of Duplex Steel-2205. „Transactions of the Indian Institute of Metals”. wrzesień 2024; 77 (9): 2887–99.
- [65] Liu Z., Fang Y., Cui S., Yi S., Qiu J., Jiang Q., i in., Keyhole thermal behavior in GTAW welding process. „International Journal of Thermal Sciences”. kwiecień 2017; 114: 352–62.
- [66] Liu Z., Fang Y., Cui S., Luo Z., Liu W., Liu Z., i in., Stable keyhole welding process with K-TIG. „Journal of Materials Processing Technology”. grudzień 2016; 238: 65–72.
- [67] Liu Z., Fang Y., Qiu J., Feng M., Luo Z., Yuan J., Stabilization of weld pool through jet flow argon gas backing in C-Mn steel keyhole TIG welding. „Journal of Materials Processing Technology”. grudzień 2017; 250: 132–43.
- [68] Feng Y., Luo Z., Liu Z., Li Y., Luo Y., Huang Y., Keyhole gas tungsten arc welding of AISI 316L stainless steel. „Materials & Design”. listopad 2015; 85: 24–31.
- [69] Liu Z., Chen S., Liu S., Luo Z., Yuan J., Keyhole dynamic thermal behaviour in K-TIG welding process. „International Journal of Heat and Mass Transfer”. sierpień 2018; 123: 54–66.
- [70] Fei Z., Pan Z., Cuiuri D., Li H., Wu B., Ding D., i in., Effect of Heat Input on Weld Formation and Tensile Properties in Keyhole Mode TIG Welding Process. „Metals”. 7 grudzień 2019; 9 (12): 1327.
- [71] Zhang Z., Zhao H., Zhang H., Yu Z., Hu J., He L., i in., Effect of isothermal aging on the pitting corrosion resistance of UNS S82441 duplex stainless steel based on electrochemical detection. „Corrosion Science”. kwiecień 2015; 93: 120–5.

- [72] Yang Y., Yan B., Li J., Wang J., The effect of large heat input on the microstructure and corrosion behaviour of simulated heat affected zone in 2205 duplex stainless steel. „Corrosion Science”. listopad 2011; 53 (11): 3756–63.
- [73] Deng B., Jiang Y., Xu J., Sun T., Gao J., Zhang L., i in., Application of the modified electrochemical potentiodynamic reactivation method to detect susceptibility to intergranular corrosion of a newly developed lean duplex stainless steel LDX2101. „Corrosion Science”. marzec 2010; 52 (3): 969–77.
- [74] Cui S., Pang S., Pang D., Zhang Z., Influence of Welding Speeds on the Morphology, Mechanical Properties, and Microstructure of 2205 DSS Welded Joint by K-TIG Welding. „Materials”. 21 czerwiec 2021; 14 (12): 3426.
- [75] Cui S., Shi Y., Sun K., Gu S., Microstructure evolution and mechanical properties of keyhole deep penetration TIG welds of S32101 duplex stainless steel. „Materials Science and Engineering: A”. styczeń 2018; 709: 214–22.
- [76] Jiang Z., Hua X., Huang L., Wu D., Li F., Effect of multiple thermal cycles on metallurgical and mechanical properties during multi-pass gas metal arc welding of Al 5083 alloy. „The International Journal of Advanced Manufacturing Technology”. 1 grudzień 2017; 93 (9): 3799–811.
- [77] Poradnik inżyniera. Spawalnictwo. Tom 1.
- [78] Winczek J., MODELOWANIE I ANALIZA STANÓW TERMOMECHANICZNYCH W ŁUKOWYCH PROCESACH SPAWALNICZYCH STALI. Wydawnictwo Politechniki Częstochowskiej, Częstochowa 2023.
- [79] Szargut J., Modelowanie numeryczne pól temperatur. Wydawnictwa Naukowo-Techniczne, Warszawa 1992.
- [80] Zuo S., Wang Z., Wang D., Du B., Cheng P., Yang Y., i in., Numerical Simulation and Experimental Research on Temperature Distribution of Fillet Welds. „Materials”. styczeń 2020; 13 (5): 1222.
- [81] Kik T., Predykcja własności złączy spawanych z wykorzystaniem zaawansowanych modeli źródeł ciepła. Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice 2022.
- [82] Jacques L., Ouafi A.E., Prediction of Weld Joint Shape and Dimensions in Laser Welding Using a 3D Modeling and Experimental Validation. „Materials Sciences and Applications”. 9 październik 2017; 8 (11): 757–73.
- [83] Rosenthal D., Mathematical theory of heat distribution during welding and cutting. „Welding journal”. 1941; 20 (5): 220s–34s.
- [84] Rykalin N.N., The calculation of thermal resistance. Mashgiz 1951.
- [85] Eagar T.W., Tsai N.S., Temperature fields produced by traveling distributed heat sources. „Welding journal”. 1983; 62 (12): 346–55.
- [86] Goldak J., Chakravarti A., Bibby M., A new finite element model for welding heat sources. „Metallurgical transactions B”. 1984; 15: 299–305.
- [87] Farrokhi F., Endelt B., Kristiansen M., A numerical model for full and partial penetration hybrid laser welding of thick-section steels. „Optics & Laser Technology”. kwiecień 2019; 111: 671–86.

- [88] Rochalski D., Golański D., Chmielewski T., Modele spawalniczych źródeł ciepła w analizie pola temperatury. „Przegląd Spawalnictwa”. 2017; 89 (5): 109–16.
- [89] Daha M.A., Nassef G.A., Abdallah I.A., AbouSeeda H.M., Three-Dimensional Thermal Finite Element Modeling for Keyhole Plasma Arc Welding of 2205 Duplex Stainless Steel Plates. „International Journal of Engineering and Technology”. 2012; 2 (4).
- [90] Wu C.S., Wang H.G., Zhang Y., A new heat source model for keyhole plasma arc welding in FEM analysis of the temperature profile. „Welding Journal (Miami, Fla)”. 1 grudzień 2006; 85: 284-s.
- [91] Cui S., Pang S., Pang D., Zhang Q., Zhang Z., Numerical Simulation and Experimental Investigation on 2205 Duplex Stainless Steel K-TIG Welded Joint. „Metals”. 21 sierpień 2021; 11 (8): 1323.
- [92] Wu C.S., Hu Q.X., Gao J.Q., An adaptive heat source model for finite-element analysis of keyhole plasma arc welding. „Computational Materials Science”. lipiec 2009; 46 (1): 167–72.
- [93] Casalino G., Michele D., Perulli P., FEM model for TIG hybrid laser butt welding of 6 mm thick austenitic to martensitic stainless steels. „Procedia CIRP”. 2020; 88: 116–21.
- [94] Pecky P.H.R., Almeida B.B., Perez G., Pimenta A.R., Tavares S.S.M., Microstructure, Corrosion Resistance, and Hardness of Simulated Heat-Affected Zone of Duplex UNS S32205 and Superduplex UNS S32750 Stainless Steels. „Journal of Materials Engineering and Performance”. październik 2023; 32 (20): 9019–28.
- [95] Da Silva L.O.P., Lima T.N., Júnior F.M.D.S., Callegari B., Folle L.F., Coelho R.S., Heat-Affected Zone Microstructural Study via Coupled Numerical/Physical Simulation in Welded Superduplex Stainless Steels. „Crystals”. 21 luty 2024; 14 (3): 204.
- [96] Westin E.M., Westerberg L.G., Evaluation of methods used for simulation of heat-affected zones in duplex stainless steels. „Welding in the World”. sierpień 2024; 68 (8): 1941–63.
- [97] Hsieh R.I., Liou H.Y., Pan Y.T., Effects of Cooling Time and Alloying Elements on the Microstructure of the Gleeble-Simulated Heat-Affected Zone of 22% Cr Duplex Stainless Steels. „Journal of Materials Engineering and Performance”. 1 październik 2001; 10 (5): 526–36.
- [98] PN-EN ISO 15614-1:2017-08, Specyfikacja i kwalifikowanie technologii spawania metali - Badanie technologii spawania - Część 1: Spawanie łukowe i gazowe stali oraz spawanie łukowe niklu i stopów niklu.
- [99] H-TIG AUTO WELDING MACHINE HC2020, Operating Manual.
- [100] PN-EN ISO 6947:2020-03, Spawanie i procesy pokrewne - Pozycje spawania.
- [101] PN-EN ISO 6848:2015-10, Spawanie i cięcie łukowe - Elektrody wolframowe nietopliwe - Klasyfikacja.
- [102] ISO/TR 18491, Welding and allied processes - Guidelines for measurement of welding energies.
- [103] PN-EN ISO 17637:2017-02, Badania nieniszczące złączy spawanych. Badania wizualne złączy spawanych.
- [104] PN-EN ISO 5817:2023-08. Spawanie. Złącza spawane ze stali, niklu, tytanu i ich stopów (z wyjątkiem spawanych wiązką). Poziomy jakości dla niezgodności spawalniczych.
- [105] PN-EN ISO 3452-1:2021-12, Badania nieniszczące. Badania penetracyjne. Część 1: Zasady ogólne.

- [106] PN-EN ISO 3452-3:2014-02, Badania nieniszczące. Badania penetracyjne. Część 3: Próbkę odniesienia.
- [107] PN-EN ISO 23277:2015-05, Badania nieniszczące spoin. Badania penetracyjne. Poziomy akceptacji.
- [108] PN-EN ISO 17636-1:2023-02, Badania nieniszczące spoin. Badanie radiograficzne. Część 1: Techniki promieniowania X i gamma z błoną.
- [109] PN-EN ISO 19232-1:2013-08, Badania nieniszczące. Jakość obrazu radiogramów . Część 1: Liczbowe wyznaczanie jakości obrazu za pomocą wskaźników jakości obrazu typu pręcikowego.
- [110] PN-EN ISO 10675-1:2022-05, Badania nieniszczące spoin. Kryteria akceptacji badań radiograficznych. Część 1: Stal, nikiel, tytan i ich stopy.
- [111] PN-EN ISO 4136:2022-12, Badania niszczące złączy spawanych metali - Próba rozciągania próbek poprzecznych.
- [112] PN-EN ISO 5173:2023-06, Badania niszczące spoin w materiałach metalowych - Badanie na zginanie.
- [113] PN-EN ISO 148-1:2017-02, Metale - Próba udarności sposobem Charpy'ego - Część 1: Metoda badania.
- [114] PN-EN ISO 9016:2022-09, Badania niszczące złączy spawanych metali - Badanie udarności - Usytuowanie próbek, kierunek karbu i badanie.
- [115] PN-EN ISO 9015-1:2011, Badania niszczące złączy spawanych metali - Badanie twardości - Część 1: Badanie twardości złączy spawanych łukowo.
- [116] PN-EN ISO 6507-1:2024-04, Metale - Pomiar twardości sposobem Vickersa - Część 1: Metoda badania.
- [117] Hobbacher A.F., Recommendations for Fatigue Design of Welded Joints and Components. Springer International Publishing, Cham 2016. [IIW Collection].
- [118] Niezgodziński M.E., Niezgodziński T., Wzory, wykresy i tablice wytrzymałościowe. Wydawnictwo Naukowo-Techniczne 2004.
- [119] PN-EN ISO 17639:2022-07, Badania niszczące spawanych złączy metali - Badania makroskopowe i mikroskopowe złączy spawanych.
- [120] ISO 17781:2017, Petroleum, petrochemical and natural gas industries. Test methods for quality control of microstructure of ferritic/austenitic (duplex) stainless steels.
- [121] PN-EN ISO 9227:2023-02, Badania korozyjne w sztucznych atmosferach - Badania w rozpylonej solance.
- [122] Ghosh A., Misra D., Acharyya S.K., Numerical simulation of the laser welding of 2205 duplex stainless steel. „Int J Laser Sci”. 2019; 1: 293–313.
- [123] Li Y., Feng Y.H., Zhang X.X., Wu C.S., An improved simulation of heat transfer and fluid flow in plasma arc welding with modified heat source model. „International Journal of Thermal Sciences”. 1 luty 2013; 64: 93–104.
- [124] Liu T. yi, Qiu X. bao, Lu Z. yue, Dong L. ming, Estimation of cooling rate from 800 C to 500 C in the welding of intermediate thickness plates based on FEM simulation. „Journal of Materials Science and Engineering B”. 2017; 7 (6): 258–67.

- [125] Nejkovic V., Milicevic M., Radakovic Z., New method for determining cooling time and preheating temperature in arc welding. „Thermal Science”. 1 styczeń 2018; 2018: 297–297.
- [126] Dynamic Systems Inc., QuikSim2 User’s Guide, Published Oct 30, 2018.
- [127] PN-EN ISO 6520-1:2009, Spawanie i procesy pokrewne. Klasyfikacja geometrycznych niezgodności spawalniczych w metalach. Część 1: Spawanie.
- [128] PN-EN ISO 17635:2017-02, Badania nieniszczące spoin. Zasady ogólne dotyczące metali.
- [129] Samson K., Wpływ warunków spawania na właściwości złączy różnoimiennych stali odpornych na korozję [Rozprawa doktorska]. [Gdańsk], Gdańsk 2016.
- [130] Zmitrowicz P., Kawiak M., Kochmański P., Baranowska J., Microstructure and Mechanical Properties of Welded Joints of 1.4462 Duplex Steel Made by the K-TIG Method. „Materials”. 19 grudzień 2021; 14 (24): 7868.
- [131] Ustasiak M., Wybrane zagadnienia mechaniki pękania. Wydawnictwo Uczelniane Zachodniopomorskiego Uniwersytetu Technologicznego w Szczecinie, Szczecin 2021.
- [132] PN-EN ISO 11463:2021-02, Korozja metali i stopów - Wytoczne oceny korozji wżerowej.
- [133] Cui S., Dai P., Ma R., Xu L., Pang S., Tian F., i in., Mechanism study of flow characteristics of molten pool and keyhole dynamic behavior of K-TIG welding. „The International Journal of Advanced Manufacturing Technology”. styczeń 2024; 130 (3–4): 1195–206.
- [134] Zmitrowicz P., Kawiak M., Chylińska R., Baranowska J., Energia łuku a odporność na korozję wżerową złączy ze stali ferrytyczno-austenitycznej spawanych metodą K-TIG bez użycia materiału dodatkowego (stopiwa). Sympozjum Katedr i Zakładów Spawalnictwa pt. “Nowoczesne zastosowania technologii spawalniczych”, Brenna 2024