

Imię i nazwisko autora rozprawy: Karolina Prokop-Strzelczyńska  
Dyscyplina naukowa: Inżynieria mechaniczna

## ROZPRAWA DOKTORSKA

Tytuł rozprawy w języku polskim: Spawalność ferrytyczno-austenitycznej stali odpornej na korozję typu duplex 2205 w warunkach podwodnych.

Tytuł rozprawy w języku angielskim: Weldability of ferritic-austenitic duplex 2205 stainless steel at underwater conditions.

Promotor  <i>podpis</i>	Drugi promotor  <i>podpis</i>
prof. dr hab. inż. Jerzy Łabanowski	
Promotor pomocniczy  <i>podpis</i>	Kopromotor  <i>podpis</i>
dr hab. inż. Grzegorz Rogalski, prof. PG	

Gdańsk, rok 2023

## OŚWIADCZENIE

Autor rozprawy doktorskiej: Karolina Prokop-Strzelczyńska

Ja, niżej podpisany, wyrażam zgodę na bezpłatne korzystanie z mojej rozprawy doktorskiej zatytułowanej: „Spawalność ferrytyczno-austenitycznej stali odpornej na korozję typu duplex 2205 w warunkach podwodnych” do celów naukowych lub dydaktycznych<sup>1</sup>

Gdańsk, dnia.....

.....  
*podpis doktoranta*

Świadomy odpowiedzialności karnej z tytułu naruszenia przepisów ustawy z dnia 4 lutego 1994 r. o prawie autorskim i prawach pokrewnych (Dz. U. z 2006 r., nr 90, poz. 631) i konsekwencji dyscyplinarnych określonych w ustawie Prawo o szkolnictwie wyższym (Dz. U. z 2012 r., poz. 572 z późn. zm.),<sup>2</sup> a także odpowiedzialności cywilno-prawnej oświadczam, że przedkładana rozprawa doktorska napisana jest przeze mnie samodzielnie.

Oświadczam, że treść rozprawy opracowana została na podstawie wyników badań prowadzonych pod kierunkiem i w ścisłej współpracy z promotorem prof. dr hab. inż. Jerzym Łabanowskim, promotorem pomocniczym dr hab. inż. Grzegorzem Rogalskim.

Niniejsza rozprawa doktorska nie była wcześniej podstawą żadnej innej urzędowej procedury związanej z nadaniem stopnia doktora.

Wszystkie informacje umieszczone w ww. rozprawie, uzyskane ze źródeł pisanych i elektronicznych, zostały udokumentowane w wykazie literatury odpowiednimi odnośnikami zgodnie z art. 34 ustawy o prawie autorskim i prawach pokrewnych.

Potwierdzam zgodność niniejszej wersji pracy doktorskiej z załączoną wersją elektroniczną.

Gdańsk, dnia.....

.....  
*podpis doktoranta*

Ja, niżej podpisany, wyrażam zgodę na umieszczenie ww. rozprawy doktorskiej w wersji elektronicznej w otwartym, cyfrowym repozytorium instytucjonalnym Politechniki Gdańskiej, Pomorskiej Bibliotece Cyfrowej oraz poddawania jej procesom weryfikacji i ochrony przed przywłaszczaniem jego autorstwa.

Gdańsk, dnia.....

.....  
*podpis doktoranta*

---

1 Zarządzenie Rektora Politechniki Gdańskiej nr 34/2009 z 9 listopada 2009 r., załącznik nr 8 do instrukcji archiwalnej PG.

2 Ustawa z dnia 27 lipca 2005 r. Prawo o szkolnictwie wyższym: Rozdział 7 Odpowiedzialność dyscyplinarna doktorantów, Art. 226.

## OPIS ROZPRAWY DOKTORSKIEJ

**Autor rozprawy doktorskiej:** Karolina Prokop-Strzelczyńska

**Tytuł rozprawy doktorskiej w języku polskim:** Spawalność ferrytyczno-austenitycznej stali odpornej na korozję typu duplex 2205 w warunkach podwodnych.

**Tytuł rozprawy w języku angielskim:** Weldability of ferritic-austenitic duplex 2205 stainless steel at underwater conditions.

**Język rozprawy doktorskiej:** polski

**Promotor rozprawy doktorskiej:** prof. dr hab. inż. Jerzy Łabanowski

**Promotor pomocniczy rozprawy doktorskiej:** dr hab. inż. Grzegorz Rogalski, prof. PG

**Data obrony:**

**Słowa kluczowe rozprawy doktorskiej w języku polskim:** spawanie podwodne, spawanie metodą mokrą, spawanie MMA, spawalność stali, stal typu duplex, spawanie LKS, pękanie zimne, pękanie gorące.

**Słowa kluczowe rozprawy doktorskiej w języku angielskim:** underwater welding, wet welding, MMA welding, steel weldability, duplex stainless steel, local chamber welding, cold cracking, hot cracking.

**Streszczenie rozprawy w języku polskim:**

Praca dotyczy problemów spawalności stali odpornej na korozję typu duplex w warunkach spawania mokrego elektrodami otulonymi i lokalną komorą suchą.

Całość rozprawy składa się z dwóch części. Część pierwsza to przegląd literatury, w którym omówiono główne problemy wynikające z przeniesienia procesu spawania pod wodę oraz sposoby minimalizowania negatywnego wpływu środowiska. Część druga jest częścią doświadczalną, zawiera tezę i cele rozprawy, a także charakterystykę badanych materiałów, opis metodyki badań oraz wyniki wraz z ich omówieniem. Do badań zastosowano stal duplex 1.4462, którą poddano badaniom spawalności metodą Tekken oraz zmiennej sztywności w warunkach podwodnych jak i na powietrzu. Próby wykonano w oparciu o dwie metody, tj. elektrodami otulonymi (MMA), metodą Lokalnej Komory Suchej w warunkach podwodnych i na powietrzu. Wykonano pomiary zawartości wodoru dyfundującego w stopiwie oraz badania struktur każdej próbki. Złącza poddano badaniom wizualnym i penetracyjnym oraz badaniom metalograficznym makro- i mikroskopowym. Próbki o zmieniającej się sztywności poddano badaniom fraktograficznym przełomów. Wykazano, że spawalność stali duplex w warunkach podwodnych elektrodami otulonymi jest ograniczona z uwagi na utrudnioną spawalność technologiczną. Stwierdzono również, że zastosowanie metody LKS skutecznie ułatwia uzyskanie złączy, spełniających odpowiednie wymagania norm przedmiotowych.

### **Streszczenie rozprawy w języku angielskim:**

The PhD thesis concerns the problem of weldability of stainless duplex steel 1.4462 in underwater conditions, welded by wet welding method using covered electrodes and local chamber method. The whole study consist of two parts. The first part is a literature review, discussing mainly with the problems arising from underwater welding process and how to minimize negative environmental impacts. The second part of an experimental character comprises the thesis and purpose of the study, the characteristic of tested material, and description of the research techniques and obtained results with the discussion.

For experiments stainless duplex steel UNS 31803 (1.4462, X2CrNiMoN22-5-3) were used. It was tested by Tekken and Variable Stiffness weldability tests in underwater conditions and in the air. Measurements of the diffusible hydrogen content in deposited metal were performed. The joints were subjected to non-destructive, visual and penetrant tests as well as macro- and microscopic metallographic studies. For Variable Stiffness samples the fractographic tests were also performed. The impact of temper bead welding technique for susceptibility to cold cracking was also investigated. It was found that weldability of duplex steel UNS 31803 in underwater conditions using covered electrodes is restricted because of technological weldability. It has also been found that using the welding by local chamber effectively facilitates obtaining joints that meet the requirements of the relevant standards.

## SPIS TREŚCI

Wykaz ważniejszych oznaczeń i skrótów .....	7
1. WSTĘP .....	9
2. METODY SPAWANIA POD WODĄ .....	10
2.1. Spawanie mokre .....	11
2.2. Spawanie suche .....	17
2.3. Spawanie metodą lokalnej komory suchej .....	20
3. STALE ODPORNE NA KOROZJĘ .....	23
3.1. Klasyfikacja i rozwój stali odpornych na korozję .....	23
3.2. Stale ferrytyczne .....	24
3.3. Stale austenityczne .....	26
3.4. Stale ferrytyczno-austenityczne (dupleks) .....	27
3.4.1. Struktura stali dupleks .....	27
3.4.2. Właściwości stali dupleks .....	30
3.4.3. Zastosowanie stali dupleks .....	33
4. SPAWALNOŚĆ STALI DUPEKS .....	34
4.1. Wpływ cyklu cieplnego spawania na przemiany strukturalne stali dupleks .....	35
4.2. Skłonność do pęknięcia zimnego .....	37
4.2.1. Wpływ wodoru na powstawanie pęknięć zimnych .....	38
4.2.2. Wpływ przemian strukturalnych oraz naprężeń na powstawanie pęknięć zimnych .....	41
4.3. Skłonność do pęknięcia gorącego .....	43
4.4. Metody oceny spawalności stali dupleks .....	46
4.4.1. Metody analityczne .....	46
4.4.2. Metody eksperymentalne .....	48
5. SPAWALNOŚĆ STALI DUPEKS W WARUNKACH PODWODNYCH .....	50
5.1. Technologie spawania stali dupleks w warunkach podwodnych .....	50
5.2. Spawanie mokre stali dupleks .....	52
5.3. Spawanie metodą lokalnej komory suchej .....	54
5.4. Spawanie suche stali dupleks .....	55
6. TEZA, CELE I ZAKRES PRACY .....	61
7. MATERIAŁ, TECHNOLOGIA SPAWANIA, METODYKA BADAŃ .....	65
7.1. Materiały zastosowane do badań .....	65
7.2. Warunki środowiskowe wykonywania złączy i napoin .....	66
7.3. Wykonanie napoin i złączy próbnych .....	67
7.4. Wykonanie prób spawalności metodą Tekken .....	69
7.5. Wykonanie prób technologicznych o zmieniającej się sztywności ze spoiną czołową .....	70
7.6. Pomiar ilości wodoru dyfundującego w stopiwie .....	71
7.7. Badania nieniszczące .....	73
7.8. Badania metalograficzne .....	73

7.9. Pomiary zawartości ferrytu. Metoda metalograficzna .....	74
7.10. Pomiary zawartości ferrytu. Metoda magnetyczna .....	74
7.11. Elektronowa mikroskopia skaningowa .....	74
7.12. Pomiary twardości .....	75
8. WYNIKI BADAŃ .....	76
8.1. Badania materiału rodzimego .....	76
8.2. Pomiary ilości wodoru dyfundującego w stopiwie .....	76
8.3. Badania napoin próbných .....	78
8.3.1. Napawanie metodą mokrą .....	79
8.3.2. Napawanie metodą lokalnej komory suchej .....	82
8.3.3. Badania metalograficzne makroskopowe .....	84
8.3.4. Badania metalograficzne mikroskopowe .....	94
8.3.5. Pomiary zawartości ferrytu .....	101
8.3.6. Pomiary twardości .....	103
8.4. Badania skłonności do tworzenia pęknięć zimnych w próbach Tekken .....	107
8.4.1. Badania nieniszczące .....	108
8.4.2. Badania metalograficzne .....	111
8.4.3. Analiza fraktograficzna próbek Tekken.....	114
8.5. Badania skłonności do tworzenia pęknięć krystalizacyjnych w spoinach .....	117
8.5.1. Ocena wyników prób .....	118
8.5.2. Badania metalograficzne .....	120
9. ANALIZA WYNIKÓW BADAŃ .....	125
10. WNIOSKI .....	130
WYKAZ LITERATURY .....	131
WYKAZ RYSUNKÓW .....	139
WYKAZ TABEL .....	144

## WYKAZ WAŻNIEJSZYCH OZNACZEŃ I SKRÓTÓW

$\alpha$	–	ferrite - ferryt
$\gamma$	–	austenite - austenit
$\gamma_2$	–	secondary Austenite - austenit wtórny
$\sigma$	–	sigma Phaze - faza sigma
$\psi$	–	współczynnik kształtu
A	–	wydłużenie bezwzględne, %
AOD	–	Argon-Oxygen Decarburization - odwęglanie argonowo – tlenowe
AWS	–	American Welding Society – Amerykańskie Towarzystwo Spawalnicze
CCT	–	Critical Crevice Temperature - indeks krytycznej temperatury powstawania korozji szczelinowej
Ce	–	równoważnik węgla
CPT	–	Critical Pitting Temperature - krytyczna temperatura powstawania korozji wżerowej
Cr <sub>e</sub>	–	chromium equivalent – równoważnik chromu
Cs	–	współczynnik obecności pęknięć, %
CTP	–	wykres czas temperatura przemiana, wykres zależność struktury i własności od szybkości chłodzenia materiału
CTPc-s	–	wykres przemian austenitu w trakcie spawania (czas-temperatura-przemiana w warunkach spawalniczych)
FCAW	–	Flux Cored Arc Welding – spawanie łukowe półautomatyczne drutem proszkowym w osłonie gazu
FCAW-S	–	Flux Cored Arc Welding Self-shielded - spawanie łukowe półautomatyczne drutem proszkowym samoosłonowym
FN	–	liczba ferrytowa
GMAW	–	Gas Metal Arc Welding – spawanie łukowe półautomatyczne drutem litym
H	-	minimalna grubość ściegu, mm
Hc	–	długość pęknięcia, mm
I	–	natężenie prądu spawania, A
ISO	–	International Organization for Standardization - Międzynarodowa Organizacja Normalizacyjna
k	–	współczynnik efektywności termicznej zależny od procesu spawania
KV	–	praca łamania (próbka z karbem V), J
LBW	–	Laser Beam Welding - spawanie wiązką laserową
Ls	–	długość spoiny, mm
Lp	–	długość podłużnego pęknięcia krystalizacyjnego lub długość odcinka spoiny, w którym występuje pęknięcie, mm
M	–	masa cząsteczkowa, g·mol <sup>-1</sup>
MAG	–	Metal Active Gas - spawanie elektrodą topliwą w osłonie gazów aktywnych
MIG	–	Metal Inert Gas - spawanie elektrodą topliwą w osłonie gazów obojętnych
MLKS (LKS)	–	spawanie metodą lokalnej komory suchej
MMA	–	Manual Metal Arc - spawanie łukowe ręczne elektrodą otuloną
Ni <sub>e</sub>	–	nickel equivalent – równoważnik niklu
p	–	ciśnienie wewnętrzne przyrządu, mbar,
PAW	–	Plasma Arc Welding - spawanie plazmowe
PRE <sub>N</sub>	–	Pitting Resistance Equivalent Number - indeks odporności na korozję wżerową
PT	–	Nondestructive Penetrant Testing – badania nieniszczące penetracyjne
ql	–	energia liniowa spawania, kJ/mm
R	–	stała gazowa, 8,314 JK <sup>-1</sup> mol <sup>-1</sup>
R <sub>e</sub>	–	wyraźna granica plastyczności, MPa
R <sub>m</sub>	–	wytrzymałość na rozciąganie, MPa
Rp <sub>0,2</sub>	–	umowna granica plastyczności przy odkształceniu trwałym 0,2%, MPa

RT	–	Nondestructive Radiographic Testing – badania nieniszczące radiograficzne
SAW	–	Submerged Arc Welding – spawanie automatyczne łukiem krytym pod topnikiem
SMAW	–	Shielded Manual Arc Welding – spawanie łukowe elektrodą otuloną
SWC	–	strefa wpływu ciepła
T	–	wewnętrzna temperatura przyrządu, °C
TIG	–	Tungsten Inert Gas - spawanie łukowe elektrodą nietopliwą w osłonie gazów obojętnych
U	–	napięcie łuku elektrycznego, V
UT	–	Nondestructive Ultrasonic Testing – badania nieniszczące ultradźwiękowe
V	–	objętość H <sub>2</sub> , ml
VOD	–	Vacuum Oxygen Decarburization - odwęglanie próżniowo – tlenowe
V <sub>sp</sub>	–	prędkość spawania, napawania, mm/s
VT	–	Nondestructive Visual Testing- badania nieniszczące wizualne



## 1. WSTĘP

Dynamiczny rozwój przemysłu energetycznego powoduje coraz szerszy zakres poszukiwań źródeł surowców paliwowych. Najbogatsze złoża ropy naftowej i gazu ziemnego znajdują się na dnie mórz i oceanów. Poszukiwanie i pozyskiwanie surowców jest możliwe dzięki wykorzystaniu stacjonarnych i pływających platform wiertniczych, pionów rurociągowych oraz ułożonych na dnie morskim rurociągów przeznaczonych do transportu tych surowców. Tego typu konstrukcje off-shore wymagają w trakcie eksploatacji częstych przeglądów i bieżących napraw uszkodzonych elementów. Najczęściej stosowaną techniką napraw konstrukcji zanurzonych w wodzie morskiej są procesy spawalnicze, tj. cięcie, spawanie, żłobienie, itp. [8,5-6,39].

Rurociągi podwodne ułożone na dnie morskim są narażone na wiele możliwości uszkodzeń. Przyczynami powstawania uszkodzeń linii przesyłowych są najczęściej procesy korozyjne, zderzenia z jednostkami pływającymi, uderzenia kotwicami, wady materiałowe, zmiany strukturalne, wady konstrukcyjne, przemieszczanie na niestabilnym gruncie wynikające z ruchów morza, itp. [140-145].

Towarzystwa klasyfikacyjne w sektorze rurociągów w wielu krajach Europy, a także w Kanadzie śledzą możliwości wystąpienia uszkodzeń na liniach przesyłowych pojedynczo lub całościowo. Większość kryteriów zgłaszania lub rejestrowania występujących awarii różni się w zależności od krajowej spółki rafineryjnej. Komplikuje to możliwość szczegółowego porównania baz danych wszystkich pojawiających się uszkodzeń rurociągów na świecie. Dodatkowo wymagania wobec tworzenia raportów wciąż ulegają zmianie w związku ze zmianami prawnymi. Zgodnie z brytyjskim raportem PARLOC 2012, w latach 2001-2012 na Morzu Norweskim zarejestrowano 206 uszkodzeń rurociągów, w tym 183 awarii z przeciekami wydobywanego surowca. Wiele awarii rurociągów podmorskich nie jest rejestrowanych w bazach danych, a przedsiębiorstwa petrochemiczne nie udostępniają takich informacji, uzasadniając to tajemnicą handlową [6,121,132].

Najstarsze rurociągi do transportu ropy naftowej pochodzą sprzed 1947 r. Zostały ułożone na małej głębokości w Zatoce Maracaibo i na Morzu Kaspijskim w Azerbejdżanie [8]. W latach 70-80. ubiegłego wieku na konstrukcje offshore'owe stosowano stale o granicy plastyczności 350 MPa. Obecnie na rurociągi podmorskie stosuje się stale, których parametry wytrzymałościowe oraz skład chemiczny nie powinny być niższe niż określone w odpowiednich normach branżowych [124,133].

Coraz częściej do budowy rurociągów podmorskich stosuje się stale duplex, które łączą w sobie zalety ferrytycznych i austenitycznych stali odpornych na korozję [5]. Do chwili obecnej jest niewiele doniesień literaturowych o technologii spawania podwodnego tych stali.

Większość konstrukcji morskich może być eksploatowanych z powodzeniem przez min. 40 lat. Im dłuższy czas ich użytkowania, tym częstszych wymagają napraw i wymian uszkodzonych elementów w warunkach podwodnych. Prace podwodne należą do standardowego procesu naprawy uszkodzonych konstrukcji podmorskich. Wynajmowanie nurków zawodowych odpowiedniej klasy, kierownika prac podwodnych, a także sprzętu jest częstym zabiegiem w trakcie eksploatowania konstrukcji podmorskich. Większość z tego typu prac wykonywanych jest na stosunkowo małych głębokościach, do ok 100 m.

Stosowane procesy spawalnicze uznane jako procesy specjalne (np. ISO 9001) podlegają ciągłemu nadzorowaniu oraz monitorowaniu. Jednocześnie muszą spełniać ściśle określone wymagania tak jak ma to miejsce podczas spawania na powietrzu. Jednym z elementów, który pozwala na kontrolę procesu spawania jest jego sprawdzenie przez wykonanie złączy próbnych i poddanie ich odpowiednim badaniom. Kwalifikowanie technologii spawania podwodnego odbywa się najczęściej zgodnie z przepisami AWS D3:6M [139], w których dokonano podziału złączy na trzy klasy:

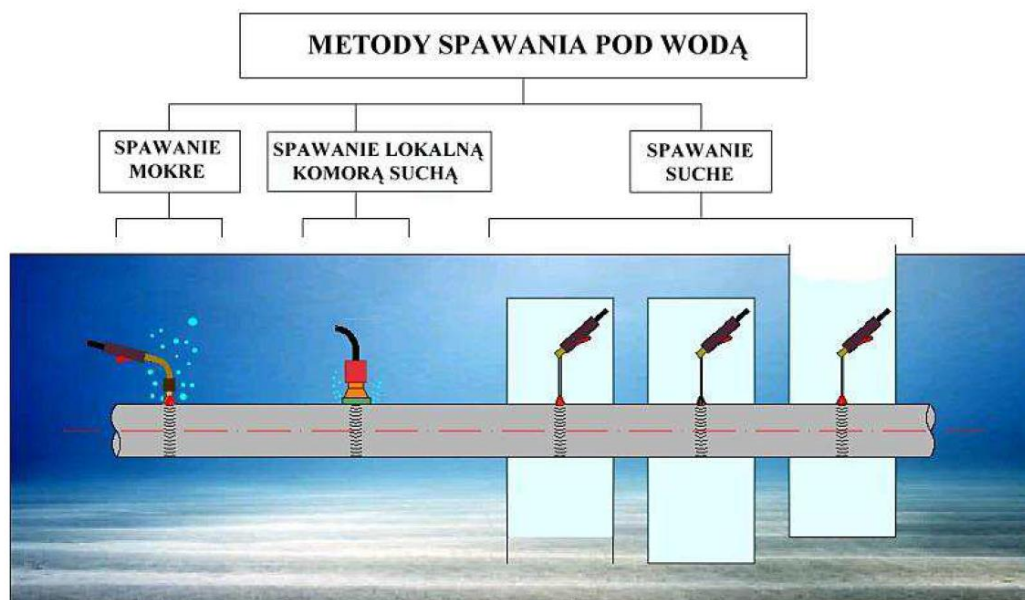
- Klasa A - obejmuje złącza odpowiedzialne, których właściwości powinny zbliżone dla tych wykonywanych na powietrzu. Najczęściej odnosi się to do złączy wykonanych w habitatach suchych.
- Klasa B - obejmuje złącza mniej odpowiedzialne, w których może występować umiarkowana porowatość, zmniejszona plastyczność, a także inne niezgodności.
- Klasa O - obejmuje złącza najmniej obciążone mechanicznie, które mają niższe wymagania w stosunku do klasy B. Stanowi najczęściej stosowaną klasę dla złączy wykonywanych metodą mokrą (MMA).

Podobne regulacje odbiorów jakościowych można znaleźć w informacjach zawartych w publikacji P34 Polskiego Rejestru Statków [96]. Wytyczne kwalifikowania technologii spawania regulują przepisy Towarzystwa Klasyfikacyjnego Det Norske Veritas. W przepisach tych wyszczególniono, że na większych głębokościach dopuszczalne jest spawanie hiperbaryczne w habitatach suchych metodami łukowymi w osłonach gazów. Procesy spawania prowadzone innymi metodami są dopuszczalne tylko po dokładnych ustaleniach z Towarzystwem Klasyfikacyjnym [140-148]. Istnieją również standardy ISO dotyczące kwalifikowania technologii spawania pod wodą dla spawania, mokrego oraz suchego są to odpowiednio ISO 15614-9 oraz ISO 15614-10 [152].

## 2. METODY SPAWANIA POD WODĄ

Naprawy konstrukcji morskich są wykonywane przez zastosowanie różnych technik naprawczych, do których należy, m.in. spawanie podwodne. Współcześnie procesy spawania podwodnego można sklasyfikować ze względu na warunki, w jakich się je przeprowadza, rys. 1, [139,61,49]:

- **spawanie mokre** - proces spawania przeprowadzany w bezpośrednim kontakcie nurka-spawacza, materiału rodzimego oraz materiałów dodatkowych z wodą, przy czym na łuk spawalniczy oddziałuje ciśnienie panujące na danej głębokości.
- **spawanie suche** - proces przeprowadzany w habitatach suchych, podczas którego nurek-spawacz, materiał spawany, łuk elektryczny i materiał dodatkowy są odizolowane od dostępu wody. W procesie spawania suchego można rozróżnić, m.in. spawanie suche **izobaryczne** (na łuk elektryczny działa ciśnienie atmosferyczne), a także spawanie **hiperbaryczne** (na łuk elektryczny działa ciśnienie panujące na danej głębokości);
- **spawanie lokalną komorą suchą** - proces spawania wykonywany przy zastosowaniu komory o małej objętości odizolowującej czasowo obszar spawania od dostępu wody.



Rys. 1. Podział metod spawania podwodnego [33]

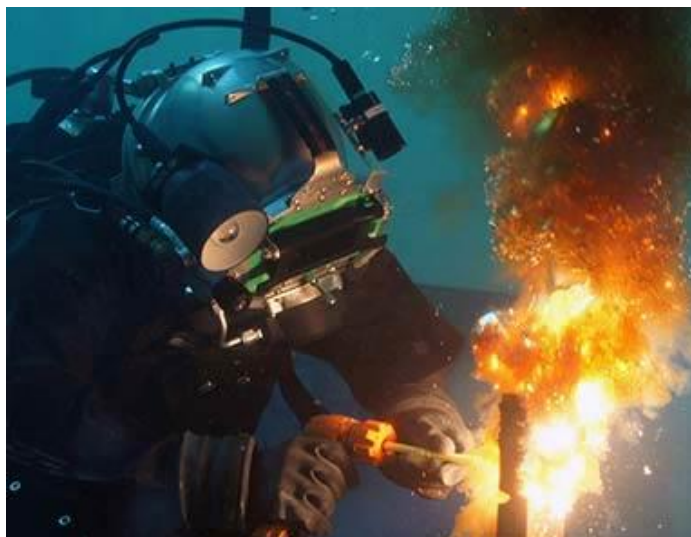
Obecnie nie wszystkie procesy spajania metali są możliwe do przeprowadzania w środowisku wodnym. Przydatność zastosowania technik łączenia metali pod wodą przedstawiono w Tabeli 1.

Tabela 1. Możliwości zastosowania procesów spajania w warunkach podwodnych [62,63]

L.p.	Proces	Spawanie suche	Spawanie mokre	Spawanie metodą lokalnej komory suchej
1	MMA	tak	tak	możliwe
2	SAW	tak	tak	nie
3	MIG/MAG	tak	możliwe	tak
4	TIG	tak	tak	możliwe
5	FCAW	tak	tak	możliwe
6	FCAW-S	możliwe	tak	możliwe
7	Spawanie plazmowe	możliwe	nie	możliwe
8	Spawanie laserowe	możliwe	tak	tak
9	Zgrzewanie tarciove	tak	tak	możliwe
10	Zgrzewanie wybuchowe	nie	tak	nie

### 2.1. Spawanie mokre

Spawanie mokre jest jedną z najczęściej stosowanych metod naprawy i wytwarzania konstrukcji morskich. W trakcie spawania mokrego nurek-spawacz, materiał spawany, materiał dodatkowy i łuk elektryczny są w bezpośrednim kontakcie z otaczającą wodą. Podczas prowadzenia tego procesu na łuk spawalniczy wpływa ciśnienie panujące na danej głębokości [18,31].



Rys. 2. Realizacja procesu spawania podwodnego [125]

Do spawania mokrego elektrodami otulonymi wymagany jest odpowiedni sprzęt, materiały, a przede wszystkim wiedza, a także wysoko wykwalifikowany i przeszkolony personel nurkowo-spawalniczy. Proces spawania podwodnego jest dużo trudniejszy niż spawanie wykonywane na powietrzu. Oprócz wypracowanej odpowiedniej ilości godzin w środowisku wodnym, nurek-spawacz musi posiadać odpowiednie uprawnienia do wykonywania złączy pod wodą, respektowane na danym terytorium. Nurkowie zawodowi w zależności od posiadanego doświadczenia i ilości wypracowanych godzin mogą być sklasyfikowani jako nurkowie klasy I, II oraz III. Nurek klasy I po spełnieniu odpowiednich kryteriów może uzyskać najwyższy stopień nurka satutowanego. Dyplom ten uprawnia do wykonywania bez żadnych ograniczeń wszelkich prac podwodnych, m.in. prac wybuchowych w środowisku o sztucznie podwyższonym ciśnieniu [26]. W celu przeprowadzenia bezpiecznego i poprawnego procesu spawania należy zapewnić następujące aspekty [47,48,90]:

- wysoko wykwalifikowany i przeszkolony personel nurkowy (nurek-spawacz, kierownik prac podwodnych, nurek asekurujący, itp.),
- elektrody otulone pokryte wodoodporną warstwą, zapewniające poprawne jarzenie się łuku spawalniczego
- platforma przeznaczona do zanurzenia nurka pod wodę, szczególnie ważna w przypadku prac na morzach,
- źródło prądu stałego generujące odpowiednią wartość natężenia prądu spawania,
- w pełni izolowane, wodoodporne uchwyty spawalnicze
- skafander suchy, gumowe rękawice, przesłony spawalnicze, itp.

W ocenie możliwości przeprowadzenia prac spawalniczych należy wziąć również pod uwagę głębokość wody, możliwość przeniesienia wszystkich potrzebnych narzędzi do miejsca spawania, rodzaj i gatunek materiału rodzimego, rodzaj środowiska wodnego (przejrzystość, prądy wodne, zasolenie, itp.). Proces nurkowania zawodowego można podzielić na następujące etapy i czynności [47,26,100]:

- ubieranie nurka,
- zejście nurka ze stanowiska zanurzania do wody,
- zanurzenie kontrolne,
- zanurzenie nurka od powierzchni wody do miejsca pracy lub do dna,
- pobyt nurka w miejscu pracy,
- wynurzenie nurka z dna do powierzchni wody z pobytami na odpowiednich stacjach dekompresyjnych pod wodą,
- wynurzenie nurka z powierzchni wody na stanowisko zanurzania,
- rozbieranie nurka.

W Polsce nurkowanie w sprzęcie klasycznym na sprężone powietrze możliwe jest tylko do głębokości 60 m, powyżej tych głębokości należy nurkować z użyciem mieszanin helowo-tlenowych. Obecnie coraz rzadziej wykorzystuje się sprzęt klasyczny, zamieniając go na lżejsze i ułatwiające swobodną pracę hełmy nurkowe, neoprenowe skafandry suche, płetwy, itd. Podczas nurkowania na mniejszych głębokościach również można oddychać mieszaninami helowo-tlenowymi, jednak jest to nieekonomiczne. W praktyce, spawanie mokre elektrodami otulonymi wykonuje się do głębokości 100 m. Wynika to z faktu, iż wyższe głębokości są niebezpieczne dla zdrowia nurka, a także większe ciśnienie utrudnia stabilne jarzenie się łuku spawalniczego. W tabeli 2 przedstawiono rodzaje i zakres zastosowania czynników oddechowych [98].

Tabela 2. Zakres zastosowania czynników oddechowych [98]

Rodzaj czynnika oddechowego	Zakres zastosowania	
	Głębokość [m]	Uwagi
Tlen	0÷7,5	Normalna praca
	7,5÷12	Jedynie w specjalnych okolicznościach
Powietrze	0÷40	Normalna praca
	40÷60	Normalna praca, ale tylko wykwalifikowani nurkowie
	60÷80	Jedynie w specjalnych okolicznościach i wyłącznie wysoko wykwalifikowani nurkowie
	90	Głębokość maksymalna
Mieszanki tlenowo-azotowe	0÷40	Normalna praca; mieszanki o zawartości tlenu większej niż w powietrzu (do 40%), stosowane w aparatach z obiegiem półzamkniętym celem zwiększenia czasu ochronnego działania aparatu i skrócenia czasu dekompresji
	40÷90	Teoretyczny możliwy zakres zastosowania z ograniczeniami takimi jak dla powietrza
Mieszanki tlenowo-helowe lub tlenowo-helowo-azotowe	60÷200 i głębiej	Normalna praca, wyłącznie nurkowie saturovani

Spawanie podwodne elektrodami otulonymi nurek-spawacz może wykonywać stosując dwie techniki przemieszczania elektrody: [49]

- techniką przeciągania,
- techniką zakosową.

Spawanie mokre elektrodami otulonymi (122) powoduje wiele problemów związanych z jakością otrzymywanych spoin. Wysoka temperatura w obszarze spawania wynikająca z jarzenia się łuku spawalniczego powoduje powstawanie atmosfery gazowej składającej się z 62-92% wodoru, 11-24% tlenku węgla, 4-6% dwutlenku węgla, tlenu, azotu, a także śladowych ilości metali w stanie gazowym. W trakcie spawania mokrego atmosfera gazowa przyjmuje postać pęcherzyków, które tworzą się bardzo szybko i izolują obszar spawania od wody, umożliwiając nieprzerwane jarzenie się łuku elektrycznego [130].

Spawanie elektrodami otulonymi (122) w środowisku wodnym charakteryzuje się następującymi czynnikami [47,131,61]:

- niestabilnie jarzący się łuk spawalniczy, który generuje nieregularny kształt spoin, wtrącenie żużla, porowatość, niedostateczne wtopienie. Ciśnienie otoczenia ma znaczący wpływ na zachowanie łuku spawalniczego, a w związku z tym na proces spawania i uzyskanie wymaganej jakości złącza. Rosnące ciśnienie otoczenia wpływa na destabilizację łuku elektrycznego powodując turbulencje w kolumnie łuku.
- duża szybkość chłodzenia powoduje wzrost twardości w obszarze strefy wpływu ciepła, niską wytrzymałość spoiny oraz powstawanie porowatości w wyniku wychwytywania pęcherzyków gazu.

- wysoka zawartość wodoru w kolumnie łuku elektrycznego, stopionym metalu rdzenia elektrody i jezioru spawalniczym powoduje pozostawanie wodoru dyfundującego w metalu spoiny i w SWC. Wysoka zawartość wodoru dyfundującego powoduje skłonność do tworzenia się pęknięć zimnych, porowatość i zmniejsza właściwości mechaniczne spoiny.
- wysoka zawartość tlenu w kolumnie łuku elektrycznego, stopionym metalu przenoszonym w łuku oraz w jezioru spawalniczym, powoduje powstawanie tlenków, zmniejszając zawartość składników stopowych i obniżając tym samym właściwości mechaniczne spoiny.
- rozpad i rozpuszczanie otuliny elektrod wpływa niekorzystnie na stabilność jarzenia się łuku i powstawanie porowatości w spoinie .
- gazy i para wodna wydzielające się w trakcie spawania powodują ograniczenie widoczności obszaru spawania, co znacznie utrudnia pracę nurka-spawacza, a w konsekwencji uzyskanie odpowiedniego złącza,
- ruchy wody ograniczają mobilność nurka-spawacza, ze względu na trudność utrzymania odpowiedniej pozycji w czasie spawania, co przekłada się na poziom jakości złącza spawanego.

Na świecie istnieje duża ilość artykułów dotyczących spawania podwodnego, w tym wiele opracowanych na Politechnice Gdańskiej przez Zespół Inżynierii Spajania. W 2017r. Jacek Tomków w swojej rozprawie doktorskiej omówił wpływ warunków podwodnych na skłonność do powstawania pęknięć zimnych w stalach o podwyższonej wytrzymałości. Wykonanie złączy próbných było trudne ze względu na przeniesienie procesu spawania pod wodę, co powodowało zmiany prędkości spawania, a co jest z tym związane różną ilość wprowadzonego ciepła. Przeprowadzone badania wykazały, że wszystkie z wykorzystanych stali o podwyższonej wytrzymałości wykazywały skłonność do pęknięć zimnych w warunkach spawania podwodnego. Dodatkowo wyniki badań uzyskanych z prób podwodnych były porównywane do prób wykonanych na powietrzu, które nie wykazały skłonności do pęknięć zimnych. W celu polepszenia spawalności stali zastosowano technikę ściągów odpuszczających (TBW). Technika ta umożliwia uzyskanie lepszych właściwości złącza przez oddziaływanie cieplne na poprzednio ułożony ścieg, co powoduje obniżenie twardości w SWC oraz ułatwia desorpcję wodoru ze stopiwa. Wyniki badań jasno ukazały, że zastosowanie ściągów odpuszczających znacząco wpływa na obniżenie twardości w SWC ściągów odpuszczanych podczas spawania mokrego. W rozprawie wykazano, że technika ściągów odpuszczających umożliwia uzyskanie złączy spawanych, które spełniają kryteria norm przedmiotowych oraz towarzystw klasyfikacyjnych, stosując dość proste zabiegi technologiczne [122].

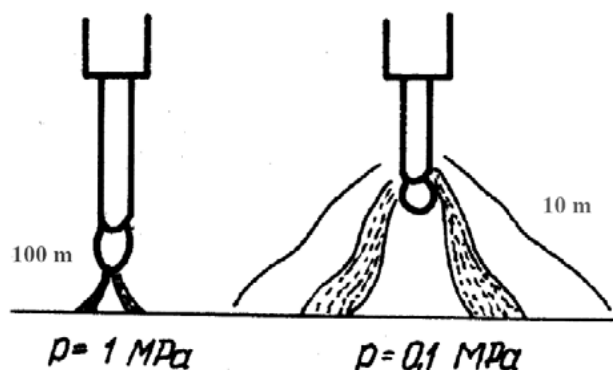
Duża szybkość chłodzenia wynikająca z intensywnego transportu ciepła pomiędzy materiałem spawanym a środowiskiem wodnym, powoduje formowanie się struktur hartowniczych zwiększających twardość w obszarze złącza spawanego. Zwykle twardość takich struktur wynosi powyżej 350 HV10 w SWC. Ponadto wysoka zawartość wodoru dyfundującego w stopiwie, która mieści się w przedziale 30-80 ml/100g, powoduje, że struktura złącza jest podatna na kruchość wodorową, co w konsekwencji zwiększa skłonność do powstawania pęknięć zimnych [130]. Mikropęknięcia wodorowe mogą powstawać w stalach o niskim równoważniku węgla  $Ce \leq 0,4\%$ . Zwiększona zawartość wodoru w spoinie jest konsekwencją podwyższonego ciśnienia cząsteczkowego wodoru w łuku elektrycznym. Głównym źródłem wodoru jest para wodna, która dysocjuje w wysokich temperaturach na wodór i tlen. Ponadto źródłem wodoru może być również otulina zastosowanych elektrod, szczególnie jeśli powłoka zawiera wilgoć lub elektroda nie została wcześniej pokryta warstwą zabezpieczającą, tj. lakierem lub parafiną [58].

W trakcie opracowywania technologii spawania podwodnego należy zwrócić uwagę na czynniki, które w istotny sposób wpływają na sposób odprowadzania ciepła ze złącza, tj.:

- zasolenie wody,
- głębokość spawania (ciśnienie na danej głębokości),
- temperaturę wody,
- grubość materiału rodzimego,
- ilość wprowadzonego ciepła,
- pozycję spawania.

Spawanie mokre w wodzie słonej przy zastosowaniu takich samych parametrów charakteryzuje się zwiększoną prędkością stygnięcia złącza w porównaniu do prędkości stygnięcia w wodzie słodkiej [58-60]. Współczynnik wymiany ciepła w trakcie spawania podwodnego może być 100 krotnie większy niż podczas spawania na powietrzu, co tłumaczy intensywną wymianę ciepła między materiałem rodzimym, a otaczającym środowiskiem wodnym. Prędkość stygnięcia złączy wykonanych w środowisku wodnym jest 10-15 krotnie większa niż przy spawaniu na powietrzu.

Wzrost głębokości, a zatem zwiększenie ciśnienia panującego otoczenia powoduje mniejszą prędkość spawania wynikającą z mniejszej prędkości stapania się elektrody w łuku elektrycznym przy zachowaniu tej samej wartości natężenia prądu. Powoduje to zawężenie łuku elektrycznego i zwiększenie energii liniowej, co w efekcie prowadzi do zmniejszenia prędkości stygnięcia złącza [61,130]. Zwiększenie głębokości spawania, powoduje powstanie zjawiska zawężania łuku spawalniczego. Wysokie ciśnienie panujące na dużych głębokościach wpływa niekorzystnie na geometrię złącza. Koncentracja łuku spawalniczego powoduje zwiększenie jego temperatury i temperatury jeziora spawalniczego, co w konsekwencji wywołuje niestabilność jarzenia się łuku. Efektem zawężonego łuku elektrycznego jest formowanie się spoiny o charakterystycznej geometrii tj. dużej głębokości wtopienia, małej szerokości spoiny oraz małym i nierównomiernym nadlewem [16,17]. Wpływ głębokości spawania na zachowanie łuku elektrycznego przedstawiono na rys. 3.

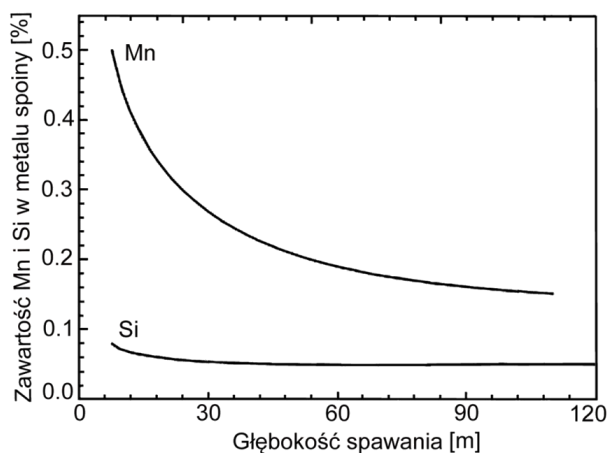


Rys. 3. Wpływ ciśnienia wody na zachowanie łuku elektrycznego [93]

Procesy utleniające są coraz intensywniejsze w miarę wzrostu ciśnienia, a zatem zawartość S i Mn będzie malała, natomiast zawartość węgla w spoinie będzie rosła. Wynika to z faktu ograniczenia możliwości powstawania tlenku węgla (CO). Warstwa tlenków tworzących się na powierzchni jeziora spawalniczego formuje barierę dla absorpcji wodoru. Spowodowane jest to tym, że zawartość wodoru w jeziorce spawalniczym ściśle zależy od ilości rozpuszczonego w nim tlenu, co przedstawiono w zależności:

$$[H] \times [O] = \text{const.} \quad (1)$$

Na rysunku 4 przedstawiono zależność głębokości spawania do zawartości pierwiastków w metalu spoiny.

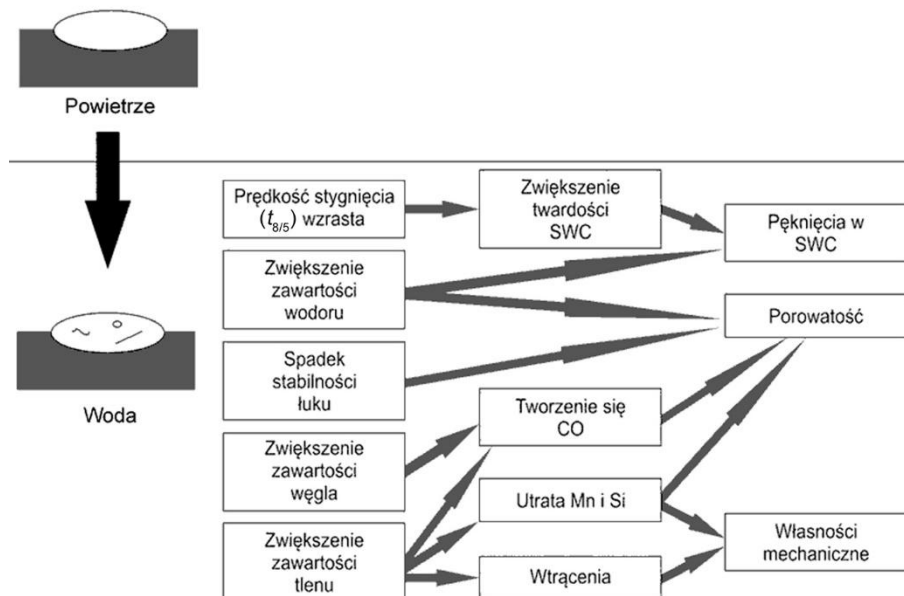


Rys. 4. Wpływ głębokości spawania na zawartość Mn i Si w spoinie [63]

Obniżenie temperatury wody powoduje zwiększenie gradientu temperatury pomiędzy środowiskiem wodnym a elementami spawanymi, zwiększając tym samym chłodzące oddziaływanie wody.

Zwiększenie ilości wprowadzonego ciepła w środowisku wodnym, analogicznie jak w procesie spawania na powietrzu, zmniejsza szybkość chłodzenia złącza i wydłuża czas  $t_{8/5}$  oraz  $t_{5/3}$ .

Wymienione czynniki wpływają niekorzystnie na możliwość uzyskania w środowisku wodnym złącza wolnego od wad i niezgodności spawalniczych. Skutki przeniesienia procesu spawania pod wodę przedstawiono schematycznie na rys. 5



Rys. 5. Skutki przeniesienia procesu spawania pod wodą [62]

Do spawania często wykorzystywane są elektrody rutowe, które charakteryzują się łatwością zainicjowania i dobrą elastycznością łuku spawalniczego. Powierzchnię elektrod pokrywa się parafiną lub lakierami, aby ograniczyć możliwość ich zawilgocenia. Skutecznym sposobem zapobiegania pobieraniu przez otulinę elektrod wilgoci jest suszenie ich w temperaturze 350°C i przechowywanie ich w specjalnych termosach w atmosferze helu pod wysokim ciśnieniem w temperaturze 70°C [26].

W praktyce do spawania pod wodą wykorzystywane są również elektrody austenityczne, jednak ich zastosowanie ogranicza się do wykonywania spoin szczepnych lub



punktowych. Związane jest to z faktem, iż w trakcie spawania tego typu elektrodami, nieosłonięty rdzeń elektrody stapiając się i przechodząc do jeziora zostaje zakryty przez otulinę. Powoduje to wygaszenie łuku elektrycznego i utworzenie spoiny punktowej. Zastosowanie elektrod o wysokiej zawartości niklu zwiększa skłonność do powstawania pęknięć gorących w spoinach. Obecnie prowadzone są prace nad modyfikacją otulin elektrod. Ich głównym celem tych prac jest umożliwienie jarzenia się stabilnego i ciągłego łuku spawalniczego, co pomoże w uzyskaniu złączy o ograniczonej porowatości [96,123].

Pomimo różnych trudności, z jakimi należy się liczyć w trakcie spawania mokrego elektrodami otulonymi, proces ten jest najtańszy i najszybszy spośród wszystkich metod spawania pod wodą. Wynika to m.in. z faktu, że nurek-spawacz nie ma ograniczonych ruchów pod wodą przez dodatkowe oprzyrządowanie [7]. Obecnie prowadzone w szerokim zakresie badania procesu spawania mokrego elektrodami otulonymi różnych gatunków materiałów, udowadniają, że można uzyskać złącza o dobrych właściwościach mechanicznych nawet na głębokościach 100 m [9].

## **2.2. Spawanie suche**

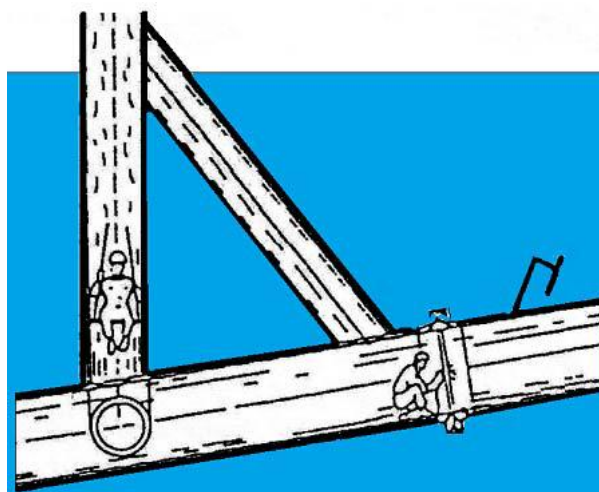
Spawanie suche jest procesem wykonywanym w środowisku wodnym przy odizolowaniu obszaru roboczego spawania, nurka-spawacza oraz sprzętu spawalniczego od dostępu wody. Odseparowanie procesu spawania od wody jest możliwe, m.in. dzięki wykorzystaniu specjalistycznych komór, zwanych również habitatami suchymi. Służą one nurkom-spawaczom nie tylko za miejsce pracy, ale również za przestrzeń życiową przez długie tygodnie pobytu pod wodą. Personel spawalniczy, który wykonuje pracę w habitatach suchych musi spełniać rygorystyczne kryteria i posiadać najwyższe uprawnienia nurkowe, tj. nurka klasy I lub wyższe, czyli nurka saturowanego. Restrykcyjne wymagania zdrowotne wobec nurków spowodowane są faktem, iż im większa głębokość tym większy wpływ ciśnienia hydrostatycznego na organizm ludzki. Przyrost ciśnienia hydrostatycznego w wodzie w funkcji głębokości jest stały i determinowany nieściśliwością cieczy [98]. Organizm nurka zawodowego wystawiony jest na oddziaływanie szeregu czynników związanych ze środowiskiem wodnym, czynników wtórnych wynikających z użytkowania sprzętu nurkowego i mikroklimatu wytwarzanego przez ten sprzęt, a także czynników psychicznych mających znaczący wpływ na funkcjonowanie organizmu [2, 96].

Spawanie suche wymaga wykorzystania znacznie większych nakładów finansowych i czasowych w porównaniu do spawania mokrego. Skonstruowanie odpowiedniej komory, przetransportowanie jej do obszaru roboczego, zatrudnienie odpowiednio wykwalifikowanego personelu jest poważnym przedsięwzięciem logistycznym. Proces spawania wykonywany w komorach suchych można podzielić na [7,38,39]:

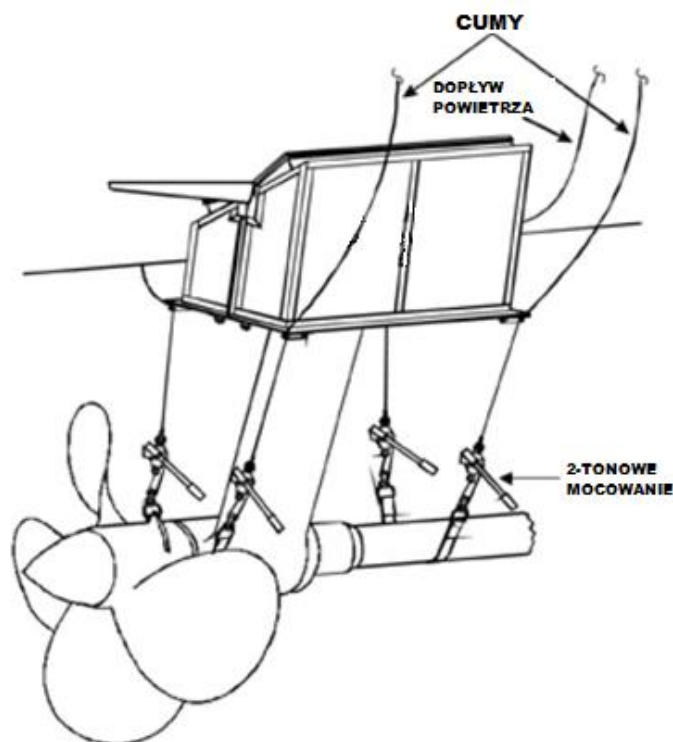
- spawanie izobaryczne
  - w koferdamach
  - w kesonach przy ciśnieniu atmosferycznym
- spawanie hiperbaryczne suche
  - w habitatach
  - w mini habitatach

Spawanie izobaryczne prowadzone jest w specjalnych komorach umocowanych szczelnie do naprawianej konstrukcji skutecznie odizolowując obszar roboczy spawania od dostępu wody. Cechą charakterystyczną tego procesu jest wykonywanie go w warunkach ciśnienia identycznego do wartości ciśnienia atmosferycznego, rys. 6. Do przeprowadzenia procesu spawania izobarycznego wykorzystuje się komory zwane koferdamami szczelnie zamykanymi z każdej ze stron wokół elementu naprawianego. Istnieją również koferdamy hermetycznie przytwierdzone do kadłuba statku lub z otwieranym włazem wystającym ponad powierzchnię wody, rys. 7. Komory całkowicie zanurzone pod lustrem wody zasilane są w

powietrze specjalnymi przewodami, a ciśnienie wewnątrz niego, odpowiadające 1 atmosferze regulowane jest poprzez specjalną aparaturę [78,126]. Nurek-spawacz znajduje się wewnątrz habitatu w środowisku odizolowanym od wody i wysokiej wilgotności, gdzie następnie wykonuje procesy naprawcze uszkodzonego obiektu. Konstrukcja i wytrzymałość komór powoduje, że proces spawania w warunkach izobarycznych wykonywany jest na niewielkich głębokościach, najczęściej w trakcie prac remontowych obiektów pływających bez możliwości ich zadokowania [34]. Spawanie izobaryczne należy do najbardziej kosztownych procesów spośród wszystkich metod spawania pod wodą, ponieważ habitaty muszą wytrzymać różnicę ciśnienia wewnątrz nich a otaczającą je wodą. Złącza wykonane w procesie spawania izobarycznego praktycznie nie różnią się od tych wykonanych na powietrzu. Wyjątek stanowi możliwość powstania podhartowań w SWC w wyniku zmian temperatury wynikających z warunków spawania.



Rys. 6. Zasada spawania izobarycznego w warunkach podwodnych [59]



Rys. 7. Przykład zastosowania habitatu suchego w spawaniu izobarycznym [78]

Proces spawania hiperbarycznego suchego polega na odizolowaniu obiektu spawanego od dostępu wody poprzez zamontowanie specjalnie skonstruowanej komory, z której woda

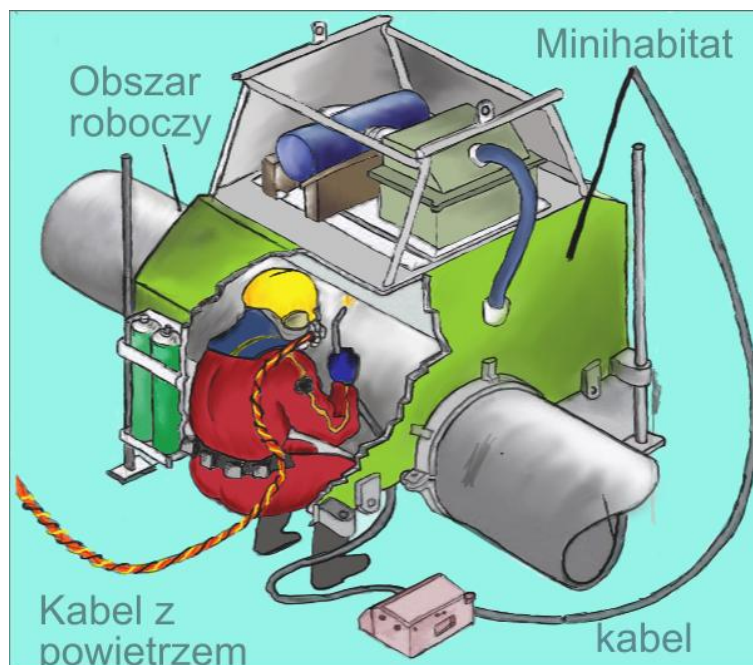
usuwana jest poprzez wtłoczenie mieszaniny gazów, przy czym ciśnienie panujące wewnątrz komory równe jest ciśnieniu otaczającej wody. Gazy wypełniające habitat składają się zwykle z helu i dodatku 0,3-0,5 bar O<sub>2</sub>, które tworzą mieszaninę oddechową dla nurka [113]. Dodatkowo atmosfera wytworzona w habitacie charakteryzuje się wysoką wilgotnością. Komory suche zazwyczaj zaprojektowane są z otwartym dnem, które służy za wąż rewizyjny umożliwiający dostęp nurkowi-spawaczowi do obszaru roboczego spawania. W habitatach hiperbarycznych umieszczonych na dużych głębokościach, nurkowie najwyższej klasy, tj. nurkowie saturovani przebywają przez długie tygodnie. W związku z tym oprócz standardowego miejsca pracy, habitaty posiadają zaprojektowane osobne pomieszczenie służące jako pomieszczenia socjalne [123].

W praktyce zastosowanie mają również mini-habitaty suche, które odseparowują od wody tylko obszar roboczy spawania. Nurek-spawacz w takim przypadku znajduje się w wodzie w całości, wkładając ręce i uchwyt spawalniczy wraz z elektrodą do komory, obserwując łuk dzięki specjalnie zaprojektowanym wizjerom. Częściej projektowane są natomiast mini-habitaty, w których nurek-spawacz jest częściowo wynurzony, co umożliwia mu pełną kontrolę nad wykonywaną pracą [72,77].

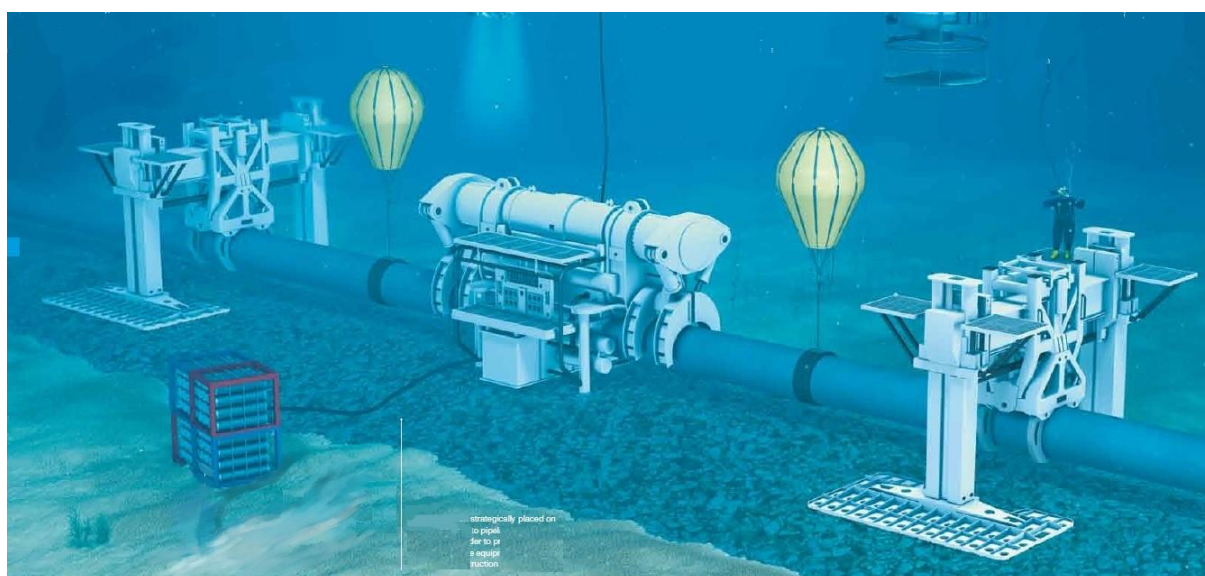
Spawanie hiperbaryczne suche posiada szereg niewątpliwych zalet, do których można zaliczyć, m.in. [49]:

- możliwość przygotowania krawędzi łączonych elementów, ponieważ w komorze znajdują się urządzenia i narzędzia do szlifowania, cięcia i ukosowania brzegów.
- w warunkach spawania suchego możliwe jest wykonanie obróbki cieplnej zarówno przed jak i po spawaniu.
- w habitatach suchych istnieje możliwość wykonania przez nurka-spawacza badań nieniszczących, do których należą badania radiograficzne (RT), magnetyczno-proszkowe (MT) oraz ultradźwiękowe (UT). Nurek wykonujący dane badania musi przejść uprzednio szkolenie i uzyskać odpowiedni certyfikat.
- możliwość kontroli na każdym etapie wykonywanych czynności nurka-spawacza przez personel spawalniczy z powierzchni przy zastosowaniu kamer i mikrofonów.
- spawanie suche wykonywane jest w kontrolowanej atmosferze gazu wypełniającego komorę oraz możliwe jest lepsze oświetlenie obszaru roboczego spawania.

Proces spawania suchego umożliwia wykonanie spoin wysokiej jakości, które zgodnie ze standardem AWS D3.6M należących do klasy A dla złączy spełniających surowe kryteria dla konstrukcji odpowiedzialnych. Spawanie hiperbaryczne jest dotychczas ograniczone ze względu na głębokość do ok. 500 m [106]. Wynika to z niekorzystnego wpływu ciśnienia na łuk spawalniczy i procesy metalurgiczne zachodzące w jeziorku spawalniczym, a także na fizyczne możliwości człowieka. Na rys. 8 przedstawiono zastosowanie i wygląd mini-habitatu suchego z otwartym dnem. Należy nadmienić, że powstające w trakcie spawania gazy i dymy mogą tworzyć z otaczającą mieszaniną oddechową, składającą się głównie z helu, mieszaninę wybuchową i szkodliwą dla układu oddechowego. Ciśnienie panujące na danej głębokości dodatkowo sprzyja powstawaniu tego typu związków [2,71,103]. Na rys. 9 przedstawiono sposób montażu rurociągów pod wodą [84].



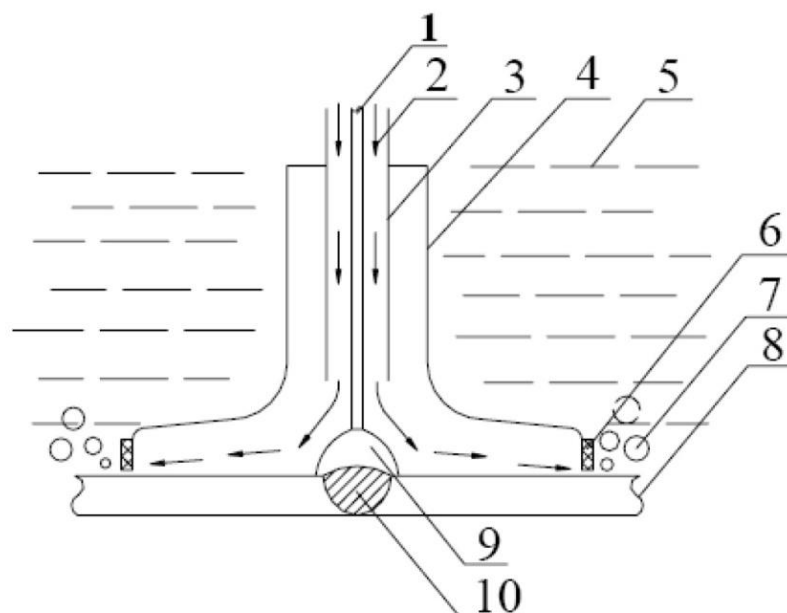
Rys. 8. Spawanie suche hiperbaryczne w mini-habitacie [3]



Rys. 9. Sposób montażu rurociągów pod wodą [84]

### 2.3. Spawanie metodą lokalnej komory suchej

Spawanie metodą lokalnej komory suchej (LKS) polega na miejscowym odizolowaniu obszaru roboczego spawania od dostępu wody przez zastosowanie komory o małej objętości przymocowanej bezpośrednio do uchwytu spawalniczego lub bezpośrednio na powierzchni elementu spawanego. Odseparowanie łuku elektrycznego i jeziora spawalniczego od wody jest możliwe dzięki przepuszczeniu przez komorę gazu osłonowego, który wypiera wodę i parę wodną z obszaru spawania, dodatkowo osłaniając go przed szkodliwymi czynnikami środowiska, rys. 10. Spawanie z zastosowaniem lokalnej komory suchej można zakwalifikować jako metodę pośrednią pomiędzy spawaniem mokrym a suchym [63,66,101].



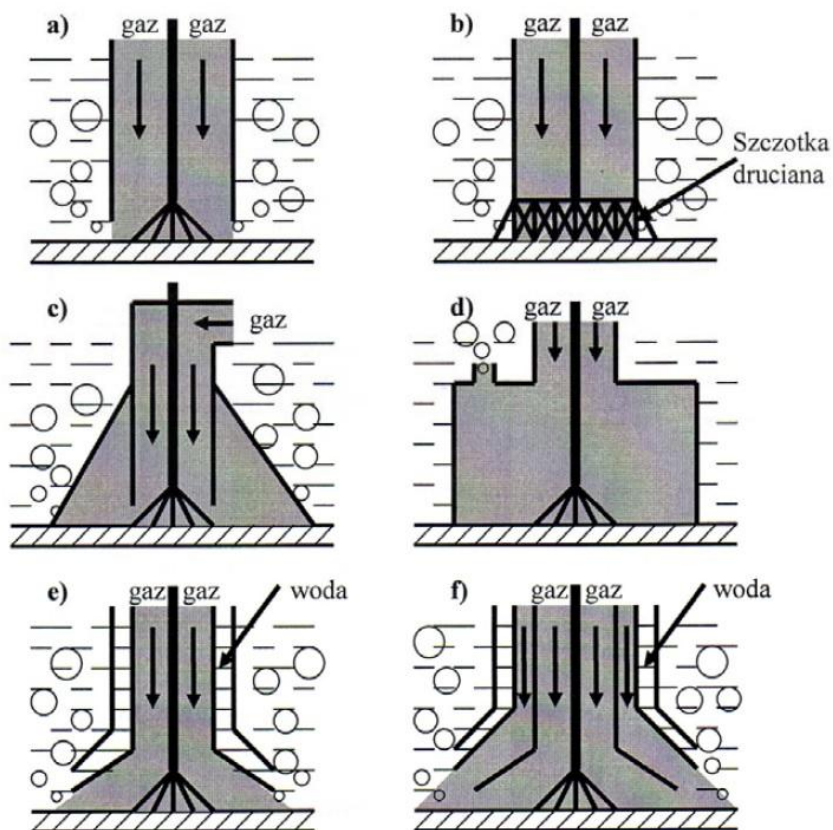
Rys. 10. Schemat procesu spawania metodą lokalnej komory suchej: 1- drut elektrodowy, 2- gaz osłonowy, 3- dysza gazowa/ końcówka prądowa, 4- komora sucha, 5- woda, 6- uszczelka, 7- pęcherzyki gazowe, 8- materiał rodzimy, 9- łuk elektryczny, 10- spoina [105]

Spawanie z zastosowaniem lokalnej komory suchej może być realizowane różnymi procesami spawalniczymi, tj. MIG/MAG, TIG, MMA, PAW lub LBW. Do najczęściej stosowanych metod spawania zalicza się MIG/MAG (proces 131/135). Niewątpliwą zaletą spawania metodą lokalnej komory suchej jest możliwość zrobotyzowania procesu i prowadzenia go na głębokościach powyżej 100 m, gdzie spawanie metodą moką nie znajduje zastosowania. Wzrost głębokości spawania, a tym samym ciśnienia w obszarze łuku może powodować zmiany w metalurgii jeziora spawalniczego a także sprawia trudności w stabilności łuku.

Ponadto czas stygnięcia  $t_{8/5}$  złącza wykonanego metodą lokalnej komory suchej jest dłuższy niż dla procesów prowadzonych w warunkach mokrych. Należy jednak wspomnieć, że czas ten jest wydłużony tylko w obszarze roboczym wyznaczonym przez lokalną komorę. Przesunięcie jej w procesie spawania z utworzonej spoiny powoduje natychmiastowe zwiększenie szybkości chłodzenia. Koszty związane z zastosowaniem procesów spawania lokalną komorą suchą są dużo niższe w porównaniu do spawania w habitach suchych izobarycznych i hiperbarycznych. Spawanie, metodą lokalnej komory suchej umożliwia uzyskanie złączy wolnych od niezgodności spawalniczych, które mogłyby dyskwalifikować je z dalszej eksploatacji. Dodatkowo, zastosowanie gazów osłonowych i miejscowe osuszenie obszaru spawania powoduje zmniejszenie zawartości wodoru dyfundującego co ogranicza skłonność do formowania się pęknięć zimnych w porównaniu do spawania mokrego [32,36,73].

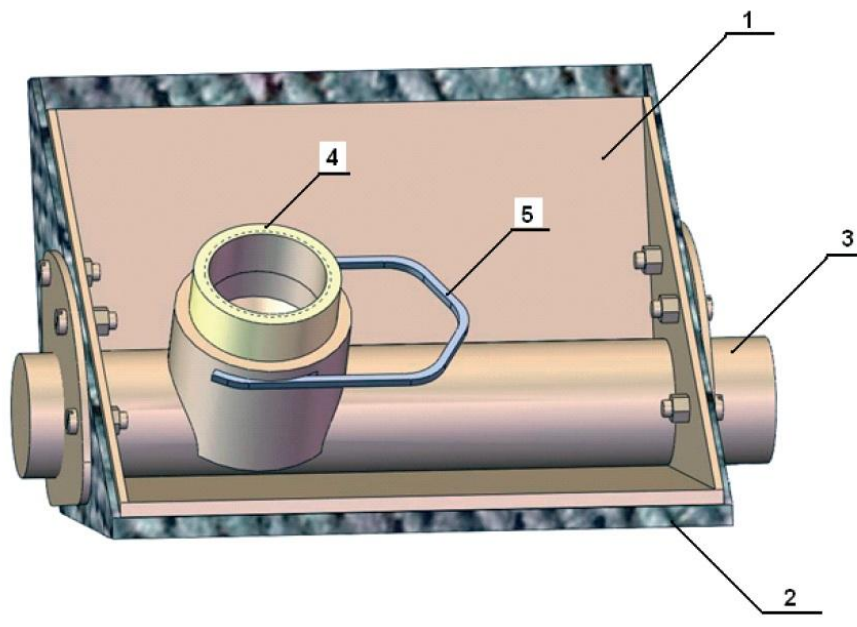
Spawanie metodą lokalnej komory suchej przez ograniczenia konstrukcyjne uniemożliwia obserwację łuku spawalniczego, a także całego obszaru spawania. Konsekwencją tego czynnika może być obniżenie jakości uzyskiwanych złączy, ponieważ nurek-spawacz nie jest w stanie odpowiednio zareagować, gdy miejsce spawania jest niedostatecznie osuszone [83,104].

Konstrukcja zastosowanej głowicy determinuje pozycję spawania i rodzaj wykonywanego złącza. Możliwe jest uzyskiwanie złączy doczołowych i teowych. Przykładowe schematy konstrukcyjne głowic do spawania MLKS przedstawiono na rys. 11.



Rys. 11. Schemat ideowych rozwiązań konstrukcyjnych głowic do spawania metodą LKS [102]

Przykład lokalnej komory suchej do wykonania spoin pachwinowych zaprojektowanej w Zespole Inżynierii Spajania na Politechnice Gdańskiej przedstawiono na rys. 12.



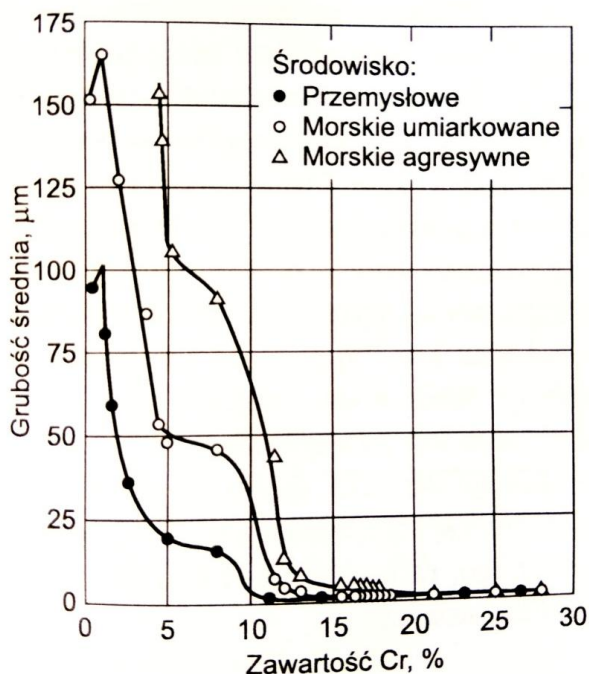
Rys. 12. Lokalna komora sucha do wykonywania złączy teowych ze spoinami pachwinowymi: 1- korpus, 2- uszczelka, 3- odprowadzenie gazu, 4- tuleja gwintowana, 5- zacisk mocujący (patent PL 16 16 63 B1) [36]

### 3. STALE ODPORNE NA KOROZJĘ

Metale należą do grupy materiałów, które odznaczają się relatywnie wysokimi właściwościami mechanicznymi. Często właściwości tych materiałów mogą być podwyższone nie tylko w procesach obróbki cieplnej i mechanicznej, ale również na etapie procesu wytapiania poprzez wprowadzanie dodatków stopowych. Umożliwia to uzyskanie stopów o wymaganych właściwościach [52,114].

Powszechnie w nowoczesnych silnie rozwijających się gałęziach przemysłu, tj. energetyce cieplnej zarówno klasycznej i jądrowej, technice raketowej, petrochemii, chemii, itp. wykorzystuje się stale specjalne. Do tej grupy zalicza się, m.in. stale odporne na korozję. Stalami odpornymi na korozję nazywa się te, które można wykorzystać bez dodatkowych zabiegów ochronnych w konstrukcjach narażonych na pracę w środowisku agresywnym. Skala odporności na korozję materiału jest zależna od składu chemicznego, struktury materiału oraz rodzaju środowiska w jakim będzie eksploatowany [11, 114].

Stale odporne na korozję są materiałami, których skład chemiczny umożliwia w obecności tlenu tworzenie się na powierzchni metalu szczelnej i niewidocznej warstewki tlenków chromu, nazywanej warstwą pasywną. Powłoka ta oddziela metal od otoczenia chroniąc go przed utlenianiem i tworzeniem produktów korozji, co powoduje zwiększenie trwałości materiału [12,13,95,114]. Na rys. 13 przedstawiono wpływ zawartości % Cr w stali o strukturze ferrytycznej na odporność korozyjną w różnych środowiskach.



Rys. 13. Wpływ zawartości Cr w stali ferrytycznej na odporność korozyjną w środowisku przemysłowym oraz morskim agresywnym i morskim umiarkowanym [50]

#### 3.1. Klasyfikacja i rozwój stali odpornych na korozję

Stale odporne na korozję można podzielić biorąc pod uwagę różne kryteria. Przyjmując odporność na korozję można wyróżnić [10]:

- stale trudno rdzewiejące,
- stale odporne na korozję,
- stale żarowytrzymałe,
- stale żaroodporne.

Odnosząc się do struktury, stale odporne na korozję można podzielić na [12-13]:

- austenityczne,
- ferrytyczne,
- ferrytyczno-austenityczne,
- martenzytyczne,
- martenzytyczne utwardzane wydzieleniowo.

Stale odporne na korozję można również usystematyzować uwzględniając ich skład chemiczny i umożliwiając podział na [54]:

- chromowo - niklowe,
- chromowo - niklowo - manganowe,
- wysokochromowe.

Na etapie projektowania konstrukcji należy wziąć pod uwagę różnorodne czynniki wpływające na bezpieczeństwo i jak najdłuższy czas jej eksploatacji. Wybór odpowiedniego gatunku stali odpornej na korozję nie należy do prostych, ale wiedza o rodzaju agresywnego środowiska pracy instalacji może ułatwić ten proces [10].

Stale chromowo - niklowe oraz chromowo - niklowo - manganowe najczęściej posiadają strukturę austenityczną. Wykazują odporność głównie na korozję elektrochemiczną, często w bezpośrednim kontakcie z kwasami nieorganicznymi i organicznymi, związkami azotu, roztworów soli i środków spożywczych o agresywnym działaniu.

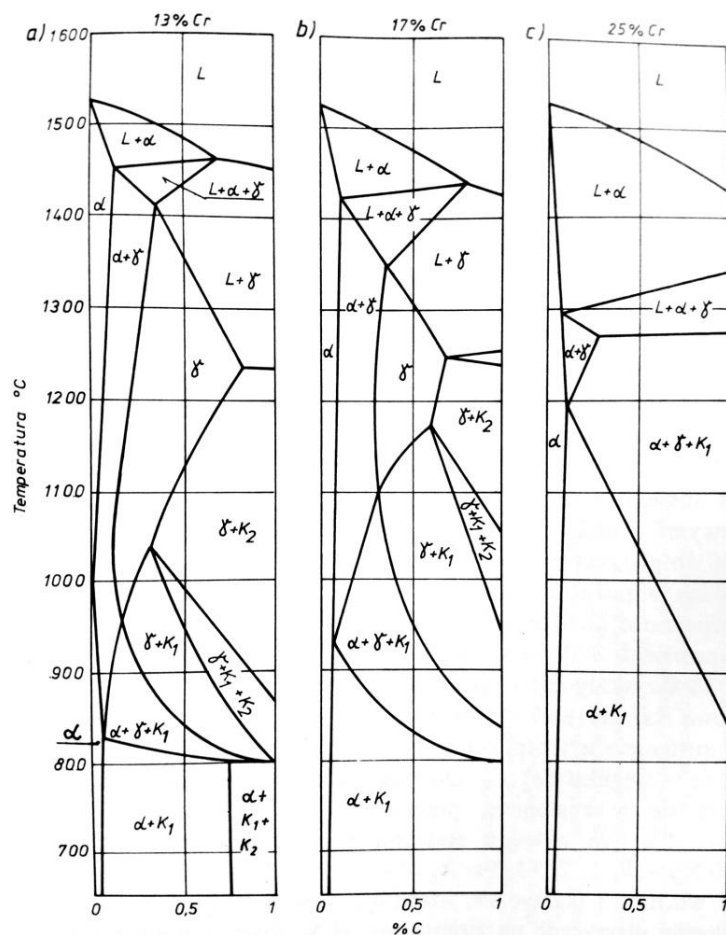
Stale o wysokiej zawartości chromu, posiadające strukturę ferrytyczną, ferrytyczno - martenzytyczną lub martenzytyczną, są głównie odporne na korozję chemiczną. Materiały te wykazują odporność na utlenianie w atmosferze powietrza, wody naturalnej, a także pary wodnej w warunkach niskiej lub podwyższonej temperatury. Dodatkowo stale takie odporne są na działanie zimnych roztworów alkalicznych, alkoholi, słabych kwasów i niektórych soli. Zaletą tych stali jest również odporność korozyjna w długotrwałym kontakcie z ropą naftową i jej oparami, paliwami, olejami, a nawet artykułami spożywczymi.

Nikiel będąc w stężeniu 9% w powiązaniu z ok. 18% chromu zapewnia trwałość struktury austenitycznej, co jest przyczyną zwiększenia żarowytrzymałości stali [66]. Przez żaroodporność stali rozumie się jej odporność na działanie gazów utleniających w wysokiej temperaturze, wyższej niż 550°C i zależy ona od skłonności do tworzenia dobrze przylegającej i zwartej warstwy pasywnej. Do gazów tworzących niekorzystne środowisko pracy można zaliczyć spaliny, które zwykle zawierają CO<sub>2</sub> i CO, azot, parę wodną, związki siarki, a nawet bardzo niewielkie cząsteczki ciał stałych. Żarowytrzymałość stali jest to zdolność materiału do przenoszenia naprężeń mechanicznych, tj. odporności na pełzanie w wysokiej temperaturze, powyżej 550°C. Żarowytrzymałość stali może zostać zwiększona, m.in. przez utwardzanie wydzieleniowe, a także przez umocnienie w wyniku zgniotu. Siła reakcji chemicznych środowiska eksploatacji rośnie wraz ze wzrostem temperatury. Wszystkie elementy konstrukcyjne przenoszą obciążenia, choć niektóre z nich są niewielkie, dlatego w zastosowaniach wysokotemperaturowych należy brać pod uwagę zarówno żaroodporność, jak i żarowytrzymałość stali [13,103,114].

### **3.2. Stale ferrytyczne**

Stale chromowe o bardzo małej zawartości C  $\leq 0,08\%$  mają strukturę czysto ferrytyczną. Przekrój stężeniowy wykresu równowagi Fe-Cr-C przy stałej zawartości chromu w stalach nierdzewnych przedstawiono na rys. 14. Wynika z niego, że przedział występowania ferrytu stopowego silnie zależy od ilości C i Cr. Zawartość chromu w stalach ferrytycznych zazwyczaj zawiera się w przedziale 10,5-30%. Stale chromowe ferrytyczne nie przechodzą przemian strukturalnych od temperatury krzepnięcia aż do osiągnięcia temperatury otoczenia. W związku z tym stale te nie ulegają zjawisku hartowania i nie mogą być w ten sposób umacniane [12].





Rys. 14. Przekroje stężeniowe wykresu równowagi Fe-Cr-C od strony żelaza, przy stałej zawartości chromu: a) 13 %Cr, b) 17 %Cr, c) 25 %Cr [40]

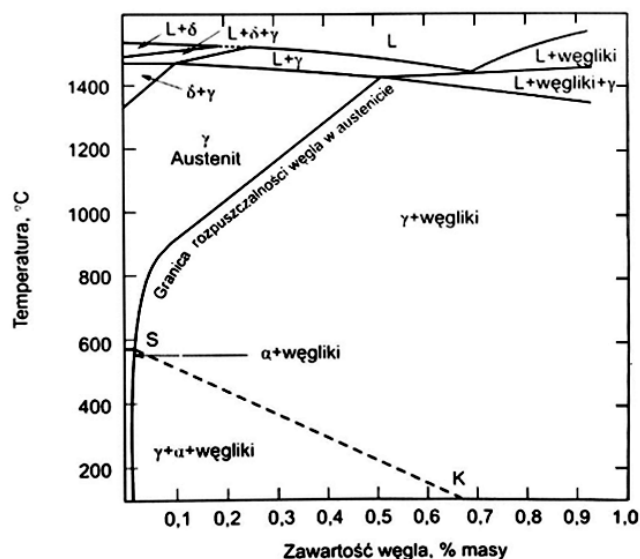
Uzyskanie określonych właściwości jest możliwe poprzez wprowadzenie do niektórych gatunków stali na etapie wytwarzania pierwiastków stopowych takich jak Mo, Si, Nb, Cu, Ti, itp. Nb, Cu i Ti jako dodatki stopowe powodują zwiększenie wytrzymałości i plastyczności stali. Natomiast wprowadzenie S i Se wpływa na poprawę skrawalności. Najważniejszym kryterium w projektowaniu dobrych właściwości plastycznych stali ferrytycznych jest drobnoziarnista struktura [15,54].

Stale o strukturze ferrytycznej są magnetyczne, a w porównaniu do stali austenitycznych mają niższą wytrzymałość na rozciąganie w wysokiej temperaturze. Wpływ odkształcenia plastycznego na umocnienie tych stali jest niewielki, a ponowne odkształcenie na zimno powoduje obniżenie ciągliwości. Stale ferrytyczne z uwagi na strukturę krystaliczną RPC, wykazują średnią wartość wytrzymałości na rozciąganie, tj.  $R_m \leq 600$  MPa, a także charakteryzują się umiarkowaną ciągliwością. Stale chromowe wykazują największą odporność na korozję i ciągliwość w stanie wyżarzonym w ok. 800°C [92].

Ciągły rozwój stali o strukturze ferrytycznej umożliwił wytworzenie stali o zawartości 19÷30% Cr nazywanych stalami superferrytycznymi. Stopy te wykazują wysoką odporność na korozję zlokalizowaną, tj. wżerową, szczelinową, a także pękanie naprężeniowo-korozyjne. Zastosowanie tych stali jest ograniczone grubością, ponieważ przy dużych przekrojach charakteryzują się niską udamnością. Szerokie zainteresowanie stalami ferrytycznymi wynika z faktu, że są tańsze od stali austenitycznych. Dodatkowo, stale ferrytyczne nie są wrażliwe na korozję naprężeniową. Poważną wadą tych stali jest wysoka temperatura przejścia w stan kruchy, która rośnie wraz ze wzrostem zawartości Cr, grubości materiału, wielkością ziarna w strukturze, zawartością C i N, a także obecnością faz międzymetalicznych [15,25,92].

### 3.3. Stale austenityczne

Stale austenityczne należą do stopów jednofazowych, które zwykle zawierają od 16-25% Cr, a wprowadzenie do nich Mn, N, a przede wszystkim co najmniej 9% Ni powoduje uzyskanie struktury austenitycznej w pełnym zakresie temperatury. Zwykle podczas odkształcania w niskiej temperaturze w niektórych stalach austenitycznych następuje przemiana martenzytyczna. Stale chromowo-niklowe mogą zawierać dodatki stopowe w postaci Cu, Mo, Al, Si, Nb oraz Ti. Wysoka zawartość pierwiastków stopowych, tj. 18÷26% Ni, 20÷26% Cr, 5÷7% Mo, 0,5÷4% Cu, 0,1÷0,3% N i maksymalnie 0,035% C umożliwia wytwarzanie stali nazywanych stalami superaustenitycznymi. Wprowadzenie dodatków takich jak S i Se poprawia skrawalność [37]. Do pierwiastków silnie austenitotwórczych należy węgiel. Obniżenie jego zawartości w stali wymaga odpowiedniego zwiększenia zawartości Ni [12,54]. Na rysunku 15 przedstawiono przykład wpływu stężenia węgla na strukturę podstawowej stali chromowo-niklowej.



Rys. 15. Wpływ węgla na strukturę stali o stężeniu 18% Cr i 8% Ni [19]

Stale austenityczne charakteryzują się strukturą krystaliczną RSC i nie są magnetyczne. W niskiej temperaturze nie przechodzą w stan kruchy, dzięki czemu cechują się bardzo dużą udurością. Ponadto, nie poddają się procesowi hartowania. Niska granica plastyczności stali austenitycznych wynika ze struktury jednofazowej. Charakteryzują się możliwością umocnienia przez odkształcenie na zimno, roztworowego, a także wydzieleniowego [116]. Stale chromowo-niklowe o strukturze austenitycznej w porównaniu ze stalami ferrytycznymi odpornymi na korozję mają lepsze właściwości mechaniczne, cechują się wysoką odpornością na korozję i małą skłonnością do rozrostu ziarn austenitu [13,25]. Ponadto cechuje je dobra spawalność, formowalność i ciągliwość. Odporne są na działanie większości kwasów, m.in. kwasu solnego, siarkowego, itp. W celu uzyskania jednofazowej struktury austenitycznej wolnej od węglików stal chromowo-niklową poddaje się procesowi przesycania, tj. nagrzania jej do wysokiej temperatury, która zależy od gatunku stali (przedział 1000-1150°C) i szybkiego chłodzenia, co prowadzi do rozpuszczenia w niej węglika chromu  $Cr_{23}C_6$ . Jednocześnie należy pamiętać, że ponowne nagrzanie jej powyżej temp. 500°C, wynikającej z warunków pracy elementu lub w wyniku procesu spawania, powoduje zarodkowanie i rozrastanie się węglika chromu na granicy ziarn. Formujący się na granicach węglik  $Cr_{23}C_6$  jest główną przyczyną powstawania korozji międzykrystalicznej i obniżenia właściwości plastycznych stali [8,25].

Największą wadą stali chromowo-niklowych o strukturze austenitycznej jest ich wysoka cena generowana dodatkiem drogiego Ni. Obecnie możliwe jest częściowe zastąpienie

deficytowego Ni poprzez dodatek Mn lub N co pozwala na uzyskiwanie tańszych gatunków stali austenitycznych o nieznacznie zwiększonej wytrzymałości na rozciąganie [54].

### 3.4. Stale ferrytyczno-austenityczne (dupleks)

Obecnie coraz szersze zainteresowanie skupia się na możliwości zastępowania klasycznych stali jednofazowych austenitycznych i ferrytycznych odpornych na korozję. Dobrą alternatywę do wykorzystywania w konstrukcjach stalowych stanowią stale o strukturze dwufazowej, których koszt produkcji jest niższy z uwagi na zmniejszoną zawartość deficytowego Ni. Ponadto stale ferrytyczno-austenityczne łączą najkorzystniejsze właściwości austenitycznych stali chromowo-niklowych i ferrytycznych stali chromowych [84,92]. Decydujący wpływ na odporność korozyjną ma obecność chromu, który zwiększa zdolność stali do pasywacji. Proces ten polega na samoistnym pokrywaniu się powierzchni metalu bardzo cienką warstwą tlenków, tj. 2-3mm, która oddziela metal od otoczenia. Zatem wzrost zawartości chromu w stali powoduje wzrost pasywacji, a w następstwie wzrost odporności korozyjnej [63]. Pierwszy patent stali duplex zarejestrowano w 1936 r. we Francji [68,69]. Przełom lat 60.-70. XX wieku miał znaczący wpływ na kontrolę jakości wytwarzanej stali, dzięki ciągłemu rozwojowi i udoskonalaniu procesów produkcyjnych. Coraz większa świadomość inżynierów spowodowała, że stal duplex zyskiwała coraz większą popularność.

Uzyskanie stali odpornych na korozję o niskiej zawartości węgla, wysokiej czystości metalurgicznej, odpowiednim składzie chemicznym, m.in. kontroli ilości azotu zaczęło być możliwe w wyniku wprowadzenia dodatkowych zabiegów w trakcie procesu produkcji, tj. AOD (proces odwęglania argonowo-tlenowego) i VOD (proces odwęglania próżniowo-tlenowego) [92].

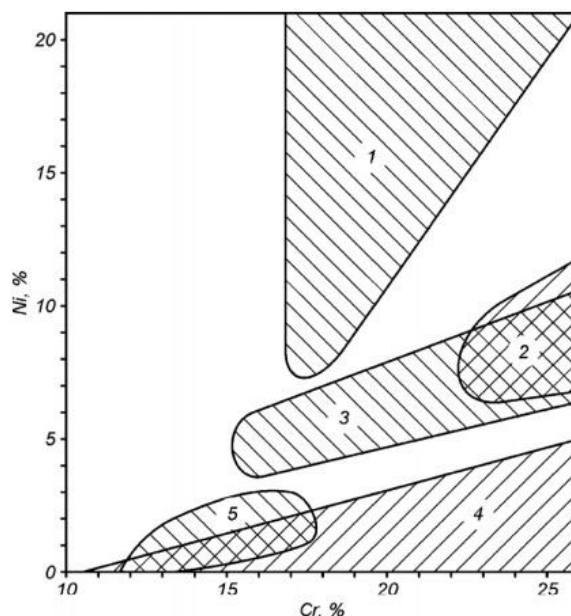
Stale ferrytyczno-austenityczne odporne na korozję można podzielić na cztery grupy [85]:

- lean duplex, charakteryzują się najniższą odpornością korozyjną i dobrą spawalnością,
- standard duplex, najczęściej stosowane stale dwufazowe, mają wyższą odporność na korozję w stosunku do stali lean duplex,
- superduplex, cechują się wysoką zawartością chromu, ok. 25%, większym stężeniem Mo i N, mają wysoką odporność na korozję.
- hyperduplex, charakteryzują się najwyższą odpornością korozyjną spośród wszystkich stali duplex.

Stale duplex mają wyraźnie wyższe właściwości mechaniczne w porównaniu do klasycznych stali austenitycznych. Wyraźną wadą stali dwufazowych jest skłonność do kruchości po wyżarzaniu w zakresie temperatur 280-520°C lub względnie 610-950°C. Nagrzanie stali powyżej temperatur z podanych zakresów powoduje powstawanie zjawiska "kruchości 475°C", a także wydzielanie się faz  $\chi$  i  $\sigma$  [120].

#### 3.4.1. Struktura stali duplex

Stale odporne na korozję typu duplex zawdzięczają swoją nazwę dwufazowej strukturze, która w temperaturze otoczenia złożona jest z ok. 50% ferrytu oraz z 50% austenitu. Dobór odpowiedniego składu chemicznego i obróbki cieplnej gwarantuje otrzymywanie stali o strukturze dwufazowej [25,63,92]. Obecnie stale dwufazowe zawierają poniżej 0,03% C, 22÷27% Cr, 4÷7% Ni, do 4,5% Mo, maksymalnie 2% W i 0,8% Cu, a także 0,08÷0,35% N. Jednak pierwotnie stale ferrytyczno-austenityczne zawierały ok. 18% Cr, 4÷6% Ni i niekiedy Mo. Pierwsze stale duplex charakteryzowały się wysoką zawartością węgla, co było przyczyną ich niskiej spawalności [25,92]. Skład chemiczny stali dwufazowych został zmodyfikowany w celu zwiększenia odporności korozyjnej, poprawy spawalności i podatności na odkształcenie plastyczne na zimno. Na rysunku 16 przedstawiono porównanie zawartości Cr i Ni stali odpornych na korozję [85].



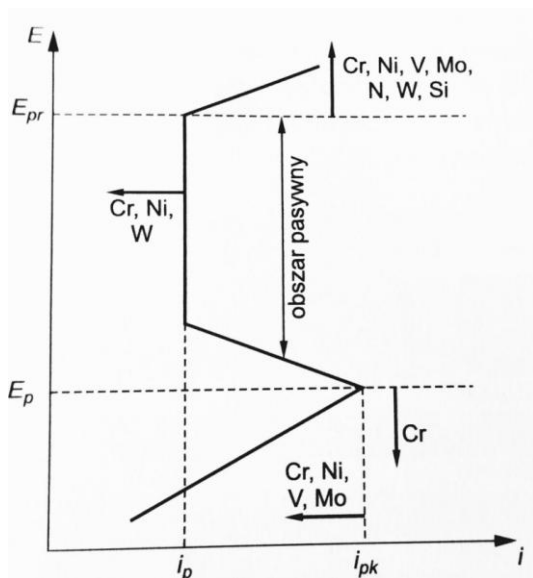
Rys. 16. Porównanie zakresów zawartości Cr i Ni w stalach odpornych na korozję: 1- stal austenityczna, 2- stal ferrytyczno-austenitczna, 3- stal utwardzana wydzieleniowo, 4- ferrytyczna, 5- martenzytyczna [70]

Stale ferrytyczno-austenitczne krzepną i krystalizują w temperaturze ok. 1450°C. W pierwszej fazie ich struktura składa się z ferrytu  $\delta$ , jednak w dalszym procesie chłodzenia, przy temperaturze ok. 1300°C, następuje przemiana ferrytu w austenit ( $\delta \rightarrow \alpha$ ). Można zatem stwierdzić, że proces tworzenia się austenitu następuje w stanie stałym. W trakcie zarodkowania austenitu następuje dyfuzja pierwiastków stabilizujących austenit do jego wnętrza, tj. Ni, N, Mn, Cu i C. W tym samym czasie występuje zjawisko dyfuzji pierwiastków do ferrytu, którymi są Cr, Mo i W. Na stosunek zawartości ferrytu i austenitu w strukturze mają nie tylko wpływ wymienione składniki stopowe, ale również szybkość ich dyfuzji i studzenia stali [12,40,84,118].

W celu uzyskania poprawnej drobnoziarnistej struktury dwufazowej w stalach duplex należy dobrać odpowiedni skład chemiczny oraz obróbkę cieplną. Stale duplex charakteryzują się większym stosunkiem składników ferrytotwórczych do austenitotwórczych [63,70].

Równowagę fazową (50% ferrytu i 50% austenitu) w stalach typu duplex można osiągnąć dzięki obróbce plastycznej i cieplnej w zakresie temperatur 1050-1150°C, a następnie chłodząc ją w wodzie w celu zniwelowania skłonności do tworzenia się znacznej ilości faz międzymetalicznych. Gwałtowne chłodzenie powoduje wyhamowanie przemiany ferrytu w austenit. Powolne studzenie i odkształcenie plastyczne optymalizuje udział obu faz i sprzyja utrzymaniu odpowiedniej odporności korozyjnej i właściwości mechanicznych [12,76,118]. Stale ferrytyczno-austenitczne typu duplex w stanie przesyconym mają bardzo dobre właściwości mechaniczne, dobrą odporność na korozję międzykrystaliczną, które utrzymują nawet po procesie spawania [85].

Dodatki stopowe w odpowiednich stężeniach mogą w sposób operatywny polepszać parametry stali, a do najczęściej wprowadzanych składników w stalach ferrytyczno-austenitcznych odpornych na korozję należą Cr, Ni, N, Mo, Mn, Si, Cu. Nawet niewielkie zmiany w składzie chemicznym stali mogą mieć duże znaczenie w udziale objętościowym faz. Wpływ dodatków stopowych na odporność korozyjną przedstawiono na rys. 17.



Rys. 17. Wpływ pierwiastków stopowych na odporność korozyjną stali ferrytyczno-austenitycznych typu duplex [86]

Nikiel jest pierwiastkiem austenitotwórczym, który poprawia odporność stali na działanie agresywnego kwaśnego środowiska. Jako dodatek stopowy zwiększa ciągliwość, poprawia spawalność stali i zapewnia jej odporność w niskich temperaturach. Pomimo powszechnych opinii, nikiel nie ma wpływu na tworzenie się warstwy pasywnej.

Zmniejszenie ilości niklu w składzie stali duplex stało się możliwe dzięki wprowadzeniu azotu w ilości  $>0,2\%$  przy zastosowaniu odpowiednich technologii. Azot należy do pierwiastków silnie austenitotwórczych. Korzystnie wpływa na poprawę spawalności i właściwości mechanicznych. Ponadto jego największa ilość skupia się w austenicie zwiększając odporność korozyjną, szczególnie na korozję wżerową i szczelinową [77,85,128].

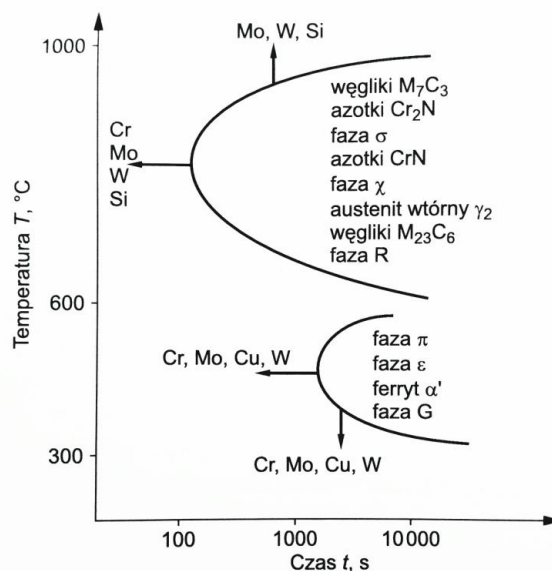
Molibden jest dodatkiem stopowym, który w stalach nierdzewnych poprawia odporność korozyjną, w szczególności w obecności  $\text{Cl}^-$ .

Mangan to pierwiastek, który zwiększa odporność stali duplex na zużycie ścierne oraz adhezyjne. Dodatkowo wpływa korzystnie na zwiększenie właściwości wytrzymałościowych stali ferrytyczno-austenitycznych, nie zmniejszając przy tym ich ciągliwości.

Wprowadzenie krzemu do stali dwufazowych w ilości  $\leq 2\%$  powoduje zwiększenie ich odporności na korozję w stężonym kwasie azotowym i siarkowym, a także zmniejszenie skłonności do utleniania w wysokiej temperaturze. Wpływ pierwiastków stopowych na powstawanie procesów wydzieleniowych i na krzywe CTP przedstawiono na rysunku 18.

Szybkość zachodzenia przemian fazowych i procesów wydzieleniowych w stalach duplex jest zależna przede wszystkim od rodzaju i ilości dodatków stopowych. W zakresie temperatur  $300-1000^\circ\text{C}$  mogą, w gwałtowny sposób, zachodzić przemiany prowadzące do wydzielania się faz międzymetalicznych, m. in. austenitu wtórnego  $\gamma_2$ , ferrytu wysokochromowego  $\alpha'$ , fazy  $\sigma$ , fazy  $\chi$ , węglików, azotków, itp. Mogą one spowodować istotne obniżenie właściwości mechanicznych, a także wymaganego poziomu odporności na korozję.

Przykładowo, na skutek wydzielenia się fazy  $\sigma$  bogatej w Cr i Mo w stopach duplex, która wraża w ziarna ferrytu, następuje znaczny wzrost kruchości tych stali. Zmniejszenie ilości chromu i molibdenu w obszarze granicy ziaren powoduje spadek odporności na korozję międzykrystaliczną i wżerową. Wydzielanie się fazy metastabilnej, tj. ferrytu wysokochromowego  $\alpha'$  wywołuje spadek ciągliwości i wzrost twardości stali duplex, co bezpośrednio wpływa na powstawanie "kruchości  $475^\circ\text{C}$ ". Wszystkim niepożądanym przemianom fazowym i procesom wydzieleniowym można przeciwdziałać stosując odpowiednie parametry obróbki cieplnej, a także procesu spawania. Zwykle nie powinno się w trakcie tych procesów przekraczać  $280^\circ\text{C}$  [86,128].



Rys. 18. Wpływ pierwiastków stopowych na krzywe CTP i procesy wydzieleniowe w stalach dwufazowych [87]

### 3.4.2. Właściwości stali duplex

#### Właściwości fizyczne

Stale ferrytyczno-austenityczne charakteryzują się właściwościami fizycznymi podobnymi do większości stali odpornych na korozję. Struktura dwufazowa tych stali determinuje uśrednione wartości właściwości fizycznych między stalami austenitycznymi a ferrytycznymi. W porównaniu do stali węglowych charakteryzują się mniejszym modułem Younga, większą gęstością, niższą przewodnością cieplną. Ponadto stale ferrytyczno-austenityczne mają niższą wartość współczynnika rozszerzalności liniowej w stosunku do stali austenitycznych. Stale duplex z uwagi na występowanie struktury dwufazowej wykazują pośrednią ferromagnetyczność.

#### Właściwości mechaniczne

Stale dwufazowe integrują w sobie najlepsze cechy stali austenitycznych i ferrytycznych odpornych na korozję. Charakteryzują się wysokimi właściwościami mechanicznymi, o których decyduje udział objętościowy ferrytu i austenitu, a także jednoczesne oddziaływanie różnych mechanizmów. Granica plastyczności stali duplex jest zwykle dwukrotnie wyższa od standardowych stali austenitycznych. Spowodowane jest to wysoką wytrzymałością ferrytu stopowego, a także rozdrobnionej struktury w wyniku obecności dwóch faz -  $\alpha$  i  $\gamma$ . Podwyższenie właściwości mechanicznych stali duplex jest możliwe przez umocnienie wydzieleniowe pierwiastkami takimi jak N i C, a także przez umocnienie roztworowe pierwiastkami międzywęzłowymi - Cr, Mo i Ni [83]. Dodatkowo obecność wydłużonych ziaren austenitu w osnowie ferrytu i budowa krystalograficzna powoduje, że właściwości mechaniczne stali dwufazowych są anizotropowe. Udział podłużnych ziaren w strukturze stali jest wynikiem obróbki plastycznej walcowania na zimno lub na gorąco [28,84].

Granica plastyczności stali duplex jest ok. dwukrotnie niższa od wytrzymałości na rozciąganie, jednak proces obróbki plastycznej na zimno może znacznie podnieść tę wartość [80]. Eksploatacja stali ferrytyczno-austenitycznych w warunkach podwyższonej temperatury powoduje osłabienie umocnienia azotem. Większy udział fazy ferrytycznej w stalach dwufazowych wpływa na zwiększenie wartości granicy plastyczności, jednocześnie powodując

spadek przewężenia, wydłużenia oraz udarności. Twardość stali duplex jest wyższa w stosunku do klasycznych stali austenitycznych co wpływa na zwiększenie odporności na ścieranie i erozję. W wyniku działania wysokich temperatur wartość granicy plastyczności stali spada.

W temperaturze pokojowej udarność stali duplex jest porównywalna do stali austenitycznych, jednak jej obniżenie powoduje spadek wartości udarności. Przejście w stan kruchy stali ferrytyczno-austenitycznych następuje w temperaturze ok.  $-50^{\circ}\text{C}$  [131]. Zjawisko to następuje łagodniej w porównaniu do klasycznych stali ferrytycznych odpornych na korozję, a także stali węglowych. Wytrzymałość na rozciąganie stali duplex jest wyższa w kierunku prostopadłym do podłużnych ziaren austenitu. Udarność w kierunku poprzecznym wynosi od 1/2 do 2/3 wartości udarności w kierunku wzdłużnym [64,70,80].

Stale duplex będąc wrażliwe na działanie cykli cieplnych i tracąc wysokie właściwości mechaniczne, są wykorzystywane wyłącznie na konstrukcje lub elementy maszyn pracujących w zakresie temperatur od  $-50$  do  $250^{\circ}\text{C}$ .

#### Odporność korozyjna stali duplex

Stale dwufazowe poza wysokimi właściwościami mechanicznymi wykazują wyższą odporność na korozję ogólną w porównaniu do stali austenitycznych. Mała wrażliwość na agresywne oddziaływanie środowiska stali duplex jest ściśle związana z ich składem chemicznym, strukturą a także skłonnością do pasywacji. Stale ferrytyczno-austenityczne wykazują wysoką odporność na działanie stężonych kwasów w zakresie  $\leq 40\%$ , a w szczególności w obecności kwasów utleniających, tj.  $\text{HClO}$ ,  $\text{HNO}_3$ , a także  $\text{H}_2\text{SO}_4$ . Ponadto stale duplex odporne są na działanie słabych ługów, np.  $\text{Na}_2(\text{CO}_3)$  do temperatury wrzenia lub  $\text{NaOH}$  i  $\text{KOH}$  w temperaturze pokojowej. W przypadku wykorzystania stali dwufazowych typu duplex do pracy w środowisku redukującym następuje przyspieszona korozja ferrytu [65,67,117]. Pierwiastki stopowe takie jak  $\text{Cr}$ ,  $\text{Mo}$  i  $\text{Ni}$  wpływają na możliwość uzyskiwania stanu pasywnego na powietrzu oraz w środowisku agresywnym chemicznie. Odpowiednie stężenie chromu, molibdenu i azotu w stali ferrytyczno-austenitycznej ma zasadniczy wpływ na ograniczenie jej wrażliwości na powstawanie korozji wżerowej. Powszechnie odporność na ten rodzaj korozji określa się równoważnikiem PRE (*j. ang. - pitting resistance equivalent*), dla stali nie zawierających wolframu:

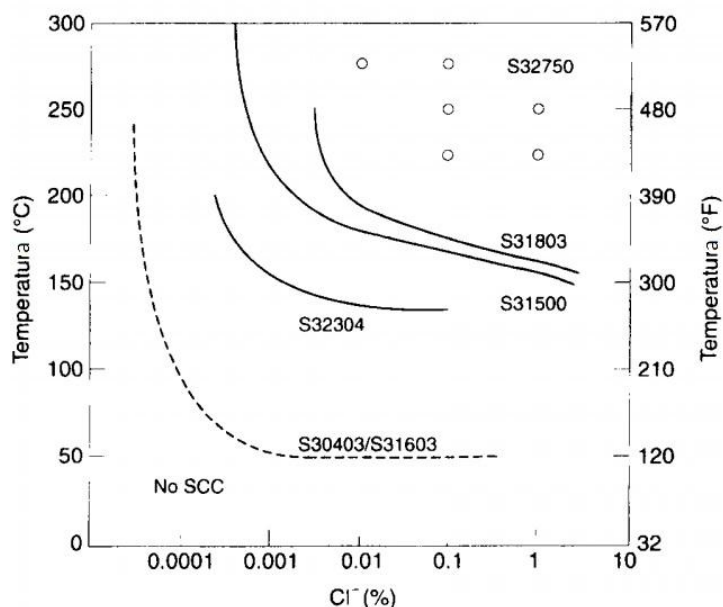
$$\text{PRE}_N = \% \text{Cr} + 3,3\% \text{Mo} + 16\% \text{N} \quad (2)$$

Dla stali ferrytyczno-austenitycznych z dodatkiem wolframu równoważnik PRE wyznacza się ze wzoru:

$$\text{PRE}_N = \% \text{Cr} + 3,3 (\% \text{Mo} + 0,5\% \text{W}) + 16\% \text{N} \quad (3)$$

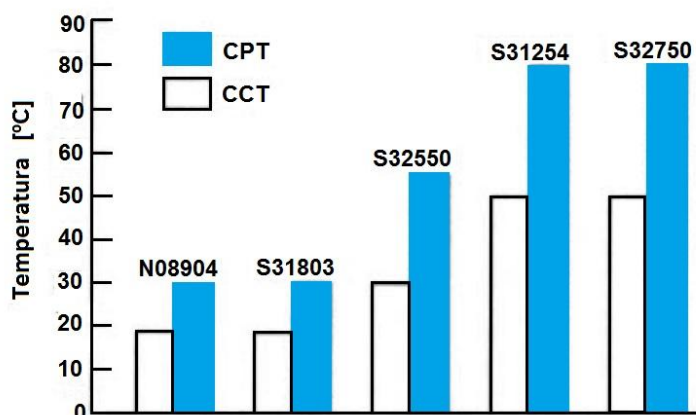
Odmiernym sposobem określenia odporności stali duplex na działanie korozji wżerowej jest wskaźnik temperatury krytycznej - CPT (*j. ang. critical pitting temperature*), czyli wyznaczenie dolnej granicy temperatury, w której rozpoczyna i rozwija się korozja wżerowa [28,42,74,87].

Stale ferrytyczno-austenityczne odporne na korozję bardzo często są wykorzystywane w konstrukcjach i elementach maszyn pracujących w podwyższonych temperaturach w obecności chlorków, a także na konstrukcje przenoszące naprężenia rozciągające [118,119]. Warunki tego typu sprzyjają powstawaniu korozji naprężeniowej. Stale dwufazowe typu duplex mają wyższą odporność na możliwość występowania korozji naprężeniowej w stosunku do stali austenitycznych, rys. 19. Zależy to przede wszystkim od składu chemicznego, a w szczególności od stężenia dodatków stopowych oraz od struktury. Odpowiednia ilość  $\text{Cr}$ ,  $\text{Ni}$  i  $\text{Mo}$  w składzie tych stali umożliwia zwiększenie odporności na korozję naprężeniową [42].



Rys. 19. Porównanie odporności na korozję naprężeniową stali dupleks i stali austenitycznych w warunkach laboratoryjnych i w warunkach praktycznego zastosowania [42]

Stale dupleks charakteryzują się bardzo dobrą odpornością na korozję szczelinową (oprócz stali lean dupleks), która powstaje na skutek utrudnionego dostępu stali do powietrza w konsekwencji powodując zanikanie warstwy pasywnej [21,27]. Korozja szczelinowa powstaje w szczelinach i rowkach konstrukcyjnych, pod główkami śrub i nitów, w różnego rodzaju pęknięciach, pod zgorzeliną, itp. Odporność na korozję szczelinową stali nierdzewnych, wyrażana jest indeksem CCT (*j.ang. Critical Crevice Temperature*), może być powiązana z odpornością na korozję wżerową, ponieważ krytyczne temperatury występowania tego rodzaju korozji są w przybliżeniu proporcjonalne do CPT, choć zwykle są niższe [42,73,87,113]. Na rysunku 20 przedstawiono porównanie wskaźników CPT i CCT dla różnych gatunków stali.



Rys. 20. Porównanie indeksów CPT i CCT w obecności 6% chlorku żelaza w trakcie ekspozycji 24h [27]

Zdarza się jednak, że odpowiednie warunki mogą być idealne do powstawania korozji szczelinowej nawet w stalach odpornych na korozję typu superdupleks co wykazano w artykule [21]. W artykule opisano różne przypadki powstawania korozji szczelinowej w układach odsalających wodę, gdzie ogniskiem korozji szczelinowej najczęściej jest złącze kołnierzowe. Wynika to najczęściej z doboru nieodpowiedniej uszczelki, które chłoną słoną wodę, dlatego najlepszym rozwiązaniem jest stosowanie uszczelki z materiału PTFE. Kolejną możliwością powstawania korozji w złączach kołnierzowych jest zastosowanie uszczelki zawierającej grafit, który jest elektrododatni w stosunku do chlorowanej wody morskiej i może powodować



korozję galwaniczną na powierzchni kołnierza. Zastosowanie uszczelek wykonanych z włókien syntetycznych lub uszczelek kompozytowych spiralnie zwijanych umożliwia uzyskanie dobrego uszczelnienia w wodzie morskiej bez powstawania ognisk korozji [21]. Stale ferrytyczno-austenityczne wykazują wysoką odporność na korozję międzykrystaliczną w porównaniu ze stalami austenitycznymi. Wynika to z faktu, że stale dwufazowe charakteryzują się odpornością na, tzw. uczulenie (dechromizację granic ziaren), a także wysoką wartością współczynnika dyfuzji w ferrycie, która powoduje zrównoważenie stężenia chromu w obszarze wnętrza i granicy ziarna [131].

### 3.4.3 Zastosowanie stali duplex

Dynamicznie rozwijające się gałęzie przemysłu generują zapotrzebowanie na stale odporne na korozję wykorzystywane w wielu konstrukcjach i elementach maszyn. Coraz szerszym zainteresowaniem obdarzane są stale ferrytyczno-austenityczne, które stanowią korzystną alternatywę dla standardowych jednofazowych stali austenitycznych i ferrytycznych. Wysokie właściwości mechaniczne umożliwiają zastosowanie mniejszych grubości blach i kształtowników, a w związku z tym zmniejszenie wagi konstrukcji pracujących w agresywnie oddziaływującym środowisku. Powoduje to zmniejszenie kosztów wynikających z niższej ceny zakupu stali dwufazowych, a także eksploatacji i ewentualnych napraw. Doskonała odporność na korozję stali duplex sprawia, że stal ta jest z powodzeniem wykorzystywana w konstrukcjach przenoszących naprężenia w obecności agresywnego chemicznie środowiska jonów chlorkowych lub siarokowodoru [12,64,85]. Stal ferrytyczno-austenityczna coraz częściej jest wykorzystywana w konstrukcjach i elementach urządzeń eksploatowanych w wodzie morskiej, np. ropociągów i gazociągów podmorskich przeznaczonych do przesyłu tych substancji w szeroko pojętym przemyśle rafineryjnym. Stosowana jest również w okrętownictwie do budowy statków transportujących substancje chemiczne [85].

Zakres temperatur  $-50-300^{\circ}\text{C}$ , w którym stale duplex utrzymują wysokie właściwości mechaniczne ogranicza jej zastosowanie i jest kluczową jej wadą. Ponadto ekspozycja stali w podwyższonej temperaturze powoduje powstawanie "kruchości  $475^{\circ}\text{C}$ ".

Obecnie restrykcyjne wymagania środowiskowe ukierunkowane są na zmniejszenie ilości  $\text{SO}_2$  w spalinach. Nowoczesne instalacje służące do przepłukiwania i zmniejszania ilości dwutlenku siarki wykonywane są ze stali typu duplex. Wykorzystywane są również w budowie instalacji przeznaczonych do odsalania wody, szczególnie w krajach arabskich. Stale ferrytyczno-austenityczne mogą być z powodzeniem wykorzystywane w budowie instalacji do produkcji biopaliw, a także w przemyśle spożywczym.

## 4. SPAWALNOŚĆ STALI DUPEKS

Metalurgia spawania, jako dziedzina łączenia metali spełnia kluczową rolę w tworzeniu nowych gatunków stali ferrytyczno-austenitycznych typu dupleks. Najwcześniejsze gatunki zawierały wysokie stężenie węgla, co przyczyniało się do formowania w procesie spawania bogatej w ferryt strefy wpływu ciepła. Ponadto mimo częściowego wydzielania się ziaren austenitu, wysoka zawartość węgla powodowała wytrącanie się węglików umożliwiając powstawanie korozji międzykrystalicznej. Dalszy rozwój stali dupleks przyczynił się do obniżenia zawartości %C w składzie chemicznym, jednak kolejnym problemem była obecność mikrostruktury ferrytu w SWC wzbogaconej w chrom i nikiel umożliwiając tym samym rozrost ziarna tej fazy. Kolejne badania spowodowały ustabilizowanie składu chemicznego tych stali w celu poprawy spawalności [85,128].

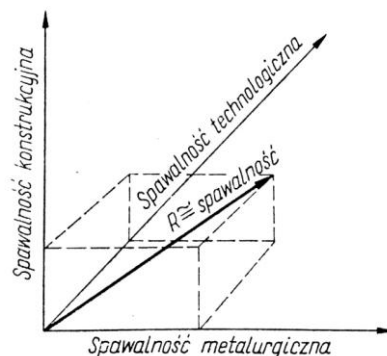
Stale dwufazowe ferrytyczno-austenityczne odporne na korozję są wrażliwe na cykl cieplny spawania. Nagrzewanie i chłodzenie, w wyniku oddziaływania źródła ciepła w trakcie spawania, powodują przemiany fazowe, które w istotny sposób wpływają na jakość wykonywanych złączy. Spawalność stali dupleks na skutek nieprawidłowo przeprowadzonego procesu spawania może zostać ograniczona przez [85]:

- skłonność do kruchości 475°C w złączach,
- nieprawidłowy udział ferrytu w odniesieniu do austenitu w złączach,
- obniżenie odporności na korozję elektrochemiczną, wynikającą z formowania się wydzieleni węglików i faz międzymetalicznych w złączach.

Obecnie stale ferrytyczno-austenityczne są uważane za dość łatwo spawalne. Wykorzystywane są z powodzeniem w budowie konstrukcji dla szeroko pojętego przemysłu wydobywczego, chemicznego, stoczniowego, itp [81,85]. W trakcie oceny spawalności stali należy rozpatrywać wiele czynników, które mogą mieć wpływ na wykorzystanie materiału do danego zastosowania konstrukcyjnego. Aspekty wpływające na spawalność stali można podzielić na trzy rodzaje, tj. [20, 138]:

- spawalność metalurgiczna, określająca wszystkie czynniki oddziałujące na zachowanie materiału w trakcie spawania, przemiany strukturalne, a także wpływ tego procesu na właściwości złącza,
- spawalność konstrukcyjna, która obejmuje wszystkie aspekty rozwiązań konstrukcyjnych danego elementu przystosowujące go do przenoszenia naprężeń wynikających z procesu spawania, a także warunków eksploatacji,
- spawalność technologiczna, określająca czynniki związane z technologią wykonania oraz parametrami procesu spawania, które wpływają na właściwości złącza.

Szerokie spektrum czynników wymienionych powyżej sprawia, że techniczne pojęcie spawalności jest bardzo trudne do zdefiniowania. Graficzny opis spawalności przedstawiono na rys. 21.



Rys. 21. Graficzne przedstawienie spawalności stali, jako wektora R [20]

Obecnie istnieje kilka definicji spawalności, jednak powszechnie wykorzystywaną jest sformułowana przez Międzynarodowy Instytut Spawalnictwa i uznana przez Międzynarodową Organizację Narodową, brzmiąca następująco [138]: "Uważa się, że materiał metaliczny jest spawalny w danym stopniu, przy użyciu danej metody spawania i w danym przypadku zastosowania, gdy pozwala, przy uwzględnieniu odpowiednich dla danego przypadku środków ostrożności, na wykonanie złącza pomiędzy elementami łączonymi z zachowaniem ciągłości metalicznej oraz utworzenie złącza spawanego, które poprzez swe właściwości lokalne i konsekwencje ogólne zadość uczyni wymogom żądanym i przyjętym za warunki odbioru."

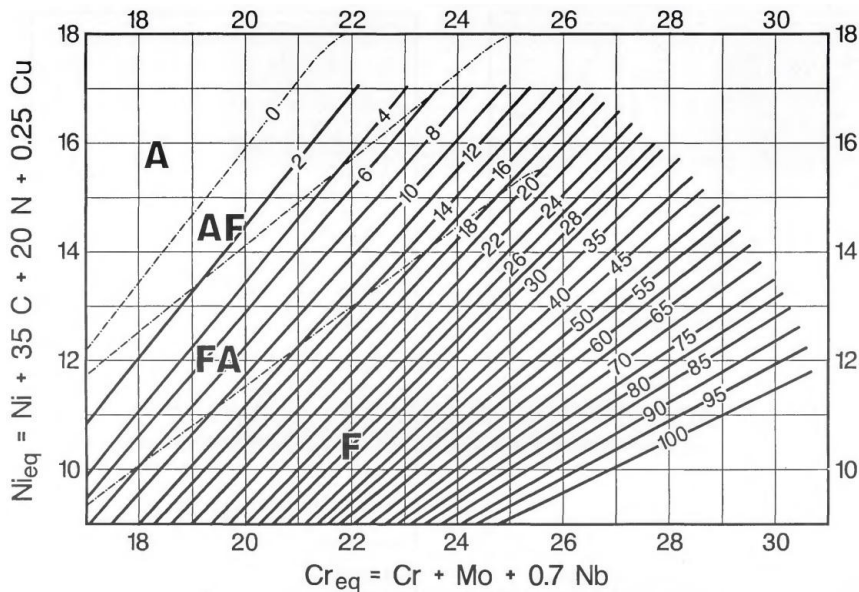
#### **4.1. Wpływ cyklu cieplnego spawania na przemiany strukturalne stali duplex**

Głównym celem opracowania technologii spawania stali typu duplex jest uzyskanie złączy o poprawnym przetopieniu krawędzi łączonych elementów, strefie wpływu ciepła o poprawnej strukturze fazowej nie obniżającej odporności na korozję, a także, w zależności od wymagań zastosowania konstrukcyjnego, wysokiej uderzalności. Stale duplex należą do materiałów wrażliwych na oddziaływanie cyklu cieplnego spawania. Przemiany fazowe zachodzące w trakcie nagrzewania i chłodzenia mają istotne znaczenie w formowaniu się zrównoważonej struktury dwufazowej, a także ich morfologii.

Dobór materiału dodatkowego mającego właściwości zbliżone do materiału rodzimego, powoduje, że bezpośrednio po spawaniu spoina krystalizuje jako roztwór stały  $\delta$ . Częściowa przemiana ferrytu w austenit następuje podczas chłodzenia złącza, zwykle poniżej linii A4. W początkowej fazie krystalizacja spoiny stali duplex, obejmuje epitaksjalny wzrost ferrytu z materiału rodzimego na granicy wysokotemperaturowej SWC, a wzrost dendrytów jest zorientowany zgodnie z gradientem temperatury, tworząc strukturę kolumnową. Wielkość ziarna ferrytu, jego ilość, orientacja, a także morfologia mają znaczący wpływ na właściwości spoiny. Ilość austenitu, a także jego budowa w całym obszarze złącza zależy od szybkości jego chłodzenia do temperatury ok. 850°C, w której ferryt jest stabilny. Powolne chłodzenie złącza powoduje większy udział austenitu. Duża szybkość chłodzenia złącza, wynikająca z zastosowania niskiej energii liniowej wpływa na zmniejszenie zawartości fazy  $\gamma$ . Wynika to z faktu, że stal duplex ma dużą pojemność cieplną [42,55].

Uformowana spoina w stali duplex, różni się strukturą od materiału rodzimego i jest silnie zależna od składu chemicznego oraz cyklu cieplnego. Materiały dodatkowe wykorzystywane do spawania stali ferrytyczno-austenitycznych zawierają w swoim składzie dużo pierwiastków austenitotwórczych, co ma na celu poprawienie właściwości mechanicznych, a także odporności na korozję. Mikrosegregacja pierwiastków w trakcie krzepnięcia spoiny jest bardzo niewielka z uwagi na w pełni ferrytyczną strukturę, jednak podział składników pomiędzy fazę ferrytyczną a austenityczną w stanie stałym ma znaczący wpływ na właściwości spoiny. W ramach przewidywania struktury spoiny w stalach duplex wykorzystuje się wykres WRC-1992 uwzględniający, m.in. Cu jako pierwiastek austenitotwórczy (rys. 22). Diagram ten przedstawia występowanie poszczególnych struktur w stalach odpornych na korozję we współrzędnych równoważnika Cr na osi odciętych i równoważnika Ni na osi rzędnych. [42,14,52].

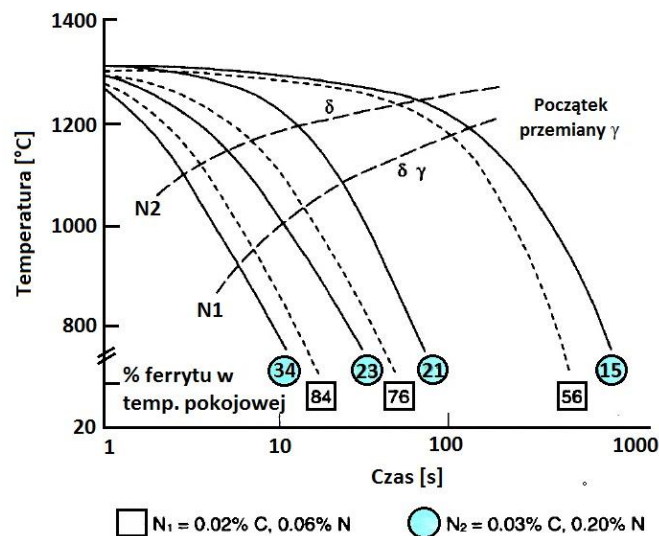
Złącza ze stali ferrytyczno-austenitycznych typu duplex charakteryzują się wąską strefą wpływu ciepła, a na jej szerokość ma bezpośredni wpływ ilość wprowadzonego ciepła, grubość łączonych elementów oraz temperatura międzyściegowa. SWC w trakcie spawania ulega nagrzaniu do temperatury przekraczającej linię przemiany  $\alpha + \gamma/\alpha$  [55,56]. Szerokość tej strefy może wzrosnąć przez zbyt dużą ilość wprowadzonego ciepła, powodując tym samym rozrost ziaren ferrytu. Obniżona zostaje wówczas szybkość chłodzenia złącza co przyczynia się do zwiększenia objętości udziału austenitu  $\gamma_2$  uboższego w Cr i Ni w porównaniu do austenitu występującego w stali [85,81].



Rys. 22. Wykres WRC-1992 z naniesionymi obszarami faz tworzącymi się w trakcie krystalizacji spoiny [51]

Strefę wpływu ciepła można podzielić na dwa obszary, tj. wysokotemperaturową i niskotemperaturową. Pierwsza znajduje się w bezpośrednim sąsiedztwie linii wtopienia, jej temperatura jest bliska punktu topnienia i zawiera zwiększony udział fazy ferrytycznej. Niskotemperaturowa strefa wpływu ciepła znajduje się nieco dalej, w miejscu, gdzie równowaga między fazami nie została praktycznie zmieniona [42].

Nagrzanie i ekspozycja stali duplex w temperaturze ok. 850°C powoduje rozpad austenitu i kieruje wielkością ziarna ferrytu. Proces dyfuzji determinuje formowanie się austenitu, który obejmuje redystrybucję N, co można opisać wykresem CTP przedstawionym na rysunku 23.



Rys. 23. Wykres CTP dla stali duplex 24.5Cr / 7Ni o różnej zawartości azotu [42]

Powstający w wysokotemperaturowej SWC austenit  $\gamma_2$  występuje na granicach ziaren ferrytu, a także w formie ziaren o morfologii zbliżonej do struktury Widmanstättena. Należy przy tym pamiętać, że duże ziarno ferrytu powoduje opóźnienie przemiany austenitycznej [42].

Struktura w wysokotemperaturowej SWC i specyfika przemian fazowych i wydzieleniowych może być kontrolowana przez poprawnie zaprojektowaną technologię spawania, a także składem chemicznym stali duplex. Procedura spawalnicza musi

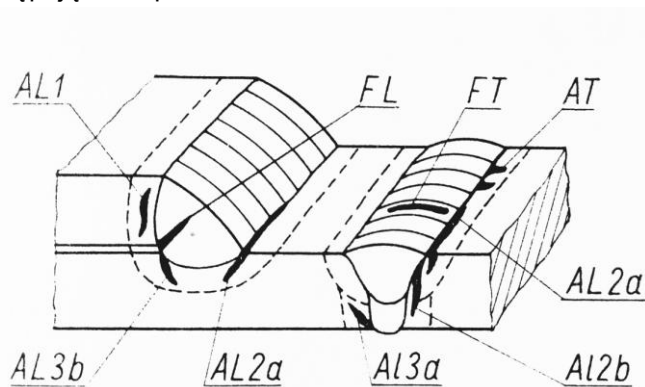
uwzględniać szybkość chłodzenia złącza, ponieważ zbyt duża powoduje powstawanie procesów wydzieleniowych i przemianę ferrytu wysokochromowego w kruche fazy międzymetaliczne, tj.  $\sigma$ ,  $\chi$ , itp., wzrost węglików i azotków, a także przemianę w austenit niskostopowy. Procesy wydzieleniowe wpływają na obniżenie odporności na korozję stali ferrytyczno-austenicznych i ich ciągliwości, a ich oddziaływanie zależy nie tylko od cyklu cieplnego spawania, ale także od składu chemicznego materiału rodzimego i dodatkowego.

Ponadto spawanie wielościęgowe stali duplex jest procesem, w którym powstają skomplikowane przemiany zarówno w spoinie, jak i w strefie wpływu ciepła [80]. Wszystkie przemiany zachodzące w złączu w wyniku cyklu cieplnego, mają wpływ na jego właściwości mechaniczne i odporność korozyjną. Morfologia i wielkość ziaren ferrytu, a także jego objętość względna ma zwykle niekorzystny wpływ na właściwości SWC. Poprawna zawartość ferrytu w strefie wpływu ciepła zawiera się zwykle w przedziale 30-70% i określona jest odpowiednimi normami [135].

#### 4.2. Skłonność do pęknięcia zimnego

Cykl cieplny spawania powoduje liczne przemiany strukturalne w obszarze złącza wpływając w następstwie na obniżenie właściwości mechanicznych. W procesie krystalizacji spoiny powstają liczne zjawiska wywołujące odkształcenia oraz znaczne zmiany w objętości metalu. Tego typu zjawisko nazywane jest zwyczajowo karbem strukturalnym [23,82]. Formowanie się pęknięć jest wynikiem powstałych odkształceń, a także zmniejszenia właściwości wytrzymałościowych i plastycznych metalu. Pęknięcia zimne nazywane są również pęknięciami opóźnionymi lub zwłocznymi, ponieważ ich inicjacja rozpoczyna się zwykle po upływie pewnego czasu. Mogą one powstawać w całym obszarze złącza (rys. 24), a miejsce ich występowania umożliwia podział tych pęknięć na dwie grupy, tj. [74,20]:

- pęknięcia występujące w strefie wpływu ciepła,
- pęknięcia występujące w spoinie.



Rys. 24. Klasyfikacja pęknięć zimnych: A- pęknięcia w SWC, F- pęknięcia w spoinie, AL (FL)- pęknięcia wzdłużne, AT (FT)- pęknięcia poprzeczne, AL1- pęknięcia pod ściegiem, AL2- pęknięcia od brzegu spoiny, AL3- pęknięcia od grani spoiny [20]

Na formowanie się pęknięć zimnych ma wpływ wiele czynników. Do najistotniejszych zaliczyć można [50,79]:

- zwiększoną hartowność stali,
- koncentrację wodoru dyfundującego w stopiwie,
- szybkie chłodzenie złącza,
- skład chemiczny stali - wysoka zawartość C oraz pierwiastków stopowych,
- naprężenia pozostające,
- wartość naprężeń spawalniczych,
- obecność wtrąceń niemetalicznych i zanieczyszczeń.



Rys. 25. Diagram czynników wpływających na powstawanie pęknięć zimnych [88]

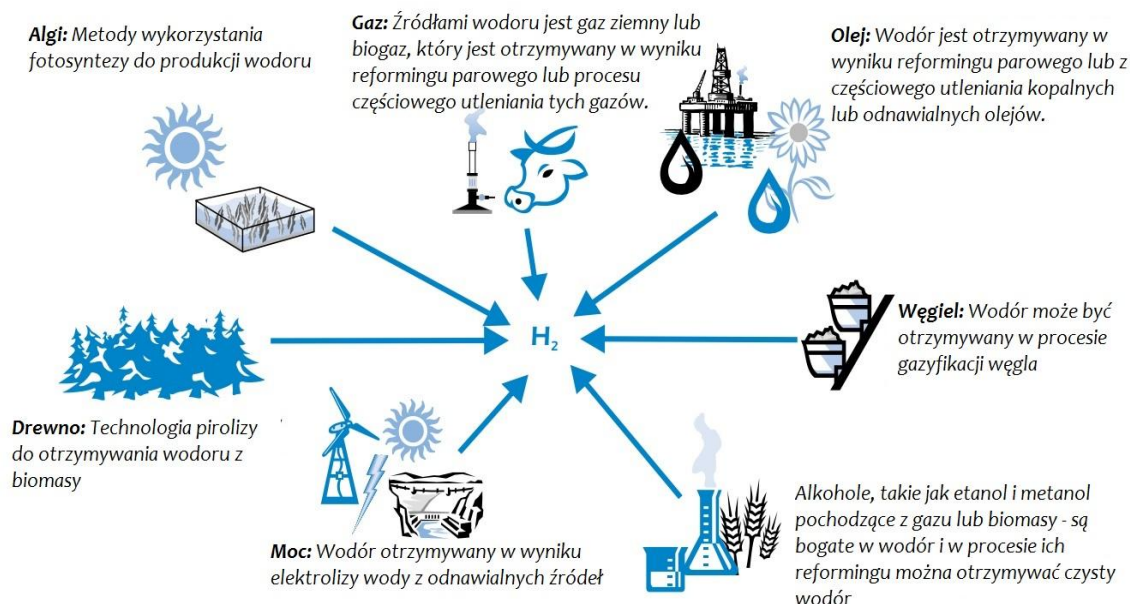
Powstawanie pęknięć zimnych następuje głównie w stalach, które charakteryzują się zwiększoną hartownością. Formowanie się tego rodzaju pęknięć następuje w wyniku przemiany austenitu w martenzyt zachodzącej z reguły w przedziale temperatur od 200 do 100°C lub bezpośrednio po procesie spawania, przy braku obciążenia zewnętrznego [82]. Jednocześnie należy podkreślić, że wszystkie powszechnie znane mechanizmy tworzenia się pęknięć dotyczą stali niskostopowych i niskowęglowych. Mechanizm powstawania tego rodzaju niezgodności w stalach stopowych dopiero od niedawna zaczął być przedmiotem szczegółowych badań [82,91,109]. Stale duplex pomimo połączenia niebywałych zalet stali austenitycznych i ferrytycznych, w wyniku oddziaływania środowiska lub ochrony katodowej, mogą absorbować wodór doprowadzając do kruchości wodorowej lub do pęknięcia zimnego [57,79,115]. Dwufazowa struktura stali duplex powoduje, że powszechnie znane mechanizmy absorpcji wodoru w stalach o strukturze jednofazowej nie mają zastosowania.

#### 4.2.1. Wpływ wodoru na powstawanie pęknięć zimnych

W 1776 r. Henry Cavendish jako pierwszy w wyniku reakcji metalu z kwasem otrzymał wodór, nazywając go początkowo "palnym powietrzem". Nieco później francuski chemik i fizyk Antoine Lavoisier rozłożył wodę na wodór i tlen, nadając mu nazwę hydrogenium, tj. "tworzący wodę". Na rys. 26 przedstawiono źródła, a także alternatywne procesy otrzymywania wodoru [88,97].

Wodór jest jednym z najczęściej spotykanych pierwiastków na Ziemi i rozpuszczalnym w większości metali. Wśród materiałów metalowych wykorzystywanych do procesu spawania  $H_2$  dobrze rozpuszcza się w Fe, Ni i Mg, a najlepiej w Ti, Zr, Nb oraz W. Wodór w spoinach pochodzi najczęściej z dysocjacji wody i węglowodorów, a także produktów korozji, które znajdują się na elementach spawanych i materiałach dodatkowych [79,89].

Wodór dyfundujący pełni szczególną rolę w formowaniu pęcherzy gazowych, pęknięć zimnych, a także kruchości stali. Wpływ tego pierwiastka na powstawanie wad w stalach jest od wielu lat przedmiotem szczegółowych badań. Dużym zainteresowaniem w tym zakresie zaczęto obdarzać stale duplex, w których mechanizm adsorpcji wodoru jest inny niż dla stali jednofazowych.



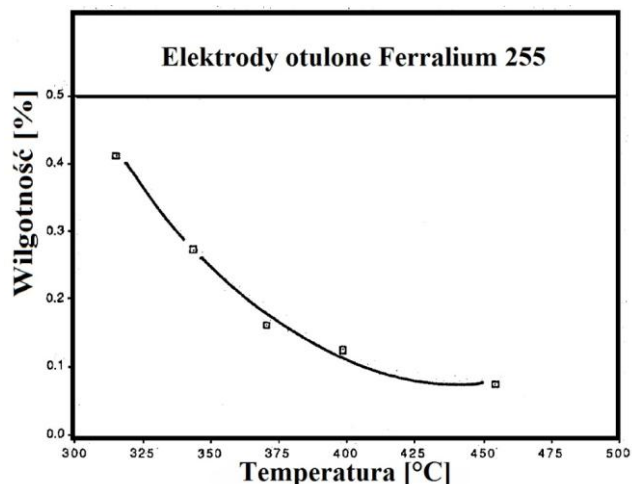
Source: Hydro.

Rys. 26. Źródła i alternatywne procesy otrzymywania wodoru [88]

W ostatnich dekadach nastąpił gwałtowny rozwój świadomości inżynierskiej i konstruktorskiej. To sprawiło, że stale ferrytyczno-austenityczne z uwagi na wysoką odporność korozyjną i dobre właściwości wytrzymałościowe zaczęto coraz częściej wykorzystywać, m.in. w przemyśle chemicznym, celulozowym, a także petrochemicznym, w których środowisko pracy elementów stalowych jest agresywne. W związku z tym stale duplex mogą adsorbować wodór, który może powodować kruchość wodorową będącą potencjalnie niebezpiecznym typem powstawania pęknięć wspomaganych wodorem. Można wymienić kilka źródeł koncentracji wodoru w stalach duplex [108]:

- W trakcie eksploatacji w wyniku korozji lokalnej w środowisku zawierającym siarkowodór zarówno w niskiej, jak i wysokiej temperaturze. Obecność siarki w roztworze oraz na granicy faz metal-środowisko hamuje reakcję rekombinacji zaadsorbowanego wodoru atomowego do wodoru cząsteczkowego i powoduje wnikanie wodoru do metalu,
- Reakcje katodowe wynikające z zastosowania ochrony katodowej w konstrukcjach offshore ze stali duplex. Reakcje katodowe powodują, że wodór tworzy się na powierzchni stali i dyfunduje w głąb metalu,
- Wodór może być wprowadzony w trakcie procesów technologicznych stosowanych do uzyskania wyrobu finalnego, np. spawania, poprzez zanieczyszczenie jeziora spawalniczego, obecność materiałów uwodniających w otulinie elektrod, w wyniku oddziaływania wysokiej wilgotności w otaczającym środowisku, a także przez zastosowanie dodatku H<sub>2</sub> w gazie osłonowym.

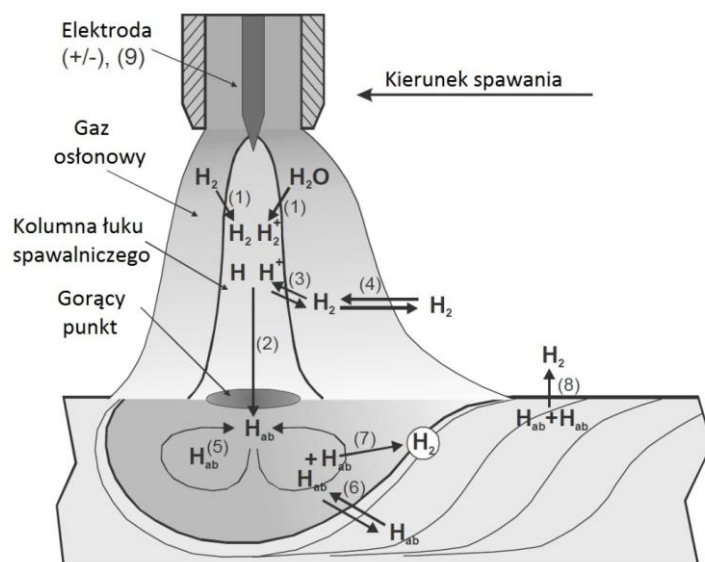
Wysokim zawartościom wodoru można przeciwdziałać stosując suszenie materiałów dodatkowych, tj. elektrod otulonych w odpowiedniej temperaturze przez określony czas. Kikuchi i inni przeprowadzili badania wykorzystując metodę spawania łukowego elektrodami otulonymi oraz w osłonach gazów. Wykazali, że stopień wysuszenia elektrod otulonych wpływa w istotny sposób na ilość wodoru dyfundującego. Różne zawartości wodoru w otulinie elektrod uzyskano przez zastosowanie kontrolowanego harmonogramu suszenia elektrod w piecu, zaczynając od elektrod w stanie "zielonym", tj. w stanie dostawy. Zależność między wilgotnością otuliny elektrod, a temperaturą suszenia w czasie 1h przedstawiono na rys. 27. Zauważono, że wraz ze wzrostem temperatury wygrzewania elektrod wilgotność w otulinie znacznie spada, a w związku z tym została obniżona zawartość wodoru w stopiwie [86].



Rys. 27. Zależność między wilgotnością elektrod, a temperaturą suszenia w czasie 1h [50]

Wykorzystywanie gazów osłonowych zawierających wodór w trakcie spawania zwiększa jego wydajność, co jest związane z możliwością zastosowania wyższych wartości napięcia łuku elektrycznego, polepsza płynność jeziora ciekłego metalu, a także zapobiega utlenianiu powierzchni po spawaniu. Prowadzone od kilku lat badania wykazały, że stosowanie gazów osłonowych zawierających  $H_2$  w trakcie spawania stali ferrytyczno-austenitycznych powoduje powstawanie pęknięć zimnych w spoinach [107,110]. Ponadto, nieodpowiednie przechowywanie i użytkowanie materiałów dodatkowych może spowodować pękanie wodorowe spoin [42]. Dyfuzyjny transfer wodoru w głąb metalu jest jednym z ograniczeń w rozwoju wiedzy na temat kruchości wodorowej stali duplex. Obecnie w wielu ośrodkach badawczych na całym świecie prowadzone są badania parametrów dyfuzji wodoru w stalach duplex o różnych składach chemicznych oraz mikrostrukturach. Wykonanie tego typu badań jest niezbędne w celu zrozumienia rozwoju kruchości wodorowej w stalach ferrytyczno-austenitycznych, a także umożliwi opracowanie sposobów zmniejszania ich wrażliwości na powstawanie pęknięć wodorowych [108].

Schemat przenikania wodoru do złącza w trakcie procesu spawania w osłonie gazów przedstawiono na rys. 28.

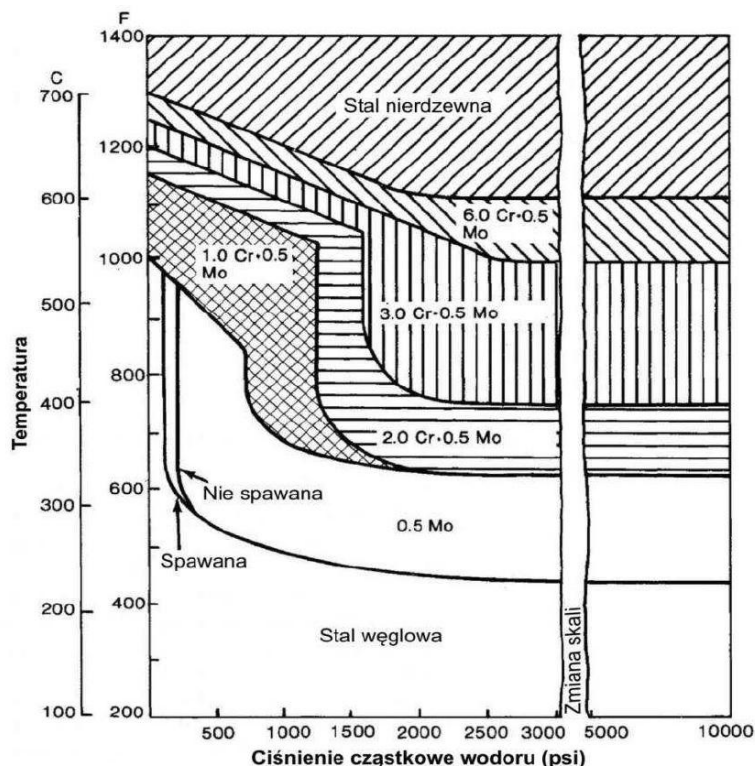


Rys. 28. Schemat absorpcji wodoru do jeziora spawalniczego w trakcie spawania w osłonie gazów [122]



#### 4.2.2. Wpływ przemian strukturalnych oraz naprężeń na powstawanie pęknięć zimnych

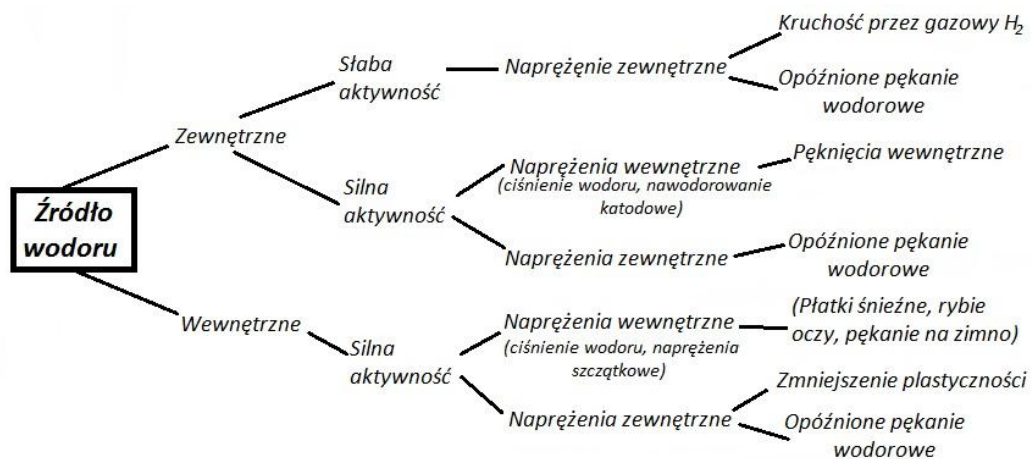
Struktura stali, oprócz składu chemicznego ma istotny wpływ na odporność na szkodliwe działanie wodoru. Wprowadzone do stali dodatki stopowe skutecznie obniżają wrażliwość tych materiałów na szkodliwe oddziaływanie  $H_2$ . Rys. 29 przedstawia wykres Nelsona opisujący odporność stali na działanie wodoru w zależności od składu chemicznego stali [97,113].



Rys. 29. Wykres Nelsona - odporność stali na szkodliwe działanie wodoru [113]

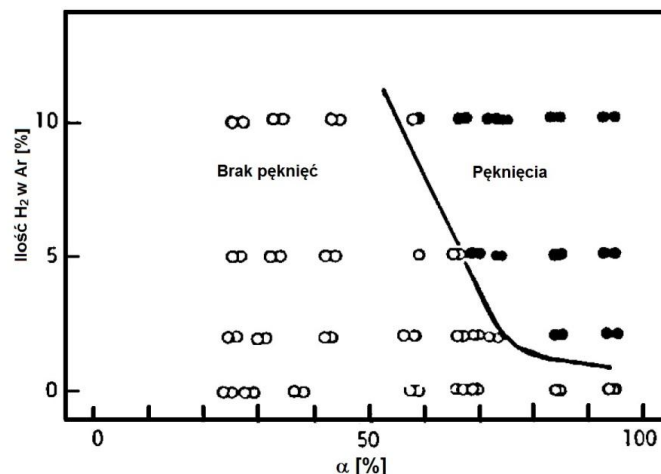
Mechanizm dyfuzji wodoru w stalach ferrytyczno-austenitycznych jest inny niż w przypadku stali konstrukcyjnych i wciąż jest tematem szczegółowych badań. Zainteresowanie możliwym szkodliwym działaniem  $H_2$  jest generowane coraz szerszym wykorzystywaniem tych materiałów na różnego rodzaju konstrukcje i elementy maszyn.

Istnieje wiele klasyfikacji szkodliwego oddziaływania wodoru na metale. Jedną z nich dzieli zjawiska powodowane obecnością wodoru na zewnętrzną kruchość wodorową (*Hydrogen External Embrittlement*) i wewnętrzną kruchość wodorową (*Internal Hydrogen Embrittlement*) [31,99,109]. Wewnętrzna kruchość wodorowa powstaje pod wpływem pochłaniania wodoru, wyłącznie w wyniku oddziaływania naprężeń wewnętrznych, bez udziału naprężeń zewnętrznych. Zewnętrzna kruchość wodorowa powstaje w wyniku przyłożenia obciążenia zewnętrznego. Zdarza się, że w następstwie takiego oddziaływania wodoru powstają defekty w pobliżu lub na powierzchni metalu. Zjawiska powstające w metalu w wyniku działania wodoru klasyfikowane są również ze względu na naprężenia wywołane obciążeniami zewnętrznymi i wewnętrznymi. Na rys. 30 przedstawiono klasyfikację kruchości wodorowej, a także źródeł wodoru [22,109].



Rys. 30. Źródła wodoru oraz klasyfikacja kruchości wodorowej [109]

Dyfuzja wodoru w ferrycie jest znacznie większa w porównaniu do austenitu, przy czym jego rozpuszczalność w austenicie jest trzydziestokrotnie większa niż w ferrycie. Osnowa ferrytyczna w stalach duplex zapewnia szybki transport wodoru do ziaren austenitu, które pełnią funkcję bariery dla wydostawania się wodoru. Granice między ferrytem, a austenitem są nazywane pułapkami wodorowymi. Wypełnienie pułapek wodorem jest jednym z czynników pęknięcia [42,112]. Ponadto wodór w stalach odpornych na korozję typu duplex zwiększa ryzyko powstawania pęknięć zimnych w tych przypadkach, w których w spoinie rozpuszczona jest nawet niewielka ilość wodoru, np. 0,0004%, a w strukturze występuje zwiększona ilość ferrytu  $\delta$  (FN = 85, czyli ok. 60% objętości ferrytu) przy jednoczesnym występowaniu naprężeń rozciągających. Ogawa i Miura w swoich badaniach udowodnili, że wykorzystanie w trakcie spawania TIG przy użyciu gazów osłonowych z dodatkiem 10%  $H_2$  powoduje powstawanie pęknięć w spoinie o zawartości 60% ferrytu. Ponadto zastosowanie czystego Ar jako gazu osłonowego w trakcie spawania nie powodowało pęknięć w spoinie, w której zawartość ferrytu  $\delta$  była bliska 90% [86]. Na rys. 31 przedstawiono wykres zależności ilości ferrytu w spoinie od ilości  $H_2$  w Ar na powstawanie pęknięć zimnych.



Rys. 31. Zależność ilości ferrytu  $\delta$  w spoinie od ilości  $H_2$  w gazie osłonowym na pękanie zimne [86]

Dominujący wpływ fazy austenitycznej powoduje, że zainicjowanie pęknięcia następuje w grani spoiny i propaguje w sposób transgraniczny przez ferryt  $\delta$  [107]. Ponadto udowodniono, że nawet 5% odkształcenia plastycznego może być wystarczające do powstawania pęknięć zimnych [29,83]. Zwiększenie ilości austenitu w spoinie ma korzystny wpływ na zmniejszenie skłonności do powstawania pęknięć wodorowych.

Większość prac nad niekorzystnym wpływem wodoru dyfundującego opiera się na procesach spawania łukowego w osłonach gazów. Dotychczas istnieje niewiele doniesień literaturowych, które odnoszą się do zjawisk wywołanych obecnością wodoru podczas ręcznego spawania elektrodami otulonymi. Kikushi i inni zauważyli, że zawartość wodoru dyfundującego w stopiwie silnie zależy od stopnia wilgotności otuliny elektrod i jest niezależna od ilości ferrytu  $\delta$ . Ilość wodoru dyfundującego w stopiwie zmniejszała się przy zwiększeniu temperatury suszenia elektrod. W próbach Tekken zauważono, że złącza nie wykazywały skłonności do pęknięć zimnych, gdy elektrody były suszone przed spawaniem w temperaturze  $>315^{\circ}\text{C}$ , a liczba ferrytowa wynosiła FN 73 i FN 95. Kikushi i inni udowodnili na podstawie Tekken, że przy liczbie ferrytowej FN 103 przy zastosowaniu elektrod wygrzewanych w  $315^{\circ}\text{C}$  złącza wykazują skłonność do pęknięcia zimnego. Stosując wyższe temperatury suszenia elektrod przed spawaniem unikali pęknięć w każdym z otrzymanych złącza próbnym [86].

Z wyników próby Tekken wykonanej przez japońskich uczonych można wnioskować, że krytyczna ilość wodoru dyfundującego w stopiwie w trakcie spawania łukowego elektrodami otulonymi, która może spowodować pęknięcie wynosi  $15\text{ml}/100\text{g}$ . W przypadku wyższej liczby ferrytowej (FN 103) udowodnili, że wystarczy  $10\text{ml}/100\text{g}$  by zainicjować pęknięcie. Mikrostruktura uzyskanych złączy charakteryzowała się wyższą liczbą ferrytową, a w związku z tym ilość austenitu w spoinie była niższa. Austenit zmienił swoją morfologię na drobnoziarnistą i drobnoiglastą występującą na osnowie ferrytu. Pojawiające się pęknięcia propagowały przez ferryt w trybie zygzakowym, tj. w sposób transgraniczny. Związane jest to z faktem, iż austenit wykazuje wyższą ciągliwość i wytrzymałość w porównaniu do fazy ferrytycznej, a także ma wyższą odporność na pęknięcie. Blisko linii wtopienia zaobserwowano austenit gruboziarnisty, a także pasma czysto ferrytyczne. Drobne wtrącenia widoczne w ferrycie są prawdopodobnie węglkami, azotkami i węglikoazotkami i występują również w ziarnach austenitu. Badania przelomów próbek na mikroskopie skaningowym ze złączy Tekken o liczbie ferrytowej FN 73 i FN 103 wykazały podobną morfologię wielkości ziarna i orientację pęknięcia w spoinie. Duże powiększenia ujawniły, że pęknięcie miało charakter łupliwy, gdy przechodziło przez fazę ferrytyczną i ciągliwy w austenicie, który otoczony był ferrytem [35,86].

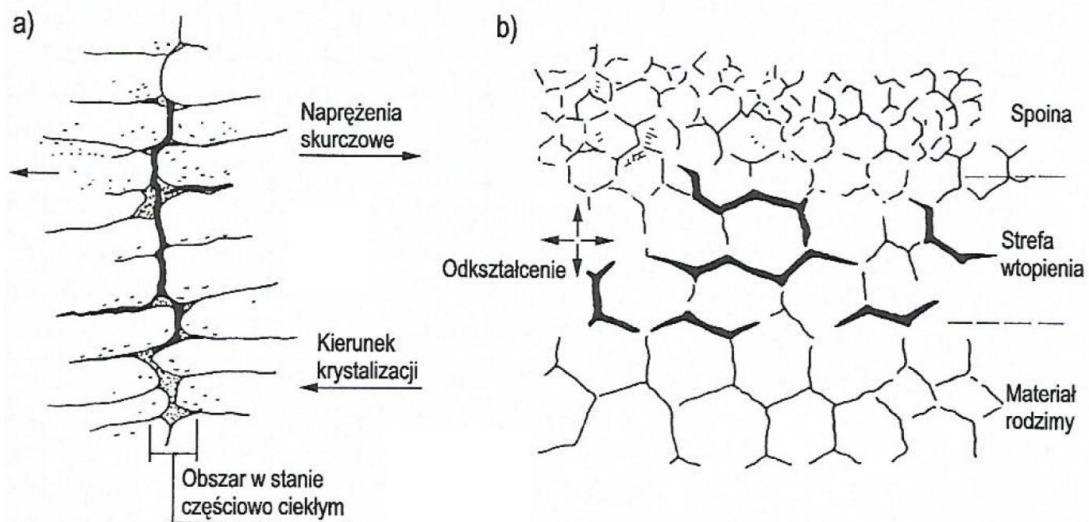
#### **4.3. Skłonność do pęknięcia gorącego**

Proces krystalizacji spoiny wywołuje zmiany objętościowe metalu, a także liczne zjawiska powodujące występowanie odkształceń w krzepnącym metalu. Wytrzymałość i plastyczność metalu w pobliżu linii solidus jest obniżona, a przy równoczesnym oddziaływaniu skurczu termicznego metalu w trakcie krzepnięcia spoiny, wywołującego odkształcenia plastyczne i po osiągnięciu przez metal cech sprężystych naprężenia, mogą spowodować występowanie pęknięć [20,111,118].

Pęknięcia gorące określane są również jako pęknięcia krystalizacyjne, likwacyjne lub nadsolidusowe i powstają w zakresie wysokich temperatur powyżej  $0,5 T_t$  ( $T_t$  - temperatura topnienia [K]). Należą do najczęściej spotykanych wad powstających w złączach spawanych, a ich inicjacja zależy od [29,114]:

- składu chemicznego metalu spoiny,
- warunków i charakteru procesu krystalizacji,
- stopnia rozwoju niejednorodności krystalicznej,
- sztywności i konstrukcji złącza.

Schemat obrazujący mechanizm powstawania pęknięć gorących przedstawia rys. 32 [19].

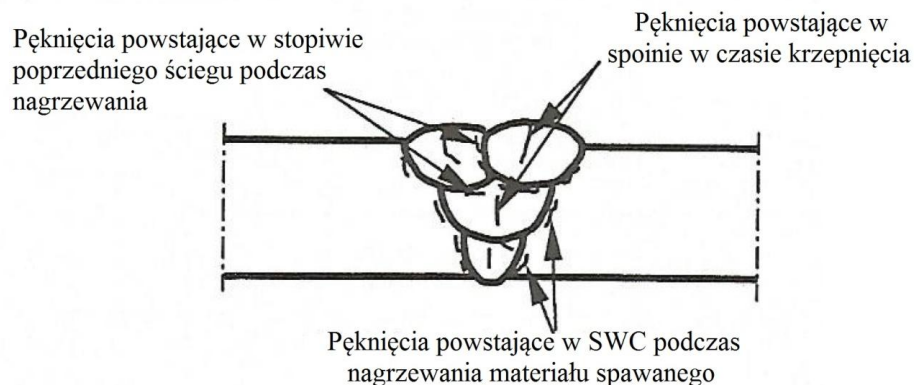


Rys. 32. Mechanizm powstawania pęknięć gorących; a) w wyniku segregacji niskotopliwych wydzieli (eutektyk) w osi spoiny, b) w strefie wtopienia na granicy spoiny [19]

Pęknięcia gorące można rozróżnić ze względu na miejsce występowania, tj. [120]:

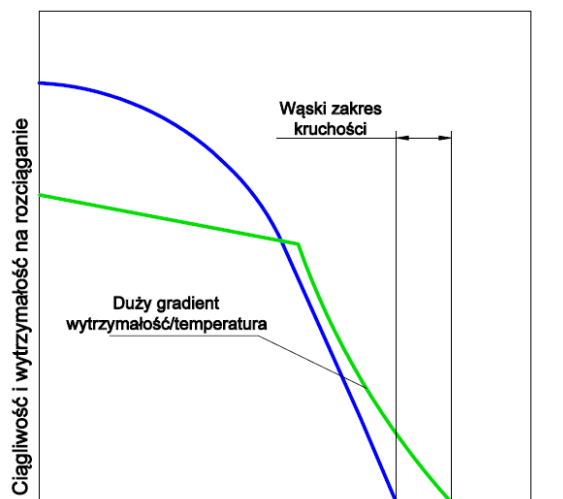
- pęknięcia krystalizacyjne w spoinie,
- pęknięcia segregacyjne w SWC i w spoinie w pobliżu linii wtopienia.

Skłonność metalu do powstawania pęknięć gorących w wyniku oddziaływania określonych odkształceń silnie zależy od szybkości z jaką rośnie wytrzymałość i plastyczność w zakresie wysokich temperatur, a także od szybkości narastania naprężeń wynikających ze skurczu metalu. Na rys. 33 przedstawiono miejsce usytuowania pęknięć gorących w złączu spawanym [120].



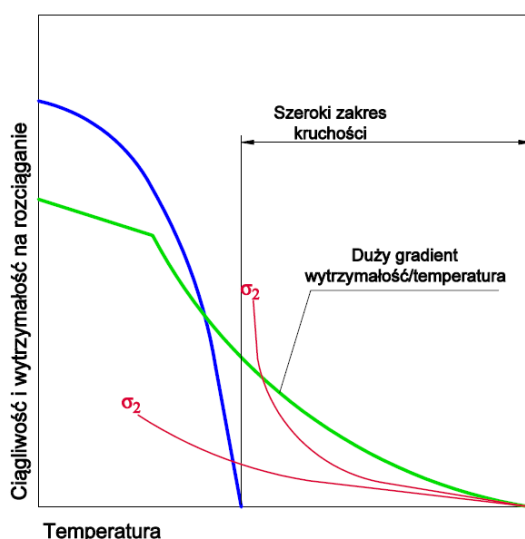
Rys. 33. Miejsce usytuowania pęknięć gorących w złączu spawanym w stali odpornej na korozję [120]

Materiały posiadające wąski zakres kruchości wysokotemperaturowej charakteryzują się mniejszym prawdopodobieństwem powstawania pęknięć, niż metale o szerokim ZKW (zakres kruchości wysokotemperaturowej). Na rys. 34 przedstawiono porównanie właściwości mechanicznych stopów w pobliżu linii solidus.



a) Temperatura

b)



Temperatura

Rys. 34. Porównanie właściwości mechanicznych stopów w pobliżu linii solidus: a) metal odporny na pęknięcie, b) metal skłonny do pęknięcia; linia niebieska - ciągliwość, linia zielona - wytrzymałość  $R_m$ ,  $\sigma_1$  i  $\sigma_2$  - możliwe sposoby narastania naprężeń [18]

Pęknięcia krystalizacyjne najczęściej przebiegają wzdłuż osi spoiny, po granicach ziarn prostopadle do kierunku odprowadzania ciepła. Inicjacja pęknięcia w trakcie krystalizacji spoiny następuje w zakresie kruchości wysokotemperaturowej (ZKW). Proces powstawania pęknięć w trakcie krystalizacji roztopionego jeziora spawalniczego jest inny dla czystych metali i stopów jednofazowych niż dla stopów dwufazowych [120].

Oprócz czynników metalurgicznych na skłonność do powstawania pęknięć zimnych mają wpływ również aspekty konstrukcyjne i technologiczne, przy czym najważniejszym jest kształt spoiny. Największą skłonność do powstawania pęknięć gorących wykazują spoiny o małym współczynniku kształtu, w których następuje zetknięcie czół dendrytów w osi spoiny. Współczynnik kształtu można obliczyć wykorzystując następujący wzór [115]:

$$\psi = b/h \quad (4)$$

gdzie:

b - szerokość spoiny [mm],

h - wysokość spoiny [mm].



Pęknięcia segregacyjne powstają najczęściej w strefie wpływu ciepła, tj. w obszarze bezpośrednio przylegającym do spoiny o zmienionej strukturze w wyniku oddziaływania źródła ciepła spawania. Pęknięcia segregacyjne mają charakter dwustopniowy. W pierwszym etapie następuje inicjacja powstawania pęknięć w wysokich temperaturach w wyniku obecności niekorzystnych wtrąceń niemetalicznych, np. siarczków [20,120]. Następnym etapem jest propagacja pęknięć w trakcie chłodzenia złącza, które początkowo rozwijają się w sposób międzykrystaliczny, a w dalszych etapach mogą przebiegać transkrystalicznie. Dalsze chłodzenie złącza i przemiany fazowe mogą spowodować rozwój mikropęknięć do makropęknięć. Wady te mogą rozprzestrzeniać się również do materiału rodzimego. Należy przy tym zauważyć, że wodór dyfundujący może przyspieszyć propagację pęknięć [111,120].

Największą skłonnością do tworzenia się pęknięć krystalizacyjnych charakteryzują się stale odporne na korozję o strukturze austenitycznej. Zasadniczo wyższą odporność na pękanie gorące wykazują stale typu duplex wynikającą z posiadanej struktury ferrytyczno-austenitycznej. Wynika to z faktu, że ferryt ma dużo mniejszą wytrzymałość w wysokich temperaturach w porównaniu do austenitu. Powoduje to znacznie szybsze rozładowanie naprężeń skurczowych niż w przypadku stali austenitycznych [84]. Spoina wykonana w stali duplex charakteryzuje się strukturą o drobnym ziarnie i dużą powierzchnią właściwą, a obecność drugiej fazy powoduje dodatkowe jej powiększenie [122].

Obecnie niewiele źródeł literaturowych traktuje na temat problemu pęknięcia gorącego stali duplex podczas spawania. Większość z nich odnosi się do problemu pęknięcia tego gatunku stali w trakcie pracy w wysokich temperaturach lub w trakcie procesu odlewania. Zauważono, że złącza wykonane ze stali duplex charakteryzują się mniejszą skłonnością do tworzenia się pęknięć niż odlewy z tej stali [1,83-122]. Większość doniesień literaturowych na temat pęknięć w złączach ze stali duplex dotyczy kruchości 475°C. Pomimo wyższej odporności na formowanie się pęknięć gorących stale duplex są wrażliwe na spawalniczy cykl cieplny. Konsekwencją nieodpowiedniej technologii spawania jest kształtowanie się SWC o gruboziarnistej strukturze i wysokiej zawartości ferrytu. Tego rodzaju struktura charakteryzuje się niską plastycznością i mniejszą odpornością na korozję, co jest nieporządne w odniesieniu do złączy spawanych eksploatowanych w środowiskach silnie korozyjnych [38,39].

#### **4.4. Metody oceny spawalności stali duplex**

Stale ferrytyczno-austenityczne odporne na korozję, jak już wcześniej wspomniano, są wrażliwe na cykl cieplny spawania. Prawidłowa ocena spawalności tej grupy materiałowej jest niezwykle istotna, ponieważ wszystkie nieprawidłowości w trakcie procesu spawania mogą zaowocować nieodpowiednim udziałem obu faz, obniżeniem właściwości mechanicznych, niezgodnościami spawalniczymi, a nawet obniżeniem odporności korozyjnej. Zwykle oceny spawalności stali dokonuje się na podstawie [30,53,117]:

- składu chemicznego stali,
- analizy wykresów CTPc-S,
- prób technologicznych, które uwzględniają cykl cieplny spawania, obecność wodoru dyfundującego i naprężeń w złączu,
- badań mechanicznych złączy spawanych.

##### 4.4.1. Metody analityczne

Istnieje wiele gatunków stali odpornych na korozję, a wszystkie różnią się zarówno pod względem fizycznym jak i metalurgicznym, co powoduje potrzebę rozpatrywania każdej z grup jako oddzielnego przypadku spawalniczego. Prognozowanie struktury przyszłego złącza w stalach odpornych na korozję na podstawie składu chemicznego stali lub spoiwa jest możliwe dzięki wykorzystaniu specjalnych wykresów [43]. Do tego celu, w pierwszym etapie, należy

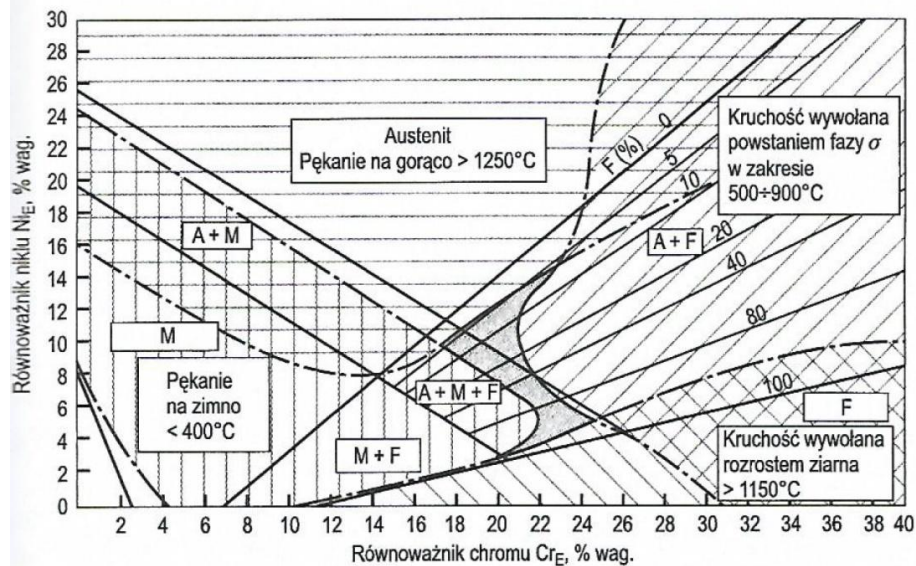


obliczyć udział pierwiastków ferrytotwórczych i austenitotwórczych wyrażonych równoważnikami Cr i Ni, tj. [20,30,82,120]:

$$Cr_E = \% Cr + \% Mo + 1,5 (\% Si) + 0,5 (\% Nb) \quad (4)$$

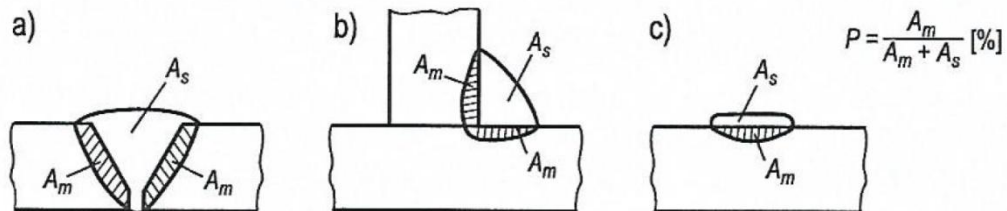
$$Ni_E = \% Ni + 30(\% C) + 0,5 (\% Mn) \quad (5)$$

Największe znaczenie praktyczne ma wykres Schaeffler'a, który z dużą dokładnością umożliwi określenie struktury materiału rodzimego, stopiwa i spoiny. Na rys. 35 przedstawiono wspomniany wykres z obszarami występowania odpowiednich faz. Zaznaczone są na nim obszary występowania konkretnych grup stali odpornych na korozję. Punkt przecięcia obliczonych wartości równoważników naniesionych na współrzędne wykresu charakteryzują strukturę stali [30].



Rys. 35. Wykres Schaeffler'a z zaznaczonymi obszarami występowania faz w zależności od wartości równoważników Cr i Ni [%], a także oznaczonymi obszarami skłonności do odpowiedniego rodzaju pęknięcia

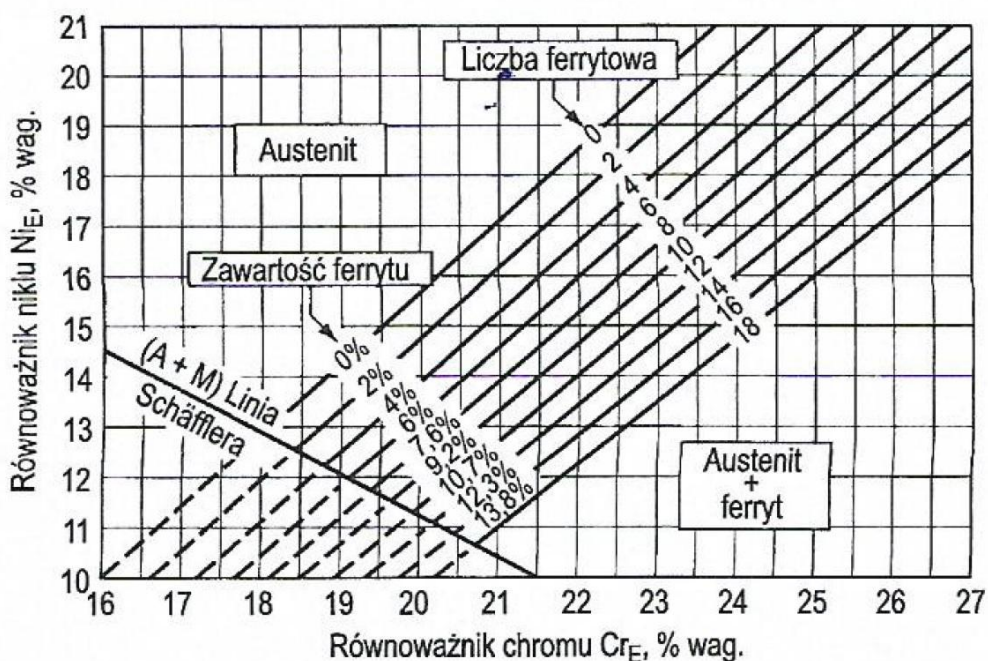
W przypadku określania składu i struktury stopiwa należy obliczyć wartości równoważników Cr i Ni zarówno dla stali jak i spoiny. Ważne jest również uwzględnienie rodzaju złącza i stopnia przemieszania materiałów w procesie spawania. Przykład stopnia przemieszania materiałów w procesie spawania i napawania przedstawiono na rys. 36 [30].



Rys. 36. Stopień przemieszania materiałów: a) i b) w trakcie spawania, c) w trakcie napawania

Wykres Schaeffler'a przez wiele lat przeszedł wiele modyfikacji, jednak na szczególną uwagę zasługuje wykres DeLonga (rys.37). Uwzględnia on zawartość azotu jako pierwiastka silnie austenitotwórczego i w związku z tym, równoważnik Ni oblicza się zgodnie ze wzorem [30]:

$$Ni_E = 0\% Ni + 30 (\% C) + 30 (\% N) + 0,5 (\% Mn) \quad (6)$$



Rys. 37. Wykres DeLonga przeznaczony do prognozowania struktury stopiwa uwzględniając N jako pierwiastek austenitotwórczy [30]

Wykres DeLonga charakteryzuje się możliwością oceny objętości ferrytu  $\delta$ . Ten rodzaj analitycznej oceny udziału objętościowego tej fazy w satysfakcjonujący sposób pokrywa się z pomiarami przeprowadzonymi w sposób doświadczalny metodą magnetyczną w temperaturze pokojowej. Wykorzystywany jest również do oceny skłonności do powstawania pęknięć gorących. W przypadku stali odpornych na korozję ryzyko powstawania tego typu pęknięć jest ściśle związane z występowaniem wysokotemperaturowego ferrytu  $\delta$ . Jak już wspomniano spoiny czysto austenitycznej cechują się wyższym ryzykiem powstawania pęknięć gorących w porównaniu do spoin, w których występuje zaledwie kilka % ferrytu  $\delta$ . Powolne studzenie złącza sprzyja powstawaniu mniejszej ilości fazy ferrytycznej [20,44,30,120].

#### 4.4.2. Metody eksperymentalne

Spawalność należy do pojęć technicznych uwzględniających szereg czynników, których wypadkowa decyduje o przydatności materiału do wytworzenia konkretnej konstrukcji z wykorzystaniem technik spawalniczych. Metody doświadczalne obejmują zarówno próby technologiczne określające skłonność do powstawania pęknięć, jak i badania struktury oraz właściwości mechanicznych złączy [20,30,53].

W ostatnich latach coraz większą uwagę poświęca się skłonności materiałów spawanych do powstawania pęknięć w trakcie spawania lub bezpośrednio po nim. Eksperymentalne badania spawalności stali mają za zadanie umożliwić badanie wpływu wszystkich czynników na powstawanie pęknięć w złączach, jako objawu niedostatecznej spawalności, a każdy z tych czynników powinien zmieniać się w sposób swobodny [122,124].

Dotychczas opracowano wiele metod badań skłonności do tworzenia się pęknięć, a szczegóły prowadzenia tych prób ujęte są w odpowiednich normach przedmiotowych. Próby technologiczne obejmują liczną gamę różnorodnych metod. Metody te można podzielić na próby ilościowe i jakościowe [20].



Skłonność stali do tworzenia pęknięć gorących można podzielić na trzy klasy [121]:

- I - całkowicie odporna na pękanie gorące,
- II - częściowo skłonna do tworzenia się pęknięć gorących. Stal taka wymaga przestrzegania pewnych środków ostrożności, np. niewysokiej temperatury podgrzewania wstępnego, kontrolowania energii liniowej spawania, itp.
- III - skłonna do tworzenia się pęknięć gorących.

W celu oceny skłonności stali do powstawania pęknięć gorących mogą zostać przeprowadzone [20,30,36,122]:

- próby technologiczne samoutwierdzone, np. próba zmiennej sztywności zgodnie z normą PN/M-69761.
- próby maszynowe ze zmianą szybkości odkształcania, np. Varestraint.

Skłonność stali do tworzenia się pęknięć na zimno można sklasyfikować w trzech grupach, tj. [30,120]

- I - odporne na powstawanie pęknięć zimnych, nie wymagające kontroli zawartości wodoru i cyklu cieplnego spawania,
- II - częściowo skłonne do powstawania pęknięć zimnych - stale wymagające kontroli zawartości wodoru dyfundującego w spoinie,
- III - skłonne do pęknięcia zimnego - wymagające kontrolowania zarówno zawartości wodoru dyfundującego w spoinie, jak i cyklu cieplnego spawania.

Metody bezpośrednie służące do oceny skłonności stali do powstawania pęknięć zimnych można podzielić na trzy grupy [53,120,139]:

- próby w utwierdzeniu. Uzyskanie utwierdzenia jest możliwe przez odpowiednie usytuowanie względem siebie elementów złącza próbnego i wykonanie spoin montażowych, przez zastosowanie przyrządu mocującego sztywno elementy złącza lub przez wykonanie spoin mocujących,
- próby z regulowanymi naprężeniami, próbki spawane są obciążane siłami zewnętrznymi niezwłocznie po zakończeniu procesu spawania.
- próby wykonywane na elementach niespawanych, umożliwiające prowadzenie doświadczalnych symulacji rzeczywistych warunków spawania i wpływające na możliwość szczegółowej analizy teoretycznej mechanizmów odpowiadających za zjawisko pęknięcia.

Opisane próby technologiczne można również scharakteryzować ze względu na miejsce występowania i możliwość badania zjawiska pęknięcia na zimno:

- w metalu spoiny ( próby: G-BOP i LB-TRC),
- w SWC i metalu spoiny (próby: CTS, Tekken, TRC i RRC),
- w SWC (próba implant).

Norma PN-EN ISO 17642:2005 [157] traktująca o badaniach pęknięcia na zimno złączy spawanych z grupy prób technologicznych samoutwierdzonych, zaleca wykonywanie prób Tekken. W przypadku prób z regulowanymi naprężeniami wskazane jest zastosowanie próby implant. Dotychczas, w celu określenia skłonności do tworzenia się pęknięć na zimno w złączach wykonywanych w środowisku wodnym, stosowano próby zarówno próby Tekken, CTS, jak i implant [139,157].

Metodykę przeprowadzenia prób o zmiennej sztywności oraz Tekken przedstawiono w rozdziale 7.

## 5. SPAWALNOŚĆ STALI DUPEKS W WARUNKACH PODWODNYCH

Woda to środowisko oddziałujące w trakcie spawania podwodnego zwykle w negatywny sposób na determinanty, które mogą spowodować, m.in. pęknięcie na zimno. Można wyróżnić wiele czynników wpływających na metalurgię spawania, jednak do głównych określających spawalność materiału pod wodą należą [20,58,31]:

- duże szybkości chłodzenia złącza,
- wysoki poziom wodoru potencjalnego,
- wpływ ciśnienia hydrostatycznego na łuk elektryczny,
- procesy metalurgiczne.

Światowy rynek stali oferuje szeroki wybór materiałów, które coraz częściej z powodzeniem stosowane są w konstrukcjach hydrotechnicznych i oceanicznych. Jednym z takich materiałów jest stal ferrytyczno-austenityczna odporna na korozję. Rozwój technologiczny w przemyśle sprawia, że coraz częściej spawanie mokre jest wykorzystywane do naprawy istniejących i pracujących instalacji morskich i podmorskich [131].

Obecnie w literaturze światowej w dalszym ciągu istnieje niewielka ilość doniesień na temat spawalności stali dupleks w warunkach podwodnych. Trend ten jednak się zmienia, ponieważ w ostatnich latach wzrosła ilość zastosowań stali dupleks w konstrukcjach hydrotechnicznych i oceanicznych. Wymusiło to poszukiwanie rozwiązań, które umożliwią w szybki, prosty i najmniej kosztowny sposób naprawy już istniejących konstrukcji.

### 5.1. Technologie spawania stali dupleks w warunkach podwodnych

Stale ferrytyczno-austenityczne są szeroko stosowane w jednostkach podmorskich typu off-shore od ponad 20 lat, m.in. takich jak kolektory rurociągów. Ponadto są powszechnie wybieranym materiałem na rury pępowinowe oraz różnego rodzaju elementy rurowe.

Dotychczas spawanie stali dupleks w warunkach podwodnych uchodziło za niemożliwe do wykonania, szczególnie przy zastosowaniu metody mokrej, co jest uwarunkowane wysoką wrażliwością tej grupy materiałowej na spawalniczy cykl cieplny. Zbyt szybkie chłodzenie stali dupleks powoduje zahamowanie przemiany ferrytu w austenit, wywołując większą zawartość przechłodzonego ferrytu w strukturze, a także formowanie się różnych niekorzystnych wydzielań, np. fazy  $\sigma$ , czy azotków. W związku z tym istnieje wiele problemów, które nie są rozpoznane. Z tego powodu źródła literaturowe nie są zbyt liczne, a w związku z tym dane dotyczące technologii spawania są nieliczne i trudnodostępne. Tematyka spawalności stali ferrytyczno-austenitycznych w środowisku wodnym jest coraz częściej podejmowana w różnych ośrodkach badawczych, m.in. w Chinach, Chorwacji oraz w Polsce. Badania te dotyczą zarówno procesów spawania mokrego, metodą lokalnej komory suchej, suchego hiperbarycznego, a także izobarycznego. Powszechnie stosowane metody naprawcze konstrukcji pływających i podmorskich są bardzo drogie, a prowadzone badania mają pomóc w obniżeniu kosztów naprawy, modernizacji i regeneracji elementów wykonanych z tej grupy materiałowej.

Spośród wielu norm stosowanych w przemyśle offshore istnieje kilka dobrze rozpoznawalnych standardów, które podejmują krytyczne problemy związane ze spawaniem stali odpornych na korozję typu dupleks. Przykładem tych wytycznych są NORSOK M-601 i DNV OS-F101. Jednak trudno o nowe standardy, które w pełni nawiązują do najnowszych, przedstawionych w raportach, doświadczeń na temat uszkodzeń jednostek pracujących pod wodą [133].

## 5.2. Spawanie mokre stali dupleks

Jak wspomniano w rozdziale 2 złącza wykonane w środowisku wodnym podlegają takim samym odbiorom jakościowym jak złącza wykonane na powietrzu [32]. Coraz częściej są podejmowane próby wykonania złączy, które będą spełniały stawiane wymagania zgodnie z odpowiednimi normami przedmiotowymi [121, 127-139].

W literaturze światowej wciąż istnieje niewielka ilość doniesień na temat spawalności stali dupleks metodą mokrą z wykorzystaniem różnych procesów spawalniczych. Towarzystwa Klasyfikacyjne obecnie uznają, że najlepszą metodą spawania naprawczego wszelkich konstrukcji morskich i podmorskich wykonanych ze stali ferrytyczno-austenitycznych jest metoda spawania suchego hiperbarycznego. Spawanie metodą mokrą nie jest brane pod uwagę, a jeżeli prace mają być prowadzone z wykorzystaniem tej metody należy konsultować je z odpowiednim Towarzystwem Klasyfikacyjnym [24-28].

W chwili obecnej temat spawalności stali dupleks w warunkach spawania mokrego jest coraz częściej podejmowany.

K. Sun wraz z zespołem przeprowadzili badania spawalności stali dupleks z zastosowaniem spawania łukowego drutem elektrodowym z rdzeniem proszkowym, tj. metodą FCAW (proces 136) w warunkach spawania suchego hiperbarycznego i mokrego. Eksperyment przeprowadzono na specjalnie przygotowanym stanowisku, umożliwiającym wykonanie procesu spawania w symulowanych warunkach podwyższonego ciśnienia panującego na głębokości 20 m. Zespół K. Sun'a wykonał po trzy złącza w warunkach spawania pod wodą metodą mokrą i metodą spawania suchego hiperbarycznego. Złącza wykonane metodą suchą oznaczono literowo UDW (underwater dry welding) i numerem określającym kolejne złącze. W przypadku złączy wykonanych metodą mokrą oznaczono je UWW (underwater wet welding), a następnie kolejnym numerem. Parametry spawania złączy różniły się, m.in. zastosowanymi wartościami natężenia prądu, tabela 3 [115].

Tabela 3. Parametry spawania złączy w środowisku wodnym metodą mokrą i hiperbaryczną suchą [115]

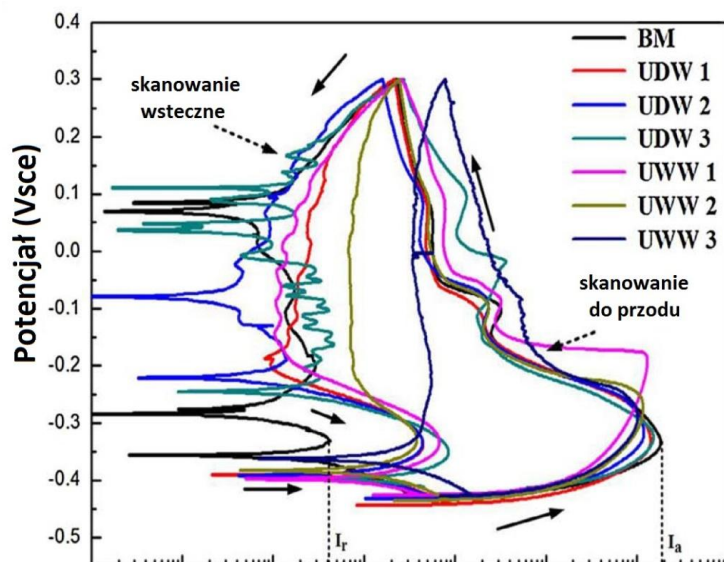
Nazwa złącza	$V_{sp}$	I	U	Ilość wprowadzonego ciepła	Przepływ gazu
	[mm/min]	[A]	[V]	[kJ/mm]	[l/min]
UDW 1	480	220	26,4	1,21	25-30
UWW 1	480	220	26,4	1,21	
UDW 2	430	260	30	1,81	
UWW 2	430	260	30	1,81	
UDW 3	430	300	33,2	2,32	
UWW 3	430	300	33,2	2,32	

K. Sun wraz ze swoim zespołem przeprowadził szereg badań na uzyskanych złączach. W celu oceny struktury spoin wykonano badania metalograficzne mikroskopowe, a także określono udział obu faz w złączach.

Ocenę odporności na korozję wykonano zgodnie z normą BS EN ISO 12732:2006 wykonując badanie elektrochemicznej reaktywacji potencjokinetycznej (DL-EPR). Na rysunku 38 przedstawiono wynik badania dla materiału rodzimego oraz wszystkich wykonanych pod wodą złączy przy zastosowaniu różnych parametrów spawania [131].

K.Sun i inni wykazali, że wielkość ziaren austenitu w spoinach wykonanych w warunkach spawania suchego hiperbarycznego były większe w porównaniu do spoin wykonanych metodą mokrą. Stwierdzono brak istotnej zmiany stosunku faz  $\gamma/\alpha$  wśród podwodnych suchych połączeń spawanych przy zastosowaniu różnej wartości parametrów spawania, podczas gdy wartości stosunku faz  $\gamma/\alpha$  znacznie wzrosły w przypadku spoin wykonanych w bezpośrednim otoczeniu wody. W badaniach odporności na korozję K. Sun i inni

wykazali, że wszystkie wykonane pod wodą złącza były niewrażliwe na powstawanie korozji zlokalizowanej. Stwierdzono, że metal spoiny oraz linia wtopienia wykazały wyższą odporność na korozję lokalną z uwagi na wysokie wartości równoważnika  $PRE_N$  w porównaniu do obszaru strefy wpływu ciepła.



Rys. 38. Wyniki badania DL-EPR dla materiału rodzimego i wszystkich złączy wykonanych pod wodą [115]

Odporność na korozję zlokalizowaną niskotemperaturowej SWC w złączach spawanych pod wodą metodą mokrą, została zwiększona wraz ze wzrostem energii liniowej w trakcie spawania, podczas gdy przeciwny trend zaobserwowano w tym samym obszarze SWC w złączach wykonanych pod wodą w warunkach suchych hiperbarycznych. Wysokotemperaturowa SWC w złączach wykonanych metodą suchą charakteryzowała się wyższą odpornością na korozję zlokalizowaną w porównaniu do spawania mokrego z taką samą ilością wprowadzonego ciepła do złącza. Z pośród wszystkich złączy próbnych wykonanych metodą suchą wyodrębniono jedno, tj. UDW 1, które wykazało najlepszą odporność na korozję zlokalizowaną oraz najlepiej zbilansowany udział fazy  $\gamma/\alpha$ , przy czym ze złączy wykonanych metodą mokrą najlepszą odporność na ten typ korozji, a także najlepszy udział obu faz wykazało złącze UWW 2.

Tabela 4. Skład chemiczny oraz wartość równoważnika  $PRE_N$  dla ferrytu i austenitu w wybranych złączach spawanych pod wodą [128]

Obszar złącza	Faza	Pierwiastek [%]				$PRE_N$
		Cr	Mo	Ni	N	
UDW 2 spoina	feryt	24,46	2,39	5,70	0,11	34,55
	austenit	23,85	2,14	6,63	0,13	33,51
UDW 2 SWC	feryt	21,55	0,29	1,85	0,17	25,91
	austenit	21,21	0,26	1,89	0,19	25,87
UWW 2 spoina	feryt	23,86	3,08	7,41	0,10	36,02
	austenit	23,03	2,68	8,31	0,12	34,28
UWW 2 SWC	feryt	22,57	0,40	1,52	0,18	27,49
	austenit	21,72	0,22	1,87	0,18	26,50

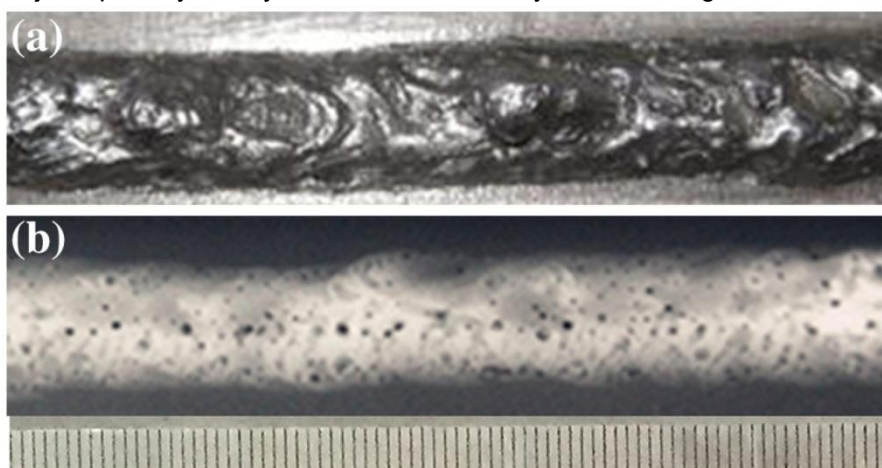
Udowodniono, że w trakcie spawania stali ferrytyczno-austenitycznej największym problemem były wytrącające się w strukturze azotki, będące głównym powodem obniżenia odporności na korozję zlokalizowaną w SWC [115]. W tabeli 4 przedstawiono skład chemiczny, wartość równoważnika  $PRE_N$  dla ferrytu i austenitu wybranych spoin oraz w SWC [131].

Shi Y. i inni pracowali nad problemem powstawania porowatości w złączach ze stali duplex spawanych pod wodą metodą mokrą z wykorzystaniem spawania drutem rdzeniowym FCAW [107]. Eksperyment przeprowadzono symulując na stanowisku badawczym ciśnienie panujące pod wodą na danych głębokościach, tj. 20 i 60 m i wykonując w tych warunkach napoiny. W tabeli 5 przedstawiono wartości zastosowanych parametrów napawania podwodnego metodą mokrą FCAW.

Tabela 5. Parametry napawania próbek [107]

Nr próbki	U [V]	I [A]	V [mm/min]	H [m]	Q [kJ/mm]	$\delta$ [%]
1	27	275	510	20	1,46	3,16
2	33	275	510	20	1,78	3,81
3	33	225	510	20	1,46	5,58
4	33	225	330	20	2,25	3,86
5	27	275	330	60	2,25	6,36
6	33	275	330	60	2,75	10,59
7	33	225	330	60	2,25	8,78
8	33	275	510	60	1,78	13,23

Shi Y. wraz ze swoim zespołem wykonali 8 napoin, które w pierwszym etapie poddano badaniom radiograficznym (RT), które wykazały liczne porowatości. Na rys. 39 przedstawiono zdjęcie jednej z napoin wykonanych w warunkach mokrych oraz radiogram.

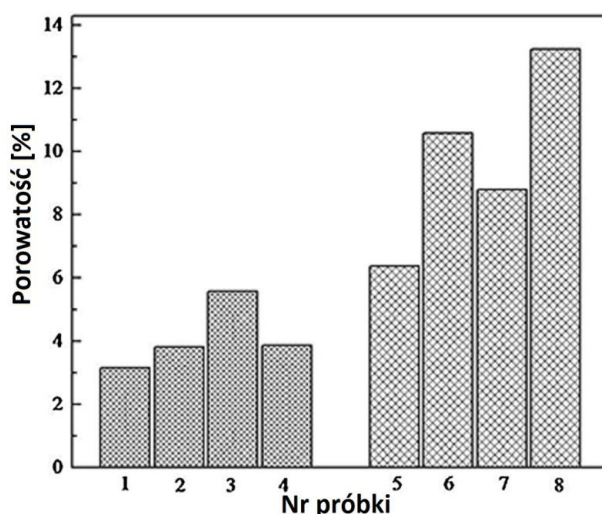


Rys. 39. Napoina na stali duplex wykonana metodą mokrą: a) widok, b) radiogram [107]

Zaobserwowano znacznie większą liczbę porów w napoinach wykonanych na głębokości 60 m w porównaniu do głębokości 20 m. Napoiny wykonane w warunkach największego zadanego ciśnienia charakteryzowały się porowatością mieszczącą się w zakresie 6-14%, czyli prawie dwukrotnie większą od napoin wykonanych przy najmniejszym

ciśnieniu otoczenia. Silva W.C.D. i inni [108,109] w swoich badaniach zauważyli, że wysokie ciśnienie hydrostatyczne sprzyja powstawaniu porowatości, a także istnieje silniejsza bariera dla absorpcji wodoru w jeziorce spawalniczym.

Shi Y. i inni wykazali, że wpływ napięcia łuku spawalniczego i prędkości spawania na porowatość napoin wykonanych pod wodą na głębokości 20 m i 60 m jest podobna. Natomiast wpływ natężenia prądu na porowatość zmienia się w zależności od głębokości. Mikrostruktura napoin, biorąc pod uwagę skład chemiczny, determinowana jest przez szybkość chłodzenia. Zmiana ilości wprowadzonego ciepła wynikająca ze zmiany wartości napięcia łuku i natężenia prądu spawania lub ze zwiększenia prędkości spawania, powodowała uzyskanie korzystniejszej mikrostruktury napoin. Zauważono, że granice ziaren ferrytu odgrywają istotną rolę w absorpcji wodoru z otaczającej atmosfery. Atomy wodoru ułożone na granicach małych ziaren ferrytu mogą znacznie łatwiej się rozproszyć, niż te zlokalizowane na granicach dużych ziaren. Biorąc pod uwagę czas wydostania się wodoru nie można zignorować szybkości chłodzenia. Zwiększenie ilości wprowadzonego ciepła wydłuża czas przebywania jeziora w wysokiej temperaturze i w związku z tym  $H_2$  może się łatwo wydostawać z jeziora ciekłego metalu. Sprzyja to powstawaniu większej ilości porów w strukturze i dlatego relacja między porowatością, a strukturą napoin powinna być rozpatrywana wspólnie. Na rys. 40 przedstawiono graficznie relację między zastosowanymi parametrami dla wykonanych napoin, a porowatością [115].



Rys.40. Wpływ parametrów spawania na porowatość napoin [115]

### 5.3. Spawanie metodą lokalnej komory suchej

Większość prac podwodnych wykonywanych przez nurków-spawaczy ograniczonych jest uwarunkowaniami fizjologicznymi człowieka, a także przepisami dotyczącymi bezpiecznej głębokości, na której mogą pracować ludzie [139].

Wiele z rurociągów podmorskich ułożonych jest na głębokości 2500 m. W takim przypadku wszelkie prace wykonywane przez nurka-spawacza są wykluczone. Naprawy takich ropociągów mogą być wykonywane jedynie przy użyciu robotów, a także mechanizmów zdalnie sterowanych. Metod naprawczych linii przesyłowych ułożonych dnie mórz jest wiele, jednak najczęściej wykorzystywaną i skuteczną jest proces spawania.

W ostatnich latach poświęca się coraz więcej uwagi automatyzacji procesów spawalniczych w środowisku wodnym. Prowadzone badania mają na celu, m.in. stworzenie systemów wizyjnych, które umożliwią obserwację procesu spawania, a także geometrii i jakości wykonywanych spoin.

#### 5.4. Spawanie suche stali duplex

Największa ilość doniesień literaturowych na temat spawalności stali ferrytyczno-austenitycznych i problemów z tym związanych dotyczy spawania hiperbarycznego. Proces ten gwarantuje uzyskanie złączy, które mają właściwości takie same lub bliskie złączom wykonanym na powietrzu.

Akselsen M. wraz z zespołem przeprowadzili badania na temat zdalnego spawania hiperbarycznego pod wodą stali duplex wykonanego przez robota spawalniczego [1]. Hot-tapping jest powszechnie stosowaną i dobrze ugruntowaną technologią zarówno na lądzie jak i na morzu wykonywaną w celu połączenia rurociągów oddziałowych do systemów rurociągów produkcyjnych bez zatrzymania produkcji. Badania miały na celu wyeliminowanie elastomerowych uszczelki pomiędzy zaciskiem i główną rurą na rozgałęzieniach systemów rurociągów ułożonych na dnie morza poprzez zastosowanie spawania podwodnego na metalowych uszczelkach. Powodem jest to, że elastomerowa uszczelka może ulec degradacji głównie przez spuchnięcie wywołane przepływem węglowodorów z głównej rury przez zacisk do nowego odgałęzienia rurowego. Spawane uszczelki są uważane za alternatywę poprawy czasu eksploatacji, niezawodności i bezpieczeństwa. Do tej pory wykorzystano jedynie dziesięć hot-tappingów z uszczelkami spawanymi na podwodnych rurociągach ułożonych na dnie Morza Północnego. Wszystkie nowe połączenia zapewniły bardzo wysoką efektywność kosztową rozwiązania, jednak ograniczone są przede wszystkim możliwościami fizjologicznymi nurków. Na norweskim szelfie kontynentalnym głębokość, na jakiej nurkowie zawodowi mogą pracować jest ograniczona do 180 m. W związku z tym istnieje realna potrzeba opracowania rozwiązania spawania stali duplex na większych głębokościach w sposób w pełni zdalnie sterowany.

Akselsen M. i inni do przeprowadzenia badań wykonali dwa złącza spawane w komorze hiperbarycznej wyposażonej w standardowy osprzęt do spawania metodą GMAW. Złącze nr 1 wykonane zostało pod ciśnieniem 12 bar (12,24 at), natomiast złącze nr 2 wykonano pod ciśnieniem 35 bar (35,69 at). Ciśnienie wywierane w komorze suchej uzyskano wtłaczając pod ciśnieniem Ar o czystości 99,996%, który służył również jako gaz osłonowy w trakcie spawania. W tabeli 6 przedstawiono skład chemiczny materiału rodzimego i materiału dodatkowego do spawania [1].

Tabela 6. Skład chemiczny materiału rodzimego i drutu elektrodowego [1]

Materiał	Pierwiastek [%]										
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Al	Ti	N
Duplex 2205	0,016	0,4	1,4	0,023	0,001	22,3	5,7	3,1	-	-	0,18
Inconel® 625	0,015	<0,05	0,03	<0,005	0,0006	20,68	65,74	8,81	0,24	0,063	-

Parametry spawania złączy próbných przedstawiono w tabeli 7.

Tabela 7. Zmienne istotne procesu spawania [13]

Nr próbki	Natężenie prądu [A]	Napięcie łuku [V]	Prędkość spawania [mm/s]	Prędkość podawania drutu [m/min]	Temperatura międzyścigowa [°C]	Ciśnienie [bar]
Złącze nr 1	170	28,8	6	10	50	12
Złącze nr 2	166	29,8	6	10	50	35

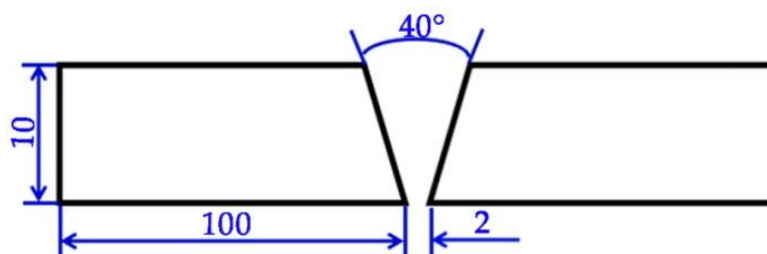
Najwyższa pojedyncza twardość HV10 została zmierzona w SWC. Reszta zmierzonych twardości mieściła się poniżej wartości 250 HV10. Zaobserwowano, że wykonane spoiny uległy lekkiemu odkształceniu z uwagi na niedostateczne umocowanie w trakcie spawania. Badania wytrzymałościowe wykazały, że granica plastyczności metalu spoiny dla obu złączy jest niższa od materiału rodzimego, tj. dla złącza nr 1  $R_{p0,2} = 491$  MPa, a dla złącza nr 2  $R_{p0,2} = 468$  MPa. Natomiast obie spoiny wykazały podobną do materiału rodzimego wytrzymałość na rozciąganie, tj. złącze nr 1  $R_m = 739$  MPa,  $R_m = 735$  MPa. Badania udarności przeprowadzono w trzech obszarach, tj. 1) w spoinie, 2) linii wtopienia, 3) 2mm od linii wtopienia. Wszystkie zaznaczone obszary charakteryzują się doskonałą odpornością na kruche pękanie w temperaturze  $-30^\circ\text{C}$  ( $>100$  J). W badaniach mikroskopowych zaobserwowano obszary o wysokiej zawartości ferrytu na linii wtopienia co może budzić pewne obawy. Jednak to odkrycie nie jest dla autorów jasne, ponieważ wszystkie wartości odporności na korozję były bardzo wysokie dla wszystkich obszarów złącza. Mikrostruktura metalu spoiny charakteryzowała się układem dendrytycznym z dendrytami pierwotnymi i odgałęzieniami dendrytów wtórnych. Obszary międzidendrytyczne były wzbogacone przede wszystkim w rozpuszczony Nb i Mo. Zmniejszająca się rozpuszczalność tych pierwiastków podczas chłodzenia skutkowała tworzeniem się faz międzymetalicznych. Wymieszanie materiału rodzimego spowodowało duże lokalne różnice w składzie chemicznym metalu spoiny. Jednak ilościowego wpływu zmian składu chemicznego, autorzy nie mogli ocenić na podstawie przeprowadzonych badań. Wyszuli wniosek, że niski poziom twardości powinien odpowiadać wymaganiom ustalonym dla środowiska zawierające siarkowodory [1].

Hu Y. i inni przeprowadzili szereg badań na wcześniej wykonanych złączach spawanych wielościęgowo w środowisku wodnym w habitacie suchym hiperbarycznym przy zastosowaniu metody spawania łukowego drutem rdzeniowym FCAW w zakresie ciśnienia normalnego oraz podwyższonego do 0,75 MPa [45]. Na rys. 41 przedstawiono sposób przygotowania krawędzi do spawania, natomiast w tabeli 8 przedstawiono parametry i warunki spawania złącza [45].

Tabela 8. Parametry spawania wielościęgowego pod wodą metodą suchą hiperbaryczną [45]

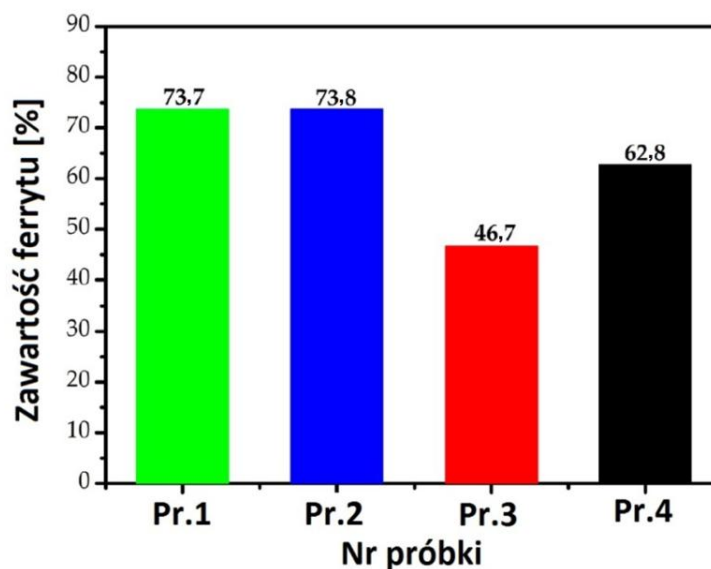
Nr próbki	Ciśnienie otoczenia [MPa]	Liczba ściegów	Natężenie prądu [A]	Napięcie łuku [V]	Prędkość spawania [mm/min]	Energia liniowa [kJ/mm]
Próbka 1	0 (ciśnienie normalne)	1 (graniowy)	170	28	240	1,98
		2 (licowy)	180	29	264	1,98
Próbka 2	0,15	1 (graniowy)	170	28	240	1,98
		2 (licowy)	180	29	264	1,98
Próbka 3	0,45	1 (graniowy)	160	27	240	1,80
		2 (wypełniający)	170	28	288	1,65
		3 (licowy)	180	29	288	1,81
Próbka 4	0,75	1 (graniowy)	150	26	240	1,63
		2 (wypełniający)	170	28	288	1,65
		3 (licowy)	180	29	288	1,81





Rys. 41. Schemat przygotowania krawędzi łączonych elementów [45]

Zaobserwowano, że wraz ze wzrostem ciśnienia otoczenia, energia liniowa powinna zostać zmniejszona w celu uzyskania optymalnego kształtu spoiny. Wpływ ciśnienia otoczenia na proces spawania hiperbarycznego powoduje, że szybkość chłodzenia złącza wzrasta wraz ze wzrostem ciśnienia. Przewodność cieplna sprężonego gazu osłonowego w habitacie również wzrasta wraz ze wzrostem ciśnienia, co jest związane ze wzrostem gęstości gazu. W konsekwencji tego, liczba ściągów wypełniających rowek spawalniczy powinna zostać zwiększona w porównaniu do spawania pod wodą przy niższych ciśnieniach tego samego typu rowków spawalniczych [45]. Nie ujawniono żadnych niezgodności spawalniczych. Wykonano pomiary ilości ferrytu i składu chemicznego. Zauważono, że największą zawartością austenitu w metalu spoiny charakteryzowało się złącze wykonane przy ciśnieniu otoczenia 0,45 MPa, a następnie 0,75 MPa i 0,15 MPa. Należy przy tym zauważyć, iż złącze wykonane przy ciśnieniu otoczenia 0,15 MPa zachowywało się prawie tak samo jak złącze spawane przy 0 MPa (ciśnienie normalne - tabela 7). Na rys. 42 przedstawiono diagram z udziałem ferrytu w metalu spoiny każdej z uzyskanych próbek [45].



Rys. 42. Udział ferrytu w spoinach stali duplex [45]

Najbardziej znaczącą różnicą składu chemicznego było najwyższe stężenie N w stopie próbki wykonanej pod ciśnieniem otoczenia 0,45 MPa w porównaniu z pozostałymi trzema próbkami. Im wyższa zawartość austenitu, tym mniejsza jest obecność azotków chromu w ferrycie [45]. W tabeli 9 przedstawiono udział najważniejszych pierwiastków każdej z faz metalu spoiny.

Wyraźnie wysoka zawartość ferrytu w metalu spoin, a także duża ilość wtrąceń  $Cr_2N$  miała istotny wpływ na odporność na korozję wżerową, a także pochłoniętą energię podczas prób udarności. Z przeprowadzonych badań odporności na korozję wżerową wynika, że najwyższą wykazywało złącze wykonane przy ciśnieniu 0,45 MPa, a najniższą spoina

wykonana w 0,75 MPa. Zaobserwowano, że utrata wartości wytrzymałości była odwrotnie proporcjonalna do ilości ferrytu [45].

Tabela 9. Skład chemiczny każdej z faz występujących w metalu spoiny [45]

Nr próbki	Faza	Cr	Ni	Mo	N	PRE <sub>N</sub>
		[%]				
Próbka 1	feryt	23,37	6,74	2,57	0,04	32,491
	austenit pierwotny	22,86	7,13	2,37	0,28	35,161
	austenit wtórny	21,77	8,19	1,83	0,19	30,849
Próbka 2	feryt	23,33	6,84	2,56	0,04	32,418
	austenit pierwotny	22,79	7,36	2,43	0,27	35,129
	austenit wtórny	21,36	8,34	1,81	0,21	30,693
Próbka 3	feryt	23,47	6,79	3,05	0,03	34,015
	austenit pierwotny	22,99	7,54	2,52	0,23	34,986
	austenit wtórny	22,41	8,02	2,17	0,21	32,931
Próbka 4	feryt	23,41	6,49	2,55	0,03	32,305
	austenit pierwotny	22,95	6,89	2,32	0,23	34,286
	austenit wtórny	22,03	7,22	1,92	0,22	31,886

Hu Y. i inni wykonali złącza wielościęgowe ze stali lean duplex UNS S32101 z wykorzystaniem spawania metodą łukową drutem rdzeniowym pod ciśnieniem 0,45 MPa z biegunowością ujemną DC-. W tabelach 10 i 11 przedstawiono skład chemiczny materiałów wykorzystanych do prób spawalności, a także parametry spawania. Autorzy zaobserwowali, że zrównoważona struktura ferrytu i austenitu w spoinie zahamowała powstawanie Cr<sub>2</sub>N w fazie ferrytycznej. Jednak w SWC można było zaobserwować niedostateczną transformację austenitu i znaczne wytrącanie azotku Cr<sub>2</sub>N w obrębie ziaren ferrytu. Granice ziaren austenitu o niskiej energii Σ3 w metalu rodzimym były prawie dwa razy większe niż te w SWC i w metalu spoiny. Przyczyniło się to do obniżenia ciągliwości i plastyczności złącza.

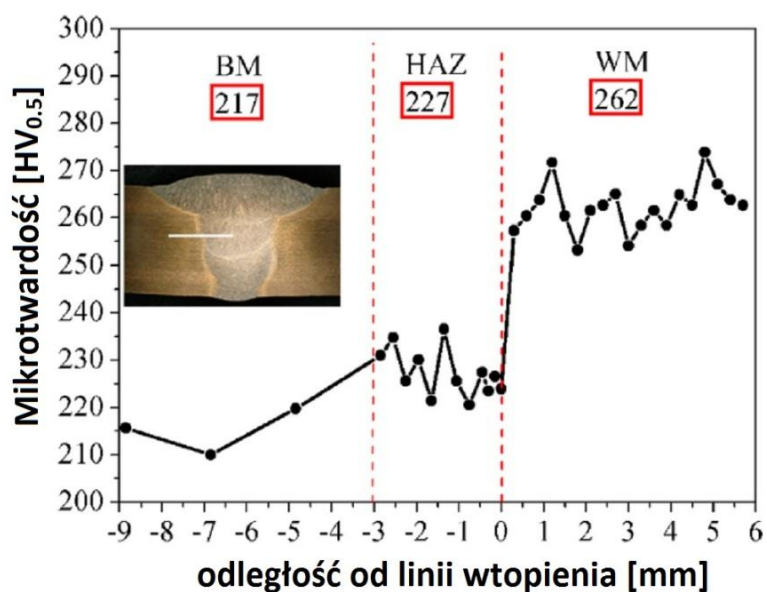
Tabela.10. Skład chemiczny materiału rodzimego i drutu rdzeniowego [46]

Materiał	Pierwiastek [%]										
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	Co	P	S	N
UNS32011	0,017	0,49	4,98	21,52	1,56	0,22	0,16	0,040	0,020	<0,002	0,24
ER 2209	0,024	0,63	1,57	22,07	8,17	3,05	0,019	-	0,021	0,009	0,15

Tabela.11. Parametry spawania złączy próbných [46]

Nr ściegu	Natężenie prądu [A]	Napięcie łuku [V]	Prędkość spawania [mm/s]	Energia liniowa [J/mm]
1 (graniowy)	160	27	4	1080
2 (wypełniający)	170	28	4,8	992
3 (licowy)	180	29	4,8	1088

Hu Y. i inni zauważyli, że wyższa zawartość pierwiastków stopowych w metalu spoiny prowadzi do wzmocnienia roztworu. Metal spoiny wykazywał wyższe wartości wytrzymałości i twardości w porównaniu do materiału rodzimego. Zrównoważona struktura spowodowała uzyskanie dobrej plastyczności i wytrzymałości pomimo licznych wtrąceń niemetalicznych w metalu spoiny. Na rys. 43 przedstawiono wykres uzyskanej mikrotwardości w badanych obszarach złącza [46].



Rys.43. Wykres mikrotwardości HV<sub>0,5</sub> w badanych obszarach złącza [46]

Autorzy zauważyli, że w SWC w obszarze o najwyższej ilości ferrytu doszło do znacznego wytrącania azotku Cr<sub>2</sub>N, które przypominały pręty. Cząstki te przyczepiały dyslokacje i zmniejszały ich mobilność. Sama faza Cr<sub>2</sub>N i jej powstała wysoka gęstość dyslokacji były głównymi przyczynami wzrostu mikrotwardości SWC i wysokiej wytrzymałości złączy w porównaniu do materiału rodzimego. Jednak umocnienie SWC spowodowało zmniejszenie wydłużenia w spoinie [46]. W tabeli 12 przedstawiono podsumowanie omawianej literatury.

Tabela 12. Zestawienie omawianej literatury

Lp.	Warunki spawania	Głębokość [m]	Energia liniowa q <sub>l</sub> [kJ/mm]	Porowatość δ [%]	FN	HV	R <sub>m</sub> MPa	R <sub>p0,2</sub> MPa	A [%]	Źródło
1	Suche Hiperbar. FCAW	20	1,21	-	43	-	-	-	-	[128]
			1,81		43					
			2,32		44					
	mokre FCAW		1,21		27					
			1,81		32					
			2,32		39					
2	Mokre FCAW	20	1,46	3,16	-	-	-	-	-	[129]
			1,78	3,81						
			1,46	5,58						
			2,25	3,86						
		60	2,25	6,36	-	-	-	-	-	
			2,75	10,59						
			2,25	8,78						
			1,78	13,23						
3	Mokre MMA	0,16	1,11	-	47	299	-	-	-	[134, 135]
						288				
			3,02		277					
	284									
	MMA		0		0,87	52				
4	LKS	0,16	0,57	-	57	267	-	-	-	[136]
			1,19		55	282				
			1,84		53	278				
		0	0,65		52	289				
			1,20			292				
			1,68			272				
5	Suche Hiperbar. zrobotyz. GMAW	122	1,36	-		246	739	491	67	[138]
		356	1,37			249	735	468	70	
6	Suche hiperbar. FCAW	76,5	1,08	-		217	769	581	23	[139]
			0,992			227				
			1,088			262				

## 6. TEZA, CELE I ZAKRES PRACY

Konstrukcje eksploatujące złoża surowców na pełnym morzu, do których zalicza się instalacje poszukiwawcze, wydobywcze, przetwórcze, a także transportujące nazywane są konstrukcjami offshore. Przemysł ten rozwija się w sposób ciągły i dynamiczny, dlatego na instalacje tego typu stosowane są coraz bardziej zaawansowane materiały wytrzymałe na duże obciążenia mechaniczne i charakteryzujące się dobrą odpornością na korozję. Obecnie tradycyjne spawalne stale niskostopowe szeroko stosowane na zbiorniki i rurociągi przesyłowe są wypierane przez stale odporne na korozję. Z tej grupy najczęściej stosowane są stale ferrytyczno-austenityczne typu dupleks ze względu na dużą odporność korozyjną przy relatywnie wysokich właściwościach wytrzymałościowych [125]. Stale te wykazują dobrą spawalność na powietrzu, jednak w przypadku przeprowadzenia podwodnych prac spawalniczych, jakość otrzymywanych złączy często jest niezadawalająca. Procesy spawania pod wodą są wykorzystywane najczęściej jako efektywna metoda remontów i napraw konstrukcji morskich. Takie prace spawalnicze, a zwłaszcza spawanie mokre wykonuje się elektrodami otulonymi metodą MMA. Obecnie w przepisach Towarzystw Klasyfikacyjnych jedyną możliwą metodą prowadzenia podwodnych prac spawalniczych na instalacjach wykonanych ze stali typu dupleks jest spawanie hiperbaryczne. W literaturze światowej jest mało doniesień na temat spawalności stali dupleks w warunkach podwodnych innymi metodami niż metoda hiperbaryczna. Należy zwrócić uwagę, że woda jako środowisko spawania istotnie wpływa na kinetykę przemian strukturalnych w stali, powstawanie naprężeń w złączach, a w szczególności jest źródłem wodoru rozpuszczonego w metalu spoiny. Powstawaniu niezgodności spawalniczych podczas spawania na mokro sprzyja podwyższone ciśnienie otaczającej wody, stopień zasolenia, prądy morskie, ograniczona widoczność na dużych głębokościach oraz ograniczona operatywność nurka spawacza w trakcie wykonywania złączy.

Silnie chłodzące oddziaływanie otaczającej wody w czasie wykonywania prac spawalniczych może istotnie wpływać na zmiany stosunku objętościowego faz austenitu do ferrytu w obrębie złącza spawanego stali dupleks. Ponadto istnieje ryzyko powstawania kruchych faz międzymetalicznych, które jednocześnie mogą uwrażliwiać strukturę złącza na działanie wodoru. Do tej pory nie opracowano skutecznej metody ograniczenia ilości wodoru dyfundującego w złączach wykonanych pod wodą metodą moką elektrodami otulonymi. Suszenie elektrod i pokrywanie ich powierzchni powłokami wodoodpornymi nie daje gwarancji uzyskania pożądanych efektów spawania. Obecnie na rynku niedostępne są elektrody otulone dedykowane do spawania mokrego stali dupleks. W związku z tym należy rozważyć zastosowanie standardowych elektrod otulonych do spawania podwodnego tej grupy stali a następnie na bazie uzyskanych wyników rozpatrzyć potrzebę modyfikacji składu i stanu otulin elektrod.

Inne metody spawania podwodnego stali dupleks są również możliwe. Spawanie za pomocą lokalnej komory suchej jest perspektywiczną metodą spawania podwodnego. Metoda ta ma szereg zalet w stosunku do spawania podwodnego elektrodami otulonymi takie jak miejscowe odizolowanie spawanych elementów od kontaktu z wodą co sprzyja stabilności jarzenia łuku oraz przyczynia się do zmniejszenia szybkości chłodzenia oraz udziału wodoru w metalu spoiny. Niestety są też ograniczenia stosowania tej metody. Nadaje się ona do spawania złączy płaskich prostoliniowych, a obszar spawania nie jest widoczny dla nurka-spawacza, co znacznie ogranicza praktyczne zastosowanie metody LKS w spawaniu naprawczym podwodnym.

Spawalność stali dupleks w warunkach spawania mokrego nie była dotychczas przedmiotem badań i analiz. Nieliczne doniesienia z literatury światowej na ten temat nie pozwalają jednoznacznie ocenić wpływu środowiska wodnego na spawalność tej grupy stali.

W podjętych badaniach spawalności przyjęto metodę MMA jako podstawową do wykonywania złączy pod wodą, natomiast spawanie za pomocą lokalnej komory suchej jako metodę alternatywną.

Na podstawie studiów literaturowych, a także wyników wcześniejszych badań postawiono następującą tezę:

**Problemy spawania stali ferrytyczno-austenicznych typu duplex w warunkach spawania mokrego metodą MMA wynikają z ograniczeń w zakresie spawalności technologicznej, natomiast spawalność metalurgiczna tej grupy stali jest dobra.**

Cele naukowe pracy to:

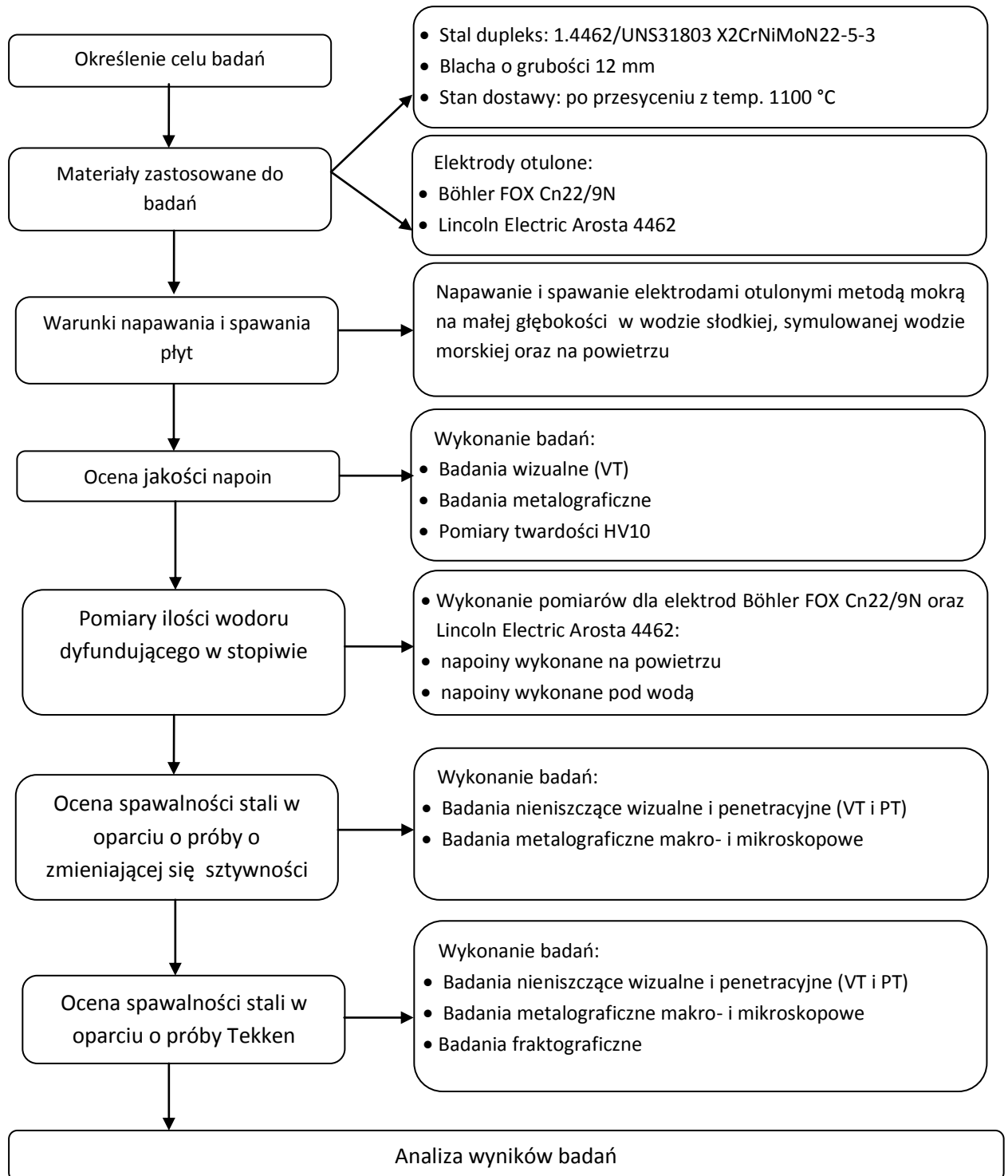
- Określenie spawalności stali duplex w warunkach spawania podwodnego metodami MMA i lokalnej komory suchej (LKS);
- Określenie wpływu warunków spawania podwodnego stali duplex na właściwości złączy przy zastosowaniu różnych parametrów procesu spawania;
- Określenie ilości wodoru dyfundującego w stopiwie w zależności od parametrów spawania podwodnego;
- Określenie kinetyki przemian strukturalnych w złączach podczas spawania podwodnego i ustalenie zależności między budową strukturalną, a właściwościami złączy.

Cele użytkowe to:

- Wykazanie przydatności i ograniczeń spawania stali duplex pod wodą metodami MMA oraz lokalnej komory suchej.
- Wskazanie zaleceń dla opracowania technologii spawania podwodnego stali duplex

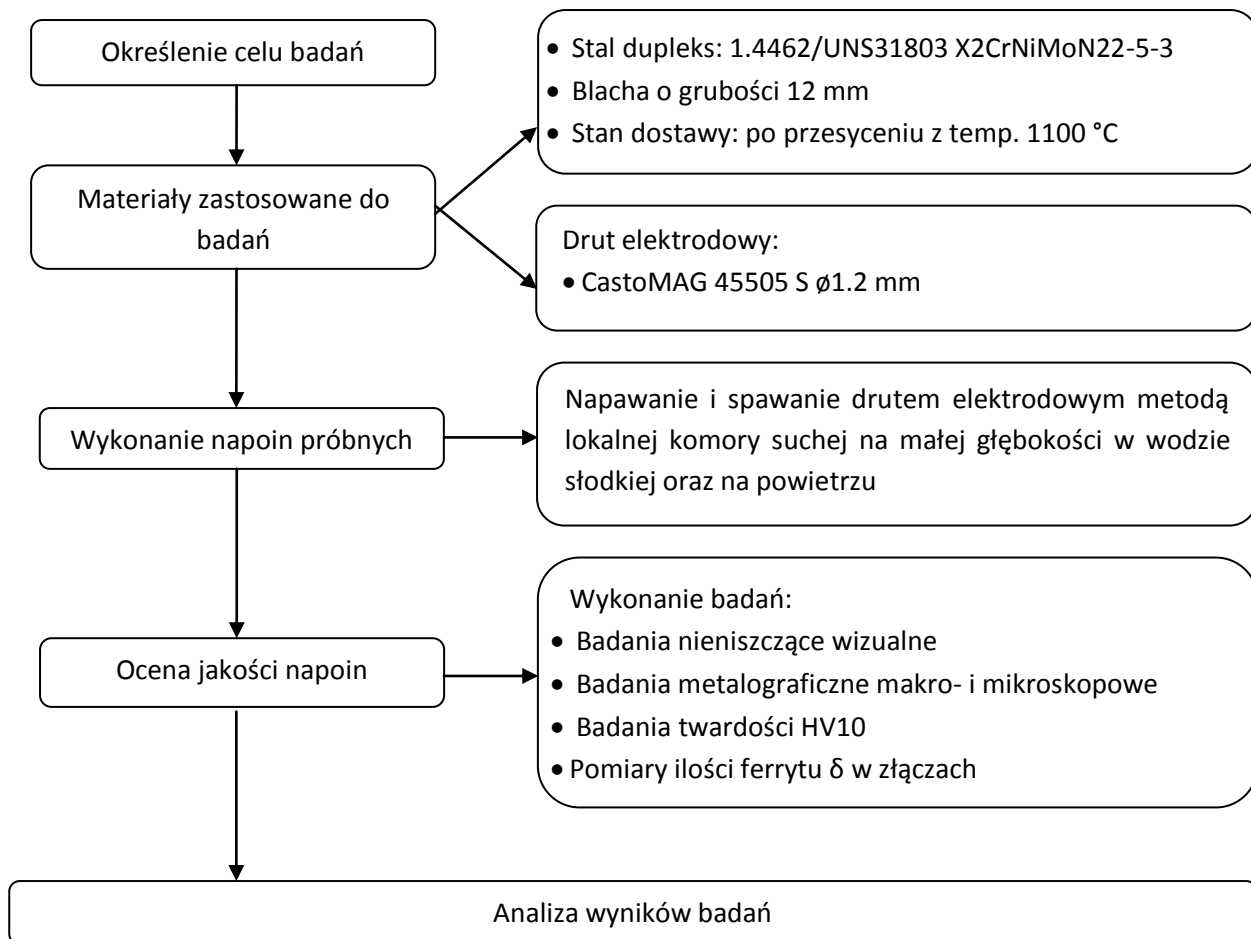
W celu zweryfikowania przedstawionej tezy oraz osiągnięcia założonych celów pracy zaproponowano plan badań, który zaprezentowano na rys. 44 i 45.

**BADANIA SPAWALNOŚCI FERRYTYCZNO-AUSTENITYCZNEJ STALI ODPORNEJ NA KOROZJĘ TYPU  
DUPEKS 2205 W WARUNKACH PODWODNYCH  
METODA MOKRA - MMA (111)**



Rys. 44. Schemat planu badań napoin oraz złączy spawanych pod wodą metodą moką MMA

**BADANIA SPAWALNOŚCI FERRYTYCZNO-AUSTENITYCZNEJ STALI ODPORNEJ NA KOROZJĘ TYPU  
DUPLEKS 2205 W WARUNKACH PODWODNYCH  
METODA LOKALNEJ KOMORY SUCHEJ (LKS)**



Rys. 45. Schemat planu badań napoin pod wodą metodą lokalnej komory suchej (LKS)



## 7. MATERIAŁ, TECHNOLOGIA SPAWANIA, METODYKA BADAŃ

### 7.1. Materiały zastosowane do badań

Do badań wykorzystano blachy ze stali dwufazowej typu duplex UNS 31803 (1.4462, X2CrNiMoN22-5-3 wg PN-EN 10088-2) o grubości 12 mm [160]. Blacha została dostarczona w stanie przesyconym z temperatury 1100°C. Skład chemiczny zastosowanej stali przedstawiono w tabeli 13.

Tabela 13. Skład chemiczny stali X2CrNiMoN22-5-3, % masy

Pierwiastek									
PN-EN 10088-2	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	N
	0,03	≤ 1,0	≤ 2,0	≤ 0,035	≤ 0,015	21-23	4,5-6,5	2,5-3,5	0,10-0,22
Analiza kontrolna	0,022	0,42	1,35	0,023	0,001	22,4	5,7	3,1	0,18

Jak widać z tabeli 13 skład chemiczny badanej stali odpowiada wymaganiom normy PN-EN 10088-2 dla stali X2CrNiMoN22-5-3. Wartość indeksu  $PRE_N$  dla badanego wytopu stali duplex obliczona ze wzoru (2) wynosi ok. 35 i mieści się w zakresie 30-40 charakterystycznym dla „klasycznych” stali duplex o dobrej odporności korozyjnej w agresywnych środowiskach.

Wymagane właściwości mechaniczne dla blach grubych ze stali X2CrNiMoN22-5-3 wg PN-EN 10088-2 oraz dane ze świadectwa odbioru 3.1 przedstawiono w tabeli 14 [160].

Tabela 14. Właściwości mechaniczne blachy o gr 12 mm ze stali X2CrNiMoN22-5-3

	$R_{p0,2}$ [MPa]	$R_m$ [MPa]	A [%]	KV w temp. +20°C [J]
PN-EN 10088-2	min. 460	640-840	min. 25	min. 100
Wg świadectwa 3.1	512	777	35	274

Do spawania pod wodą metodą moką procesem 111 (MMA) zastosowano elektrody otulone pochodzące od różnych producentów. Wybrano, rutyłowe elektrody otulone Böhler FOX CN 22/9 N (wg AWS A5.4-92: W 2209-17, EN 1600:1997: E 22 9 3 N L R 3 2) [161,162], które są przeznaczone do spawania stali duplex UNS 31803. Spoiwo tych elektrod charakteryzuje się wysokimi właściwościami mechanicznymi i wytrzymałościowymi przy jednoczesnym zachowaniu dobrych właściwości antykorozyjnych, o czym świadczy wartość indeksu  $PRE_N \geq 35$ . Drugim gatunkiem wykorzystanym do spawania podwodnego były rutyłowo-zasadowe elektrody otulone gatunku Lincoln Electric Arosta 4462 (wg AWS A5.4: E2209-16, ISO 3581-A: E 22 9 3 N L R 3 2) [162]. Przeznaczone są do homogenicznego spawania stali odpornej na korozję typu duplex, a także łączenia jej z innymi gatunkami stali. Elektrody te charakteryzują się wysoką odpornością na korozję, a także bardzo dobrymi właściwościami mechanicznymi. Spawanie tymi gatunkami elektrod możliwe jest we wszystkich pozycjach spawalniczych. Elektrody dedykowane są do spawania na powietrzu z uwagi na fakt, że nie istnieją komercyjnie dostępne elektrody do spawania w warunkach podwodnych stali duplex. Skład chemiczny i właściwości mechaniczne stopiwa elektrod otulonych Böhler i Lincoln Electric przedstawiono w tabelach 15 i 16.

Tabela 15. Skład chemiczny stopiwa elektrod otulonych Böhler i Lincoln Electric, % masy (wartości średnie) [161,162]

Pierwiastek								
FOX CN 22/9 N	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	N	PRE <sub>N</sub>
	0,03	0,9	0,8	23,0	9,0	3,2	0,17	≥ 35
Arosta 4462	0,02	1,0	0,8	22,5	9,5	3,2	0,16	≥35

Tabela 16. Właściwości mechaniczne stopiwa elektrod otulonych Böhler i Lincoln Electric [161,162]

FOX CN 22/9 N	R <sub>e</sub> [MPa]	R <sub>m</sub> [MPa]	KV [J] w temp. + 20 °C	KV [J] w temp. -10 °C	KV [J] w temp. -20 °C	A [%]
		540 650	690 820	min. 47	min. 50	min. 32
Arosta 4462	R <sub>e</sub> [MPa]	R <sub>m</sub> [MPa]	KV [J] w temp. + 20 °C	KV [J] w temp. -30 °C	KV [J] w temp. -40 °C	A [%]
	450 650	690 800	min. 60	min.50	min. 40	min. 20

Spawanie metodą lokalnej komory suchej przy zastosowaniu procesu 131 (MIG) wykonano przy użyciu elektrodowego drutu litego Castolin Eutectic CastoMAG 45505S o średnicy 1,2 mm (AWS A 5.9: ER 2209). Wybrany materiał dodatkowy jest przeznaczony do spawania homogenicznego stali typu duplex oraz łączenia jej ze stalami niestopowymi i niskostopowymi. Skład chemiczny drutu elektrodowego i właściwości mechaniczne stopiwa przedstawiono w tabelach 17 i 18.

Tabela 17. Skład chemiczny stopiwa drutu elektrodowego CastoMAG 45505 S, % masy (wartości średnie) [167]

Pierwiastek						
C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	N
0,015	0,35	1,5	22,8	3,0	9,0	0,14

Tabela 18. Właściwości mechaniczne stopiwa drutu elektrodowego CastoMAG 45505 S [167]

R <sub>p0,2</sub> [MPa]	R <sub>m</sub> [MPa]	A [%]
≥ 600	≥ 750	≥ 24

## 7.2. Warunki środowiskowe wykonywania złączy i napoin

Złącza spawane i napoiny wykonano w zmiennych warunkach środowiskowych, tj. pod wodą i na powietrzu w celu wyznaczenia wpływu zmiany środowiska na jakość i właściwości uzyskanych złączy. Oceniano również wpływ zasolenia wody na spawalność metalurgiczną i technologiczną badanej stali. Próby spawania wykonywano w wodzie wodociągowej oraz w syntetycznej wodzie morskiej o temperaturze ok. 6°C. Niska temperatura wody wpływa na szybkość odprowadzania ciepła ze złączy i jest istotnym czynnikiem, który umożliwił symulowanie realnych warunków spawania rurociągów ułożonych na dużych głębokościach. W tabelach 19 i 20 podano skład chemiczny syntetycznej wody morskiej (SWM) zastosowanej do prób.

Tabela 19. Skład chemiczny syntetycznej wody morskiej odmiany B [149]

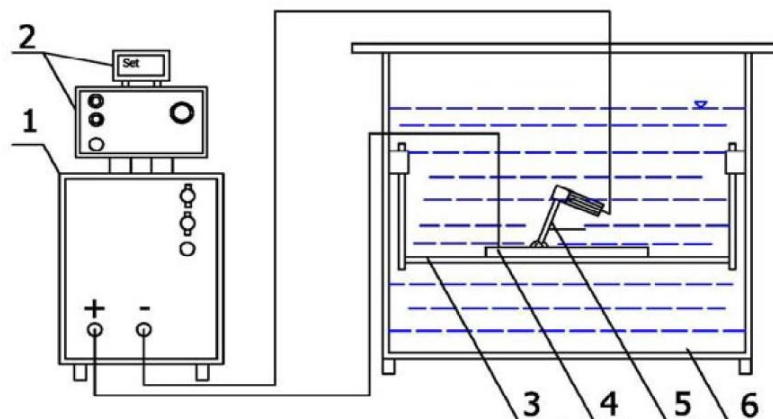
Składniki	Stężenie, g/l
Chlorek sodowy (NaCl)	24,53
Chlorek magnezowy (MgCl <sub>2</sub> )	5,20
Siarczan sodowy (Na <sub>2</sub> SO <sub>4</sub> )	4,09
Chlorek wapniowy (CaCl <sub>2</sub> )	1,16
Kwaśny węglan sodowy (NaHCO <sub>3</sub> )	0,695
Bromek potasowy (KBr)	0,101
Chlorek potasowy (KCl)	0,201
Kwas borowy (H <sub>3</sub> BO <sub>3</sub> )	0,027
Chlorek strontowy (SrCl <sub>2</sub> )	0,025
Fluorek sodowy (NaF)	0,003
Azotan barowy [Ba(NO <sub>3</sub> ) <sub>2</sub> ]	0,0000994
Azotan manganowy [Mn(NO <sub>3</sub> ) <sub>2</sub> ]	0,0000340
Azotan miedziowy [Cu(NO <sub>3</sub> ) <sub>2</sub> ]	0,0000308
Azotan cynkowy [Zn(NO <sub>3</sub> ) <sub>2</sub> ]	0,0000151
Azotan ołowiawy [Pb(NO <sub>3</sub> ) <sub>2</sub> ]	0,0000066
Azotan srebra (AgNO <sub>3</sub> )	0,00000049

Tabela 20. Ilość odczynników do uzyskania stężonego roztworu wody morskiej typu B [149]

Odczynniki	Ilość [g/l]
Chlorek potasowy (KCl)	69,5 ± 0,01
Kwaśny węglan sodowy (NaHCO <sub>3</sub> )	20,1 ± 0,01
Bromek potasowy (KBr)	10,1 ± 0,01
Fluorek sodowy (NaF)	0,3 ± 0,01

### 7.3. Wykonanie napoin i złączy próbnych

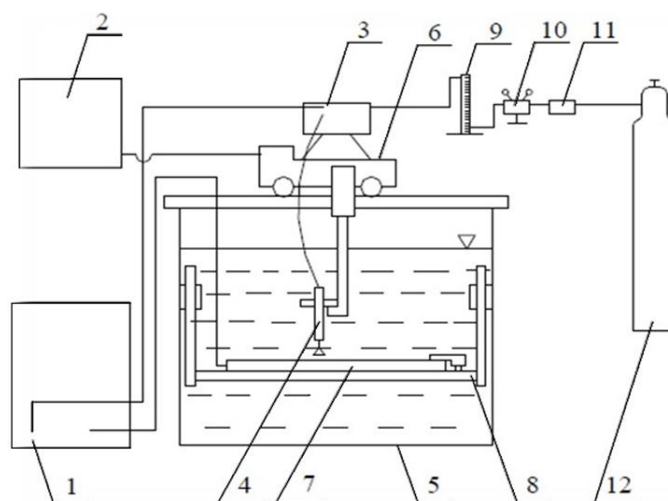
Wszystkie próbki wykonane zarówno na powietrzu, jak i pod wodą zostały wykonane procesami spawania ręcznego elektrodami otulonymi (111/MMA) oraz półautomatycznego spawania LKS (131/MIG). Spawanie podwodne było wykonywane na stanowisku do spawania na małych głębokościach, które zostało wyposażone w źródło prądu spawania ESAB Aristo 400. Na rys. 46 przedstawiono schemat stanowiska do spawania na małych głębokościach przystosowanego do ręcznego spawania elektrodami otulonymi pod wodą.



Rys. 46. Schemat stanowiska do spawania metodą mokrą: 1- źródło prądu spawania, 2- panel sterowania, 3- przesuwny stół roboczy, 4- element spawany, 5- uchwyt spawalniczy, 6- zbiornik wody

Zbiornik wchodzący w skład stanowiska do spawania na małych głębokościach ma objętość ok.  $1 \text{ m}^3$  i przed prowadzeniem procesu spawania wypełniany był zimną wodą wodociągową, aby jak najdokładniej symulować realne warunki spawania na dużych głębokościach, tj. w temp. ok.  $6^\circ\text{C}$ . Te same czynności prowadzono przed przystąpieniem do spawania w symulowanej wodzie morskiej. Po wypełnieniu zbiornika wodą wodociągową dodano odpowiednią ilość uprzednio przygotowanego roztworu, zapewniając otrzymanie syntetycznej wody morskiej odmiany B w całej objętości zbiornika. Spawanie ręczne elektrodami otulonymi było przeprowadzane na głębokości ok. 300 mm. W celu ustalenia optymalnych parametrów spawania, w pierwszym etapie prac przeprowadzono napawanie płyt prądem stałym z biegowością DC+ i DC- [95].

Napawanie metodą lokalnej komory suchej było możliwe po odpowiednim przystosowaniu stanowiska do spawania na małych głębokościach do prowadzenia tego typu prac. Uchwyt spawalniczy, przeznaczony do spawania półautomatycznego, wyposażony został w komorę o małej objętości, która lokalnie odizolowuje obszar spawania od środowiska wodnego. Posuw lokalnej komory suchej odbywa się przy użyciu automatycznego wózka spawalniczego. Głębokość spawania była taka sama jak dla spawania mokrego elektrodami otulonymi i wynosiła ok. 300 mm. Na rys. 47 przedstawiono schemat stanowiska do spawania metodą LKS.



Rys. 47. Schemat stanowiska do spawania na małych głębokościach metodą LKS: 1- źródło prądu, 2- zasilacz wózka, 3- silnik, 4- głowica spawalnicza z komorą suchą, 5- zbiornik, 6- wózek, 7- element spawany, 8- przesuwny stół roboczy, 9- przepływomierz, 10- reduktor, 11- podgrzewacz gazu, 12- butla z gazem

W trakcie procesów napawania i spawania prowadzono pomiary natężenia prądu spawania ( $I$ ), napięcia łuku elektrycznego ( $U$ ) oraz prędkości spawania ( $V_{sp}$ ). Pomiary umożliwiły obliczenie energii liniowej spawania ( $q_l$ ) ze wzoru [79]:

$$q_l = \frac{U \times I}{V_{sp}} \quad (8)$$

gdzie:

$q_l$  - energia liniowa spawania [kJ/mm],

$I$  - natężenie prądu spawania [A],

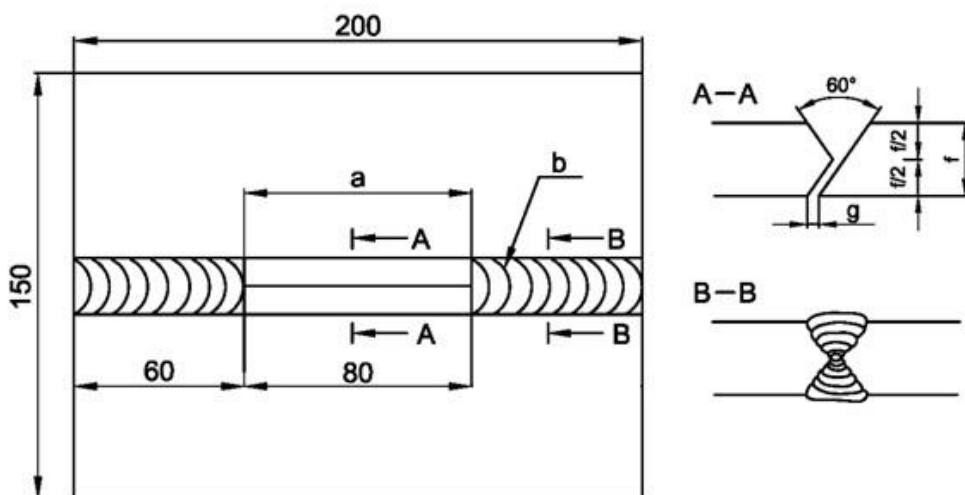
$U$  - napięcie łuku elektrycznego [V],

$V_{sp}$  - prędkość spawania [mm/s].

Obliczenia ilości wprowadzonego ciepła wykonano bez uwzględnienia współczynnika efektywności termicznej  $k$  ze względu na brak informacji o jego wartości podczas spawania w warunkach podwodnych.

#### 7.4. Wykonanie prób spawalności metodą Tekken

Próba Tekken służy do oceny skłonności do tworzenia się pęknięć zimnych w strefie wpływu ciepła i spoinie złącza doczołowego ze spoinami czołowymi. Ocena skłonności do pęknięcia na zimno przeprowadzana jest na podstawie badań nieniszczących wizualnych i penetracyjnych oraz badań przekrojów poprzecznych i stwierdzeniu występowania lub braku pęknięć. Elementy spawane przygotowano zgodnie z wymaganiami normy PN-EN ISO 17642-2: 2005, co przedstawiono na rys. 48 [157].



Rys. 48. Schemat wykonania złączy próbných Tekken do oceny skłonności stali do tworzenia pęknięć zimnych wg PN-EN ISO 17462-2: a- długość spoiny próbnej, b- spoina montażowa, f- grubość elementu, g- odstęp między elementami [157]

Realizacja prób obejmowała:

- wycięcie elementów z arkusza blachy oraz obróbkę mechaniczną krawędzi,
- wykonanie spoin montażowych,
- wykonanie jednościgowej spoiny próbnej,

- po upływie min. 72 h przeprowadzenie badań wizualnych,
- przeprowadzenie badań penetracyjnych,
- wycięcie ze spoiny próbnej próbek do dalszych badań (przekroje poprzeczne),
- przygotowanie zglądów metalograficznych,
- przeprowadzenie badań metalograficznych – ocena obecności pęknięć,

Próby Tekken zostały przeprowadzone zarówno dla procesu spawania na powietrzu jak i w środowisku wodnym z wykorzystaniem metody mokrej. Głównym kryterium przyjętym do oceny wyniku badania była obecność pęknięć. Jako dodatkowe kryterium przyjęto wartość współczynnika obecności pęknięć, który został wyrażony wzorem (6). Zgodnie z wymaganiami normy, pęknięć o długości do 0,5 mm nie brano pod uwagę obliczając współczynnik  $C_s$ , rys. 49.

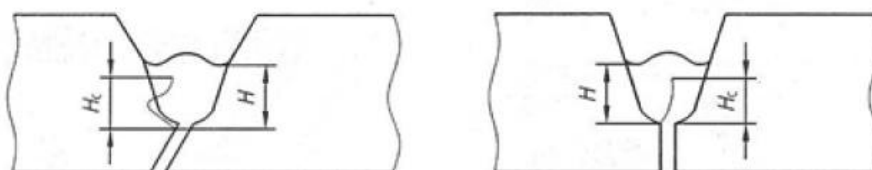
$$C_s = \frac{H_c}{H} \times 100 \quad (9)$$

gdzie:

$C_s$  - współczynnik obecności pęknięć [%],

$H_c$  - długość pęknięcia [mm],

$H$  - minimalna grubość ściegu [mm].



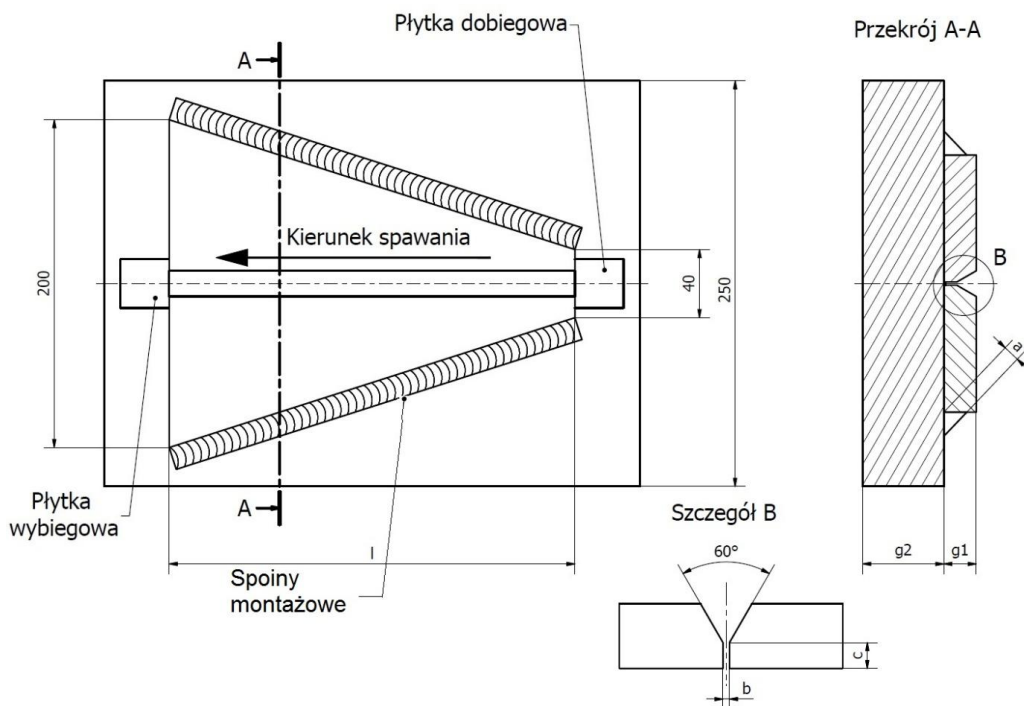
Rys. 49. Schemat przeprowadzania pomiarów długości pęknięć w próbie Tekken [157]

### 7.5. Wykonanie prób technologicznych o zmieniającej się sztywności ze spoiną czołową

Próba o zmieniającej się sztywności jest stosowana do oceny skłonności stali do tworzenia się pęknięć krystalizacyjnych w strefie wpływu ciepła i spoinie złącza doczołowego ze spoiną czołową. Skłonność do pęknięcia krystalizacyjnego jest oceniana na podstawie badań przekrojów poprzecznych spawanego złącza i stwierdzeniu obecności lub braku występowania pęknięć. Krawędzie łączonych elementów zostały przygotowane zgodnie z wymaganiami normy PN-79 M-69761, co przedstawiono na rys. 50.

Realizacja prób obejmowała:

- wycięcie elementów z arkusza blachy oraz obróbkę mechaniczną łączonych krawędzi,
- oczyszczenie ze zgorzeliny płyty podstawy, stabilne umocowanie elementów próbnych do płyty podstawy oraz wykonanie spoin montażowych,
- przyspawanie płytek dobiegowych i wybiegowych,
- wykonanie jednościegowej spoiny próbnej,
- odcięcie złącza od płyty podłoża,
- po upływie min. 72h przeprowadzenie badań wizualnych,
- przeprowadzenie badań penetracyjnych
- wycięcie ze spoiny próbnej próbek do dalszych badań,
- przygotowanie zglądów metalograficznych,
- badania metalograficzne – ocena obecności pęknięć,



Rys. 50. Schemat wykonania próby zmiennej sztywności wg PN-79 M-69761: g1- grubość materiału spawanego - g1=12mm, g2- grubość płyty podstawy - g2 = 35 mm, a- wysokość spoiny, b- odstęp między elementami, c- próg, l- długość elementów spawanych

Próba o zmieniającej się sztywności została przeprowadzona dla złączy spawanych na powietrzu, jak i metodą mokrą w środowisku wodnym. Głównym kryterium przyjętym do oceny wyniku badania była obecność pęknięć w spoinie. Przyjęto dodatkowe kryterium oceny, którym był wskaźnik porównawczo-ilościowy odporności spoiny na powstawanie pęknięć wyrażony wzorem (7), zgodnie z zaleceniem PN-79/M-69761. Przy ocenie odporności spoiny na powstawanie pęknięć krystalizacyjnych należało wziąć pod uwagę, że im większa szerokość  $b$  próbki, tym wyższa odporność na powstawanie pęknięć.

$$P = \frac{l_s - l_p}{l_s} \times 100 \quad (10)$$

gdzie:

$P$  - wskaźnik porównawczo-ilościowy odporności spoiny na powstawanie pęknięć [%],

$l_s$  - długość spoiny [mm],

$l_p$  - długość podłużnego pęknięcia krystalizacyjnego

lub długość odcinka spoiny, w którym występuje pęknięcie [mm].

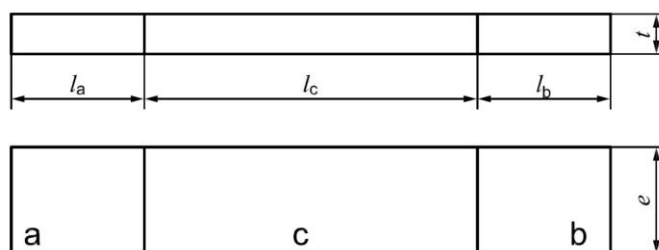
### 7.6. Pomiary ilości wodoru dyfundującego w stopiwie

Pomiary ilości wodoru dyfundującego zostały przeprowadzone metodą ekstrakcji wysokotemperaturowej z wykorzystaniem gazu nośnego. Metoda ta polega na podgrzaniu próbki do wysokiej temperatury, przyspieszając dyfuzję wodoru z jej struktury.

Pomiarów ilości wodoru dokonano przy użyciu urządzenia firmy Bruker JUWE H-mat 221 model G8, w laboratorium firmy Lincoln Electric w Dzierżonowie. Urządzenie to posiada piec z rurką kwarcową, który może ogrzewać próbkę z wykorzystaniem zjawiska rezystancji od temperatury 50°C do 1050°C w celu uwolnienia wodoru, który znajduje się w pułapkach.

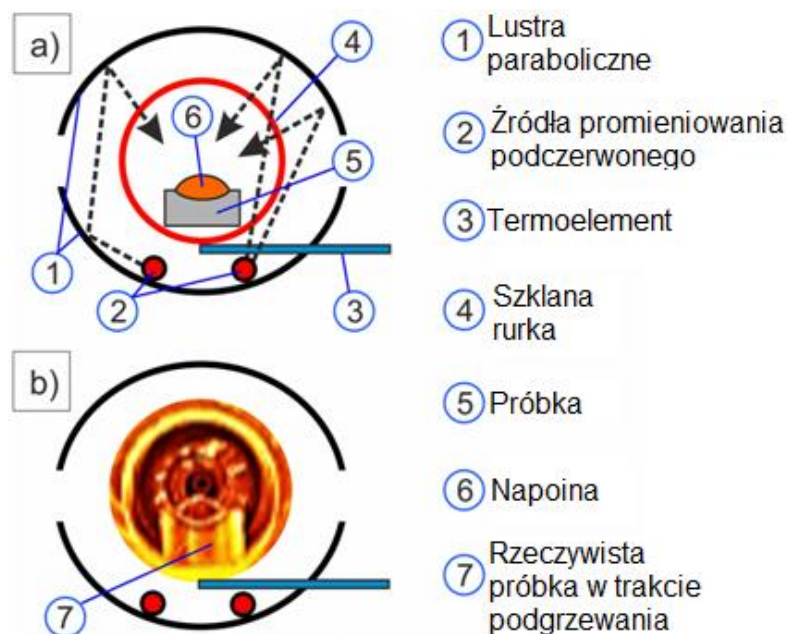
Próbki zastosowane do badań wykonane zostały zgodnie z wymaganiami normy PN-EN ISO 3690:2012. Do wykonania napoin zastosowano stal duplex UN31803. Na przygotowanych elementach wykonano napoiny pod wodą metodą mokrą elektrodami otulonymi oraz na

powietrzu metodą MMA. Bezpośrednio po wykonaniu napoin umieszczono je w dewarze z ciekłym azotem, aby zabezpieczyć uwalnianie wodoru podczas transportu do laboratorium. Na rys. 51 przedstawiono wymiary próbek.



Rys. 51. Sposób wymiarowania próbek do pomiaru wodoru dyfundującego, a - część dobiegowa o długości  $l_a = 25$  mm, b - część wybiegowa o długości  $l_b = 25$  mm, c - część pomiarowa o długości  $l_c = 80$  mm, e - szerokość próbki 25 mm, t - grubość próbki 12 mm

W wyniku ekstrakcji gorącym gazem nośnym w temperaturze  $400^\circ\text{C}$ , wodór dyfundujący wydziela się z próbki, a spektrometr masowy rejestruje sygnał wodoru cząsteczkowego. Gazem nośnym w układzie urządzenia był azot o czystości 99,99%, który dodatkowo chroni mierzoną próbkę przed wpływem innych gazów. Przepływ azotu ustalony został na poziomie 0,9 l/min i dodatkowo przed przystąpieniem do pomiarów został oczyszczony przez sito molekularne w celu usunięcia tlenu, dwutlenku węgla oraz innych gazów mogących zaburzyć proces pomiaru. Na rys. 52 przedstawiono sposób ekstrakcji wodoru.



Rys. 52. Sposób pomiaru wodoru dyfundującego w urządzeniu JUWE J-mat 221 [152]

Podczas ekstrakcji wodoru z próbek, węgiel oraz tlen reagują z powstającym  $\text{CO}$ , który jest utleniany przez odczynnik Schützeza do postaci  $\text{CO}_2$ . Następnie dwutlenek węgla usuwany jest przez zastosowanie  $\text{NaOH}$ . Wodór jest przenoszony przez czysty azot do detektora przewodzenia ciepła, jak pokazano na rysunku 55. Zastosowanie kwarcu na materiał rurki, będącej uchwytem do próbek ma ogromną zaletę, ponieważ powoduje mniej efektów Gettera, tj. efektu wychwytywania zanieczyszczeń przez substancję chemiczną umieszczoną wewnątrz przyrządów próżniowych, np. lamp elektronowych, w porównaniu do zastosowania tygla grafitowego. Pomiar ilości wodoru dyfundującego w trakcie ekstrakcji wysokotemperaturowej gazu w urządzeniu firmy Bruker można opisać w oparciu o prawo gazu idealnego:



$$p \times V = n \times R \times T \quad (11)$$

wówczas:

$$m_{H_2} = \frac{p \times V \times \tilde{M}}{R \times T} \quad (12)$$

gdzie:

p - ciśnienie wewnętrzne przyrządu [mbar],

V - objętość H<sub>2</sub> [ml],

R - stała gazowa [8,314 JK<sup>-1</sup>mol<sup>-1</sup>],

T - wewnętrzna temperatura przyrządu [°C],

M - masa cząsteczkowa [g mol<sup>-1</sup>]

### 7.7. Badania nieniszczące

Złącza spawane poddano badaniom nieniszczącym (NDT) wizualnym i penetracyjnym. Obszar poddany badaniom został oczyszczony z zanieczyszczeń, smarów a przede wszystkim pozostałości żuźla, które mogły w istotny sposób przysłonić niezgodności powierzchniowe. Spoiny oceniano pod względem ich jakości, a zwłaszcza możliwości występowania otwartych powierzchniowo niezgodności spawalniczych, m.in. pęknięć. Badania wykonano w oparciu o wymagania norm PN-EN ISO 17637:2011 i PN-EN ISO 3452-1:2013-08 [158,151].

Badania nieniszczące wykonano po upływie 72 h od zakończenia spawania. Badania wizualne przeprowadzono okiem nieuzbrojonym przy natężeniu oświetlenia ok. 500 lx z odległości maks. 600 mm. Spoiny wykonane na poziomie jakości B były uznawane za akceptowalne, natomiast te, które spełniały wymagania poziomu jakości C za nieakceptowalne.

Przed wykonaniem badań penetracyjnych kontrolowana powierzchnia została dodatkowo oczyszczona w sposób mechaniczny. W badaniu posłużono się czynnikami chemicznymi firmy MR Chemie, tj. penetrantem czerwonym MR 311-R, wywoływaczem MR 70 oraz zmywaczem specjalnym Crick 110. Zestaw narzędzi badawczych został wybrany w taki sposób, aby można było przeprowadzić badania w świetle białym. Penetrant czerwony naniesiono na powierzchnię złącza metodą rozpylania. Temperatura powierzchni obiektu badanego wynosiła 15°C. Po upływie czasu penetracji, 10-30 min, nadmiar penetrantu został usunięty przy użyciu przecierania niepostrzępioną szmatką lekko zwilżoną zmywaczem specjalnym. Następnie badana powierzchnia została równomiernie pokryta suchym wywoływaczem proszkowym. W badaniu penetracyjnym spoiny akceptowalne spełniały poziom 2x, natomiast warunkowo akceptowalne, poziom 2 wg PN-EN ISO 3452-1:2013-08.

### 7.8. Badania metalograficzne

Oceny geometrii napoin i złączy spawanych, a także ich struktury dokonano na podstawie przeprowadzonych badań makroskopowych i mikroskopowych. Badania wykonano na mikroskopie świetlnym Nikon-MA200 o konstrukcji odwróconej. Zgłady metalograficzne do badań przygotowano przez wycinanie w wybranych miejscach próbek ze złączy próbnych. Następnie w wyciętych próbkach powierzchnie obserwacji struktury szlifowano na papierach ściernych wodnych o coraz wyższej gradacji w celu zniwelowania rys. Ostatnim etapem przygotowania próbek było polerowanie na suknach polerskich z użyciem zawieszin diamentowych [94]. Przygotowane próbki do obserwacji makro- i mikroskopowej poddano trawieniu odczynnikami Berah'a (25 ml HCl + 3 g NH<sub>4</sub>HF<sub>2</sub> + 125 ml H<sub>2</sub>O + kilka kryształów K<sub>2</sub>S<sub>2</sub>O<sub>5</sub>). W wyniku trawienia tym odczynnikami ferryt barwi się na kolor ciemnobrązowy, a austenit nie ulega zabarwieniu i pozostaje jasny. Oceny mikrostruktury dokonywano w osi spoiny, a także na linii wtopienia, SWC i w materiale rodzimym poza obszarem wpływu ciepła na strukturę stopu.

### **7.9. Pomiary zawartości ferrytu. Metoda metalograficzna**

Pomiarów zawartości ferrytu dokonano w oparciu o określenie objętościowego udziału faz w strukturze spoin i napoin oraz strefie wpływu ciepła. Pomiarów dokonano na przekrojach poprzecznych próbek w trzech liniach pomiarowych w spoinie, strefie wpływu ciepła oraz w materiale rodzimym. Badania wykonano w oparciu o metodę z zastosowaniem komputerowego programu do analizy obrazu na mikroskopie metalograficznym Nikon Eclipse MA200 zgodnie z normą ASTM E1245-03 [161].

### **7.10. Pomiary zawartości ferrytu. Metoda magnetyczna**

Do pomiarów ilości ferrytu w materiale rodzimym, spoinie oraz strefie wpływu ciepła wykorzystano przenośny ferrytoskop firmy Fisher MP30E-S z głowicą pomiarową EGAB1.3-Fe (rys. 53)



Rys. 53. Widok przenośnego ferrytoskopu Fisher MP30

Urządzenie umożliwia pomiar udziału ferrytu w strukturze złączy spawanych, a skalowanie odbywa się na płytkach wzorcowych dostarczonych przez producenta. Metoda ta jest znacznie szybsza w porównaniu do badań wykonywanych metodą metalograficzną. Wadą metody magnetycznej jest mniejsza dokładność wykonywanych pomiarów w porównaniu do metody metalograficznej, tj. pomiarów wykonywanych w wąskich obszarach SWC złączy spawanych.

Ferrytoskop wykorzystuje zjawisko oparte na indukcji magnetycznej, a zawartość ferrytu wyświetlana na monitorze urządzenia wyliczana jest z przenikalności magnetycznej badanego materiału. Wyniki pomiarów mogą zostać podane jako procentowy udział fazy ferrytycznej lub jako wartość liczby ferrytowej (FN).

### **7.11. Elektronowa mikroskopia skaningowa**

Wszystkie próbki, które uległy przełamaniu na dwie części w trakcie przeprowadzania prób spawalności w utwierdzeniu, tj. próbach Tekken oraz zmiennej sztywności, poddano badaniom makroskopowym i mikroskopowym na skaningowym mikroskopie elektronowym (SEM). Badania przeprowadzono na mikroskopie JSM-7800F firmy JEOL (rys. 54).

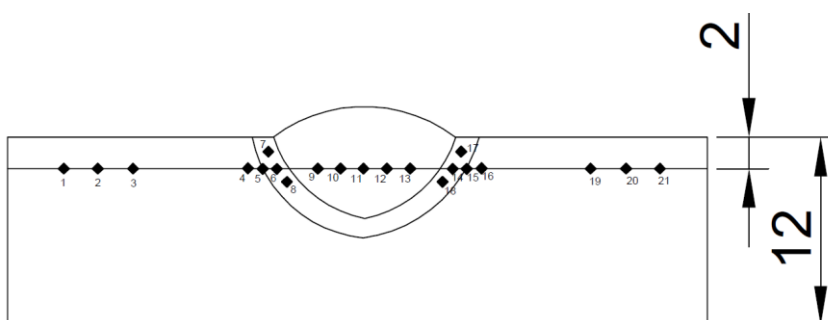


Rys.54. Elektronowy mikroskop skaningowy JSM-7800F [171]

### 7.12. Pomiary twardości

Pomiary twardości wykonano sposobem Vickersa na zglądach metalograficznych wyciętych poprzecznie do osi spoiny. Zanim przystąpiono do pomiarów, zglądy metalograficzne wytrawiono odczynnikiem Beraha w celu ujawnienia makroskopowo istotnych pomiarowo obszarów złącza, m.in. linii wtopienia, granicy strefy wpływu ciepła.

Pomiary twardości wykonano zgodnie z zaleceniami normy przedmiotowej PN-EN ISO 9015-1:2011 przyjmując obciążenie wgłębniaka 49 N (HV5) [154]. Twardość mierzono na twardościomierzu KB 30S FA firmy KB Pruftechnik. Odciski wykonano w linii pomiarowej znajdującej się 2 mm od lica spoiny. Bardzo wąski obszar strefy wpływu ciepła wymusił wykonanie odcisków poniżej i powyżej linii pomiarowej, tak jak to pokazano na rys. 55.

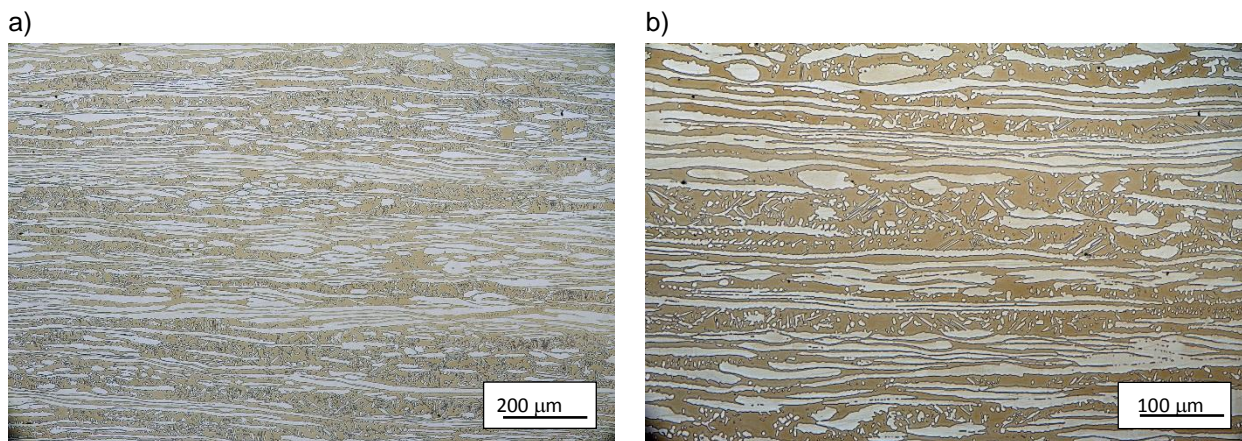


Rys. 55. Rozmieszczenie odcisków pomiarowych twardości w złączu spawanym metodą Vickersa

## 8. WYNIKI BADAŃ

### 8.1. Badania materiału rodzimego

Celem badań metalograficznych mikroskopowych materiału rodzimego była analiza cech charakterystycznych mikrostruktury badanej blachy ze stali dupleks. Na rys. 56 przedstawiono badaną mikrostrukturę.



Rys. 56. Mikrostruktura materiału rodzimego stali dupleks 2205 traw. odczynnik Beraha, a) pow. 100×, b) pow. 200×

W obszarze materiału rodzimego widoczna jest struktura ferrytyczno-austenityczna o charakterystycznej budowie pasmowej powstającej w procesie walcowania blachy na etapie produkcji. W strukturze stali dupleks obserwowano wydłużone ziarna austenitu na tle ferrytu stopowego. Zastosowany odczynnik do trawienia wywołuje kontrast barwowy ujawniając ferryt jako brązowy, natomiast austenit pozostaje biały. Udział obu faz wynosi ok. 48/52% (ferryt/austenit), co wyznaczono z wykorzystaniem programu do metalograficznej analizy ilościowej.

### 8.2. Pomiary ilości wodoru dyfundującego w stopiwie

Celem badań było wyznaczenie ilości wodoru dyfundującego w napoinach wykonanych elektrodami typu dupleks na powietrzu oraz w warunkach podwodnych [152]. Wyniki badań wnoszą istotne informacje pozwalające na ocenę skłonności złączy stali dupleks do pęknięcia zimnego. Badania wykonano metodą ekstrakcji na urządzeniu firmy Bruker JUWE H-mat 221 model Galileo G8 wg procedury opisanej w rozdziale 7.6. Napoiny wykonano elektrodami Arosta 4462 oraz Böhler FOX CN 22/9N. Bezpośrednio po procesie napawania w ciągu  $20 \pm 2$  s każda z próbek została umocowana w dewarze i zanurzona w ciekłym azocie ( $-196^{\circ}\text{C}$ ), aby czasowo uniemożliwić dyfuzję wodoru i ucieczkę z próbek. Próbki przebywały w stanie "zamrożonym" nie więcej niż 24 h. Wykonano 12 napoin próbnych, po 6 dla każdego gatunku elektrod otulonych, przy czym wykonano po 3 próbki na powietrzu i pod wodą. W tabeli 21 i 22 zestawiono parametry napawania poszczególnych próbek i wyniki pomiarów ilości wodoru dyfundującego. W tabelach 23 i 24 porównawczo przedstawiono wyniki pomiarów ilości wodoru dyfundującego w stopiwie stali niestopowej konstrukcyjnej wykonanej elektrodami rutyłowymi Barracuda przeznaczonymi do spawania stali niskowęglowych pod wodą. Badania te przeprowadzono w celu porównania ilości wodoru dyfundującego w stopiwie elektrod ze stali niestopowych i typu Cr-Ni.

Przyjęto następujące znaki w oznaczeniu próbek:

- B - elektroda dupleks Böhler, L - elektroda dupleks Lincoln Electric,  
S - elektroda niskowęglowa, W - woda wodociągowa,  
P - powietrze, H - pomiar ilości wodoru dyfundującego, 1(2,3) - nr kolejny napoiny

Tabela 21. Parametry napawania próbek do badań ilości wodoru dyfundującego - stopiwo duplex

Nr próbki	I [A]	U [V]	Vsp [mm/s]	ql [kJ/mm]
BWH1	218	26,5	6,59	0,70
BWH2	220	28,3	8,26	0,60
BWH3	220	29,3	7,62	0,67
LWH1	176	42,3	9,42	0,79
LWH2	200	34,5	8,81	0,66
LWH3	212	30,3	7,99	0,80
LPH1	161	32,1	8,58	0,48
LPH2	162	32,5	8,58	0,49
LPH3	161	30,6	9,91	0,39
BPH1	161	32,4	9,52	0,43
BPH2	160	33,6	8,29	0,32
BPH3	163	27,2	15,32	0,23

Jak można zauważyć wartości natężenia prądu wskazane w tabeli 21 różniły się w zależności od środowiska, w którym wykonywane było napawanie. Warunki podwodne wymagają zastosowania wyższych wartości natężenia prądu spawania w celu możliwości zainicjowania zajarzenia łuku oraz jego utrzymania. Tym samym można zauważyć, że spowodowało to, że energie liniowe były wyższe przy spawaniu pod wodą.

Tabela 22. Wyniki pomiarów ilości wodoru dyfundującego w stopiwie duplex

Elektrody	Środowisko	Nr próbki	Masa próbki przed napawaniem	Masa próbki po napawaniu [g]	Masa napoiwy [g]	Ilość wodoru w stopiwie (HDM) [ml/100g] / średnia		Uwagi
Böhler FOX CN22/9N	POWIETRZE	BPH1	41,23	46,2384	5,01	12,89	11,3	t = 5000s
		BPH2	42,04	44,9765	2,94	9,58		
		BPH3	41,02	45,4678	4,40	11,51		
	WODA	BWH1	40,63	41,9738	1,34	112,57	102,3	
		BWH2	41,01	42,3894	1,30	102,32		
		BWH3	40,61	42,9753	2,43	91,99		
Lincoln Electric AROSTA 4462	POWIETRZE	LPH1	41,12	44,1157	2,89	10,89	8,7	
		LPH2	40,91	44,0805	3,24	7,11		
		LPH3	40,93	45,7864	4,98	8,22		
	WODA	LWH1	40,94	42,5995	1,81	90,92	77,9	
		LWH2	40,92	43,2927	2,45	72,97		
		LWH3	41,03	43,8752	2,88	69,92		

Tabela 23. Parametry napawania próbek do badań ilości wodoru dyfundującego - stopiwo niestopowe

Nr próbki	I [A]	U [V]	Vsp [mm/s]	QI [kJ/mm]
SPH1	166	25,8	12,60	0,27
SPH2	166,66	24,1	15,54	0,21
SPH3	166,34	24,6	12,23	0,27
SWH1	208	25,0	7,76	0,39
SWH2	200	27,8	11,34	0,4
SWH3	192	31,3	9,72	0,49

Tabela 24. Wyniki pomiarów ilości wodoru dyfundującego w stopiwie stali niestopowej konstrukcyjnej

Elektrody Otulone	Środowisko	Nr próbki	Masa próbki przed napawaniem [g]	Masa próbki po napawaniu [g]	Masa napoiny [g]	Ilość wodoru w stopiwie (HDM) [ml/100g]	Czas wzbudzenia
Barracuda "Gold"	WODA	SWH1	30,73	31,9050	1,22	106,30	108,4
		SWH2	30,33	31,2435	0,90	134,75	
		SWH3	30,12	31,3737	1,42	84,17	
	POWIETRZE	SPH1	31,35	35,6952	4,3452	47,36	51,88
		SPH2	30,86	34,3655	3,5055	54,19	
		SPH3	29,40	34,3949	3,1949	54,09	

Napoiny wykonane na stali duplex 2205 porównywano z napoinami na stali niestopowej w celu wykazania różnic w sposobie wzbudzenia wodoru dyfundującego. Należy zwrócić uwagę, że czas trwania badania był różny w zależności od gatunku stali. Można zaobserwować, że czas wzbudzenia wodoru do wydzielania się w aparaturze pomiarowej był dłuższy ponad czterokrotnie dla stali duplex w porównaniu do próbek z napoinami ze stali niestopowej, tj. 1200 sekund dla stali niestopowej i aż 5000 sekund dla stali duplex. Związane jest to z pułapkowaniem wodoru w austenicie. Dodatkowo, jak wynika z tabeli 22, napoiny wykonane elektrodami Lincoln Electric wykazywały niższą zawartość wodoru dyfundującego niż napoiny wykonane elektrodami Böhler. Wszystkie próbki wykorzystane do badań ilości wodoru dyfundującego wykonano stosując podobne wartości parametrów spawania.

### 8.3. Badania napoin próbnych

Przed przystąpieniem do wykonania technologicznych prób spawalności w warunkach utwierdzenia przeprowadzono serię badań wstępnych na próbkach napawanych. Napawanie było prowadzone metodą moką elektrodami otulonymi i metodą lokalnej komory suchej. Celem badań było dobranie optymalnych parametrów spawania zapewniających wykonanie złącza z minimalną ilością niezgodności i o poprawnej geometrii. Analizowano wpływ spawania w środowisku wodnym na mikrostrukturę, a także twardość napoin oraz SWC. Ważnym aspektem

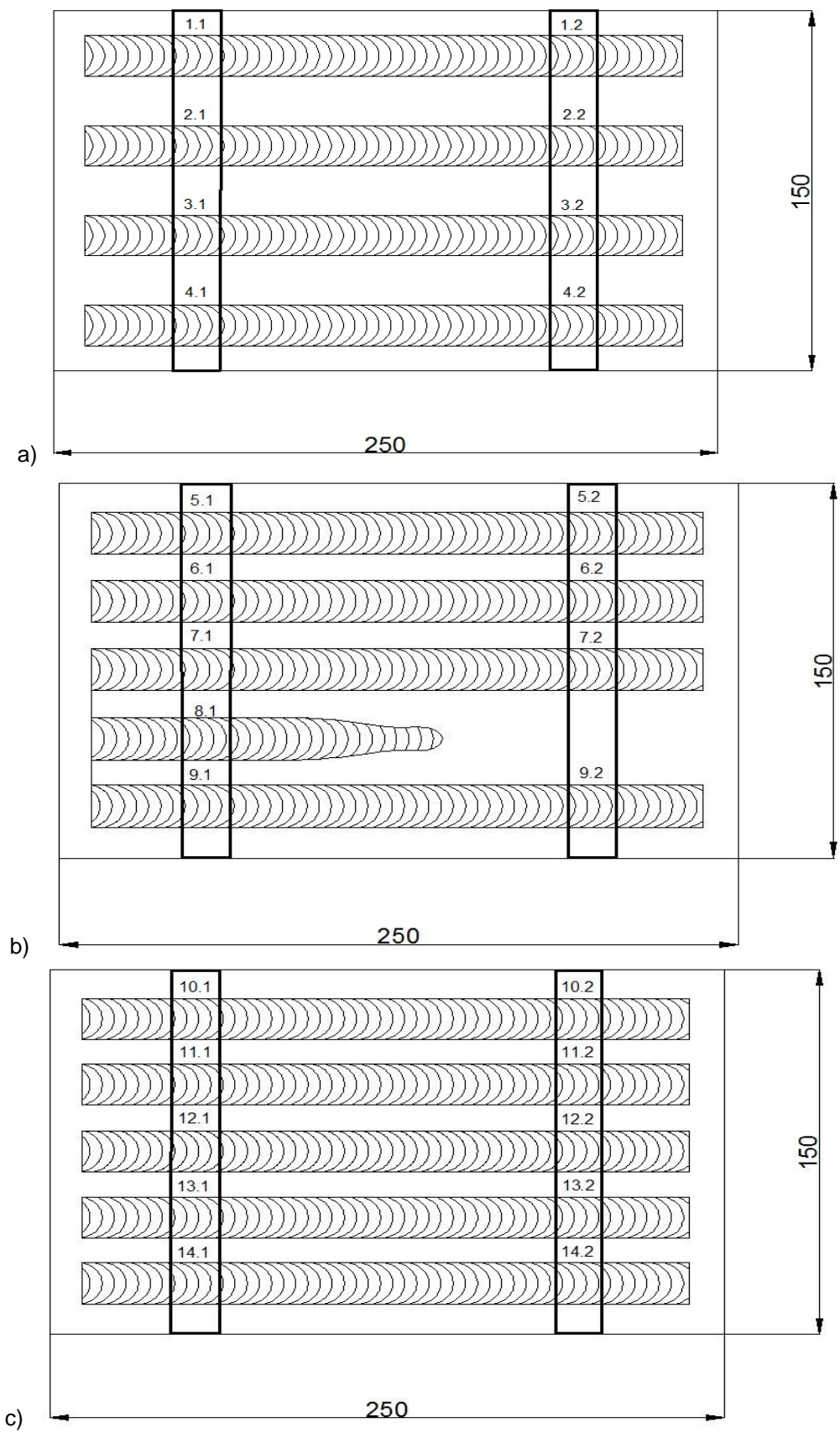
doboru parametrów spawania było dążenie do uzyskania stabilnie jarzącego się łuku spawalniczego w środowisku wodnym.

### 8.3.1. Napawanie metodą mokrą

Próby napawania metodą mokrą przeprowadzono na 4 płytach ze stali duplex 2205 o wymiarach 12 x 150 x 250 mm, gdzie krawędź o długości 250 mm była równoległa do kierunku walcowania blachy. Płyty następnie napawano elektrodami otulonymi firmy Böhler w środowisku wodnym na głębokości około 300 mm. W tabeli 25 przedstawiono parametry napawania, a na rys. 57 pokazano schemat kolejności wykonania napoin oraz sposób pobierania próbek. Parametrami zmiennymi było natężenie prądu spawania oraz biegunowość. Dążono do utrzymania stałej prędkości spawania dla wszystkich napoin.

Tabela 25. Parametry napawania płyt ze stali duplex 2205 pod wodą elektrodami BÖHLER FOX CN 22/9N

Płyta I - 2205-01	Nr napoiny	Biegunowość spawania DC (-)/(+)	Natężenie prądu I [A]	Napięcie łuku U [V]	Czas napawania $t_n$ [s]	Prędkość napawania $V_{np}$ [mm/s]	$q_l$ [kJ/mm]	Nr próbki wyciętej z płyty
	Płyta I - 2205-01	BW1	DC (-)	236	26,3	17,81	7,58	0,82
BW1-2								
BW2		DC (-)	236	27,8	18,69	7,06	0,93	BW2-1
								BW2-2
BW3		DC (-)	220	28,3	20,13	6,71	0,93	BW 3-1
								BW 3-2
BW4		DC (-)	220	27,5	20,14	6,21	0,97	BW 4-1
								BW 4-2
Płyta II - 2205-02	BW5	DC (-)	240	29,8	20,11	6,22	1,15	BW 5-1
								BW 5-2
	BW6	DC (-)	240	29,8	18,51	6,75	1,06	BW 6-1
								BW 6-2
	BW7	DC (-)	192	31,5	21,06	7,12	0,85	BW 7-1
								BW 7-2
	BW8	DC (-)	180	31,8	10,67	7,78	0,74	BW 8-1
								BW 8-2
	BW9	DC (-)	252	30,3	15,50	8,52	0,90	BW 9-1
								BW 9-2
Płyta III - 2205-03	BW10	DC (-)	192	33,8	20,4	8,82	0,74	BW 10-1
								BW 10-2
	BW11	DC (+)	208	28,3	19,09	8,28	0,71	BW 11-1
								BW 11-2
	BW12	DC (+)	204	33	22,08	7,25	0,93	BW12-1
								BW12-2
	BW13	DC (+)	228	30,5	20,14	6,06	1,15	BW13-1
								BW13-2
	BW14	DC (+)	236	30,5	28,4	6,69	1,084	BW14-1
								BW14-2



Rys. 57. Schemat pobierania próbek z napoin wykonanych metodą mokrą elektrodami otulonymi w środowisku wodnym



Przyjęto następujące znaki w oznaczaniu napoin:

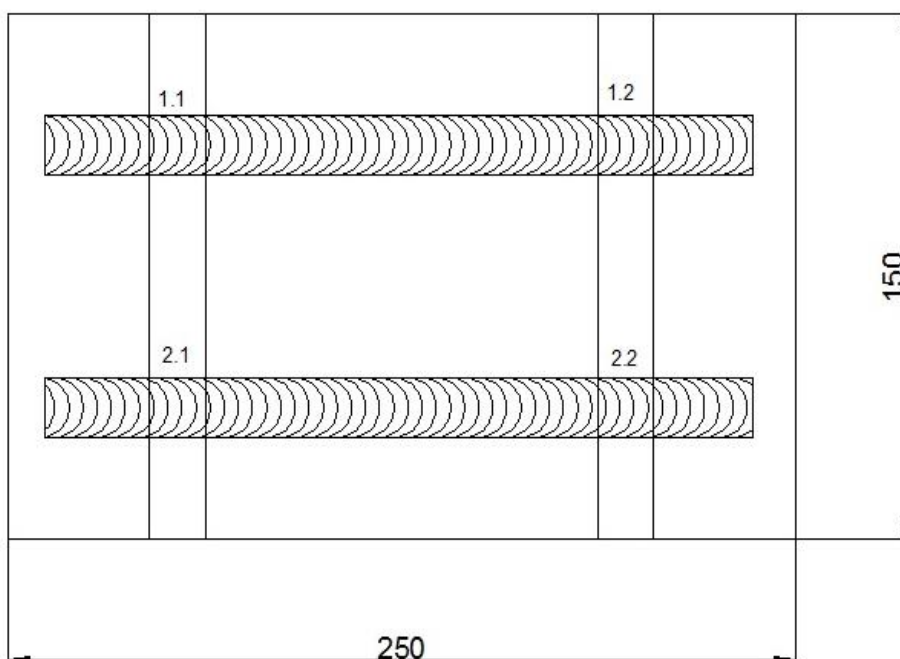
B – napawanie elektrodą otuloną (Böhler), S - napawanie metodą LKS,  
W - woda wodociągowa, P - powietrze, 1(2,3..14) - nr kolejny napoiny,

Napawanie przeprowadzono w zakresie natężenia prądu  $I = 180 \div 250$  A. W wyniku napawania podwodnego uzyskano zakres energii liniowych na poziomie  $q_l = 0,71 \div 1,15$  kJ/mm. Zmiana natężenia prądu nie wpłynęła znacząco na proces napawania w środowisku wodnym zarówno przy zastosowaniu prądu DC (-) jak i DC (+) przebiegał bez większych zakłóceń. Jedynie w trakcie wykonywania napoiny nr 8 zaobserwowano szybkie wygaszanie łuku spawalniczego. Zbyt niska wartość natężenia prądu uniemożliwiała utrzymanie procesu napawania pod wodą, ponieważ w takich warunkach zastosowana moc łuku musi być większa w porównaniu do napawania na powietrzu. W trakcie napawania przy bardzo wysokich natężeniach prądu obserwowano odłupywanie się otuliny elektrody, która następnie wpadała do jeziora, powodując tym samym wydłużenie łuku spawalniczego pomiędzy czystym rdzeniem elektrody, a następnie wygaszenie łuku spawalniczego i powstanie niezgodności spawalniczych w napoinach.

W celu wykonania analizy porównawczej przeprowadzono napawanie na powietrzu elektrodami otulonymi BÖHLER FOX CN 22/9N metodą MMA (111), a parametry napawania przedstawiono w tabeli 26. Na rys. 58 przedstawiono schemat pobierania próbek z napoin.

Tabela 26. Parametry napawania próbek na powietrzu elektrodami otulonymi BÖHLER FOX CN 22/9N

Płyta I - 2205	Nr napoiny	Biegunowość spawania DC (-)/(+)	Natężenie prądu I [A]	Napięcie łuku U [V]	Czas napawania $t_n$ [s]	Prędkość napawania $V_{np}$ [mm/s]	$q_l$ [kJ/mm]	Nr próbki wyciętej z płyty
	BP1	DC (+)	139	25,52	52,6	3,61	0,97	BP1-1
								BP1-2
BP2	DC (-)	139	25,56	46,3	4,10	0,85	BP2-1	
							BP2-2	



Rys. 58. Schemat pobierania próbek do badań z napoin wykonanych na powietrzu metodą MMA

Prąd spawania napoin wykonanych na powietrzu wynosił ok 140 A i był zgodny z zaleceniami producenta tych elektrod. Prąd spawania napoin wykonywanych pod wodą był wyraźnie wyższy. Analiza danych z tabel 23 i 24 wskazuje na konieczność zwiększenia prądu spawania w warunkach mokrych od 50 do 90 amperów. Było to konieczne ze względu na utrzymanie stabilnego jarzenia się łuku.

W trakcie napawania na powietrzu z zastosowaniem biegunowości ujemnej zaobserwowano powstawanie licznych odprysków. Niezgodności te należało przed przystąpieniem do dalszych badań usunąć z powierzchni próbek. Odbicie żużla z napoin nie przysporzyło większych problemów.

### 8.3.2. Napawanie metodą lokalnej komory suchej

Napawanie metodą LKS przeprowadzono pod wodą na głębokości ok. 300 mm na stanowisku przedstawionym na rys. 50. Napoiny wykonano na dwóch płytach ze stali duplex 2205 o wymiarach 12x200x300 mm z przyspawanymi płytkami wybiegowymi. Ustalono wartości parametrów napawania, które umożliwiły uzyskanie energii liniowych w zakresie od 0,5 kJ/mm do 1,5 kJ/mm. To zadanie było ułatwione w stosunku do napawania procesem 111, ponieważ uchwyt spawalniczy z lokalną komorą suchą był zamontowany na mobilnym wózku umożliwiającym przesuw z ustaloną prędkością. Gazem osłonowym był czysty argon (I1 wg PN EN ISO 14175) przy ustalonym przepływie ok. 28 l/min, wolny wylot elektrody wynosił 30 mm, DC (-) [156].

Wykonano szereg napoin próbnych w celu ustalenia optymalnych parametrów napawania pod względem stabilności jarzenia łuku. Napoiny do badań spawano pod wodą oraz na powietrzu. Spawanie na powietrzu wykonano bez użycia lokalnej komory suchej przy użyciu uchwytu spawalniczego MIG przesuwanego na wózku ze stałą prędkością.

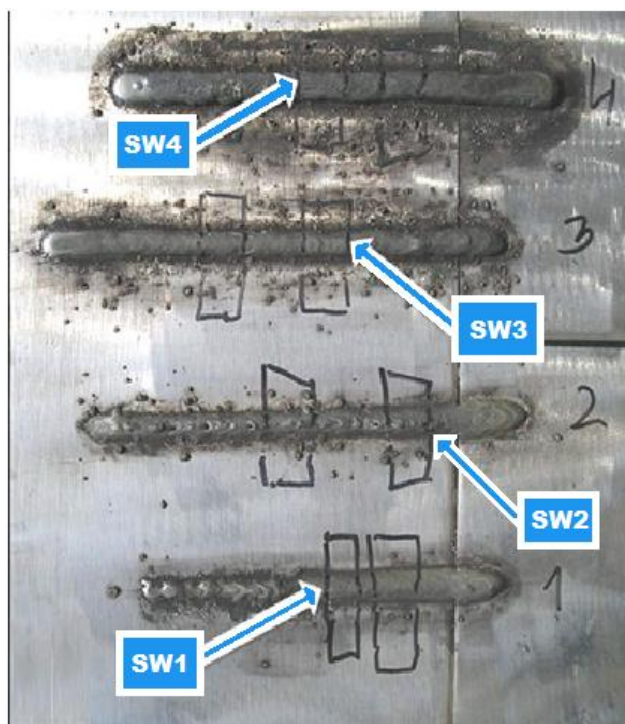
W tabelach 27 i 28 przedstawiono parametry napawania napoin, natomiast na rys. 59-60 pokazano widoki napoin ze wskazaniem miejsc pobrania próbek do badań.

Tabela 27. Parametry napawania napoin próbnych pod wodą metodą LKS

Nr napoiny	Natężenie prądu I [A]	Napięcie łuku U [V]	$V_{dr}$ [m/min]	Prędkość napawania $V_{np}$ [mm/s]	$q_l$ [kJ/mm]	Nr próbki wyciętej z płyty
SW1	164	34,8	13	10	0,57	SW1
SW2	174	33,5	13	9,8	0,59	SW2
SW3	224	32,5	13	6,8	1,07	SW3
SW4	224	34,5	13	4,9	1,26	SW4

Tabela 28. Parametry wykonania napoin metodą MIG na powietrzu

Nr napoiny	Natężenie prądu I [A]	Napięcie łuku U [V]	$V_{dr}$ [m/min]	Prędkość napawania $V_{np}$ [mm/s]	$q_l$ [kJ/mm]	Nr próbki wyciętej z płyty
SP5	252	30	13	10,0	0,61	SP5
SP6	240	30,5	13	9,8	0,96	SP6
SP7	246	29,5	13	9,7	0,75	SP7
SP8	250	31,1	13	9,4	0,83	SP8
SP9	232	31,8	13	4,4	1,34	SP9



Rys. 59. Widok napoin wykonywanych pod wodą metodą LKS. Strzałkami zaznaczono miejsca pobrania próbek do dalszych badań



Rys. 60. Widok napoin wykonywanych na powietrzu metodą MIG. Strzałkami zaznaczono przekroje (próbki) pobrane do dalszych badań

Parametry zastosowane do wykonania napoin na powietrzu były zbliżone do tych zastosowanych pod wodą. Napoiny wykonane w środowisku wodnym charakteryzowały się bardzo dużym rozpryskiem co świadczy o dużej wilgotności w obszarze napawania lokalnej komory suchej. Spośród czterech napoin wytypowano trzy do badań głównych. Napoina wykonana z najmniejszą energią liniową, tj. SW1 charakteryzowała się równomiernym i gładkim licem, małą szerokością, a także niezbyt wysokim nadlewem. Rozprysk wokół napoiny był niewielki. Napoina SW4 wykonana z największą energią liniową charakteryzowała się największym rozpryskiem w obszarze napawania, równomiernym i gładkim licem, bardzo małą szerokością oraz wysokim nadlewem. Jak można zauważyć, podczas napawania w środowisku wodnym im większa wartość energii liniowej powstaje wyższy i węższy nadlew napoiny oraz większy rozprysk w obszarze napawania, rys. 73-75.

Odwrotny trend zaobserwowano podczas napawania na powietrzu. Do wykonania napoin, lokalną komorę suchą zastąpiono standardowym uchwytem spawalniczym, natomiast pozostałe elementy stanowiska pozostały bez zmian. Spośród siedmiu napoin wykonanych na powietrzu wytypowano trzy próbki do badań głównych. Jak wynika z tabeli 29 zastosowanie dużej prędkości napawania przy stałych parametrach napawania spowodowało, że napoina charakteryzowała się wąskim i wysokim nadlewem i gładkim licem. Zmniejszenie prędkości napawania spowodowało powstanie szerokiego i niskiego nadlewu napoiny.

Napawanie w środowisku wodnym wykonano w zakresie natężenia prądu 164 ±224 A, natomiast napoiny na powietrzu wykonano w zakresie 232 ±252 A.

### 8.3.3. *Badania metalograficzne makroskopowe*

Badania metalograficzne makroskopowe przeprowadzono dla wszystkich wytypowanych napoin wykonanych metodą mokrą (111/MMA) oraz LKS (131/MIG) na powietrzu i pod wodą. Obserwacje te przeprowadzono po odpowiednim przygotowaniu próbek celem oceny geometrii napoin. Badania obejmowały wycięcie próbek z płyt próbnych, a następnie wyszlifowanie z użyciem papierów ściernych o rosnącej gradacji, wypolerowanie w zawieszinach diamentowych, a następnie wytrawienie. Do trawienia powierzchni próbek zastosowano się odczynnik Beraha (25 ml HCl, 3g NH<sub>4</sub>F, 125 ml H<sub>2</sub>O, kilka kryształów K<sub>2</sub>S<sub>2</sub>O<sub>5</sub>).

Na rys. 61±70 przedstawiono widoki przekrojów poprzecznych napoin wykonanych pod wodą metodą mokrą elektrodami otulonymi.



Rys. 61. Przekrój poprzeczny napoiny BW1-1,  $q_l=0,82$  kJ/mm, DC (-)



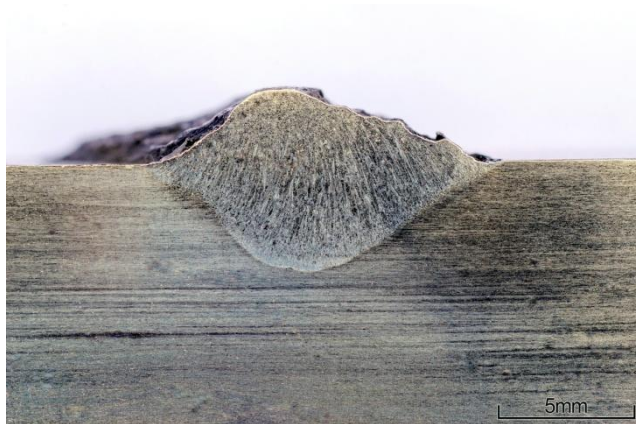
Rys. 67. Przekrój poprzeczny napoiny BWN2-2,  $q_l=0,93$  kJ/mm, DC (-)



Rys. 63. Przekrój poprzeczny napoiny BWN3-1,  $q_l=0,93$  kJ/mm, DC(-)



Rys. 64. Przekrój poprzeczny napoiny BWN3-2,  $q_l=0,93$  kJ/mm, DC (-)



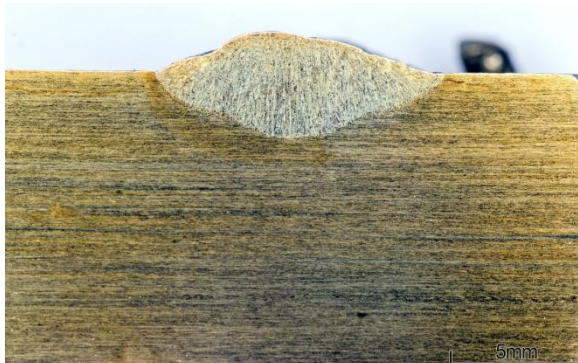
Rys. 65. Przekrój poprzeczny napoiny BWN4-2,  $q_l=0,97$  kJ/mm, DC (-)



Rys. 66. Przekrój poprzeczny napoiny BWN5-2,  $q_l=1,15$  kJ/mm, DC (-)



Rys. 67. Przekrój poprzeczny napoiny BWN6-1,  $q_l=1,06$  kJ/mm, DC (-)



Rys. 68. Przekrój poprzeczny napoiny BWN7-2,  $q_l=0,85$  kJ/mm, DC (+)



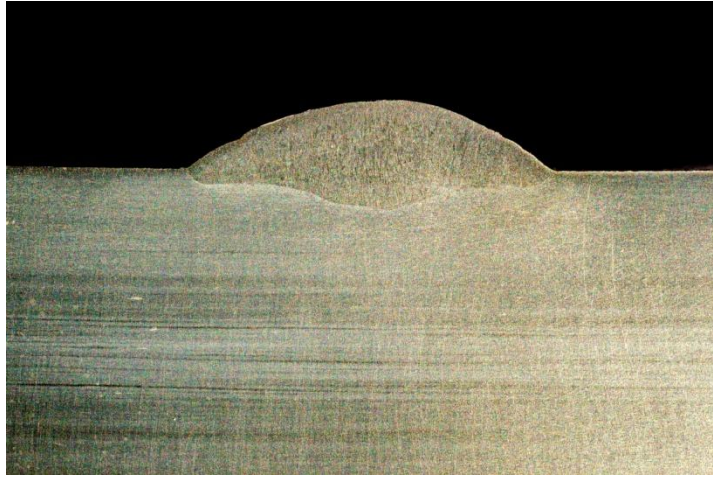
Rys. 69. Przekrój poprzeczny napoiny BWN9-1,  $q_l=0,90$  kJ/mm, DC(-)



Rys. 70. Przekrój poprzeczny napoiny BWN12-1,  $q_l=0,93$  kJ/mm, DC (+)

Wszystkie napoiny wykonane pod wodą metodą moką charakteryzowały się nierównomiernym licem. Głębokość wtopienia była większa dla napoin wykonanych z biegunowością ujemną. W napoinach występowały nieliczne niezgodności spawalnicze, m.in. pęcherze gazowe, pory, kraterzy co przedstawiono na przekrojach napoin P3.1 (rys. 68) oraz P9.1 (rys.74). Zaobserwowane niezgodności w badaniu makroskopowym były spowodowane przez niestabilnie jarzący się łuk spawalniczy, wynikający z odrywającej się otuliny elektrody wpadającej do jeziora spawalniczego w trakcie napawania.

Na rys. 71÷72 przedstawiono widoki przekrojów napoin wykonanych na powietrzu elektrodami otulonymi BÖHLER FOX CN22/9N przy użyciu parametrów zalecanych przez producenta, stosując biegunowość ujemną i dodatnią.



Rys. 71. Przekrój napoiny BP1-2 wykonanej na powietrzu metodą MMA,  $q_l=0,97$  kJ/mm, DC (+)



Rys. 72. Przekrój napoiny BP2.1 wykonanej na powietrzu metodą MMA,  $q_l=0,83$  kJ/mm, DC (-)

Napoiny wykonane na powietrzu charakteryzowały się gładkim licem i poprawnym wtopieniem w materiał rodzimy. W trakcie napawania łuk jarzył się stabilnie, nie powodując żadnych problemów w trakcie układania ściegu na powierzchni płyty. W próbkach napawanych wykonanych na powietrzu elektrodami otulonymi na stali duplex 2205 nie zaobserwowano niezgodności spawalniczych.

Na rys. 73÷79 przedstawiono przekroje próbek wykonanych pod wodą metodą LKS przy zastosowaniu różnych wartości energii liniowych. Napoiny próbne wykonane na powietrzu przedstawiono na rys. 80÷82.

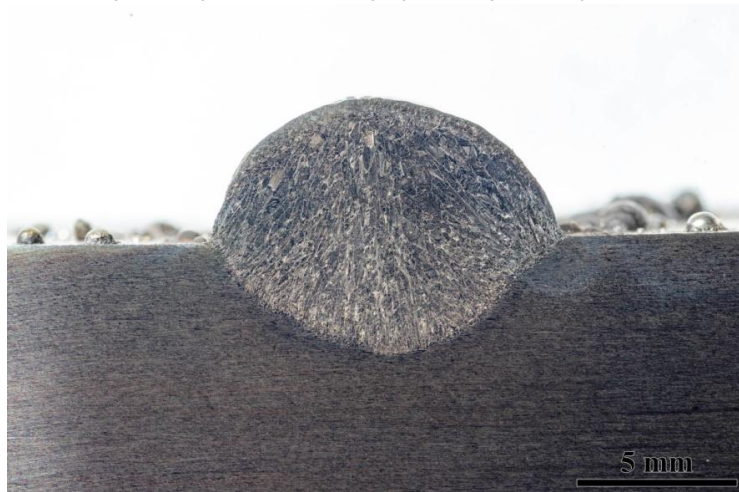




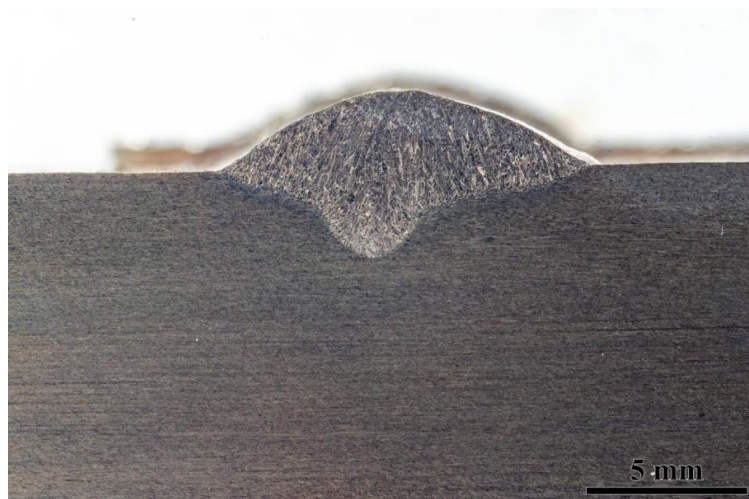
Rys. 73. Przekrój napoiny próbnej SW1.1 wykonanej metodą LKS,  $q_l = 0,57$  kJ/mm



Rys. 74. Przekrój napoiny SW3.2 próbnej wykonanej metodą LKS,  $q_l = 1,07$  kJ/mm



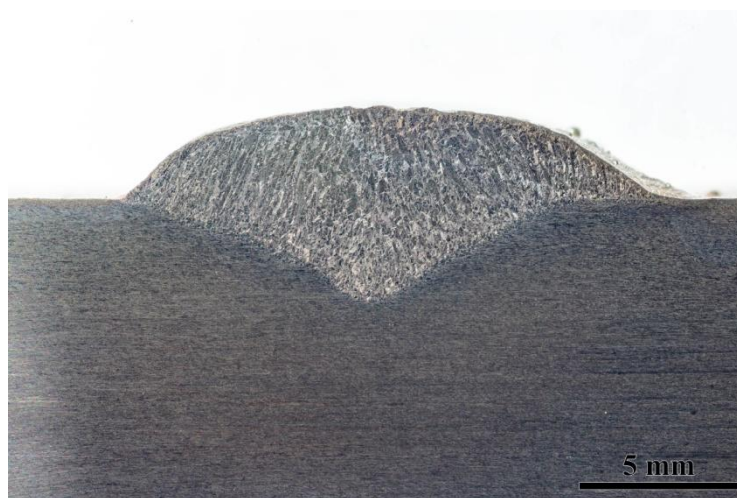
Rys.75. Przekrój napoiny próbnej SW4.1 wykonanej metodą LKS,  $q_l = 1,26$  kJ/mm



Rys.76. Przekrój napoiny próbnej SP5.2 wykonanej na powietrzu,  $q_l = 0,6$  kJ/mm



Rys.77. Przekrój napoiny próbnej SP6.2 wykonanej na powietrzu,  $q_l = 0,96$  kJ/mm



Rys.78. Przekrój napoiny próbnej SP9.2 wykonanej na powietrzu,  $q_l = 1,34$  kJ/mm

Geometria napoin wykonanych pod wodą metodą LKS różniła się w zależności od zastosowanej wartości energii liniowej. Napoina wykonana przy użyciu najmniejszej wartości energii liniowej charakteryzowała się poprawnym współczynnikiem kształtu. Zastosowanie wyższych energii liniowych skutkowało tworzeniem nierównomiernego lica, wysokiego nadlewu

napoiny oraz głębokiego wtopienia w materiał rodzimy. Ponadto zaobserwowano liczne rozpryski wokół napoiny.

Napoiny wykonane na powietrzu wykazywały odwrotny trend do napoin wykonanych pod wodą. Próbki wykonane ze średnią energią liniową  $q_l = 0,96$  kJ/mm wykazały poprawny współczynnik kształtu, a także brak rozprysków w obszarze napawania. Próbki wykonane z najwyższą wartością energii liniowej charakteryzowały się dużą głębokością wtopienia w MR, wysokim nadlewem, a także powstaniem licznych rozprysków. Napoiny wykonane z wartością energii liniowej  $q_l = 0,6$  kJ/mm cechowały się bardzo małą głębokością wtopienia i stosunkowo wysokim nadlewem. W obszarze napoiny nie zaobserwowano rozprysków.

Obliczenie współczynników kształtu napoin  $\alpha_k$  było możliwe dzięki zastosowaniu programu AutoCAD, który umożliwił precyzyjny pomiar wielkości geometrycznych przekroju napoin, a w rezultacie obliczenie wartości współczynnika kształtu każdej z nich. W tabelach 29, 30 i 31 przedstawiono obliczone współczynniki geometrii dla każdej napoiny. Do obliczeń wykorzystano metodę Lawrence'a (13) oraz nomogram przedstawiony na rys.

79 [41]. Na rys. 80 - 82 przedstawiono przykładowy sposób wykonywania pomiarów na przekrojach napoin.

$$\alpha_k = B * \left[ 1 + A * \left( \frac{T}{\rho} \right)^C \right] \quad (13)$$

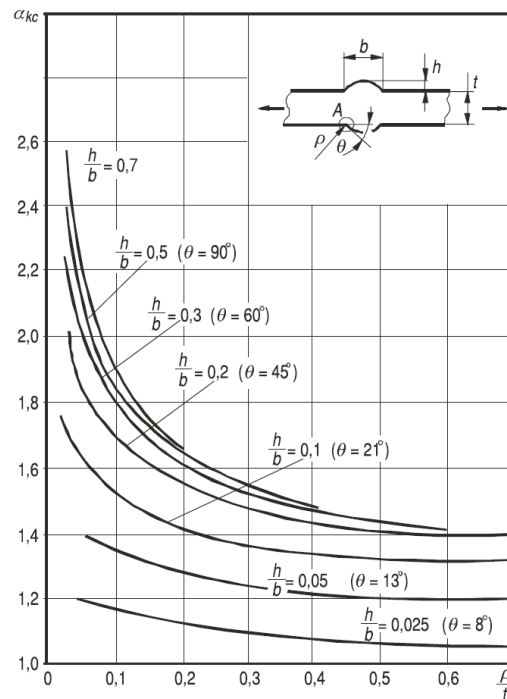
gdzie:

A, B, C - wielkości zależne od rodzaju złącza spawanego, sposobu jego obciążania oraz lokalnej formy geometrycznej;

t - grubość elementów łączonych,

$\theta$  - kąt wzniosu spoiny,

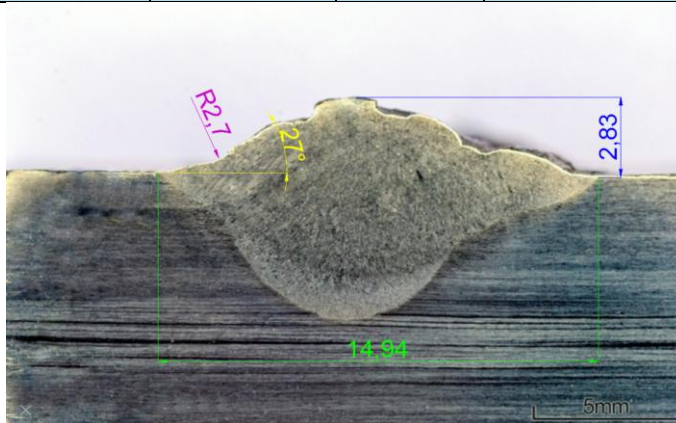
$\rho$  - promień przejścia spoiny w materiał rodzimy.



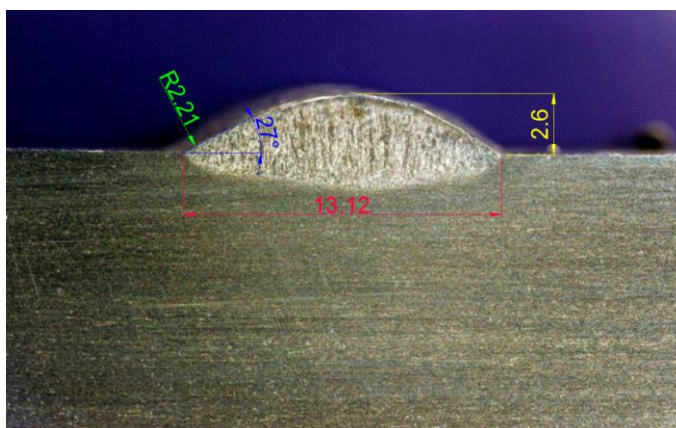
Rys. 79. Współczynnik kształtu  $\alpha_k$  w połączeniu doczołowym o  $b/t = 1$  [41]

Tabela 29. Pomiary wymiarów geometrii i wartości obliczonego współczynnika geometrii napoin wykonanych metodą mokrą

Nr próbki	Szerokość napoiny b [mm]	Wysokość napoiny h [mm]	Promień przejścia $\rho$	Kąt wzniosu napoiny $\theta$ [°]	Współczynnik kształtu $\alpha_k$
BWN1-1	11,15	1,29	1,62	31	1,65
BWN2-2	14,94	2,83	2,7	27	1,48
BWN3-1	10,74	1,81	3,2	27	1,44
BWN3-2	11,55	1,52	5,4	27	1,34
BWN4-2	13,23	2,74	3,1	28	1,32
BWN5-2	10,55	1,44	2,5	26	1,49
BWN6-1	10,58	1,65	2,8	26	1,47
BWN7-1	10,9	1,46	4,2	26	1,38
BWN9-1	10,2	1,05	3,7	27	1,41
BWN12-1	10,7	4,02	4,2	26	1,38



Rys. 80. Sposób wymiarowania napoiny BWN2-2 wykonanej pod wodą metodą mokrą elektrodami Böhler

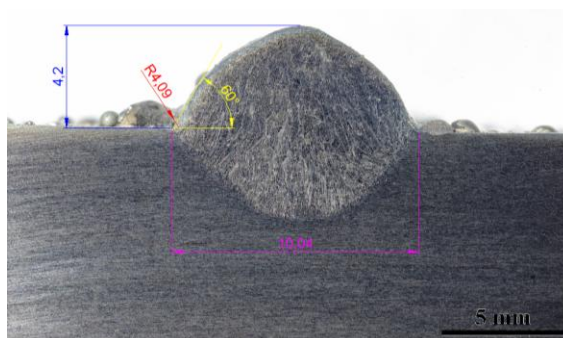


Rys. 81. Sposób wymiarowania napoiny P1.2 wykonanej na powietrzu metodą MMA elektrodami Böhler

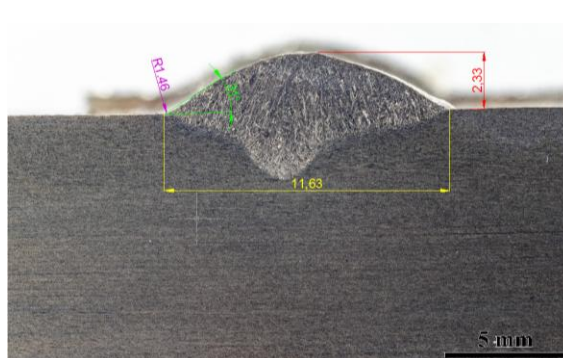
Tabela 30. Pomiary wymiarów geometrii i wartości obliczonego współczynnika geometrii napoin wykonanych na powietrzu elektrodami otulonymi

Nr próbki	Szerokość napoiny b [mm]	Wysokość napoiny h [mm]	Promień przejścia $\rho$	Kąt wzniosu napoiny $\theta$ [°]	Współczynnik kształtu $\alpha_k$
P1.2	13,12	2,6	2,21	27	1,53
P2.1	14,09	2,71	1,96	26	1,56

a)



b)



Rys. 82. Sposób wymiarowania napoin (a) SW3.2 wykonanej pod wodą metodą LKS oraz (b) SP6.2 wykonanej na powietrzu

Tabela 31. Pomiary wymiarów geometrii i wartości obliczonego współczynnika geometrii i współczynnika kształtu napoin wykonanych metodą lokalnej komory suchej

Nr próbki	Szerokość napoiny b [mm]	Wysokość napoiny h [mm]	Promień przejścia $\rho$	Kąt wzniosu napoiny $\theta$ [°]	Współczynnik kształtu $\alpha_k$
SW1.1	12,08	2,49	3,37	37	1,48
SW3.2	10,04	4,2	4,09	60	1,53
SW4.1	11,35	4,33	0,14	68	2,83
SP5.2	11,63	2,33	1,46	31	1,99
SP6.2	14,8	2,6	1,56	33	1,62
SP9.2	17,9	2,94	1,65	43	1,72

Wartości współczynnika kształtu dla napoin wykonanych pod wodą metodą mokrą mieszczą się w zakresie  $\alpha_k=1,32 \pm 1,65$ . Jak można zauważyć wartości te są zbliżone do wartości współczynnika kształtu napoin wykonanych na powietrzu metodą MMA, tj.  $\alpha_k=1,53 \pm 1,56$ . Obliczone wartości współczynnika A dla napoin wykonanych pod wodą metodą MMA mieściły się w zakresie 0,226-0,228 co pozwala stwierdzić, że mają one poprawny kształt. Jedynie pierwsza napoina charakteryzowała się zbyt dużym kątem wzniosu, a w związku z tym wartość współczynnika A dla tej napoiny był inny niż zawarty w tabeli. Jednakże wartość współczynnika kształtu dla tej napoiny był w dalszym ciągu bardzo bliski do wartości współczynnika kształtu napoin uzyskanych na powietrzu metodą MMA.

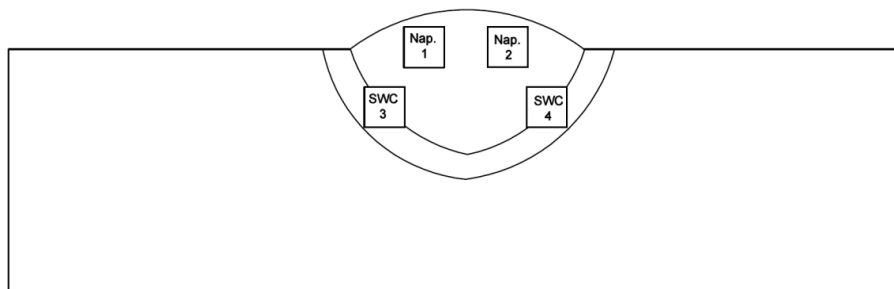
Napawanie metodą mokrą umożliwia uzyskanie napoin o zbliżonym współczynniku kształtu do napoin wykonywanych na powietrzu tą samą metodą. Zakres uzyskanych wartości współczynnika kształtu dla napoin wykonanych pod wodą jest podobny dla napoin wykonanych na powietrzu, a co jest z tym związane wartość śpiętrzenia naprężeń jest niska. Należy jednak zwrócić uwagę na nierównomierność lica napoin, co może powodować nierównomierne rozłożenie naprężeń na całej powierzchni lica, a tym samym śpiętrzenie naprężeń w najbardziej wysiłonym punkcie.

W przypadku napoin wykonanych metodą lokalnej komory suchej współczynnik kształtu mieści się w zakresie  $\alpha_k=1,48 \pm 2,83$  natomiast dla napoin wykonanych na powietrzu metodą LKS wartości współczynnika mieszczą się w zakresie  $\alpha_k=1,72 \pm 1,99$ . Jak można zauważyć wartości współczynnika kształtu dla napoin wykonanych zarówno metodą LKS pod wodą jak i na powietrzu są dużo wyższe w porównaniu do napoin wykonanych metodą MMA.

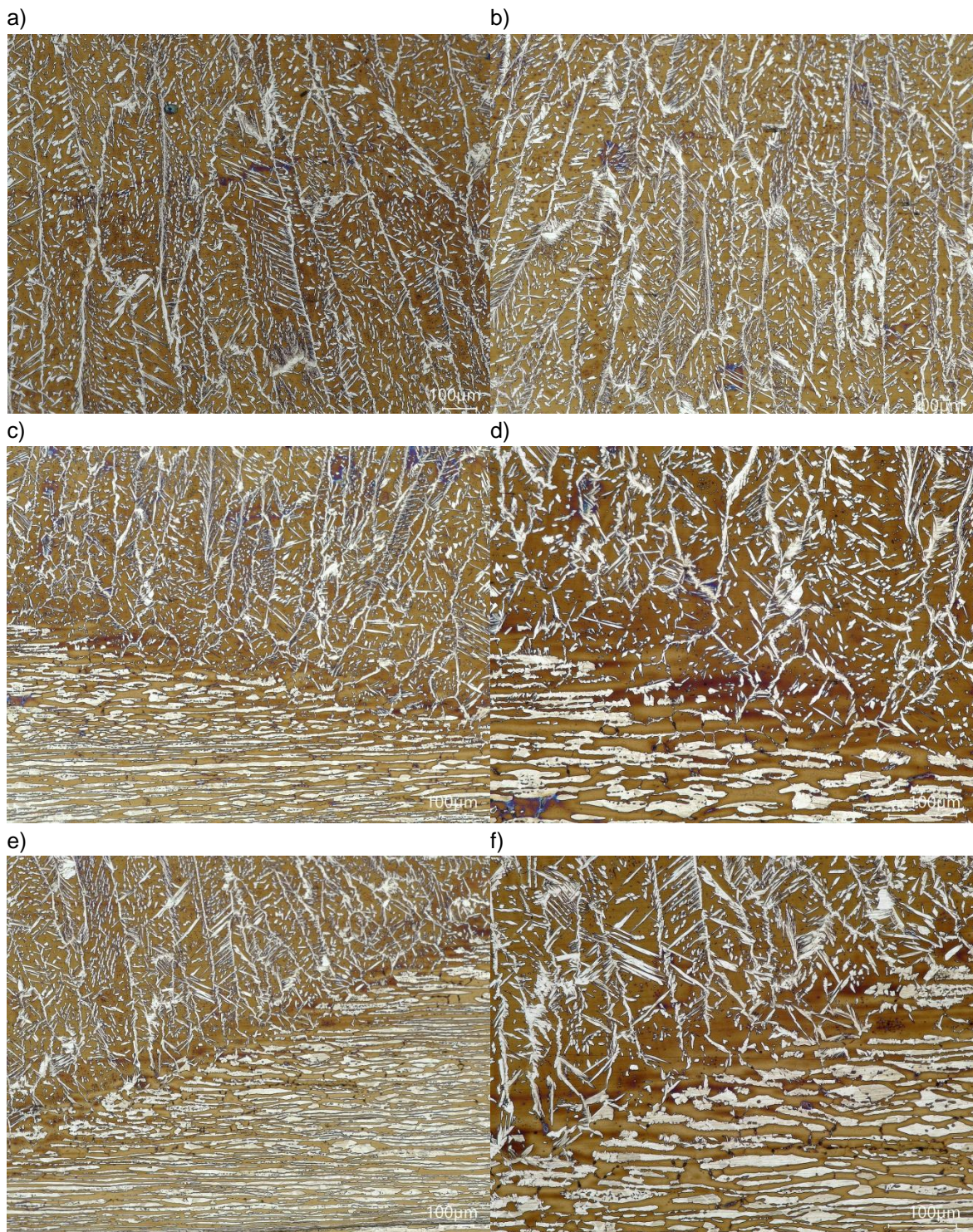
Metoda LKS umożliwia uzyskanie odpowiedniego kształtu napoin i złączy spawanych, ponieważ można sterować wartościami parametrów napięcia, natężenia i energii liniową.

#### 8.3.4. Badania metalograficzne mikroskopowe

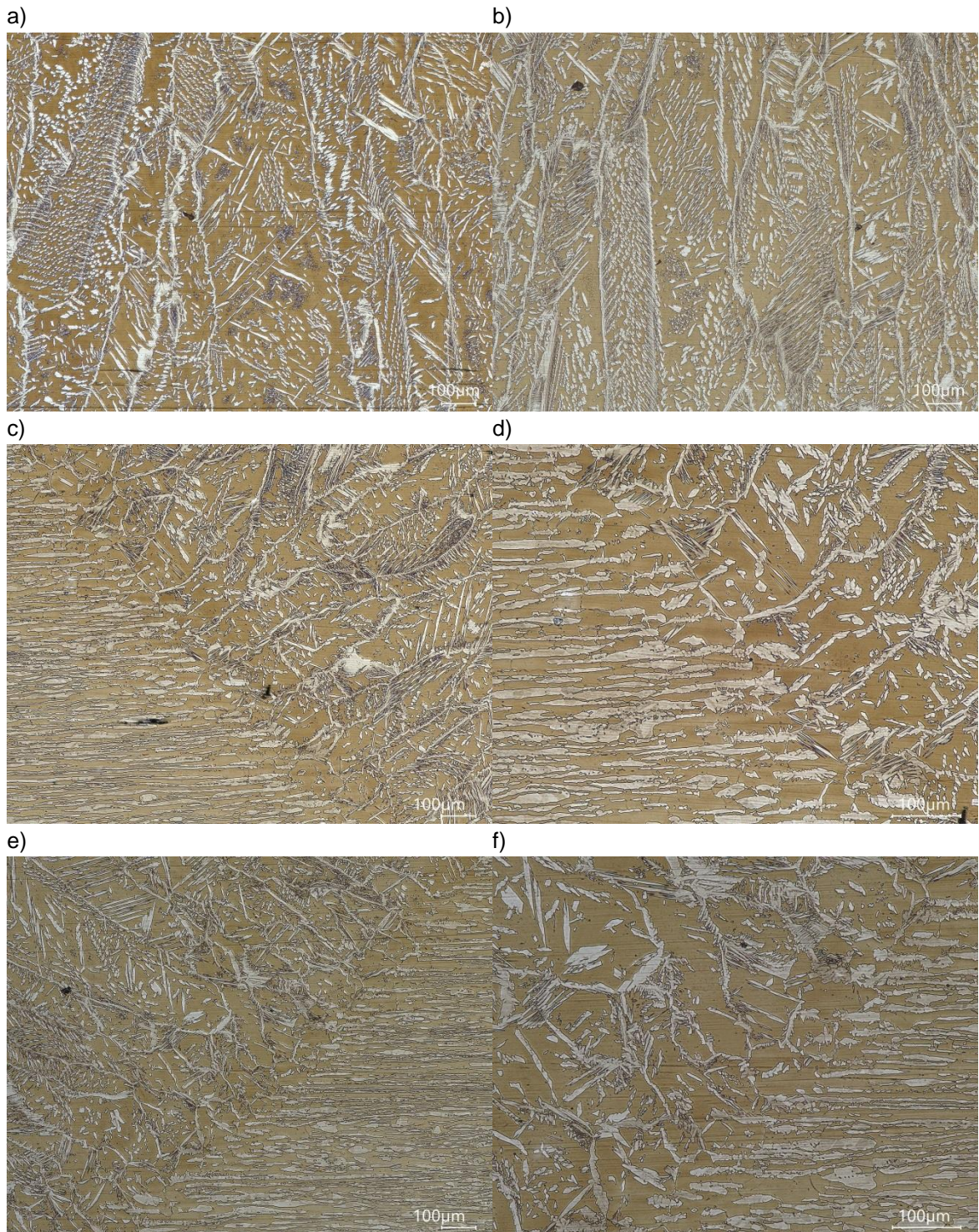
Badania metalograficzne mikroskopowe przeprowadzono na próbkach, na których przygotowano szlify metalograficzne zawierające centralnie położony przekrój poprzeczny napoiny. Próbki szlifowano i polerowano, a następnie trawiono odczynnikami Beraha. Odczynnik wytrawia strukturę stali duplex ujawniając ferryt jako fazę ciemną (brązową) oraz austenit jako jasny. Na rys. 83 pokazano rozmieszczenie miejsc analizy obrazu na przekroju napoin. Struktury napoin wykonanych pod wodą przedstawiono na rysunkach 84÷86, natomiast struktury napoin wykonanych na powietrzu pokazano na rysunkach 87÷89. Zestawienie struktur obrazuje różnice w kształcie i wielkości ziaren oraz udziale poszczególnych faz w obszarze napoin oraz strefy wpływu ciepła w zależności od warunków spawania. Do analizy przyjęto napoiny wykonane metodą lokalnej komory suchej ze względu na stabilne warunki spawania (jednostajny ruch komory) i utrzymywanie stałej energii liniowej spawania na całej długości napoiny.



Rys. 83. Schemat rozmieszczenia miejsc analizy obrazu na przekroju napoin

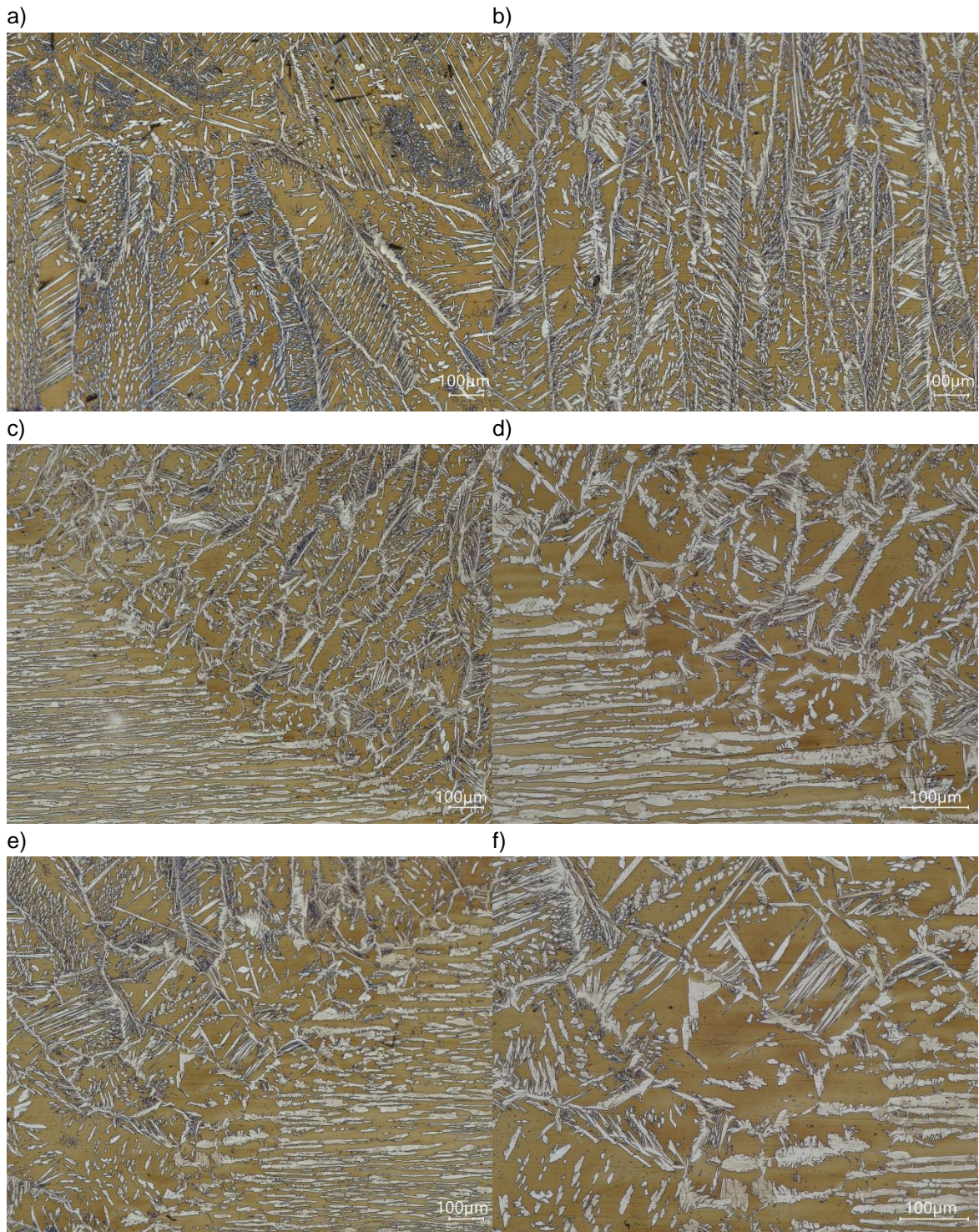


Rys. 84. Struktura napoiny SW1 wykonanej pod wodą metodą LKS: a) napoina-1 pow.200x, b) napoina -2 pow.200x, c) SWC-3 pow. 200x, d) SWC-3 pow. 400x, e) SWC-4 pow. 200x, f) SWC-4 pow. 400x.  
Traw. odcz. Beraha

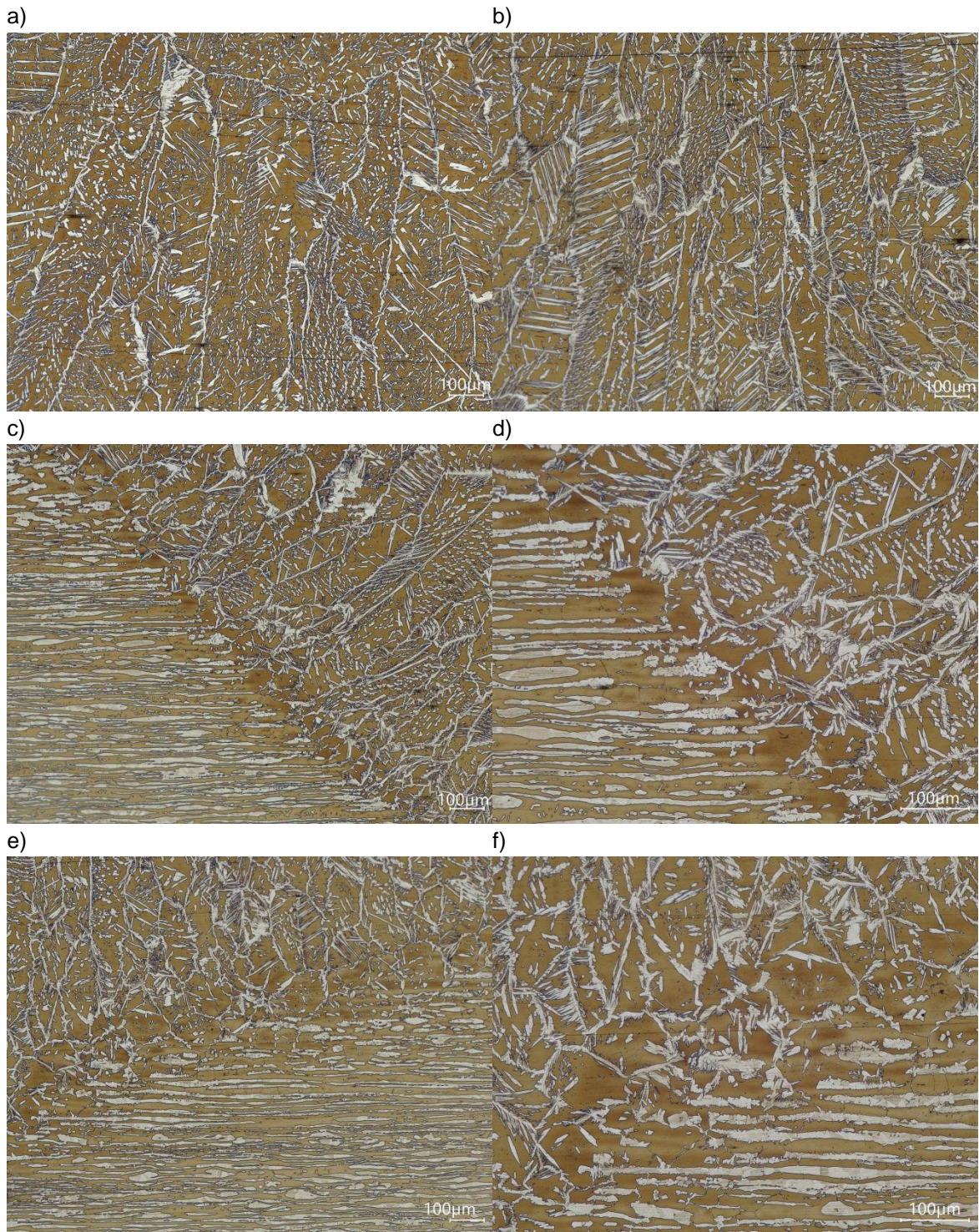


Rys. 85. Struktura napoiny SW3 wykonanej pod wodą metodą LKS: a) napoina-1 pow.200x, b) napoina -2 pow.200x, c) SWC-3 pow. 200x, d) SWC-3 pow. 400x, e) SWC-4 pow. 200x, f) SWC-4 pow. 400x.  
Traw. odcz. Beraha

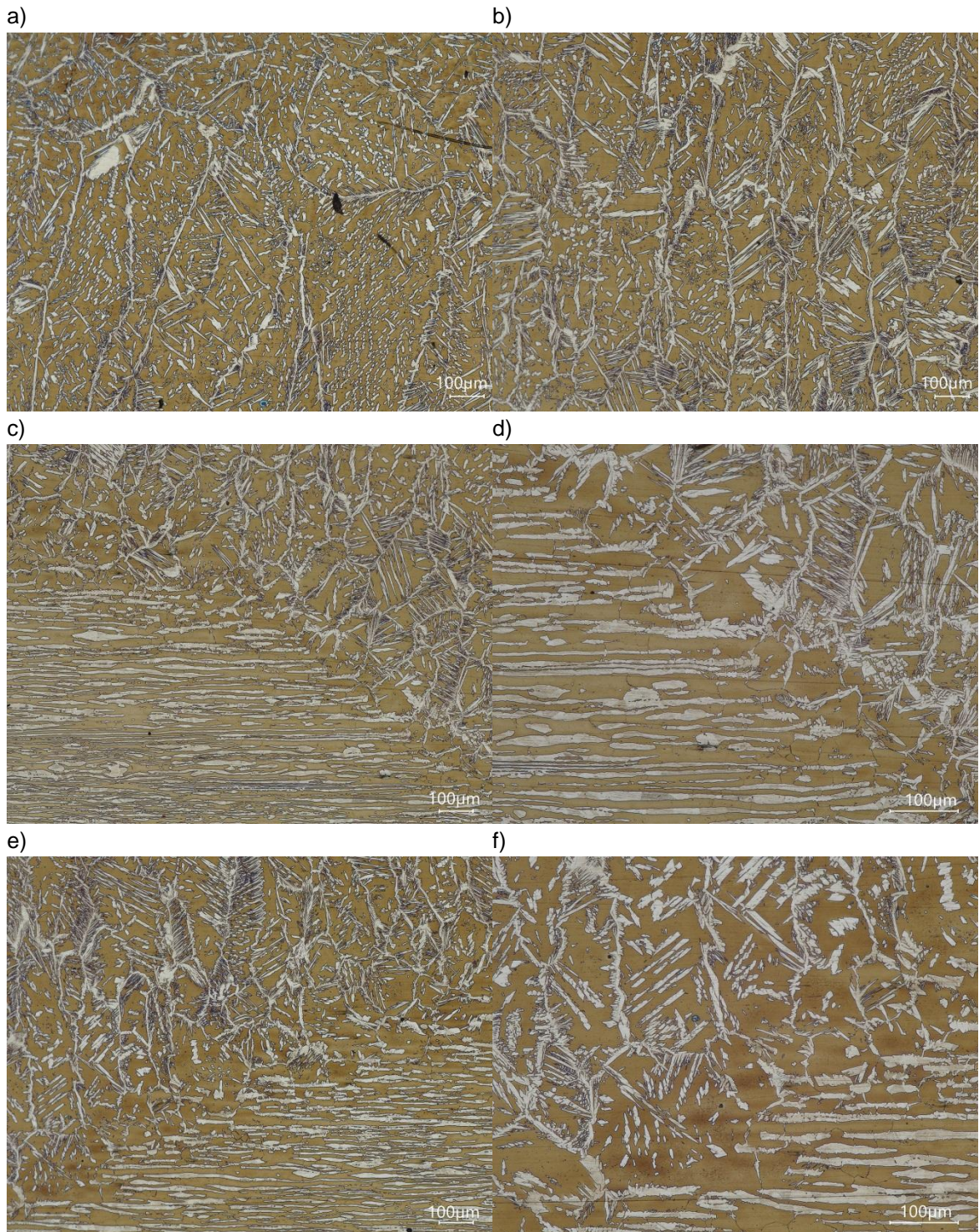




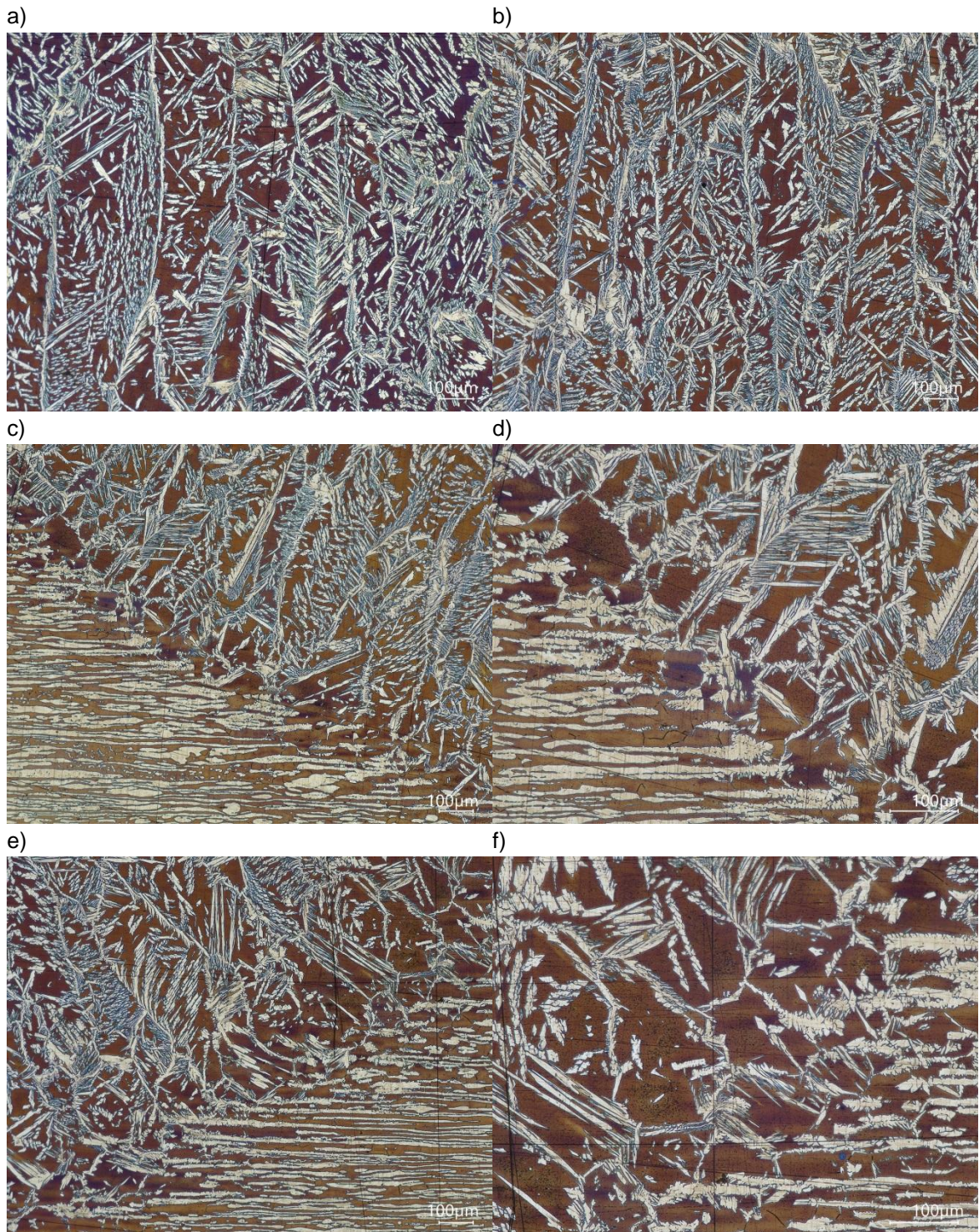
Rys. 86. Struktura napoiny SW4 wykonanej pod wodą metodą LKS: a) napoina-1 pow.200x, b) napoina-2 pow.200x, c) SWC-3 pow. 200x, d) SWC-3 pow. 400x, e) SWC-4 pow. 200x, f) SWC-4 pow. 400x.  
Traw. odcz. Beraha



Rys. 87. Struktura napoiny SP5 wykonanej na powietrzu metodą MIG: a) napoina-1 pow.200x, b) napoina-2 pow.200x, c) SWC-3 pow. 200x, d) SWC-3 pow. 400x, e) SWC-4 pow. 200x, f) SWC-4 pow. 400x.  
Traw. odcz. Beraha



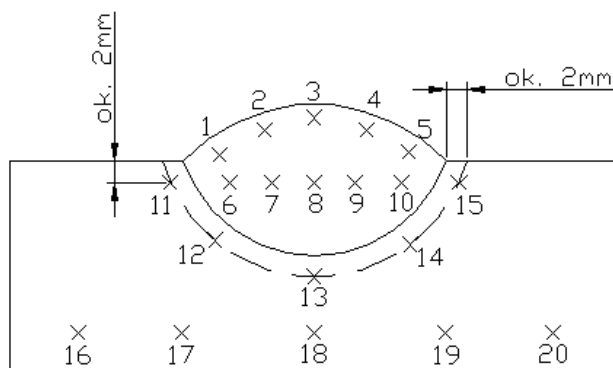
Rys. 88. Struktura napoiny SP6 wykonanej na powietrzu metodą MIG: a) napoina-1 pow.200x, b) napoina-2 pow.200x, c) SWC-3 pow. 200x, d) SWC-3 pow. 400x, e) SWC-4 pow. 200x, f) SWC-4 pow. 400x.  
Traw. odcz. Beraha



Rys. 89. Struktura napoiny SP9 wykonanej na powietrzu metodą MIG: a) napoina-1 pow.200x, b) napoina-2 pow.200x, c) SWC-3 pow. 200x, d) SWC-3 pow. 400x, e) SWC-4 pow. 200x, f) SWC-4 pow. 400x.  
Traw. odcz. Beraha

### 8.3.5. Pomiary zawartości ferrytu

Pomiary zawartości ferrytu wykonane zostały na próbkach spawanych pod wodą i na powietrzu za pomocą metody MIG/LKS. Pomiary wykonano w materiale rodzimym, SWC oraz w napoinie. Do badań wykorzystano ferrytoskop firmy Fisher MP30. Po wyskalowaniu przyrządu zmierzono zawartość ferrytu za pomocą głowicy pomiarowej na wypolerowanej powierzchni przekrojów napoin w punktach jak na rysunku 90.



Rys. 90. Miejsca pomiaru zawartości ferrytu na przekroju napoin

W tabelach 32-37 przedstawiono wyniki pomiarów dla 6 badanych próbek. Otrzymane wartości zawartości ferrytu w SWC mierzone za pomocą ferrytomierza nie zostały przyjęte do dalszych analiz ponieważ uznano je za niewiarygodne. Miernik wskazywał wartości zbliżone jak dla napoiny, natomiast obserwacje metalograficzne wskazują na dużo wyższy udział ferrytu. W pomiarach wykorzystuje się metodę opartą na pomiarze indukcji magnetycznej, a zawartość ferrytu wyliczana jest z przenikalności magnetycznej badanego materiału. Stwierdzono, że sonda magnetyczna nie jest w stanie określić precyzyjne zawartości ferrytu ze względu na bardzo małą szerokość SWC i w konsekwencji pomiar sygnału z obszarów przylegających materiału rodzimego i spoiny. Z tego względu zawartość ferrytu w SWC określono metodą metalograficzną za pomocą programu komputerowego do ilościowej analizy strukturalnej.

Tabela 32. Zawartość ferrytu w %. Próbka SW1 – spawanie LKS

<b>Lico napoiny</b>	1 – 59,6	2 – 61,1	3 – 57,5	4 – 56,8	5 – 57,2	<b>śr. 58,4</b>
<b>Napoina</b>	6 – 56,4	7 – 58,2	8 – 56,9	9 – 57,3	10 – 54,3	<b>śr. 55,6</b>
<b>SWC</b>	11 – 65,7	12 – 67,2	13 – 70,8	14 – 66,3	15 – 65,2	<b>śr. 67,0</b>
<b>Materiał rodzimy</b>	16 – 48,6	17 – 47,2	18 – 45,9	19 – 47,3	20 – 48,3	<b>śr. 47,4</b>

Tabela 33. Zawartość ferrytu w %. Próbka SW3 – spawanie LKS

<b>Lico napoiny</b>	1 – 57,8	2 – 56,2	3 – 57,1	4 – 54,4	5 – 55,1	<b>śr. 56,1</b>
<b>Napoina</b>	6 – 54,8	7 – 58,3	8 – 54,9	9 – 53,1	10 – 55,2	<b>śr. 55,2</b>
<b>SWC</b>	11 – 67,2	12 – 65,5	13 – 69,0	14 – 67,2	15 – 67,3	<b>śr. 67,2</b>
<b>Materiał rodzimy</b>	16 – 46,3	17 – 47,7	18 – 46,3	19 – 46,2	20 – 45,7	<b>śr. 46,2</b>

Tabela 34. Zawartość ferrytu w %. Próbką SW4 – spawanie LKS

<b>Lico napoiny</b>	1 – 52,7	2 – 53,7	3 – 54,6	4 – 53,2	5 – 52,1	<b>śr. 53,2</b>
<b>Napoina</b>	6 – 51,5	7 – 55,2	8 – 54,6	9 – 52,5	10 – 57,3	<b>śr. 54,2</b>
<b>SWC</b>	11 – 67,7	12 – 66,2	13 – 67,1	14 – 65,8	15 – 64,8	<b>śr. 66,3</b>
<b>Materiał rodzimy</b>	16 – 47,5	17 – 46,2	18 – 47,1	19 – 46,5	20 – 48,1	<b>śr. 47,1</b>

Tabela 35. Zawartość ferrytu w %. Próbką SP5 – spawanie na powietrzu - MIG

<b>Lico napoiny</b>	1 – 52,5	2 – 53,7	3 – 55,1	4 – 53	5 – 50,1	<b>śr. 52,9</b>
<b>Napoina</b>	6 – 50,1	7 – 53,2	8 – 52,5	9 – 51,1	10 – 51,2	<b>śr. 51,6</b>
<b>SWC</b>	11 – 61,2	12 – 59,0	13 – 63,8	14 – 61,8	15 – 63,2	<b>śr. 61,8</b>
<b>Materiał rodzimy</b>	16 – 47,4	17 – 48,2	18 – 46,1	19 – 45,7	20 – 48,2	<b>śr. 47,1</b>

Tabela 36. Zawartość ferrytu w %. Próbką SP6 – spawanie na powietrzu - MIG

<b>Lico napoiny</b>	1 – 53,2	2 – 55,4	3 – 51,4	4 – 53,3	5 – 53,5	<b>śr. 53,4</b>
<b>Napoina</b>	6 – 51,5	7 – 53	8 – 51,8	9 – 52,2	10 – 52,6	<b>śr. 52,2</b>
<b>SWC</b>	11 – 65,1	12 – 64,2	13 – 66,0	14 – 62,3	15 – 61,7	<b>śr. 63,8</b>
<b>Materiał rodzimy</b>	16 – 47,9	17 – 47,5	18 – 47,8	19 – 44,6	20 – 47	<b>śr. 46,9</b>

Tabela 37. Zawartość ferrytu w %. Próbką SP9 – spawanie na powietrzu - MIG

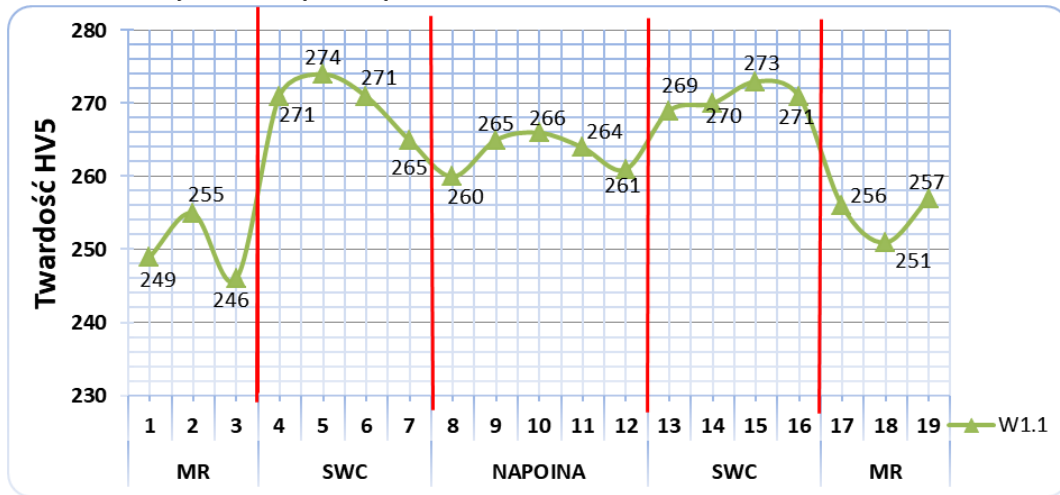
<b>Lico napoiny</b>	1 – 50,7	2 – 52,7	3 – 52,4	4 – 51,2	5 – 52,1	<b>śr. 51,8</b>
<b>Napoina</b>	6 – 52,5	7 – 53,1	8 – 52,4	9 – 54,5	10 – 51,3	<b>śr. 52,7</b>
<b>SWC</b>	11 – 61,7	12 – 58,9	13 – 65,5	14 – 63,3	15 – 59	<b>śr. 61,7</b>
<b>Materiał rodzimy</b>	16 – 48,2	17 – 47,9	18 – 48,6	19 – 47,8	20 – 47,2	<b>śr. 47,9</b>

Przeprowadzone badania wykazały, że materiały rodzime mają średnią zawartość ferrytu wynoszącą ok. 47%, a w stopie wahają się w granicach 51-58%. Większe zawartości ferrytu odnotowano w stopie napoin wykonanych pod wodą w stosunku do napoin wykonanych na powietrzu. Ten fakt można wiązać z wpływem zwiększonej szybkości chłodzenia i spowolnienia przemiany ferrytu w austenit.

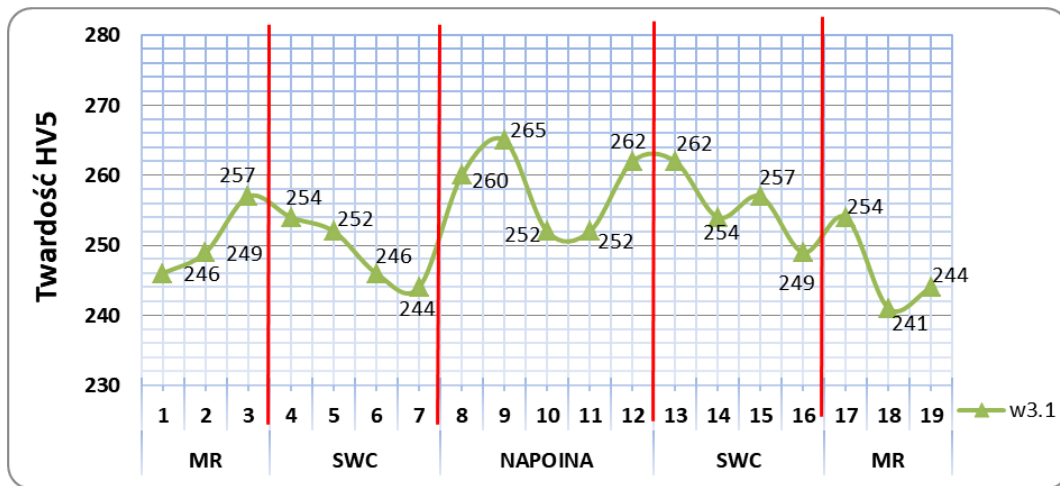
Udział ferrytu w wąskich obszarach SWC napoin oszacowany na podstawie obserwacji mikroskopowych nie przekraczał 70%. Nie stwierdzono istotnych różnic zawartości ferrytu w SWC napoin wykonanych pod wodą i na powietrzu.

### 8.3.6. Pomiary twardości

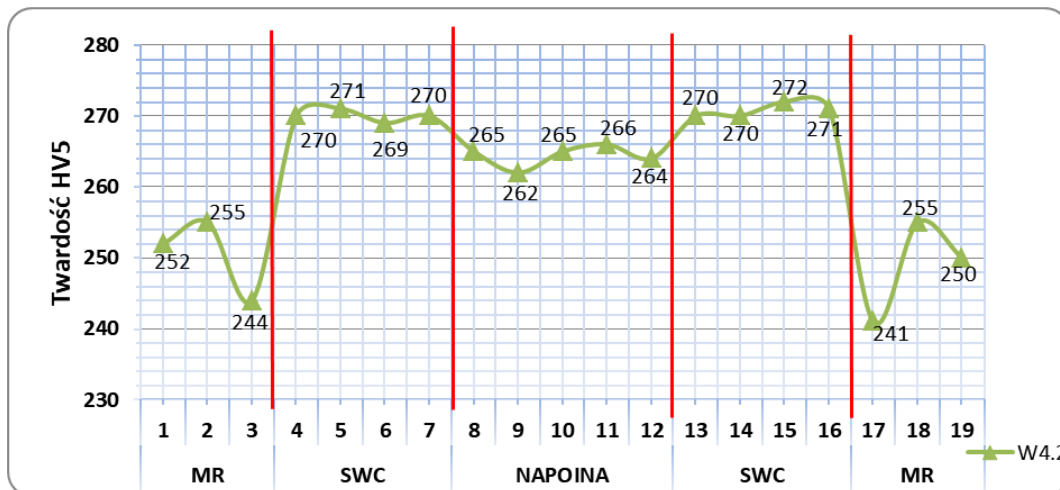
Pomiarów twardości sposobem Vickersa dokonano przy obciążeniu 49,03N (HV5). Na rys. 91÷93 przedstawiono przykładowe rozkłady twardości na przekroju napoin wykonanych w środowisku wodnym metodą moką.



Rys. 91. Rozkład twardości napoiny W1.1 wykonanej pod wodą metodą moką

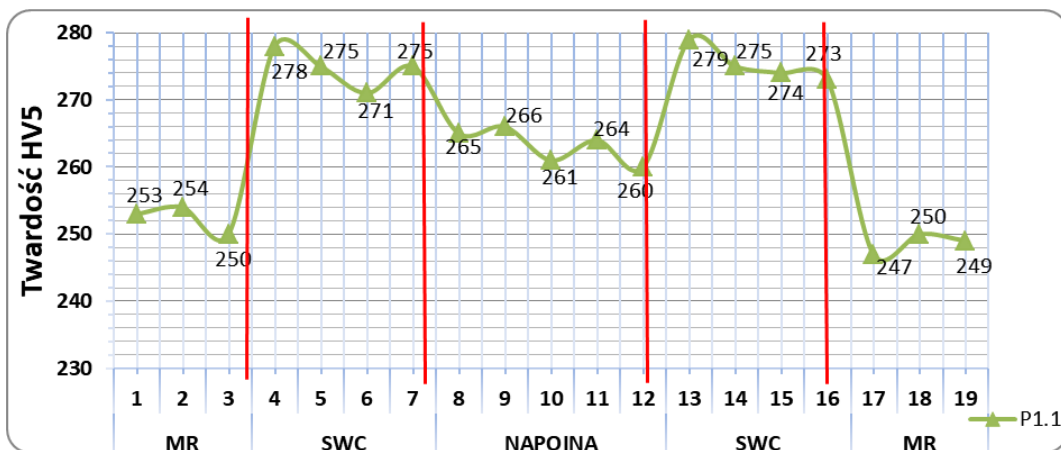


Rys. 92. Rozkład twardości napoiny W3.1 wykonanej pod wodą metodą moką

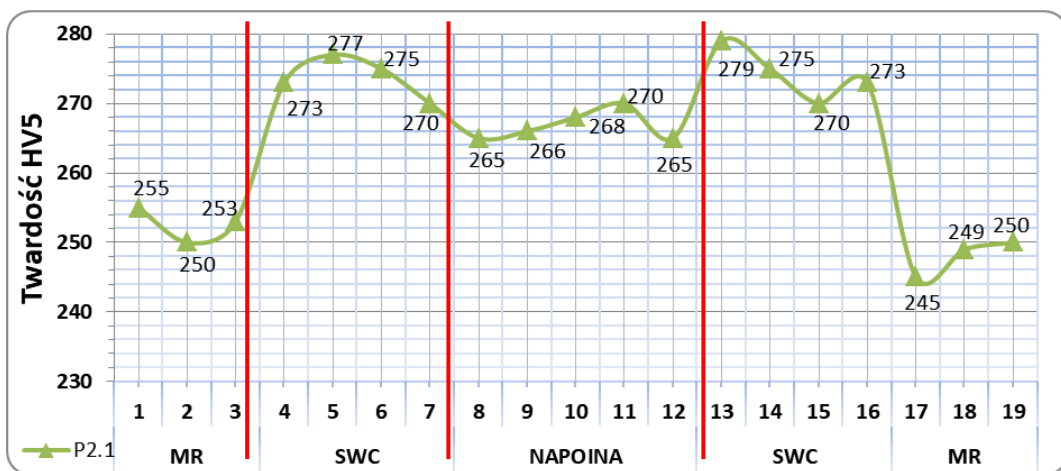


Rys. 93. Rozkład twardości próbki W4.2 wykonanej pod wodą metodą moką

Rozkład twardości dla próbek wykonanych metodą MMA na powietrzu przedstawiono na rys. 94÷95. Napoiny te nie wykazywały wzrostu wartości twardości w newralgicznych obszarach zmian strukturalnych.



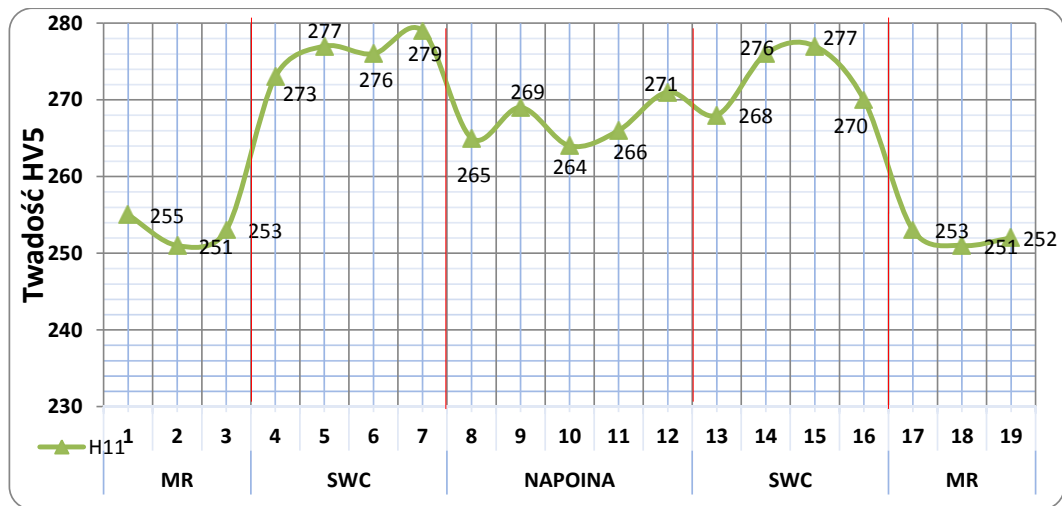
Rys. 94. Rozkład twardości próbki P1.1 wykonanej na powietrzu metodą MMA



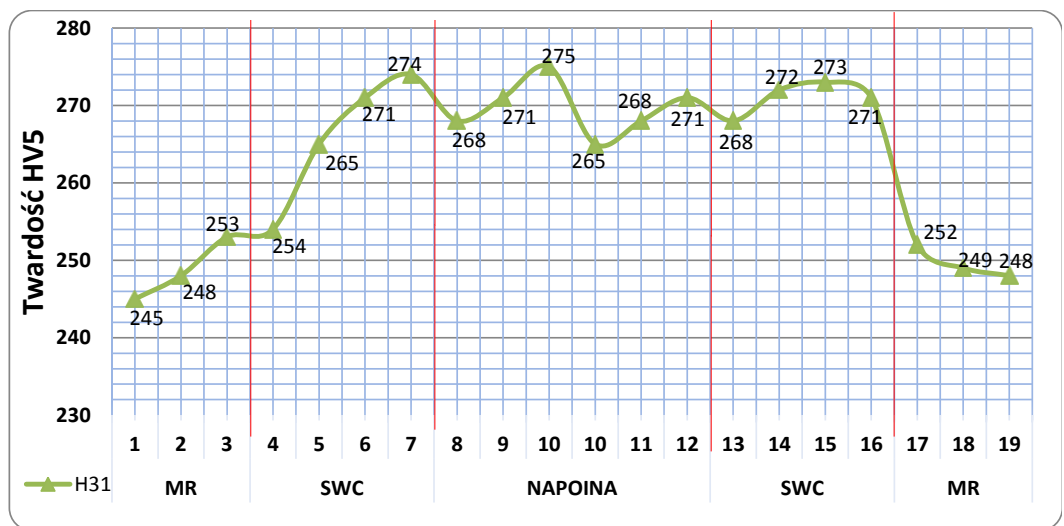
Rys. 95. Rozkład twardości próbki P2.1 wykonanej na powietrzu metodą MMA

Rozkłady twardości dla próbek wykonanych metodą lokalnej komory suchej w środowisku wodnym przedstawiono na rys. 96÷99.

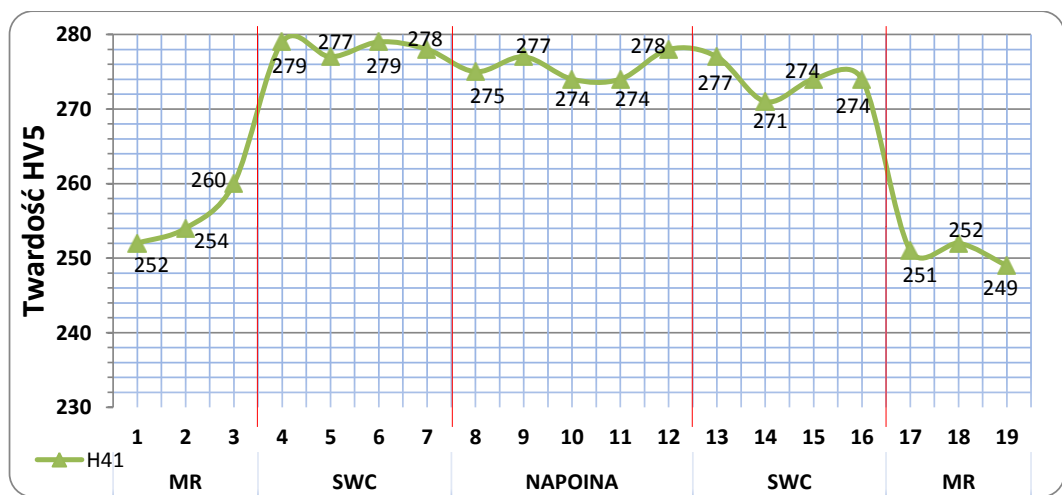




Rys. 96. Rozkład twardości próbki H11 wykonanej pod wodą metodą LKS

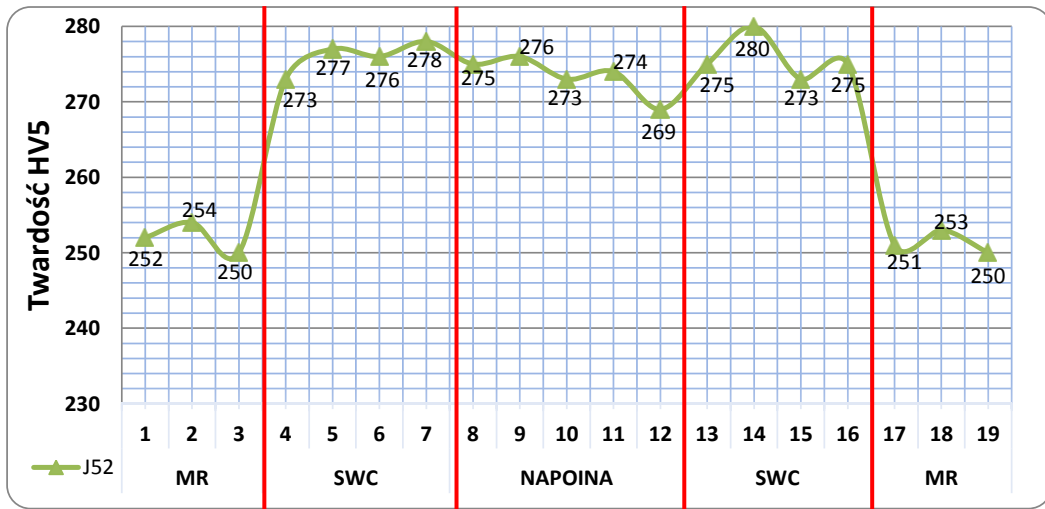


Rys. 97. Rozkład twardości próbki H31 wykonanej pod wodą metodą LKS

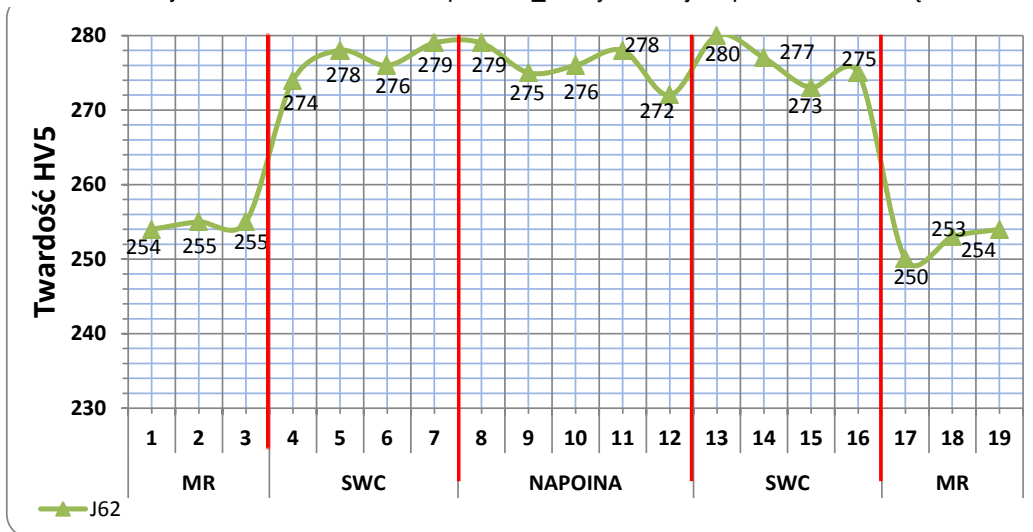


Rys. 98. Rozkład twardości próbki H41 wykonanej pod wodą metodą LKS

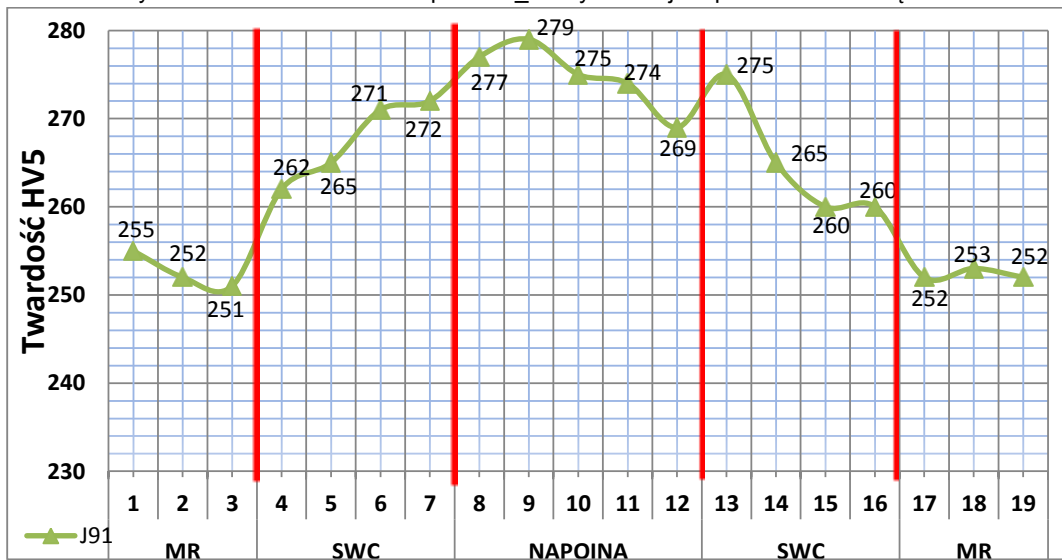
Rozkłady twardości napoin wykonanych na powietrzu metodą lokalnej komory suchej przedstawiono na rysunkach 99÷101.



Rys. 99. Rozkład twardości próbki J\_52 wykonanej na powietrzu metodą LKS



Rys. 100. Rozkład twardości próbki J\_62 wykonanej na powietrzu metodą LKS



Rys. 101. Rozkład twardości próbki J\_91 wykonanej na powietrzu metodą LKS

Badania nie wykazały istotnych różnic w rozkładzie twardości na przekrojach napoin wykonanych na powietrzu i w środowisku wodnym. Stwierdzono większą twardość stopiwa (ok 280 HV5) w porównaniu z materiałem rodzimym (ok. 250 HV5). Różnice w morfologii oraz udziale faz w stopiwie napoin wykonanych pod wodą nie powodują istotnych zmian twardości. Nie stwierdzono wzrostu twardości w obszarze strefy wpływu ciepła napoin. Twardości w SWC wykazywały wartość pomiędzy twardością materiału rodzimego i stopiwa, pomimo znacznie większego udziału ferrytu w tym obszarze.

#### 8.4. Badania skłonności do tworzenia się pęknięć zimnych w próbach Tekken

W celu realizacji badań skłonności do tworzenia się pęknięć zimnych przygotowano 9 zestawów próbek Tekken. Spoiny próbne wykonano elektrodami otulonymi gatunku FOX CN 22/9N oraz Arosta 4462. Spawanie przeprowadzono w różnych warunkach środowiskowych, tj. w wodzie wodociągowej, w sztucznej wodzie morskiej oraz na powietrzu. Parametry spawania dobrano w taki sposób, aby energia liniowa nie przekraczała wartości 1,5 kJ/mm.

W tabelach 38 i 39 przedstawiono parametry spawania spoin próbnych w zależności od zastosowanych elektrod otulonych.

Tabela 38. Parametry spawania próbek Tekken elektrodami gatunku BÖHLER

Środowisko	Nr próbki	I [A]	U [V]	Vsp [mm/s]	q <sub>l</sub> [kJ/mm]
Woda wodociągowa	1TBS	228	42,3	5,12	1,88
	2TBS	192	37,3	6,30	1,14
	3TBS	200	36	5,53	1,30
Sztuczna woda morska	1TBM	190	44,5	6,95	1,21
	2TBM	215	38,3	5,06	1,62
	3TBM	225	35,1	5,28	1,49
Powietrze	TBP	140	24,3	3,85	0,87

Tabela 39. Parametry spawania próbek Tekken elektrodami otulonymi Lincoln Electric

Środowisko	Nr próbki	I [A]	U [V]	Vsp [mm/s]	q <sub>l</sub> [kJ/mm]
Woda wodociągowa	1TLS	204	34,3	5,52	1,27
	2TLS	231	29,1	4,64	1,44
	3TLS	242	24,8	4,26	1,41
Sztuczna woda morska	1TLM	236	38,0	4,91	1,82
	2TLM	225	32,2	6,28	1,15
	3TLM	229	28,6	5,12	1,28
Powietrze	TLP	139	25,5	3,61	0,98

Wszystkie próby spawania wykonano w temperaturze 18°C. Sposób oznaczania złączy próbnych przedstawiono następująco:

1(2,3) - nr kolejny złącza

T - próba Tekken  
B - elektrody otulone BÖHLER  
L - elektrody otulone Lincoln Electric  
S - woda wodociągowa (18°C)  
M - sztuczna woda morska (18°C)  
P – powietrze (18°C)  
1(2,3) - nr kolejny próbki

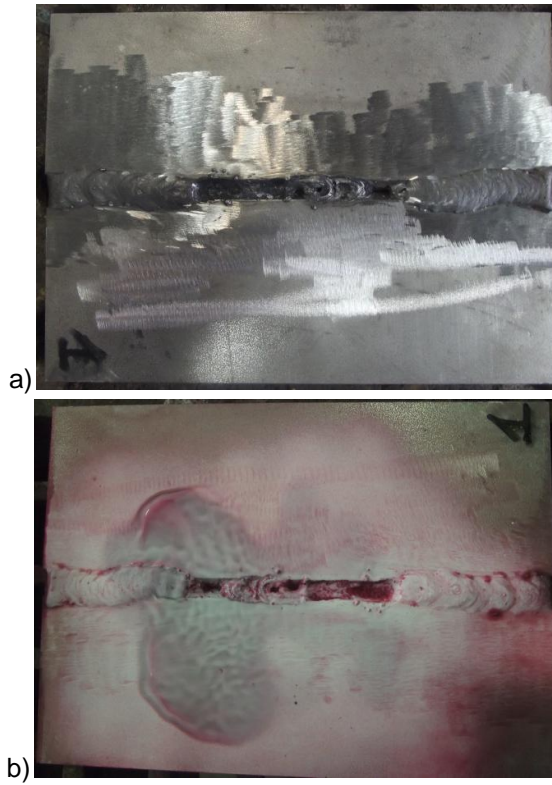
Analiza parametrów spawania próbek Tekken jednoznacznie wskazuje na potrzebę zwiększenia prądu spawania w warunkach podwodnych. Było to konieczne ze względu na utrzymanie stabilnego łuku elektrycznego podczas spawania. Średni prąd spawania próbek pod wodą wynosił 208 A dla elektrod BÖHLER, 227 A dla elektrod Lincoln Electric i 140 A dla spawania na powietrzu.

#### 8.4.1. Badania nieniszczące

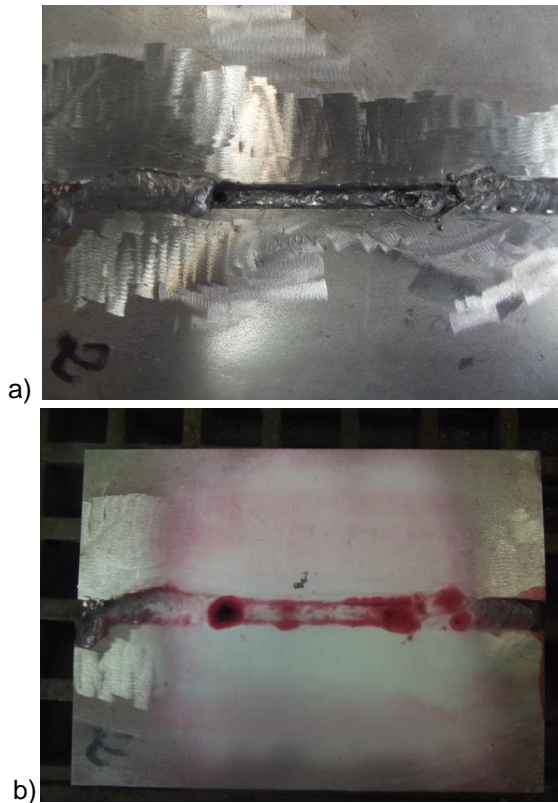
Próbki Tekken poddano badaniom nieniszczącym wizualnym i penetracyjnym zgodnie z wytycznymi norm PN-EN ISO 17632:2017-02 oraz PN-EN ISO 3452-1:2013-08 [159,151]. Badania te miały na celu wykrycie pęknięć powierzchniowych w złączu próbnym co świadczyłoby o skłonności do tworzenia pęknięć zimnych. Z uwagi na trudności spawania podwodnego spoin próbnych zdecydowano o dopuszczeniu wszystkich próbek Tekken do dalszych badań pomimo występowania niezgodności spawalniczych.

Na rys. 102÷104 przedstawiono widoki makroskopowe wybranych spoin próbnych wykonanych pod wodą. Nie stwierdzono występowania pęknięć w licu spoin natomiast występowały niezgodności typu: nieregularna powierzchnia (514), brak przetopu (402), krater (2024), podtopienie (501), wtrącenie żużla (301), wklęsnięcie lica (511), rozprysk (602).

Na rys. 105 przedstawiono widoki makroskopowe spoin próbnych wykonanych na powietrzu. W tych próbkach spoiny były prawidłowe bez niezgodności, poza obecnością nielicznych rozprysków.



Rys. 102. Widok spiny próbnej w próbce 1TBS wykonanej w wodzie wodociągowej (a), po badaniu penetracyjnym (b)



Rys. 103. Widok spiny próbnej w próbce 2TBS wykonanej w wodzie wodociągowej (a), po badaniu penetracyjnym (b)



a)



b)

Rys. 104. Widok spoin próbnych w próbce 1TBM wykonanej elektrodami Böhler (a), oraz próbki LTM wykonanej elektrodami Lincoln Electric (b) w sztucznej wodzie morskiej



a)

b)



Rys. 105. Widok spoin próbnych w próbce TBP wykonanej elektrodami otulonymi Böhler (a) oraz próbki TLP wykonanej elektrodami Lincoln Electric (b) na powietrzu

Podczas wykonywania spoin próbnych w warunkach podwodnych napotkano istotne trudności w utrzymaniu stabilnego jarzenia się łuku elektrycznego. Problemem była wpływająca do rowka spawalniczego woda od strony grani, która w trakcie spawania ulegała wrzeniu i intensywnemu parowaniu zaburzając stabilność łuku. W związku z tym zdecydowano o przyklejaniu od spodu próbki podkładki ceramicznej. Ponadto stwierdzono problemy związane ze zbyt małym kątem ukosowania rowka spawalniczego pomimo zachowania wymiarów geometrycznych wg zaleceń normy PN-EN ISO 17642:2005 [157] dla złączy typu Tekken. Zaobserwowano, że w czasie spawania elektrodami otulonymi pod wodą żużel nie wypływa na powierzchnię jeziorka spawalniczego, lecz zostaje częściowo uwięziony.

Czynności związane z oczyszczeniem lica były wyjątkowo trudne, ponieważ żużel spoin ulegał zakleszczeniu w rowku spawalniczym, w podtopieniach i nierównomiernościach lica. Żużel tworzący się na powierzchni lica w środowisku wodnym wykazał małą rzadkoplątność i zawierał dużą ilość odłamków skruszonej otuliny elektrody oderwanej w trakcie spawania od jej rdzenia. Zauważono, że w trakcie czyszczenia mechanicznego po spawaniu, żużel nie kruszył się, lecz pozostawał do pewnego stopnia plastycznym i z tego powodu trudno było go dokładnie usunąć z każdego miejsca spoiny. Zmiana spoistości żużla ze względu na środowisko w jakim wykonywane było spawanie jest ściśle związana z brakiem komercyjnie stosowanych elektrod otulonych do spawania w środowisku wodnym.

#### 8.4.2. Badania metalograficzne

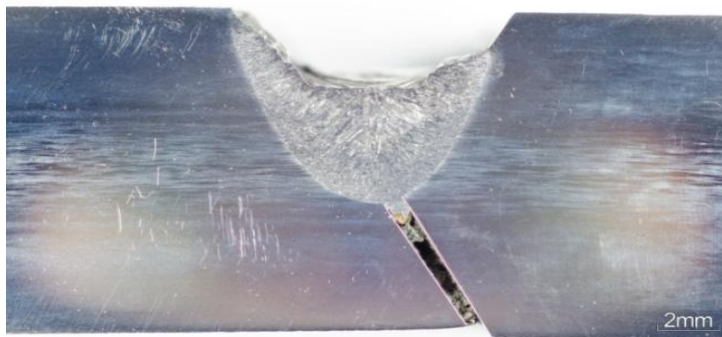
Badania metalograficzne makro- i mikroskopowe przeprowadzono na przekrojach poprzecznych próbek Tekken spawanych w różnych warunkach środowiskowych. Badania miały na celu ujawnienie występowania pęknięć lub ich braku w SWC oraz w spoinie. Wyniki badań zestawiono w tabeli 40.

Tabela 40. Ocena wyników prób Tekken

Środowisko	Nr próbki	Obecność pęknięć	Współczynnik obecności pęknięć Cs
Woda wodociągowa	1TBS	Nie	-
	2TBS	Tak	70,5 %
	3TBS	Nie	-
Sztuczna woda morska	1TBM	Tak	63,5 %
	2TBM	Nie	-
	3TBM	Nie	-
Powietrze	TBP	Nie	-
Woda wodociągowa	1TLS	Nie	-
	2TLS	Nie	-
	3TLS	Tak	64,6 %
Sztuczna woda morska	1TLM	Nie	-
	2TLM	Tak	72,2 %
	3TLM	Nie	-
Powietrze	TLP	Nie	-

Badania makroskopowe złączy technologicznych Tekken ze stali duplex 2205 spawanych pod wodą ujawniły występowanie pęknięć w poszczególnych próbkach. Zaobserwowane pęknięcia inicjowane były w grani próbek i propagowały przez środek spoiny. Ponadto występowanie pęknięć zaobserwowano jedynie w części próbek, których proces spawania przebiegał w sposób wysoce niestabilny, powodując problemy z utrzymaniem jarzącego się łuku. Pęknięcia nie występowały na całej długości złącza technologicznego.

Na rys. 106 ±110 przedstawiono wybrane obrazy makroskopowe przekrojów spoin próbnych próbek Tekken spawanych elektrodami Böhler, natomiast na rys 111-113 spawanych elektrodami Lincoln Electric.



Rys. 106. Próbką Tekken 1TBS-1 - przekrój spoiny próbnej wykonanej w wodzie wodociągowej elektrodami BÖHLER. Brak pęknięć



Rys. 107. Próbką Tekken 2TBS-2 - przekrój spoiny próbnej wykonanej w wodzie wodociągowej elektrodami BÖHLER. Pęknięcie w metalu spoiny inicjujące od strony grani



Rys. 108. Próbką Tekken 2TBM - przekrój spoiny próbnej wykonanej w wodzie morskiej elektrodami BÖHLER. Brak pęknięć

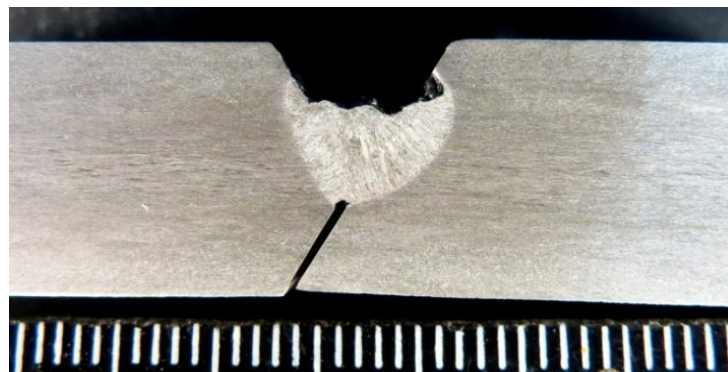




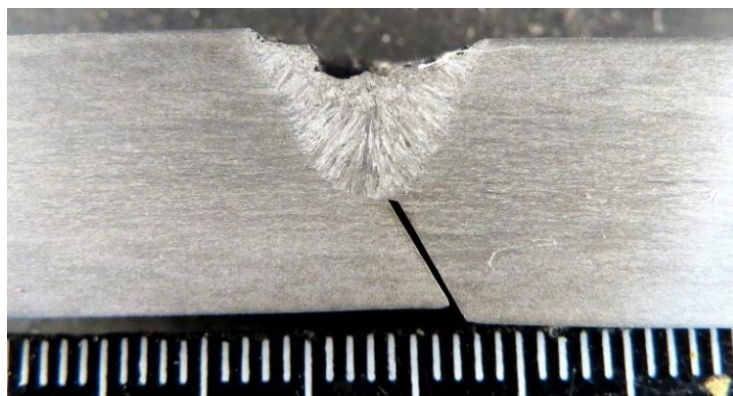
Rys. 109. Próbką Tekken 1TBM-2 Przekrój spoiny próbnej wykonanej w wodzie morskiej elektrodami BÖHLER. Pęknięcie w metalu spoiny inicjujące od strony grani



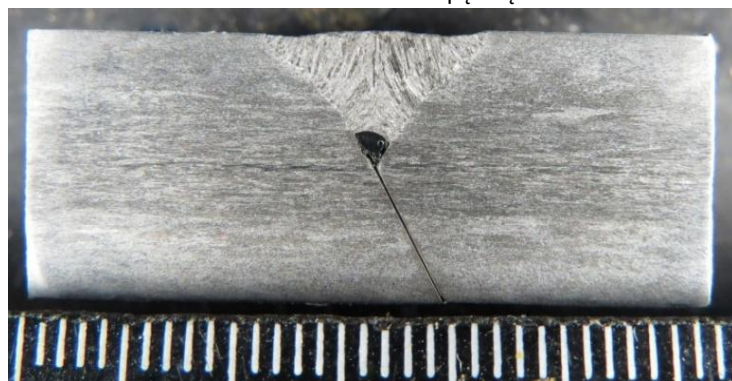
Rys. 110. Próbką Tekken 1TBP-1. Przekrój spoiny próbnej wykonanej na powietrzu elektrodami BÖHLER. Brak pęknięć



Rys. 111. Próbką Tekken 1TLS-1 - przekrój spoiny próbnej wykonanej w wodzie wodociągowej elektrodami Lincoln Electric. Brak pęknięć



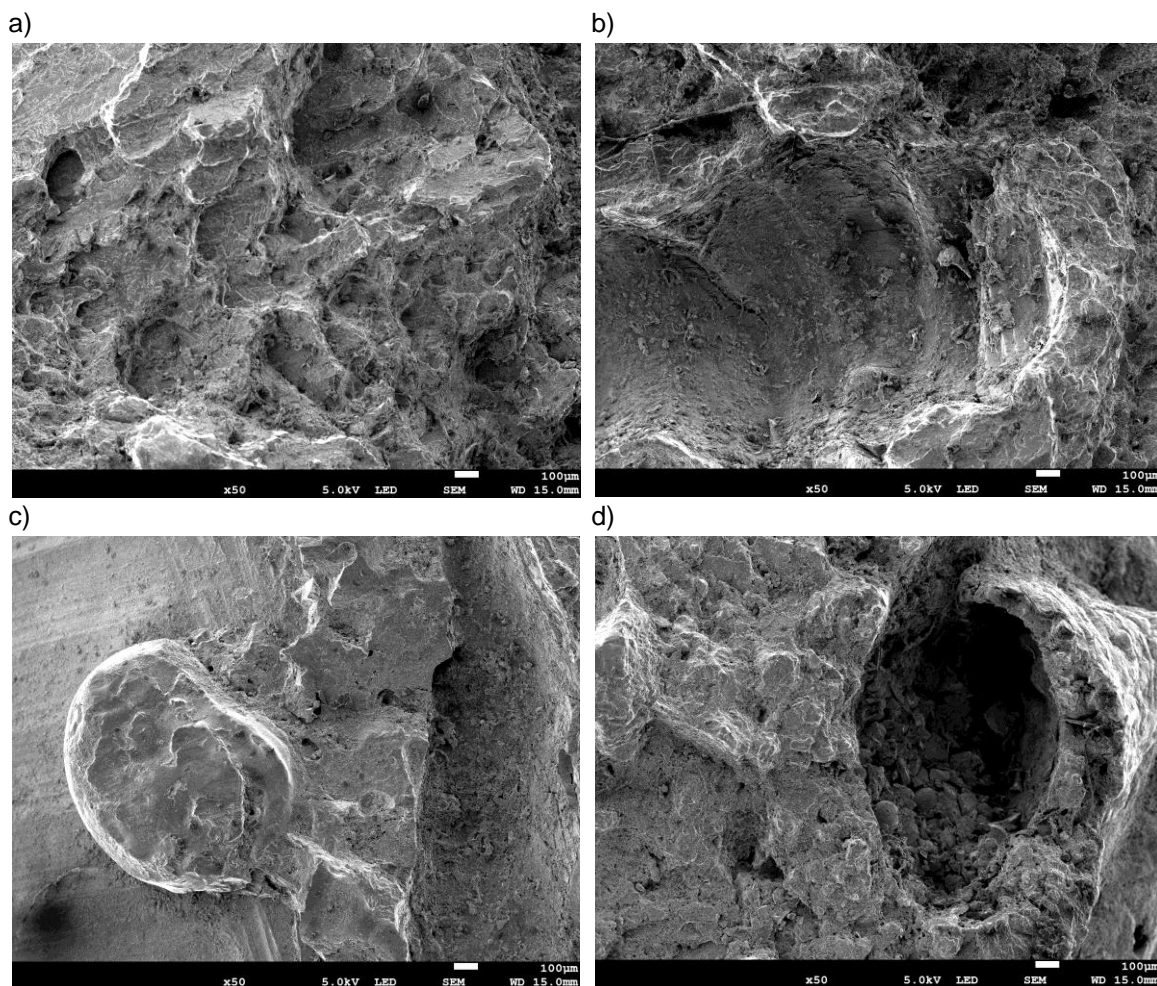
Rys. 112. Próbką Tekken 1TLM-1 - przekrój spoiny próbnej wykonanej w wodzie morskiej elektrodami Lincoln Electric. Brak pęknięć



Rys. 113. Próbką Tekken 1TLP-1 - przekrój spoiny próbnej wykonanej na powietrzu elektrodami Lincoln Electric. Brak pęknięć

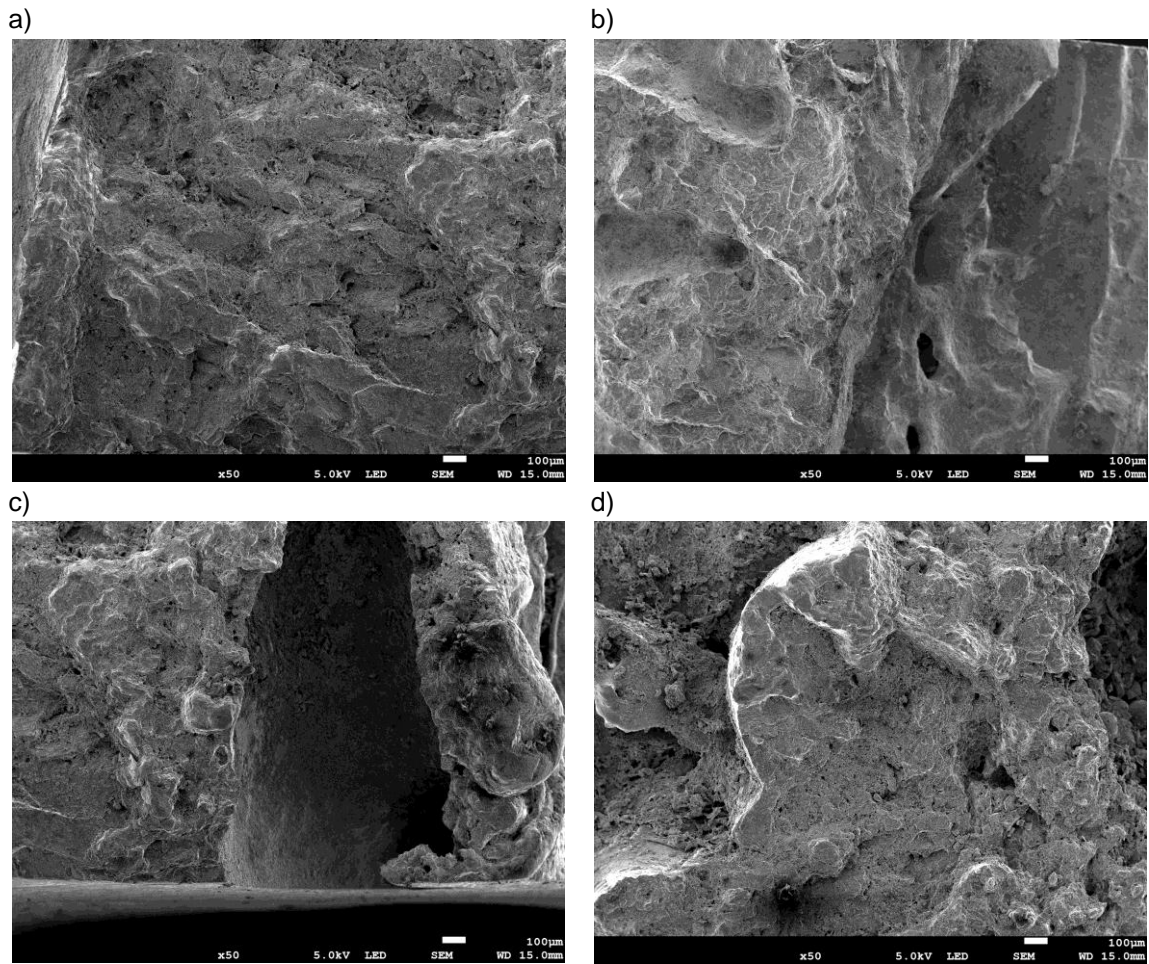
#### 8.4.5 Analiza fraktograficzna próbek Tekken

Analizę fraktograficzną przeprowadzono w celu szczegółowej obserwacji charakteru pęknięć powstałych w złączach spawanych pod wodą. Na rys. 114÷116 przedstawiono obrazy przełamów próbek, które uległy pęknięciom po spawaniu w środowisku wodnym.

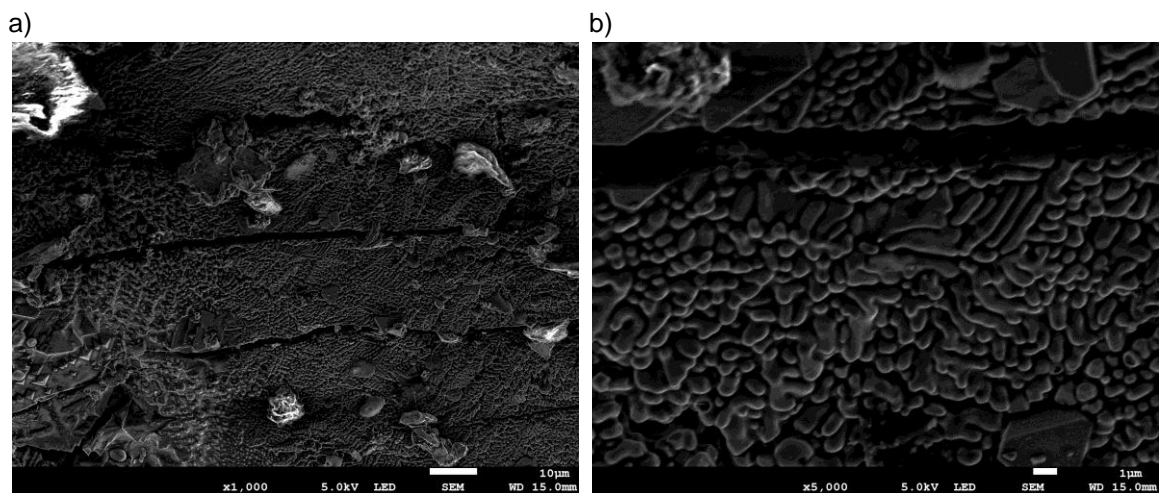


Rys. 114. Widoki przełamów próbek w złączach Tekken wykonanych w wodzie wodociągowej; a) przełam próbki 2TBS5 w spoinie, b) przełam próbki 2TBS6 w spoinie, c) przełam próbki 2TLS2 w SWC, d) przełam próbki 2TLS3 w spoinie; pow. x50

Próbki wykonane w środowisku wodnym, zarówno w otoczeniu wody wodociągowej jak i sztucznej wody morskiej, pękały wzdłuż osi spoiny, a pęknięcia wykazywały charakter przełomu łupliwego. Ponadto na wszystkich przełamach obserwowano liczne uskoki oraz jamy i pęcherze gazowe, wynikające z niestabilnie jarzącego się łuku spawalniczego. Przełomy próbek wykonanych gatunkiem elektrod otulonych BÖHLER FOX CN 22/9N wykazywały charakter pęknięć, który był pozbawiony ostrych uskosców i wyrwań struktury spoiny. W przypadku wykorzystanych do spawania elektrod Lincoln Electric Arosta 4462 obserwowano ostre uskoki w obszarze spoiny, a także głębokie jamy i liczne pęcherze gazowe oraz porowatość, co świadczy o wysoce niestabilnym łuku spawalniczym w trakcie spawania.



Rys. 115. Widoki przełamów próbek w złączach Tekken wykonanych w sztucznej wodzie morskiej:  
 a) przełam próbki 2TBS5 w spoinie, b) przełam próbki 1TBM1, c) przełam próbki 2TLS2,  
 d) przełam próbki 2LTS3; pow. 50x



Rys. 116. Widok przełomu próbki w spoinie Tekken 2TBS6 wykonanej w wodzie wodociągowej:  
 a) przełam próbki z widocznymi pęknięciami wtórnymi i cząstkami wyrwanej powierzchni, pow. 1000x;  
 b) przełam próbki z pęknięciem wtórnym, szczegół z widoku "a", pow. 2500x.

### 8.5. Badania skłonności do tworzenia pęknięć krystalizacyjnych w spoinach

Badania skłonności do tworzenia się pęknięć krystalizacyjnych w złączach spawanych stali duplex wykonanych pod wodą zrealizowano w oparciu o próbę o zmieniającej się sztywności ze spoina czołową wg PN-79/M-69761. Do badań przygotowano 6 zestawów próbek o wymiarach podanych na rys. 53. Złącza spawano elektrodami otulonymi gatunku FOX CN 22/9N (Bohler) oraz Arosta 4462 (Lincoln Electric).

Spawanie złączy przeprowadzono na głębokości 300 mm w różnych warunkach środowiskowych, tj. w wodzie wodociągowej, w sztucznej wodzie morskiej oraz na powietrzu. Parametry spawania dobierano w taki sposób, aby energia liniowa nie przekraczała 1,5 kJ/mm. Z uwagi na trudności wykonania spoiny wielowarstwowej pod wodą w złączu, podjęto decyzję o wykonaniu spoin jednowarstwowych i poddano je dalszym badaniom.

W tabelach 41 i 42 przedstawiono parametry spawania złączy próbnych. Sposób oznaczania złączy próbnych i wyciętych z nich próbek do badań ustalono następująco:

1,2, (...)ZBM1,2, (...)

gdzie:

1,2, (...) - nr kolejny próbki,

Z - próba o zmiennej sztywności,

B - elektrody otulone BÖHLER FOX CN 22/9N,

L - elektrody otulone Lincoln Electric Arosta 4462,

M - sztuczna woda morska,

S - woda wodociągowa,

P – powietrze

W trakcie podwodnego spawania, podobnie jak w przypadku próbek Tekken, wystąpiły trudności z utrzymaniem stabilności jarzenia łuku. Prąd spawania zmieniał się podczas wygaszania i wznawiania jarzenia łuku, a przedstawione w tabelach 41 i 42 prądy spawania są wartościami średnimi. Średni prąd spawania próbek pod wodą wynosił 209 A dla elektrod BÖHLER, 212 A dla elektrod Lincoln Electric i 140 A dla spawania na powietrzu. Niestabilne warunki spawania skutkowały powstawaniem wad i niezgodności spawalniczych w złączach.

Tabela 41. Parametry spawania próbek o zmieniającej się sztywności elektrodami otulonymi BÖHLER FOX CN 22/9N

Środowisko	Nr próbki	I [A]	U [V]	V <sub>sp</sub> [mm/s]	q <sub>l</sub> [kJ/mm]
Woda wodociągowa	1ZBS	218	33	7,01	1,02
	2ZBS	204	34,3	5,52	1,27
Sztuczna woda morska	1ZBM	220	39,5	4,95	1,75
	2ZBM	196	33,3	4,35	1,5
Powietrze	1ZBP	139	36,5	3,40	1,49

Tabela 42. Parametry spawania złączy technologicznych o zmieniającej się sztywności elektrodami otulonymi Lincoln Electric Arosta 4462

Środowisko	Nr próbki	I [A]	U [V]	V <sub>sp</sub> [mm/s]	q <sub>l</sub> [kJ/mm]
Woda wodociągowa	1ZLS	218	37	4,78	1,68
	2ZLS	200	34	3,96	1,71
Sztuczna woda morska	1ZLM	225	38,3	4,63	1,86
	2ZLM	205	33	3,92	1,73
Powietrze	1ZLP	140	35,5	3,66	1,36

### 8.5.1. Ocena wyników prób

Złącza próbne odcięto od podłoża tarczą szlifierską przez rozcięcie złączy montażowych. Po usunięciu próbki z płyty podstawy podjęto decyzję o nie przełamaniu próbek zgodnie z zaleceniami normy PN-79/M-69761 z powodu zaobserwowania licznych niezgodności spawalniczych, które zaburzałyby ocenę powstania pęknięć gorących w grani. W celu określenia obecności pęknięć krystalizacyjnych w spoinach wykonano szereg badań metalograficznych mikroskopowych na przekrojach spoin [150].

Z uwagi na trudności wynikające z utrzymaniem stabilności jarzenia się łuku elektrycznego zdecydowano o dopuszczeniu wszystkich prób o zmieniającej się sztywności do dalszych badań pomimo występujących niezgodności spawalniczych.

Na rys. 117÷121 przedstawiono przykładowe widoki makroskopowe spoin próbnych wykonanych pod wodą i na powietrzu elektrodami otulonymi gatunku BÖHLER FOX CN22/9N i Lincoln Electric Arosta 4462. Nie stwierdzono występowania pęknięć w licu spoin natomiast występowały niezgodności typu: nieregularna powierzchnia (514), brak przetopu (402), krater (2024), podtopienie (501), wtrącenie żużla (301), wklęsnięcie lica (511), rozprysk (602).



Rys. 117. Widok spoiny próbnej w próbce o zmieniającej się sztywności 1ZBM wykonanej w wodzie morskiej



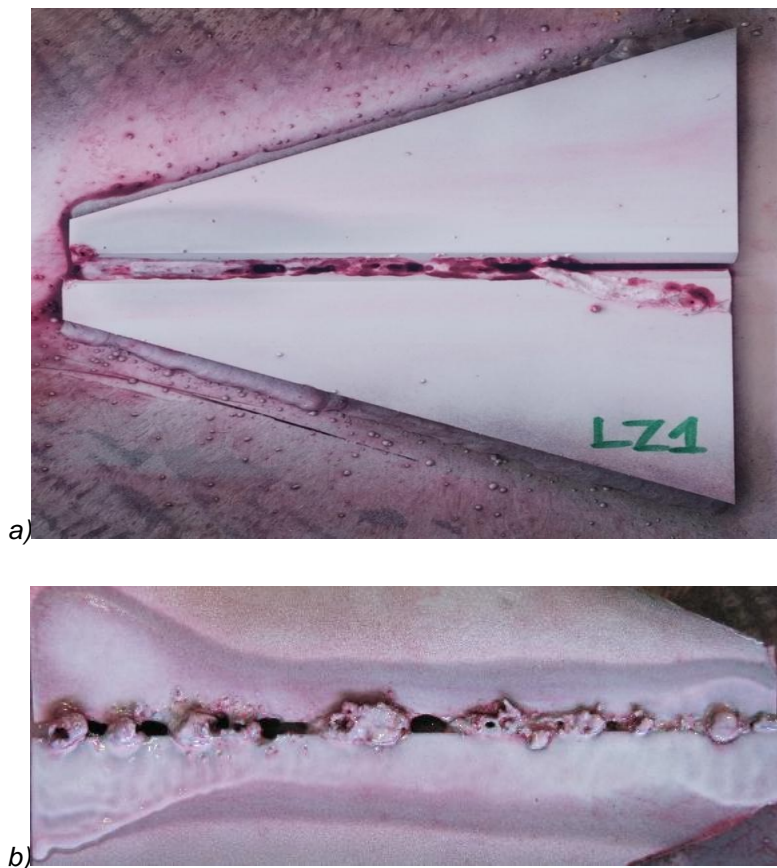
Rys. 118. Widok spoiny próbnej w próbce o zmieniającej się sztywności 1 ZBS wykonanej w wodzie wodociągowej



Rys. 119. Widok spoiny próbnej w próbce o zmieniającej się sztywności 1 ZLM wykonanej w wodzie morskiej



Rys. 120. Widok spoiny próbnej w próbce o zmieniającej się sztywności 1 ZLP wykonanej w na powietrzu



Rys. 121. Widok spoiny próbnej w próbce o zmieniającej się sztywności 1 ZBM wykonanej w wodzie wodociągowej po badaniach penetracyjnych: (a) widok od strony lica, (b) widok od strony grani.

W trakcie prowadzenia badań stwierdzono, że kąt ukosowania zalecany w normie PN-79/M-69761 dla złączy o zmieniającej się sztywności jest zbyt mały dla spawania stali duplex. Zaobserwowano, że w czasie spawania elektrodami otulonymi Böhler oraz Lincoln Electric, żużel tworzący się na powierzchni lica w zależności od środowiska wykonywania połączenia jest bardzo trudny do usunięcia. Sytuacja jest analogiczna do złączy technologicznych typu Tekken opisanych w podpunkcie 8.4. W niektórych próbkach spawanych pod wodą nie udało się otrzymać złączy ciągłego na całej długości próbki.

#### 8.4.2. Badania metalograficzne

Badania metalograficzne makro- i mikroskopowe przeprowadzono na przekrojach poprzecznych złączy w miejscach gdzie występowały pęknięcia zidentyfikowane w badaniach makroskopowych próbek spawanych w różnych warunkach środowiskowych. Badania miały na celu ujawnienie przebiegu pęknięć w SWC lub w spoinie.

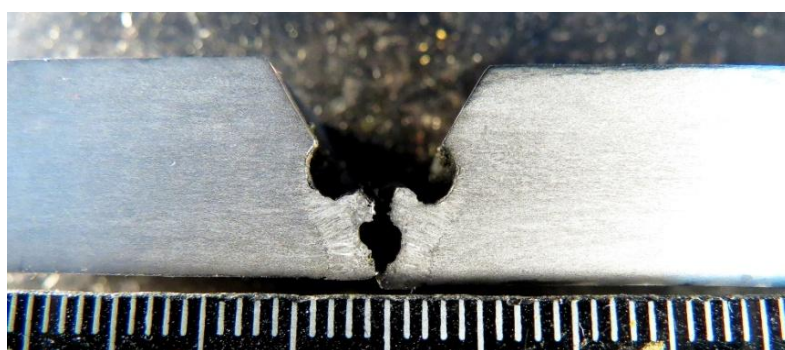
Badania makroskopowe.

Badania makroskopowe złączy wykonanych pod wodą ujawniły występowanie pęknięć w próbkach. Obserwowano obecność pęknięć w osi spoiny. Długość pęknięć na przekroju nie przekraczała wysokości spoin i z tego powodu nie były ujawnione w badaniach nieniszczących na licu spoin. Spoiny próbne wykonane na powietrzu nie wykazywały pęknięć na całej długości. Na rys. 122÷129 przedstawiono obrazy makroskopowe przekrojów złączy spawanych pod wodą dwoma gatunkami elektrod.

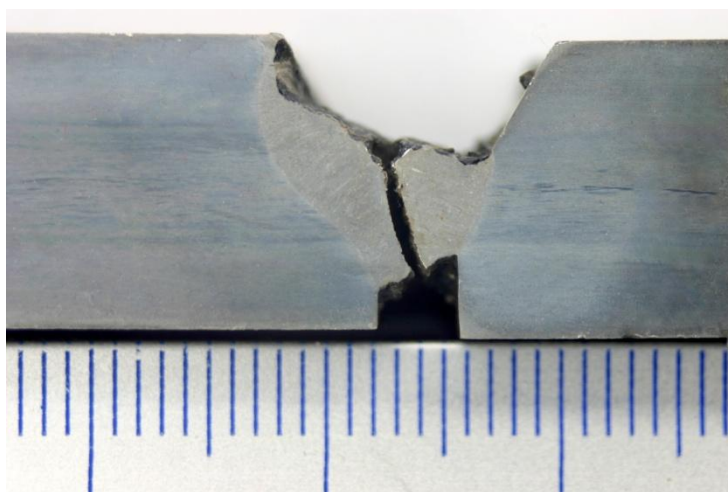




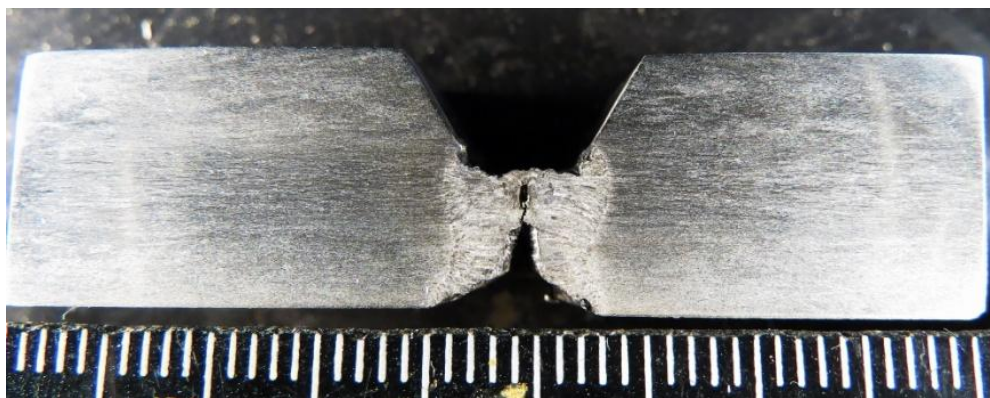
Rys.122. Przekrój złącza próbnego 1ZBS1 wykonanego w wodzie wodociągowej elektrodami BÖHLER. Widoczne pęknięcie w osi spoiny oraz inne niezgodności: jama skurczowa (201), niepełny przetop w grani (4021), niewłaściwy kształt spoiny (500), nieregularna powierzchnia (514)



Rys.123. Przekrój złącza próbnego 2ZBM2 wykonanego w sztucznej wodzie morskiej elektrodami BÖHLER. Widoczne pęknięcie w osi spoiny oraz inne niezgodności: jama skurczowa (201), podtopienie ciągłe (5011), niewłaściwe wymiary spoiny (521), niewłaściwy kształt spoiny (500)



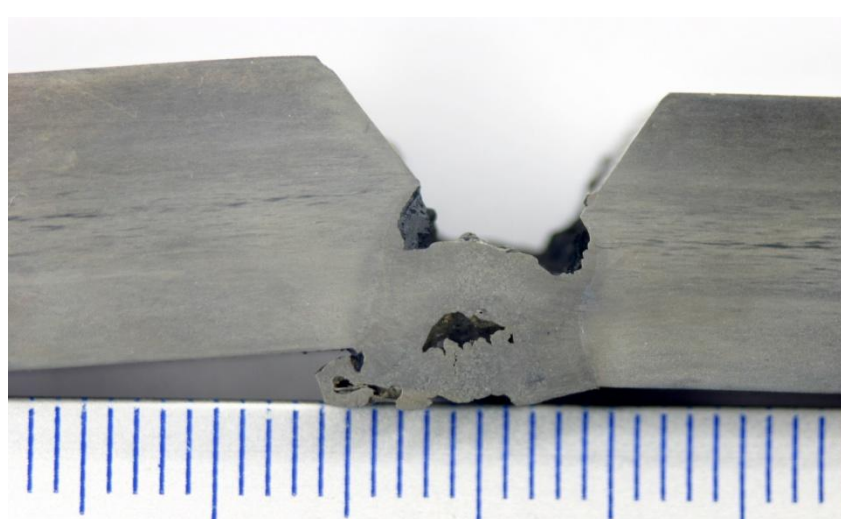
Rys.124. Przekrój złącza próbnego 2ZBM2 wykonanego w wodzie wodociągowej elektrodami Lincoln Electric. Widoczne pęknięcie w osi spoiny oraz inne niezgodności: wyciek (504), podtopienie ciągłe (5011), niewłaściwe wymiary spoiny (521), nieregularna powierzchnia (514)



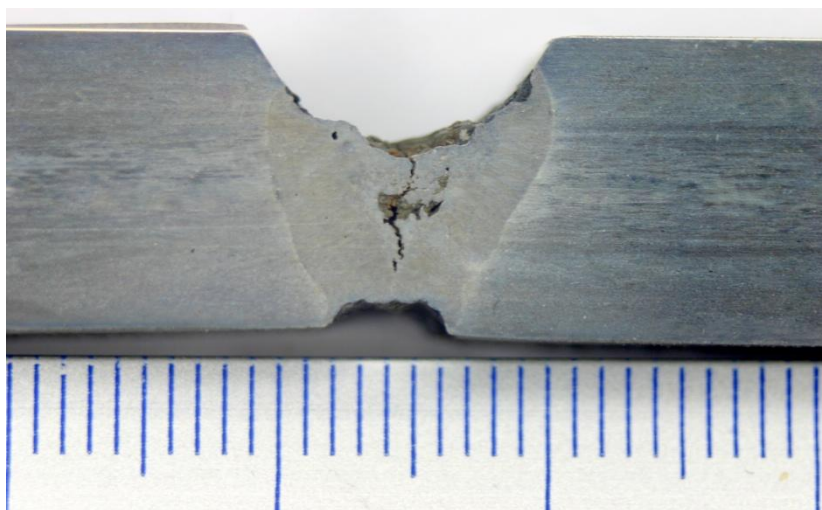
Rys.125. Przekrój złącza próbnego 1ZLS1 wykonanego w wodzie wodociągowej elektrodami Lincoln Electric. Widoczne pęknięcie w osi spoiny oraz inne niezgodności: wklęsnięcie grani (515), niepełny przetop w grani (4021), podtopienie ciągłe (5011), niewłaściwe wymiary spoiny (521), niewłaściwy kształt spoiny (500)



Rys.126. Przekrój złącza próbnego 2ZLS2 spawanego w wodzie wodociągowej elektrodami Lincoln Electric. Brak pęknięć. Ujawnione niezgodności: pęcherz gazowy (2011), wyciek (504), podtopienie ciągłe (5011), nieregularna powierzchnia (514), rozprysk (602)



Rys.127. Przekrój złącza próbnego 2ZLS3 spawanego w wodzie wodociągowej elektrodami Lincoln Electric. Brak pęknięć. Ujawnione niezgodności: pęcherz gazowy (2011), wyciek (504), podtopienie ciągłe (5011), nieregularna powierzchnia (514), przesunięcie liniowe (502)



Rys.128. Przekrój złącza próbnego 2LZM1 spawanego w sztucznej wodzie morskiej elektrodami Lincoln Electric. Widoczne pęknięcie w osi spoiny oraz inne niezgodności: wyciek (504), podtopienie ciągłe (5011), pęcherz gazowy (2011), nieregularna powierzchnia (514)



Rys.129. Przekrój złącza próbnego 2LZM3 spawanego w sztucznej wodzie morskiej elektrodami Lincoln Electric. Widoczne pęknięcie w osi spoiny oraz inne niezgodności: wyciek (504), podtopienie ciągłe (5011), nieregularna powierzchnia (514), przesunięcie liniowe (502)

W tabeli 43 przedstawiono wyniki badań skłonności do tworzenia pęknięć krystalizacyjnych w spoinach złączy spawanych łukowo. Ocenę oparto o analizę 3 przekrojów poprzecznych z każdej próbki o zmiennej sztywności.

Tabela 43. Zestawienie wyników badań próbek o zmieniającej się sztywności, obecność pęknięć krystalizacyjnych w spoinie

Rodzaj elektrod	Nr próbki	Środowisko spawania	Pęknięcia [tak/nie]
Böhler FOX CN 22/9N	1ZBS1	Woda wodociągowa	Nie
	1ZBS2		Nie
	1ZBS3		Tak
	2ZBS1		Tak
	2ZBS2		Nie
	2ZBS3		Tak
	1ZBM1	Sztuczna woda morska	Tak
	1ZBM2		
	1ZBM3		
	2ZBM1		Tak
	2ZBM2		
	2ZBM3		
	ZBP1	Powietrze	Nie
	ZBP2		
	ZBP3		
Lincoln Electric Arosta 4462	1ZLS1	Woda wodociągowa	Tak
	1ZLS2		Tak
	1ZLS3		Nie
	2ZLS1		Tak
	2ZLS2		Nie
	2ZLS3		Tak
	1ZLM1	Sztuczna woda morska	Tak
	1ZLM2		Nie
	1ZLM3		Nie
	2ZLM1		Tak
	2ZLM2		Nie
	2ZLM3		Tak
	ZLP1	Powietrze	Nie
	ZLP2		
	ZLP3		

## 9. ANALIZA WYNIKÓW BADAŃ

Spawanie podwodne stali o strukturze ferrytyczno-austenitycznej typu duplex może powodować wiele niekorzystnych zmian w strukturze złącza, co z kolei wpływa na właściwości mechaniczne i odporność korozyjną. W porównaniu do spawania na powietrzu, mokre spawanie podwodne powoduje zwiększenie szybkości chłodzenia złącza, tworzenie się dużych ilości wodoru, który może zostać rozpuszczony w ciekłym metalu spoiny, oraz sprzyja powstawaniu różnego rodzaju niezgodności spawalniczych.

Spawalność stali duplex w warunkach spawania mokrego nie była dotychczas przedmiotem szerokich badań i analiz, a w związku z tym nie była możliwa jednoznaczna ocena wpływu środowiska wodnego na spawalność tej grupy stali. Podjęta praca miała wyjaśnić aktualność opinii związanych ze spawaniem podwodnym stali typu duplex i wskazać możliwości i ograniczenia wykonania poprawnych złączy spawanych pod wodą.

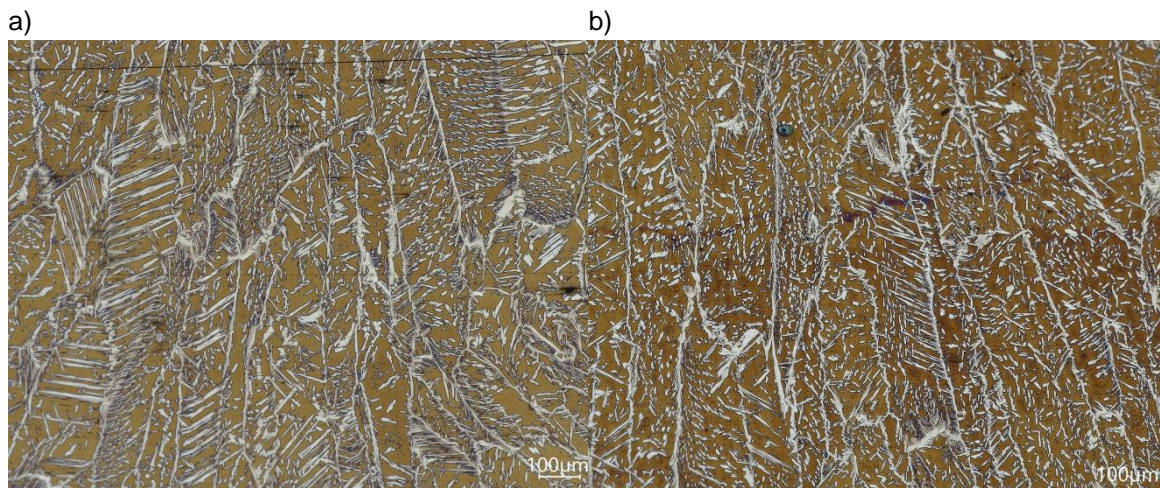
Uzyskane wyniki badań potwierdzają postawioną tezę zakładającą dobrą spawalność metalurgiczną stali ferrytyczno-austenitycznych typu duplex w warunkach spawania mokrego, natomiast stwierdzone problemy uzyskania poprawnych złączy spawanych wynikają głównie z ograniczeń w zakresie spawalności technologicznej.

Rozważając metalurgię spoiny i SWC złączy spawanych pod wodą można stwierdzić, że zwiększona szybkość chłodzenia wpływa na kinetykę tworzenia się austenitu. Metal spoiny i strefa wysokotemperaturowa SWC w temperaturze poniżej linii solidus wykazują strukturę ferrytu stopowego. Wraz ze spadkiem temperatury złącza w tych obszarach zachodzi reakcja tworzenia się fazy austenitycznej. Jest to proces dyfuzyjny, a w związku z tym zależy od szybkości chłodzenia. W konsekwencji szybkiego oziębienia można spodziewać się stłumienia przemiany dyfuzyjnej i uzyskania zwiększonej zawartości ferrytu. Normy i przepisy odbiorowe Okrętowych Towarzystw Klasyfikacyjnych ograniczają zawartość ferrytu w SWC złączy stali duplex do 70%. Wyższe zawartości tej fazy powodują obniżenie ciągliwości złącza oraz obniżenie odporności korozyjnej.

Badania spawalności stali duplex w warunkach podwodnych poprzedziły próby dobrania parametrów spawania zapewniających stabilnie jarzenie się łuku w środowisku wodnym. Wykonano szereg prób napawania metoda MMA oraz za pomocą spawaniu metoda lokalnej komory suchej. Stwierdzono konieczność zwiększenia prądu spawania pod wodą w stosunku do spawania na powietrzu dla metody MMA. Parametry spawania dobrano w taki sposób, aby uzyskać założony kształt napoin. W tym celu wykonano badania przekrojów napoin określając ich parametry geometryczne i określając współczynnik kształtu napoin  $\alpha_k$  (4). Parametry spawania mokrego MMA dobrano w taki sposób aby uzyskać zbliżoną wartość parametru  $\alpha_k$  napoiny jak dla spawania na powietrzu.

Analizę mikrostruktur złączy spawanych pod wodą przeprowadzono na napoinach wykonanych metoda lokalnej komory suchej ze względu na stabilne warunki spawania i utrzymywanie stałej energii liniowej spawania na całej długości napoiny (rys. 89-94).

Badania metalograficzne mikroskopowe napoin wykazały charakterystyczną budowę, gdzie osnową jest ferryt z licznymi iglastymi wydzieleniami fazy austenitycznej. Porównując wydzielenia igieł austenitu w metalu napoin w próbkach wykonanych na powietrzu z różnymi energiami linowymi nie stwierdzono istotnych różnic w ich wielkości. Podobny wniosek można sformułować odnośnie wielkości igieł austenitu w strukturze napoin wykonanych pod wodą (rys. 89-94) Jednak wielkości igieł austenitu w strukturze napoin wykonanych na powietrzu i pod wodą wskazuje różnice. Wydzielenia austenitu w napoinach wykonanych pod wodą (rys.135b) są drobniejsze, co świadczy o ograniczonej możliwości rozrostu tej fazy ze względu na krótki czas przemiany  $\alpha \rightarrow \gamma$  (rys. 130)



Rys.130. Mikrostruktura metalu napoin wykonanych: a) na powietrzu metodą MIG, napoina SP5 (0,61 kJ/mm) b) pod wodą metodą LKS, napoina SW1 (0,57 kJ/mm). Pow.200x

Potwierdzeniem tego spostrzeżenia są wyniki badań zawartości ferrytu w metalu spoin. W materiale rodzimym średnia zawartość ferrytu wynosiła 46-47%. Zawartość ferrytu w metalu napoiny wahała się w granicach 54,2 do 55,6% dla próbek spawanych w wodzie oraz 51,6% do 52,7% dla próbek spawanych na powietrzu. Najwyższą zawartość ferrytu (55,6%) stwierdzono w napoinie W1 spawanej pod wodą z najmniejszą energią liniową. Jest to zbliżone z wynikami obserwacji metalograficznych i świadczy o wpływie zwiększonej szybkości chłodzenia na spowolnienie przemiany  $\alpha \rightarrow \gamma$ . Zwiększenie energii liniowej spawania powodowało nieznaczne obniżenie zawartości ferrytu w strukturze stopiwa. Zauważono również, że zwiększenie energii liniowej spawania (w warunkach spawania LKS) powodowało nieznaczne obniżenie zawartości ferrytu w strukturze stopiwa. Napoiny wykonane na powietrzu zawierały ok. 52% we wszystkich badanych próbkach i w tym przypadku nie stwierdzono wpływu energii liniowej spawania na zmianę udziału faz w stopiwie.

Różnice zawartości ferrytu w materiale rodzimym i napoinie wynikają także z różnic w składzie chemicznym, stopiwo ER2209 charakteryzuje się podwyższoną zawartością niklu, który jest pierwiastkiem austenitotwórczym.

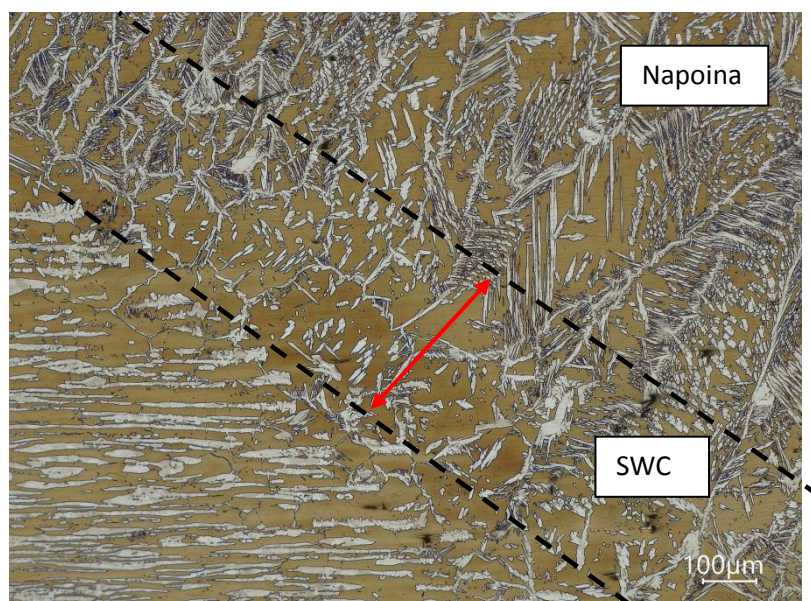
W tabelach 33-38 wykazano wyższe zawartości austenitu licu napoin 53,2% do 58,4% dla próbek spawanych w wodzie oraz 51,8 do 53,4% dla próbek spawanych na powietrzu. To zjawisko związane jest z większymi prędkościami chłodzenia stref lica napoin.

Struktura SWC napoin (rys. 89-94 c-f) składała się z rozrośniętych ziaren ferrytu oraz iglastych wydzielań austenitu pierwotnego. Zawartość ferrytu w SWC oszacowana na podstawie badań metalograficznych wahała się w granicach 61,7% do 63,8% dla napoin wykonanych na powietrzu oraz 66,3 do 67,2 dla napoin wykonanych pod wodą. Przepisy okrętowych towarzystw klasyfikacyjnych zalecają aby zawartość ferrytu w SWC mieściła się w granicach 25-70%. Warunek ten został spełniony w badanych złączach. Zwiększona zawartość ferrytu w SWC złączy wykonanych pod wodą związana jest z większymi szybkościami chłodzenia.

Obserwacje mikroskopowe przy powiększeniach do 500x nie ujawniły żadnych wydzielań innych faz.

Przeprowadzone badania magnetyczne zawartości ferrytu miały potwierdzić spostrzeżenia z badań metalograficznych. Wyniki uzyskane podczas badań magnetycznych SWC nie wskazały jednak zwiększonej zawartości ferrytu w SWC ze względu na bardzo małą szerokość tej strefy i zbieranie sygnału magnetycznego przez sondę obszaru poza strefą wpływu ciepła.

We wszystkich badanych napoinach obserwowano bardzo wąskie obszary SWC (rys. 131). W napoinach wykonanych pod wodą szerokość SWC – o zwiększonej zawartości ferrytu - wahała się w granicach od 0,30 do 1,05 mm. W napoinach wykonanych na powietrzu szerokości SWC były podobne – od 0,4 do 1,20 mm. Nie stwierdzono dużych różnic w szerokościach SWC w badanych złączach, pomimo stosowania różnych energii liniowych spawania.



Rys.131. Mikrostruktura SWC. Napoina SW4 wykonana pod wodą metodą LKS. Pow. 200x  
Strzałką zaznaczono szerokość SWC

Wartości twardości HV5 pomierzone na przekrojach nie wykazały istotnych różnic pomiędzy napoinami wykonanymi na powietrzu i w środowisku wodnym. Niewielkie różnice w udziale faz – austenitu i ferrytu – nie przenoszą się na zmiany twardości tym bardziej, że różnica twardości ferrytu i austenitu nie jest duża.

Stwierdzono większą twardość stopiwa na poziomie 280 HV5 w porównaniu z materiałem rodzimym – ok. 250 HV5. Twardości w SWC przybierały wartości przybliżone między twardością materiału rodzimego i stopiwa. Nie stwierdzono wzrostu twardości w tej strefie. Wskazuje to, iż nie nastąpiły procesy wydzieleniowe faz wtórnych podczas cyklu cieplnego spawania. Ponadto ze względu na małą szerokość SWC utrudnione było precyzyjne pomiary twardości w tym obszarze.

Spawalność stali duplex można rozpatrywać w aspekcie podatności na pękanie krystalizacyjne w spoinach oraz pękanie indukowane wodorem. Równowaga fazowa tych stali zakłócona przez cykle cieplne spawania może być powodem pogorszenia spawalności. Stale duplex są uważane za odporne na pęknięcia wywołane wodorem jednak ich złącza spawane ze względu na podwyższoną zawartość ferrytu mogą ulegać kruchości wodorowej bądź nawet pękaniu zimnemu. Efektem obecności wodoru w metalach lub złączach spawanych jest znaczne obniżenie plastyczności, które może prowadzić do generowania pęknięć w warunkach występowania naprężeń rozciągających. Zmniejszenie plastyczności jest tym większe, im stężenie wodoru w stali jest większe. Jednofazowe stale ferrytyczne są uznawane za podatne do kruchości wodorowej, natomiast stale austenityczne wykazują dużą odporność na to zjawisko. Te odmienne zachowanie stali wynika z różnicy rozpuszczalności i współczynnika dyfuzji wodoru. Współczynnik dyfuzji wodoru w stalach ferrytycznych jest o 5 rzędów wielkości większy w stosunku do stali o strukturze austenitycznej, natomiast różnica rozpuszczalności wodoru jest o ok dwa rzędy wielkości większa w stalach austenitycznych w stosunku do stali ferrytycznych.

Złącza spawane stali duplex są szczególnie narażone na niekorzystne oddziaływanie wodoru. Z tego względu podjęto badania nawodorowania metalu spoiny złączy spawanych stali duplex w warunkach spawania podwodnego mokrego. Badania zawartości wodoru dyfundującego wykonano metodą ekstrakcji wysokotemperaturowej. W tabeli 44 przedstawiono podsumowanie badań, natomiast w tabelach 22 i 24 pokazane są wyniki szczegółowe.

Tabela 44. Wyniki pomiarów ilości wodoru dyfundującego w stopiwie

Stal	Elektroda	Środowisko spawania	Ilość wodoru w stopiwie [ml/100g]
Stal duplex	Bohler	Powietrze	11,3
		Woda	102,3
	Arosta	Powietrze	8,7
		Woda	77,9
Stal niestopowa	Barracuda	Powietrze	51,88
		Woda	108,41

Przedstawione w tabeli 44 zestawienie jednoznacznie wskazuje na silne nawodorowanie stopiwa stali duplex podczas spawania podwodnego. Ilość wodoru dyfundującego w próbkach spawanych pod wodą była ok. 9 razy wyższa niż w próbkach spawanych na powietrzu. Porównując wyniki uzyskane dla stopiwa duplex ze stopiwem stali niestopowej (elektrody Barracuda) można zauważyć podobny poziom nawodorowania dla próbek wykonanych pod wodą oraz niższy poziom nawodorowania stopiwa duplex w próbkach spawanych na powietrzu. Poziom nawodorowania ok 35-50 ml/100g stopiwa jest charakterystyczny dla elektrod rutilowych (przy spawaniu na powietrzu). Zatem wartości ok. 10 ml/100g stopiwa uzyskane w próbkach stopiwa duplex spawanych elektrodami rutilowymi należy traktować jako wartość niską. Warto zaznaczyć, że ekstrakcja wysokotemperaturowa wodoru z próbek napawanych elektrodami duplex przebiegała czterokrotnie dłużej w stosunku do próbek z napoiną ze stali niestopowej.

Ocenę wpływu wodoru na skłonność do pęknięcia złączy spawanych dokonano w oparciu o standardowe próby technologiczne spawalności – Tekken. Utwierdzenie złącza podczas spawania sprzyja uzyskaniu wysokiego poziomu naprężeń rozciągających. W przeprowadzonym cyklu badań wykonano próby Tekken na powietrzu, w środowisku wody morskiej oraz wody wodociągowej. W Tabeli 40 pokazano wyniki prób wykonanych dwoma rodzajami elektrod duplex (Böhler i Lincoln Electric). Wynik próby oceniano przyjmując kryterium obecności lub braku pęknięć. Stwierdzono, iż próbki spawane na powietrzu nie wykazały pęknięć, natomiast w 1/3 próbek spawanych pod wodą wykryto pęknięcia w spoinie złączy. Pęknięcia inicjowały w grani i propagowały przez środek spoiny w kierunku łożyska. We wszystkich przypadkach współczynnik obecności pęknięć Cs był wyższy od 60%. Spawanie w wodzie słonej mogło prowadzić do bardziej intensywnego chłodzenia, nie zaobserwowano jednak wpływu zasolenia wody na zwiększenie prawdopodobieństwa występowania pęknięć. Uzyskane wyniki wskazują, iż złącza stali duplex wykonywane pod wodą w warunkach utwierdzenia mogą wykazywać skłonność do pęknięcia. Nie można zakładać, że mechanizm pęknięcia jest taki sam jak podczas pęknięcia zimnego stali niskostopowych o podwyższonej i wysokiej wytrzymałości, ponieważ złącza stali duplex wykazują dużo lepsze właściwości plastyczne (nie występuje utwardzenie SWC). Jednak współdziałanie czynników – wysokiego poziomu wodoru dyfundującego oraz dużych wartości naprężeń rozciągających mogą inicjować zjawisko pęknięcia. Należy dodać, że wysoki współczynnik rozszerzalności liniowej stali duplex zwiększa poziom naprężeń w obrębie złącza spawanego.

Kolejny zestaw próbek przygotowano do oceny skłonności do tworzenia się pęknięć krystalizacyjnych w złączach stali duplex spawanych pod wodą. Badania wykonano oparciu o próbę o zmieniającej się sztywności ze spoina czołową, które polegały na poddaniu



spoiny odkształceniom podczas jej krzepnięcia, wywołanym ograniczeniem swobodnego skurczu spawanej próbki. W Tabeli 43 pokazano wyniki próbek wykonanych dwoma rodzajami elektrod duplex (Böhler i Lincoln Electric). Wynik próby oceniano przyjmując kryterium obecności lub braku pęknięć. Spoiny wykonane na powietrzu nie wykazywały podatności do pęknięcia krystalizacyjnego na całej długości próbki. Spoiny wykonane w warunkach podwodnych były skłonne do pęknięcia. We wszystkich próbkach o zmieniającej się sztywności ze spoina czołową spawanych pod wodą wykryto pęknięcia w osi spoin. Pęknięcia nie wykazywały ciągłości wzdłuż całej spoiny próbnej. Większą częstotliwość występowania pęknięć na przekrojach poprzecznych spoin znaleziono w próbkach spawanych w środowisku wody morskiej.

Podsumowując wyniki i spostrzeżenia badań można stwierdzić, że spawalność metalurgiczna stali duplex w warunkach spawania podwodnego jest ograniczona w stosunku do spawania na powietrzu. W badaniach nie stwierdzono znaczących odstępstw w budowie mikrostruktury złączy spawanych pod wodą i na powietrzu. Duże szybkości chłodzenia złączy wykonanych pod wodą spowodowały wprawdzie zwiększenie zawartości ferrytu w metalu spoiny i SWC, ale te różnice nie były znaczące. Nie stwierdzono obecności faz międzymetalicznych w mikrostrukturze oraz zwiększenia twardości w SWC złączy wykonanych pod wodą. Te fakty potwierdzają założoną w tezie pracy dobrą spawalność stali duplex w warunkach podwodnych. Kolejne badania przeprowadzone w oparciu o próby technologiczne w warunkach utwierdzenia ujawniły skłonność złączy stali duplex na pęknięcie wspomagane wodorem oraz pęknięcie krystalizacyjne. Jednak wyniki prób technologicznych przeprowadzonych w tej pracy nie są całkowicie jednoznaczne. Pęknięcie złączy w próbkach Tekken występowało tylko w 1/3 próbek, natomiast w próbach zmierzających do określenia skłonności do pęknięcia krystalizacyjnego pęknięcia nie występowały na całej długości spoin próbnych.

Niejednoznaczne wyniki prób technologicznych spawania podwodnego mogły wynikać z trudności uzyskania właściwego (zgodnego z normami) kształtu oraz jakości złącza. Spawanie podwodne elektrodami otulonymi w warunkach podwodnych wymagało znacznego podwyższenia prądu spawania w stosunku do parametrów spawania na powietrzu. Spowodowane to było brakiem stabilności jarzenia łuku pod wodą. Prąd spawania napoin/spoin wykonanych na powietrzu wynosił ok 140 A i był zgodny z zaleceniami producenta użytych elektrod, natomiast stabilne jarzenie łuku tych elektrod pod wodą wymagało zwiększenia prądu spawania o 50 do 90 amperów. Zwiększenie prądu spawania miało niekorzystne konsekwencje. Zwiększone obciążenie cieplne elektrody powodowało odłupywanie się otuliny elektrody, która następnie wpadała do jeziora spawalniczego odsłaniając rdzeń. Lokalne zaburzenia osłony łuku, zmniejszenie jonizacji przestrzeni pomiędzy końcem elektrody i materiałem spawanym powodowało niestabilny proces spawania w efekcie którego uzyskiwano złącza o zwiększonej ilości niezgodności spawalniczych. Zatem spawalność technologiczną stali duplex w warunkach spawania mokrego należy uznać za niską. Poprawę spawalności można uzyskać poprzez modyfikację otulin elektrod w kierunku zwiększenia stabilności jarzenia łuku spawalniczego oraz ograniczenia ilości wodoru w atmosferze gazów osłonowych.

## 10. WNIOSKI

1. Przeprowadzone badania i analizy pozwoliły na potwierdzenie tezy pracy wskazującej, że problemy spawania stali ferrytyczno-austenitycznych typu duplex w warunkach spawania mokrego metodą MMA wynikają głównie z ograniczeń w zakresie spawalności technologicznej.
2. Założenie dobrej spawalności metalurgicznej stali duplex w warunkach spawania mokrego nie potwierdziło się w pełni.
3. Duże szybkości chłodzenia (prędkości stygnięcia) złączy wykonanych pod wodą spowodowały zwiększenie zawartości ferrytu w metalu spoiny i SWC, ale te różnice nie były znaczące.
4. Nie stwierdzono obecności faz międzymetalicznych w mikrostrukturze oraz zwiększenia twardości w SWC złączy wykonanych pod wodą.
5. Badania spawalności przeprowadzone w oparciu o próby technologiczne w warunkach utwardzenia ujawniły skłonność złączy stali duplex na pękanie wspomagane wodorem oraz pękanie krystalizacyjne w warunkach spawania mokrego.
6. Badania wykazały silne nawodorowanie stopiwa stali duplex podczas spawania podwodnego. Ilość wodoru dyfundującego w próbkach spawanych pod wodą była ok. 9 razy wyższa niż w próbkach spawanych na powietrzu.
7. Podstawowym problemem technologicznym spawania stali duplex pod wodą metodą MMA jest brak stabilności jarzenia łuku spawalniczego.
8. Zwiększenie natężenia prądu spawania poprawia stabilność palenia (jarzenia) się łuku, jednak niekorzystnie wpływa na obciążenie cieplne elektrody. Skutkuje to kruszeniem i odpadaniem otuliny. W efekcie uzyskane złącza wykazują zwiększoną ilości niezgodności spawalniczych np. wtrąceń żużla.

## WYKAZ LITERATURY

1. Adamiec J., Ścibisz B., *Investigation of hot cracking resistance of 2205 duplex steel. 11th European Workshop on Modern Developments and Applications in Microbeam Analysis. Conference Series: Materials Science and Engineering*, 7(2010).
2. Akselsen O.M., Fostervoll H., Ahlen C.H., *Hyperbaric GMA Welding of Duplex Stainless Steel at 12 and 35 Bar*. Supplement to the Welding Journal, February 2009, s. 21-28 .
3. Alajmi E.F., Alqenaie A.A., *Underwater Welding Techniques*. International Journal of Engineering Research and Application. Vol.7, Issue 2, (Part-3), February 2017, s.14-17.
4. Alvarez -Armas I., Gedallaix-Moreuil S., *Duplex Stainless Steels*. ISTE Ltd, 2009.
5. American Petroleum Institute, *Specification for Line Pipe*. API Specification.
6. Anand A., Khajura A., *Welding processes in marine applications: A review*. Journal of Mechanical Engineering and Robotics Research. Vol. 2, No.1, January 2013.
7. Andrew C. P., Roger A. K., *Subsea Pipeline Engineering*. 2nd Edition.
8. Arias A.R., Bracarense A.Q., *Fatigue Crack Growth Assesment in Underwater Wet Welds. The characteristics of fatigue crack propagation of welds produced with underwater wet welding were evaluated*. Welding Journal, August 2017. Vol. 96. s. 288-296.
9. Ashby M., *Dobór materiałów w projektowaniu inżynierskim*. Wydawnictwo WNT, Warszawa 1998.
10. Baddoo N.R., *Stainless steel in construction, A review of research, applications, challenges and opportunities*. Journal of Construcional Steel Research, Vol. 63, Issue 11, November 2008, s. 1199-1206.
11. Blicharski M., *Inżynieria Materiałowa. Stal*. Wydawnictwo WNT, Warszawa 2017, s. 403-457.
12. Blicharski M., *Inżynieria Materiałowa*. Wydawnictwo WNT, Warszawa 2017, s. 324-328.
13. Blicharski M., *Zmiany mikrostruktury w połączeniach spawanych różnoimiennych materiałów stosowanych w energetyce*. Przegląd Spawalnictwa, 3/2013.
14. Boring M., Ames N., Collins M., Fetzmer D., *Root pass welding of duplex stainless steel pipeline girth welds without backing gas*. Process Development Session PE1.
15. Borresen R., Harton H., Bolsover A., *Pipeline and Riser Loss of Containment 2001-2012 (PARLOC 2012)*, presentation.
16. Brown R.T., K. Masubuchi., *Fundamental Research on Underwater Welding. Effects of water environment on metallurgical structures of welds*. Welding Journal, 06.1975, s.178-188.
17. Brózda J., *Stale austenityczne nowej generacji stosowane na urządzenia energetyki o parametrach nadkrytycznych i ich spawanie*. Biuletyn Instytutu Spawalnictwa w Gliwicach, r. 50, nr 5, 2006.
18. Brózda J., Malczewski K., Zeman M.: *Symulator cykli cieplnych i odkształceniowych i jego wykorzystanie w badaniach nad spawalnością stali. Badania materiałowe na potrzeby elektrowni i przemysłu energetycznego*. III seminarium Naukowo-Techniczne. Zakopane 19-21 czerwca 1996, s. 23-35.
19. Butnicki S., *Spawalność i kruchość stali*. Wydawnictwa Naukowo-Techniczne WNT. 1979 r. Warszawa.
20. Byrne G., Francis R., *Duplex Stainless steels - alloys of the 21<sup>st</sup> century*. Metals 2021 (11).
21. *Corrosion in the Petrochemical Industry*, ASM International, 2015.

22. Coudreuse L, D. Desjardins, Scientif E. et R. Oltra., *Fragilisation par l'hydrogene et corosion sous conirainte*. Corrosion sous contrainte Phenomenologies et Mecanismes, , Bombannes, (1992), 787-796.
23. Czarnigowski J. *Podstawy Konstrukcji Maszyn*. Wykład 13- Połączenia spawane.
24. DNV Report No. 2005-3394. Revision No. 1. Technical Report. Petroleum Safety Authority Norway (PSA): *Joining Methods - Technological Summaries*. 12.10.2005.
25. Dobrzański L.A., *Podstawy nauki o materiałach i metaloznawstwo. Materiały inżynierskie z podstawami projektowania materiałowego*. Wydawnictwo WNT 1996
26. Dz. U.2017.0.1970 t.j. *Ustawa z dnia 17 października 2003r. o wykonywaniu prac podwodnych*. Kancelaria Sejmu.
27. Eghbali F., Moayed M.H., Davoodi A., Ebrahimi N.: *Critical pitting temperature (CPT) assessment of 2205 duplex stainless steel in 0.1 M NaCl at various molybdate concentrations*, Corrosion Science 53(2011), s. 513-522.
28. Farnoush H., Momeni A., Dehghani K., Aghazadeh Mohandesi J., Keshmiri H., *Hot deformation characteristics of 2205 duplex stainless steel based on the behavior of constituent phases*. Materials and Design 31(2010), 220-226.
29. Fekken U., Nassau L.v., Verwey M., *Hydrogen induced cracking in austenitic/ferritic duplex stainless steel*. Proc. International Congress, Duplex Stainless Steel, s. 268-279, 1986, Netherlands.
30. Ferenc K., *Spawalnictwo*. Wydawnictwo WNT, Warszawa 2016.
31. Fydrych D., *Pękanie zimne stali spawanej w środowisku wodnym*. Przegląd Spawalnictwa 10/2012, s. 49-57.
32. Fydrych D., Kozak T., *Underwater welded joint properties investigation*. Advances in Materials Science, Vol. 9, No.4 (22), December 2009.
33. Fydrych D., Łabanowski J., Rogalski G., Haras J., Tomków J., Świerczyńska A., Jakóbczak P., Kostro Ł., *Weldability of S500MC steel in underwater conditions*. Advances in Materials Science, 2(2014), s. 37-45.
34. Fydrych D., Rogalski G., Kunowski A., Miś D., *Zastosowanie izolacji cieplnej przy wykonywaniu złączy w warunkach spawania izobarycznego*. Przegląd Spawalnictwa 12(2012), s.29-38.
35. Fydrych D., Rogalski G., Łabanowski J., *Problems of underwater welding of higher-strenght low alloy steels*. Biuletyn Instytutu Spawalnictwa w Gliwicach, Co. 58, No.5, 2014, s.187-195.
36. Fydrych D., Rogalski G., Prokop K., *Badania warunków spawania pod wodą metodą lokalnej komory suchej*. Przegląd Spawalnictwa 9/2014, s. 29-33.
37. Gajdzik B., *Wieloaspektowe ujęcie wartości produktów przemysłowych na przykładzie wyrobów hutniczych oferowanych klientom instytucjonalnym. Zarządzanie Przedsiębiorstwem*, 2011, nr 1, s. 2-7.
38. Garasic I., Kozuh Z., *Underwater welding and cutting, Module of doctoral study: Academic production technologies*. 2014/2015 rev 2016.
39. Garasic I., Krajl S., Kozuh Z., Pacak M., *Analysis of underwater repair technology on the Jack-Up Platform Spud Can*. BrodoGradnja, 61(2010)2, s. 153-160.
40. Głowacka M., *Metaloznawstwo*. Praca zbiorowa. Politechnika Gdańska, Gdańsk 1996.
41. Goss C., P. Marecki P., *Problemy trwałości zmęczeniowej połączeń spawanych wykonanych ze stali S890QL*. Biuletyn WAT Vol. LXI, Nr 2, 2012.
42. Grubbs C.E., Ibarra S., Olson D.L., *Metallurgical aspects of underwater welding*, *Journal of Metals*, December, 1988.

43. Gunn R.N., *Duplex stainless steels. Microstructure, properties and applications*. Arington Publishing. Woodhead Publishing Ltd. in association with The Welding Institute.
44. B., Lyons W. C., Ghalambor A.,: *Petroleum production engineering. A Computer-Assisted approach*. Gulf Professional Publishing, 2007.
45. Hu Y., Shi Y-H., Shen X-Q., Wang Z-M., *Microstructure, Pitting, Corrosion Resistance and Impact Toughness of Duplex Stainless Steel Underwater Dry Hyperbaric Flux-Cored Arc Welds*. *Materials* 2017, 10, 1443. s.1-18.
46. Hu Y., Shi Y., Sun K., Shen X., Wang Z., *Microstructure and mechanical properties of underwater hyperbaric FCA-welded duplex stainless steel joints*. *Journal of Materials Processing Tech.* 261 (2018), s. 31-38.
47. Józwiak D., Olszański R., Dąbrowiecki Z., Remlain M., *Znaczenie selekcji zdrowotnej nurków i jej wpływ na bezpieczeństwo nurkowania*. *Journal of Polish Hyperbaric Medicine and Technology Society, PolHypRes* 2016 Vol. 55 Issue 2, pp. 47-60.
48. Karlsson L., *Spawanie stali dypu duplex - przegląd aktualnych zaleceń*. *Biuletyn Instytutu Spawalnictwa w Gliwicach*. r.56, nr 5, 2012, s. 48.
49. Keats D.J., *Profesjonal Diver's Manual on Wet-Welding*. Woodhead Publishing, November 14, 1990.
50. Kielczyński W., *Wybrane problemy spawania hiperbarycznego na dużych głębokościach*, Konferencja naukowo-techniczna. *Problemy Cięcia i Spawania pod wodą*, Gdańsk, maj 1985, s. 109-121.
51. Kikuchi Y., Lundin C. D., Khan K.K., *Measurement of Diffusible Hydrogen Content and Hydrogen Effects on the Cracking Potential of Duplex Stainless Steel Weldments. (Part I)*, *Materials, Metallurgy & Weldability*, Welding Research Institute, Osaka University, Ibaraki, Osaka 567, Japan, 95-104 .
52. Kotecki D.J., Siewert A., *WRC-1992 Constitution Diagram for Stainless Steel Weld Metals: A Modification of the WRC-1988 Diagram*. *Welding Research Supplement, Welding Journal* 71(5) (1992), s.171-178.
53. Kowacki M., *Wykorzystanie stali w budownictwie infrastrukturalnym*. *Nowoczesne Budownictwo Inżynieryjne*, Lipiec-Sierpień 2017.
54. Kozioł P., Organek P., *Ocena spawalności stali konstrukcyjnych*. *Przegląd Budowlany* Tom R.86, nr 1(2015).
55. Krzemień E., *Materiałoznawstwo*. Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice 2001.
56. Lalik S., Cebulski J., Rzychoń T., *Badania wpływu cyklu cieplnego oraz technologii spawania na właściwości i strukturę złącz ze stali duplex*. *Inżynieria Materiałowa*, nr 3/2005.
57. Laquai R., Schaupp T., Müller B. R., Griesche A., Kupsch A., Lange A., Kannengiesser T., Bruno G., *3D Crack Analysis in Hydrogen Charged Lean Duplex Stainless Steel with Synchrotron Refraction CT*. Berlin, 19th World Conference on Non-Destructive Testing 2016.
58. Leonowicz M., *Podstawy nauki o materiałach. Program Rozwojowy Politechniki Warszawskiej*. Kapitał ludzki Narodowa Strategia Spójności.
59. Lesiński K.J., *Metalurgiczne aspekty procesów spawania pod wodą. Konferencja naukowo-techniczna. Problemy cięcia i spawania pod wodą*. Politechnika Gdańska, 1985, s. 98-108.
60. Lesiński K.J., Szyffarth P., Kielczyński W.: *Der Einfluss des thermischen Zyklus beim Unterwassersshweissen auf des Umwandlungsverhalten von Schiffbaustalen*, *Internationales Schiistechnisches Symposium*. October, Rostock 1981.
61. Lo K.H., Shek C.H., Lai J.K.L., *Recent developments in stainless steels*. *Materials Science and Engineering: R: Reports*, Vol. 65, Issues 4-6, 29 May 2009, s. 39-104.

62. Łabanowski J., *Development of under-water welding techniques*. Welding International, 12(2011), 933-9374.
63. Łabanowski J., *Rozwój technik spawania pod wodą. Przegląd Spawalnictwa*, 10(2008), s. 55-58.
64. Łabanowski J., *Stale odporne na korozję i ich spawalność*. Wydawnictwo Politechniki Gdańskiej, Gdańsk 2019.
65. Łabanowski J., Fydrych D., Rogalski G., *Underwater Welding - a review*. Advances in Materials Sciences, January 2008.
66. Łabanowski J., Ossowska A., Ćwiek J., *Influence of cold worked layer on susceptibility to stress corrosion cracking of duplex stainless steel*. Inżynieria Materiałowa, 22(2001), s. 558-561.
67. Łabanowski J., Prokop-Strzelczyńska K., Rogalski G., et al. *The effect of wet under-water welding on cold cracking susceptibility of duplex stainless steel*. Advanced Materials Science 2016/16, s. 68–77.
68. Łabanowski J., Fydrych D., Rogalski G., Samson K., *Underwater Welding of Duplex Stainless Steel*. Solid State Phenomena, December 2011.
69. Łabanowski J., Rogalski G., Samson K.: *Underwater Welding of Duplex Stainless Steel*. Solid State Phenomena. December 2011, s. 1-7.
70. Łangalis M., *Stale nierdzewne typu duplex*. STAL. Metale & Nowe Technologie, maj-czerwiec, 2010.
71. Ma M., Ding H., Tang Z-y., Zhao J-w., Jiang Z-h., Fan G-w., *Effects of Temperature and Strain Rate on Flow Behavior and Microstructural Evolution of Super Duplex Stainless Steel under Hot Deformation*. Journal of Iron and Steel Research, International. 23(3).016, 244-252.
72. Macdiarmid J.I, Ross J.A.S., Taylor C.L, Watt S.J., Andie W., Osman L.M., Godden D., Murray A.D., Crawford J.R., Lawson A., *Co-ordinated investigation into the possible long term health effects of diving at work. Examination of the long term health impact of diving: The ELTHI diving study*. University of Aberdeen, Scotland, UK. HSE Books, 2004.
73. Mahbo N., *Determination of diffusible and total hydrogen concentration in coated and uncoated steel*. PhD diploma, University of Duisburg-Essen and ThyssenKrupp Steel Europe, 23 September 2010 Essen.
74. Maki T., Furuhashi T., Tsuzaki K., *Microstructure Development by Thermomechanical Processing in Duplex Stainless Steel*. ISIJ International. Vol. 41(2001), No.6, s. 571-579.
75. Maksimov S. Yu, *Underwater arc welding of higher strength low-alloy steels*. Welding International, Vol. 24, No. 6, June 2010. s. 449-454.
76. Marrow T.J., King E., *Microstructural and environmental effects on fatigue crack propagation in duplex stainless steels*. Fatigue Fracture Engineering Materials & Structures, Vol.17, No. 7, 1994, s.761-771.
77. Martin G., *Hot workability of duplex stainless steels*. Docteur De L'Universite De Grenoble, 7 Novembre 2011.
78. Mc Clellan R., Dean M.S., *U.S. NAVY Underwater Cutting & Welding Manual. Direction of Commander, Naval Sea Systems Command*. 1 April 1989. Change A Dated 15 September 1995. Change B Dated 1 June 2002.
79. Mc Clellan R., Dean M.S., *U.S. NAVY Underwater Ship Husbandry Manuals. Chapter 16 - Cofferdams. S0600-AA-PRO-160. Revision 0*, 1 February 1996, Revision, Change H, 15 November 2011.
80. Mente T., Boellinghaus T., *Modeling of hydrogen distribution in a duplex stainless steel. Welding in the World*, Le Soudage Dans LeMonde, November 2012.

81. Messner C., Silberschmidt V.V., Werner E.A., *Thermally induced surface roughness in austenitic-ferritic duplex stainless steels*. Acta Materialia 51(2003), s. 1525-1537.
82. Messer B., Wright A., Oprea V., *Duplex stainless steel welding*. Best practices. Part 1. Stainless Steel World, November 2007, s. 43-49.
83. Mikula J. *Analityczne metody spawalności stali*, Wyd. Politechniki Krakowskiej, Kraków 2001.
84. Nassau L.v., Meelker H., Hilkes J., *Welding duplex and super-duplex stainless steels*, Welding in the World, Great Britain, Vol.31, no. 5, 1993, s. 322-343.
85. *Nord Stream Resumes Gas Flows After Annual Maintenance*, <https://www.offshore-energy.biz/nord-stream-resumes-gas-flows-after-annual-maintenance/>
86. Nowacki J., *Stal dupleks i jej spawalność*. Przegląd spawalnictwa, nr 10/2008, s. 34-44.
87. Nowacki J., *Stal dupleks w konstrukcjach spawanych*, Wydawnictwo WNT Warszawa 2013.
88. Ogawa K., Miura M., *Hydrogen cracking in duplex stainless steel weldments*. Welding International, 5.01.2010.
89. Ovafort R., *Critical pitting temperature measurements of stainless steels with an improved electrochemical method*. Corrosion Science, Vol.29 (8), 1989, s. 987-993.
90. Padhy G.K., Komizo Y., *Diffusible Hydrogen in Steel Weldments - a status review*. Joining and Welding Research Institute, Vol.42 (2013), No.1.
91. Padhy G. K., Komizo Y-I.: *Diffusible Hydrogen in Steel Weldments - a Status Review*, Transactions of JWRI, Vol. 42 (2013), No.1.
92. Perez-Guerrero F., Liu Stephen. *Maintenance and repair welding in the open sea*. Welding Journal 84(11), s. 54-59.
93. Piątkowski T., *Wpływ parametrów lokalnej komory i osłony gazowej na własności złączy spawanych pod wodą*. Praca doktorska, Gdańsk 1985.
94. Pilarczyk J., Śledzewski E. *Poradnik Inżyniera - Spawalnictwo - tom I. Zagadnienia ogólnospawalnicze, materiały spawalnicze, urządzenia spawalnicze*. WNT Warszawa 1983.
95. Prokop K., Rogalski G., *Cold Cracking Susceptibility of Joints made of Ferritic-Austenitic Duplex Steel 2205 during Underwater Wet Welding*, Biuletyn Instytutu Spawalnictwa, No. 2/2016.
96. Przepisy, *Publikacja nr 34/P, Kontrola połączeń spawanych pod wodą*. Polski Rejestr Statków, 1995.
97. Przybyłowicz K., Przybyłowicz J., *Materiałoznawstwo w pytaniach i odpowiedziach*. WNT Warszawa 2004, s. 343.
98. Przyłipiak M., Torbus J., *Sprzęt i prace nurkowe. Poradnik*. Wydawnictwo Ministerstwa Obrony Narodowej, Warszawa 1981.
99. Riis T., Hagen E.F.Vie P.J.S, Ulleberg Ø., *Hydrogen Production R&D: Priorities and Gaps*. IEA -Hydrogen Co-Ordination Group, 2006.
100. Rojek K. *Podręcznik Płetwonurka P1 KDP/CMAS*. Komisja działalności podwodnej PTTK. Ogólnopolskie Centrum Szkolenia Podwodnego KDP ZG PTTK, Warszawa 2013.
101. Rogalski G., *Wyznaczanie czasów stygnięcia przy spawaniu pod wodą metodą lokalnej komory suchej*. Praca doktorska, Politechnika Gdańska, Gdańsk 2006.
102. Rogalski G., Łabanowski J., *Effect of welding parameters for a local dry cavity underwater welding process on the structure and properties of joints*. Welding International, 29 (2015), 530-537.



103. Rogalski G., Fydrych D., Łabanowski J., *Ocena możliwości naprawy rurociągu podwodnego ze stali AP 5L X65 przy zastosowaniu spawania mokrego*, Przegląd Spawalnictwa, Vol. 87, 5/2015
104. Rogalski G., Fydrych D., Łabanowski J., *Ocena możliwości spawania pod wodą drutem prozkowym metodą lokalnej komory suchej*, Biuletyn Instytutu Spawalnictwa, nr 5/2012, s. 57-62.
105. Rogalski G., Łabanowski J., Fydrych D., Tomków J., *Bead-on-plate welding on S235JR steel by underwater local dry chamber process*. Polish Maritime Research 2(82), Vol. 21, 2014, s. 58-64
106. Saito H., Ojima J., Takaya M., Iwasaki T., Hisanaga N., Tanaka S., Arito H., *Laboratory Measurement of Hazardous Fumes and Gases at a Point Corresponding to Breathing Zone of Welder during a CO<sub>2</sub> Arc Welding*. Industrial Health 2000, 38, s. 69-78.
107. Shi Y., Hu Y., Yi Y., Lin S., Li Z. *Porosity and Microstructure of Underwater Wet FCAW of Duplex Stainless Steel*. Metallography, Microstructure and Analysis (2017) 6: 383-389.
108. Silva, W.C.D., Ribeiro, L.F., Bracarense, A.Q., Pessoa, E.C.P., *Effect of the hydrostatic pressure in the hydrogen at the underwater wet welding*, ASME 31st International Conference on zones in 60 m water depth Metallogr. Microstruct. Anal. (2017) 6:383–389, Offshore and Arctic Engineering, Rio de Janeiro, Brazil, July 01–06 (2012).
109. W.C.D. Silva, A.Q. Bracarense, E.C.P. Pessoa, *Effect of Water Depth on Diffusible Hydrogen on Wet Welds*. Soldagem Insp. 17(4), 298–305 (2012).
110. Shinozaki K., Ke L., North T.H., *Hydrogen Cracking in Duplex Stainless Steel Weld Metal*, AWS Welding Research Council, Supplement to the Welding Journal, November 1992.
111. Smuk O., *Microstructure and Properties of Modern P/M Super Duplex Stainless Steels*. Doctoral Thesis. Department of Materials Science and Engineering Division of Ceramics. Royal Institute of Technology, 25.05.2004, Sweden.
112. Sozańska M., *Niszczanie wodorowe typu "rybie oczy" wybranych stali dla energetyki*. Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, 2006 Gliwice.
113. Stradomski G., *The Analysis of AISI A3 Type Ferritic-Austenitic Cast Steel Crystalization Mechanism*, Archives of Foundry Engineering, Vol 17, Issue 3 2017, s. 229-233.
114. Stradomski G., *The cracking mechanism of ferritic-austenitic cast steel*. Archives of Foundry Engineering, Vol 16, Issue 4/2016, s. 153-156.
115. Sun K., Zeng M., Shi Y., Hu Y., Shen X., *Microstructure and corrosion behavior of S32101 stainless steel underwater dry and wet welded joints*. Journal of Materials Processing Tech. 256 (2018) 190-201.
116. Sundarapandiyam C., Balamurugan A., Mohan M., *A Review on Under Water Welding Process*, International Journal of Innovations in Engineering and Technology (IJJET), vol.8, iss. 1, February 2017, s. 260-265.
117. Surowska B., *Wybrane zagadnienia z korozji i ochrony przed korozją*, Lublin, 2002.
118. Świerczyńska A., *Niszczaniu spawanych ze stali ferrytyczno-austenicznych typu superdupleks*. Praca doktorska, Gdańsk 2015.
119. Świerczyńska A., Rogalski G., Fydrych D. *Badania struktury i właściwości spawanych austenicznych rur wymienników ciepła*. Przegląd Spawalnictwa, nr 6/2010, s.11-17.
120. Tasak E., *Charakterystyka pęknięć w połączeniach spawanych*. Przegląd Spawalnictwa, 8(1986), 15-19.
121. Tasak E., *Spawalność stali*, Wyd. Fotobit, Kraków 2002.
122. Tomków J., *Wpływ warunków spawania pod wodą na skłonność do tworzenia pęknięć zimnych w stalach o podwyższonej wytrzymałości*. Praca doktorska, Gdańsk 2017.
123. TWI North, Middlesbrough, UK, *Underwater Wet Welding and Cutting*.



124. U.S. Department of Transportation Pipeline and Hazardous Materials Safety Administration Office of Pipeline Safety, *Mechanical Damage. Final Report*, April, 2009.
125. Viyanit E., *Numerical Simulation of Hydrogen Assisted Cracking in Supermartensitic Stainless Steel Welds*. BAM-Dissertationsreihe, Hamburg, 2005.
126. Wai Tai Ch., *Underwater Welding. Newsletter of Jointing, Welding & Cold-Formed Steel Group*, HKISC. Article No.1 -Q1-2016.
127. Kiiky Wealth, <https://kiiky.com/pl/bogactwo/najlepiej-op%C5%82acani-spawacze-podwodni-2/>
128. Magda W.: *Rurociągi podmorskie. Zasady projektowania*. Wyd. 1,2018. Warszawa, WNT 2020.
129. Michałowski W., Trzop S., *Budowa rurociągów dalekiego zasięgu*. Warszawa, WNT 1982.
130. Wciślik W., Kossakowski P., Sokołowski P., *Stal nierdzewna w budownictwie- zalety i przykłady zastosowań*. Structure, 2017, s.191-199.
131. Yang Y., Yan B., *The microstructure and flow behavior of 2205 duplex stainless steels during high temperature compression deformation*. Materials Science & Engineering A 579(2013). s. 194-201.
132. Yong B., Qiang B. *Subsea pipelines and risers*.(Ocean Engineering) 2nd Edition. Elsevier Science. December 19, 2005.
133. Yushchenko K.A.,Gretskii Y.Y., Maksimov S.Y.,paper., *Study of physico-metallurgical peculiarities of wet arc welding of structural steels*. Underwater wet welding and cutting, International seminar and workshop TWI North, Middlesbroughm UK 17-18 April 1997.
134. Zaken M., Moayed M.H. *Investigation on the effect of nitrate ion on the critical pitting temperature of 2205 duplex stainless steel along a mechanistic approach using pencil electrode*. Corrosion Science, Vol. 85, August 2014, s. 222-231.
135. Zuliani, C., *Offshore pipeline risk assessment*. Miljöredovising. Bilaga 10, SAIPEM. 22.07.2016 Sweden.

## NORMY I PRZEPISY

136. ASTM E562-01 Standard Test Method for Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count
137. ASTM E562-02: Standard test method for determining volume fraction by systematic manual point count.
138. ASTM E1245-03(2016) Standard Practice for Determining the Inclusion or Second-Phase. Constituent Content of Metals by Automatic Image Analysis.
139. AWS D3.6M-2010 Specification for underwater welding, American Welding Society, Miami, USA 2010.
140. BN-64/4130 Oznaczanie całkowitej zawartości wodoru w stopiwie stalowych elektrod z otuliną kwaśną, rutyłową lub zasadową.
141. EN 1011-2:2001: Welding - Recommendation for welding of metallic materials - Part 2: Arc welding of ferritic steels.
142. IIW Doc. II-1513-03 Cold cracking tests.
143. ISO 581:1980: "Weldability - Definition. General Information.
144. Offshore standard DNV-OS-F101, Submarine Pipeline Systems, DNV, October 2013.



145. Recommended Practice DNV-RP-F101, Corroded Pipelines, DNV, January 2015.
146. Recommended Practice DNV-RP-F106, Factory applied external pipeline coatings for corrosion control, DNV, May 2011.
147. Recommended Practice DNV-RP-F112, Design of duplex stainless steel subsea equipment exposed to cathodic protection, DNV, October 2008.
148. Recommended Practice DNV-RP-F113, Pipeline Subsea Repair, DNV, October 2007
149. PN-66/C-06502 Zastępcza woda morska.
150. PN-79/M-69761 Metody badań skłonności do tworzenia pęknięć krystalizacyjnych w spoinach stalowych złączy spawanych łukowo.
151. PN-EN ISO 3452-1:2013-08 Badania nieniszczące. Badania penetracyjne. Część 1: Zasady ogólne.
152. PN-EN ISO 3690:2012 Spawanie i procesy pokrewne. Oznaczanie zawartości wodoru w metalu spoiny.
153. PN-EN ISO 5817:2014-05 Spawanie. Złącza spawane ze stali, niklu, tytanu i ich stopów (z wyjątkiem spawanych wiązką). Poziomy jakości według niezgodności spawalniczych.
154. PN-EN ISO 9015-1:2011 Badania niszczące złączy spawanych metali. Badanie twardości. Część 1: Badanie twardości złączy spawanych łukowo.
155. PN-EN 10088-2:2014-12: Stale odporne na korozję. Część 2: Warunki techniczne dostawy blach i taśm ze stali nierdzewnych ogólnego.
156. PN-EN ISO 14175:2009 Materiały dodatkowe do spawania. Gazy i mieszaniny gazów do spawania i proc esów pokrewnych.
157. PN-EN ISO 17642:2005 Badania niszczące spoin w metalach. Badania pęknięcia na zimno złączy spawanych. Metody spawania łukowego.
158. PN-EN ISO 17637:2011 Badania nieniszczące złączy spawanych. Badania wizualne złączy spawanych.
159. PN-EN ISO 17632:2016-02 Materiały dodatkowe do spawania. Druty elektrodowe proszkowe do spawania łukowego elektrodą metalową, w osłonie gazu i bez osłony gazu, stali niestopowych i drobnoziarnistych. Klasyfikacja
160. Certyfikat materiałowy 13010061-DE-0.
161. Katalog producenta Bohler FoxCn22/9n.
162. Katalog producenta Lincoln Arosta 4462.
163. Katalog producenta CASTOMAG.

## WYKAZ RYSUNKÓW

	Strona
Rys. 1. Podział metod spawania podwodnego.....	10
Rys. 2. Realizacja procesu spawania podwodnego.....	11
Rys. 3. Wpływ ciśnienia wody na zachowanie łuku elektrycznego.....	15
Rys. 4. Wpływ głębokości spawania n zawartość Mn i S w spoinie.....	16
Rys. 5. Skutki przeniesienia procesu spawania pod wodą.....	16
Rys. 6. Zasada spawania izobarycznego w warunkach podwodnych.....	18
Rys. 7. Przykład zastosowania habitatu suchego w spawaniu izobarycznym.....	18
Rys. 8. Spawanie suche hiperbaryczne w mini-habitacie.....	20
Rys. 9. Sposób montażu rurociągów pod wodą.....	20
Rys. 10. Schemat procesu spawania metodą lokalnej komory suchej.....	21
Rys. 11. Schemat ideowych rozwiązań konstrukcyjnych głowic do spawania metodą LKS.....	22
Rys. 12. Lokalna komora sucha do wykonywania złączy teowych ze spoinami.....	22
Rys. 13. Wpływ zawartości Cr w stali ferrytycznej na odporność korozyjną w środowisku przemysłowym oraz morskim agresywnym i morskim umiarkowanym.....	23
Rys. 14. Przekroje stężeniowe wykresu równowagi Fe-Cr-C od strony żelaza, przy stałej zawartości chromu: a) 13 %Cr, b) 17 %Cr, c) 25 %Cr.....	25
Rys. 15. Wpływ węgla na strukturę stali o stężeniu 18% Cr i 8% Ni.....	26
Rys. 16. Porównanie zakresów zawartości Cr i Ni w stalach odpornych na korozję: 1- stal austenityczna, 2- stal ferrytyczno-austenityczna, 3- stal utwardzana wydzieleniowo, 4- ferrytyczna, 5- martenzytyczna.....	28
Rys. 17. Wpływ pierwiastków stopowych na odporność korozyjną stali ferrytyczno-austenitycznych typu duplex.....	29
Rys. 18. Wpływ pierwiastków stopowych na krzywe CTP i procesy wydzieleniowe w stalach dwufazowych.....	30
Rys. 19. Porównanie odporności na korozję naprężeniową stali duplex i stali austenitycznych w warunkach laboratoryjnych i w warunkach praktycznego zastosowania.....	32
Rys. 20. Porównanie indeksów CPT i CCT w obecności 6% chlorku żelaza w trakcie ekspozycji 24h.....	32
Rys. 21. Graficzne przedstawienie spawalności, jako wektora R.....	34
Rys. 22. Wykres WRC-1992 z naniesionymi obszarami faz tworzących się w trakcie krystalizacji spoiny.....	36
Rys. 23. Wykres CTP dla stali duplex 24.5Cr / 7Ni o różnej zawartości azotu.....	36
Rys. 24. Klasyfikacja pęknięć zimnych: A- pęknięcia w SWC, F- pęknięcia w spoinie, AL (FL)- pęknięcia wzdłużne, AT (FT)- pęknięcia poprzeczne, AL1- pęknięcia pod ściegiem, AL2- pęknięcia od brzegu spoiny, AL3- pęknięcia od grani spoiny.....	37
Rys. 25. Diagram czynników wpływających na powstawanie pęknięć zimnych.....	38
Rys. 26. Źródła i alternatywne procesy otrzymywania wodoru.....	39
Rys. 27. Zależność między wilgotnością elektrod, a temperaturą suszenia w czasie 1h.....	40
Rys. 28. Schemat absorpcji wodoru do jeziora spawalniczego w trakcie spawania w osłonie gazów.....	40
Rys. 29. Wykres Nelsona - odporność stali na szkodliwe działanie wodoru.....	41
Rys. 30. Źródła wodoru oraz klasyfikacja kruchości wodorowej.....	42
Rys. 31. Zależność ilości ferrytu $\delta$ w spoinie od ilości $H_2$ w gazie osłonowym na pękanie zimne.....	42
Rys. 32. Mechanizm powstawania pęknięć gorących; a) w wyniku segregacji niskotopliwych wydzielen (eutektyk) w osi spoiny, b) w strefie wtopienia na granicy spoiny.....	44
Rys. 33. Miejsce usytuowania pęknięć gorących w złączu spawanym w stali odpornej na korozję.....	44

Rys. 34. Porównanie właściwości mechanicznych stopów w pobliżu linii solidus: a) metal odporny na pękanie, b) metal skłonny do pękania.....	45
Rys. 35. Wykres Schaeffler'a z zaznaczonymi obszarami występowania faz w zależności od wartości równoważników Cr i Ni [%], a także oznaczonymi obszarami skłonności do odpowiedniego rodzaju pękania.....	47
Rys. 36. Stopień przemieszania materiałów: a) i b) w trakcie spawania, c) w trakcie napawania.....	47
Rys. 37. Wykres DeLonga przeznaczony do prognozowania struktury stopiwa uwzględniając N jako pierwiastek austenitotwórczy.....	48
Rys. 38. Wyniki badania DL-EPR dla materiału rodzimego i wszystkich złączy wykonanych pod wodą.....	52
Rys. 39. Napoina na stali duplex wykonana metodą mokrą: a) widok, b) radiogram.....	53
Rys. 40. Wpływ parametrów spawania na porowatość napoin.....	56
Rys. 41. Schemat przygotowania krawędzi łączonych elementów.....	57
Rys. 42. Udział ferrytu w spoinach stali duplex.....	57
Rys. 43. Wykres mikrotwardości HV <sub>0,5</sub> w badanych obszarach złącza.....	59
Rys. 44. Schemat planu badań napoin oraz złączy spawanych pod wodą metodą mokrą MMA.....	63
Rys. 45. Schemat planu badań napoin pod wodą metodą lokalnej komory suchej (LKS).....	64
Rys. 46. Schemat stanowiska do spawania metodą mokrą.....	68
Rys. 47. Schemat stanowiska do spawania na małych głębokościach metodą LKS.....	68
Rys. 48. Schemat wykonania złączy próbnych Tekken do oceny skłonności stali do tworzenia pęknięć zimnych wg PN-EN ISO 17462-2.....	69
Rys. 49. Rys. 49. Schemat przeprowadzania pomiarów długości pęknięć w próbie Tekken.....	70
Rys. 50. Schemat wykonania próby zmiennej sztywności wg PN-79 M-69761.....	71
Rys. 51. Rys. 51. Sposób wymiarowania próbek do pomiaru wodoru dyfundującego.....	72
Rys. 52. Sposób pomiaru wodoru dyfundującego w urządzeniu JUWE J-mat 221.....	72
Rys. 53. Widok przenośnego ferrytoskopu Fisher MP30.....	74
Rys. 54. Elektronowy mikroskop skaningowy JSM-7800F.....	75
Rys. 55. Rozmieszczenie odcisków pomiarowych twardości w złączy spawanym metodą Vickersa.....	75
Rys. 56. Mikrostruktura materiału rodzimego stali duplex 2205.....	76
Rys. 57. Schemat pobierania próbek z napoin wykonanych metodą mokrą elektrodami otulonymi w środowisku wodnym.....	80
Rys. 58. Schemat pobierania próbek do badań z napoin wykonanych na powietrzu metodą MMA.....	81
Rys. 59. Widok napoin wykonywanych pod wodą metodą LKS. Strzałkami zaznaczono miejsca pobrania próbek do dalszych badań.....	83
Rys. 60. Widok napoin wykonywanych na powietrzu metodą MIG. Strzałkami zaznaczono przekroje (próbki) pobrane do dalszych badań.....	84
Rys. 61. Przekrój poprzeczny napoiny BW1-1, qI=0,82 kJ/mm, DC (-).....	85
Rys. 62. Przekrój poprzeczny napoiny BWN2-2, qI=0,93 kJ/mm, DC (-).....	85
Rys. 63. Przekrój poprzeczny napoiny BWN3-1, q= 0,93 kJ/mm, DC(-).....	85
Rys. 64. Przekrój poprzeczny napoiny BWN3-2, qI=0,93 kJ/mm, DC (-).....	85
Rys. 65. Przekrój poprzeczny napoiny BWN4-2, qI=0,97 kJ/mm, DC (-).....	86
Rys. 66. Przekrój poprzeczny napoiny BWN5-2, qI=1,15 kJ/mm, DC (-).....	86
Rys. 67. Przekrój poprzeczny napoiny BWN6-1, qI=1,06 kJ/mm, DC (-).....	86
Rys. 68. Przekrój poprzeczny napoiny BWN7-2, qI=0,85 kJ/mm, DC (+).....	86
Rys. 69. Przekrój poprzeczny napoiny BWN9-1, qI=0,90 kJ/mm, DC(-).....	87
Rys. 70. Przekrój poprzeczny napoiny BWN12-1, qI=0,93 kJ/mm, DC (+).....	87
Rys. 71. Przekrój napoiny BP1-2 wykonanej na powietrzu metodą MMA, qI=0,97 kJ/mm, DC (+).....	87

Rys. 72. Przekrój napoiny BP2.1 wykonanej na powietrzu metodą MMA, $q_l=0,83$ kJ/mm, DC (-).....	88
Rys. 73. Przekrój napoiny próbnej SW1.1 wykonanej metodą LKS, $q_l= 0,57$ kJ/mm.....	88
Rys. 74. Przekrój napoiny SW3.2 próbnej wykonanej metodą LKS, $q_l= 1,07$ kJ/mm.....	89
Rys. 75. Przekrój napoiny próbnej SW4.1 wykonanej metodą LKS, $q_l= 1,26$ kJ/mm.....	89
Rys. 76. Przekrój napoiny próbnej SP5.2 wykonanej na powietrzu, $q_l= 0,6$ kJ/mm.....	89
Rys.77. Przekrój napoiny próbnej SP6.2 wykonanej na powietrzu, $q_l= 0,96$ kJ/mm.....	90
Rys.78. Przekrój napoiny próbnej SP9.2 wykonanej na powietrzu, $q_l= 1,34$ kJ/mm.....	90
Rys. 79. Współczynnik kształtu $\alpha_k$ w połączeniu doczołowym o $b/t =1$ .....	91
Rys. 80. Sposób wymiarowania napoiny BWN2-2 wykonanej pod wodą metodą moką elektrodami Böhler.....	91
Rys. 81. Sposób wymiarowania napoiny P1.2 wykonanej na powietrzu metodą MMA elektrodami Böhler.....	92
Rys. 82. Sposób wymiarowania napoin (a) SW3.2 wykonanej pod wodą metodą LKS oraz (b) SP6.2 wykonanej na powietrzu.....	93
Rys. 83. Schemat rozmieszczenia miejsc analizy obrazu na przekroju napoin.....	94
Rys. 84. Struktura napoiny SW1 wykonanej pod wodą metodą LKS.....	95
Rys. 85. Struktura napoiny SW3 wykonanej pod wodą metodą LKS.....	96
Rys. 86. Struktura napoiny SW4 wykonanej pod wodą metodą LKS.....	97
Rys. 87. Struktura napoiny SP5 wykonanej na powietrzu metodą MIG.....	98
Rys. 88. Rys. 88. Struktura napoiny SP6 wykonanej na powietrzu metodą MIG.....	99
Rys. 89. Struktura napoiny SP9 wykonanej na powietrzu metodą MIG.....	100
Rys. 90. Miejsca pomiaru zawartości ferrytu na przekroju napoin.....	101
Rys. 91. Rozkład twardości napoiny W1.1 wykonanej pod wodą metodą moką.....	103
Rys. 92. Rozkład twardości napoiny W3.1 wykonanej pod wodą metodą moką.....	103
Rys. 93. Rozkład twardości próbki W4.2 wykonanej pod wodą metodą moką.....	103
Rys. 94. Rozkład twardości próbki P1.1 wykonanej na powietrzu metodą MMA.....	104
Rys. 95. Rozkład twardości próbki P2.1 wykonanej na powietrzu metodą MMA.....	104
Rys. 96. Rozkład twardości próbki H11 wykonanej pod wodą metodą LKS.....	105
Rys. 97. Rozkład twardości próbki H31 wykonanej pod wodą metodą LKS.....	105
Rys. 98. Rozkład twardości próbki H41 wykonanej pod wodą metodą LKS.....	105
Rys. 99. Rozkład twardości próbki J_52 wykonanej na powietrzu metodą LKS.....	106
Rys. 100. Rozkład twardości próbki J_62 wykonanej na powietrzu metodą LKS.....	106
Rys. 101. Rozkład twardości próbki J_91 wykonanej na powietrzu metodą LKS.....	106
Rys. 102. Widok spoiny próbnej w próbce 1TBS wykonanej w wodzie wodociągowej.....	109
Rys. 103. Widok spoiny próbnej w próbce 2TBS wykonanej w wodzie wodociągowej (a), po badaniu penetracyjnym (b).....	109
Rys. 104. Widok spoin próbnych w próbce 1TBM wykonanej elektrodami Böhler (a), oraz próbki LTM wykonanej elektrodami Lincoln Electric (b) w sztucznej wodzie morskiej.....	110
Rys. 105. Widok spoin próbnych w próbce TBP wykonanej elektrodami otulonymi Böhler (a) oraz próbki TLP wykonanej elektrodami Lincoln Electric (b) na powietrzu.....	110
Rys. 106. Próbka Tekken 1TBS-1 - przekrój spoiny próbnej wykonanej w wodzie wodociągowej elektrodami BÖHLER.....	112
Rys. 107. Próbka Tekken 2TBS-2 - przekrój spoiny próbnej wykonanej w wodzie wodociągowej elektrodami BÖHLER. Pęknięcie w metalu spoiny inicjujące od strony grani.....	112
Rys. 108. Próbka Tekken 2TBM - przekrój spoiny próbnej wykonanej w wodzie morskiej elektrodami BÖHLER. Brak pęknięć.....	112
Rys. 109. Próbka Tekken 1TBM-2 Przekrój spoiny próbnej wykonanej w wodzie morskiej elektrodami BÖHLER. Pęknięcie w metalu spoiny inicjujące od strony grani.....	113
Rys. 110. Próbka Tekken 1TBP-1. Przekrój spoiny próbnej wykonanej na powietrzu elektrodami BÖHLER. Brak pęknięć.....	113



Rys. 111. Próbką Tekken 1TLS-1 - przekrój spoiny próbnej wykonanej w wodzie wodociągowej elektrodami Lincoln Electric. Brak pęknięć.....	113
Rys. 112. Próbką Tekken 1TLM-1 - przekrój spoiny próbnej wykonanej w wodzie morskiej elektrodami Lincoln Electric. Brak pęknięć.....	114
Rys. 113. Próbką Tekken 1TLP-1 - przekrój spoiny próbnej wykonanej na powietrzu elektrodami Lincoln Electric. Brak pęknięć.....	114
Rys. 114. Widoki przełomów próbek w złączach Tekken wykonanych w wodzie wodociągowej; a) przełom próbki 2TBS5 w spoinie, b) przełom próbki 2TBS6 w spoinie, c) przełom próbki 2TLS2 w SWC, d) przełom próbki 2TLS3 w spoinie.....	115
Rys. 115. Widoki przełomów próbek w złączach Tekken wykonanych w wodzie wodociągowej; a) przełom próbki 2TBS5 w spoinie, b) przełom próbki 2TBS6 w spoinie, c) przełom próbki 2TLS2 w SWC, d) przełom próbki 2TLS3 w spoinie.....	116
Rys. 116. Widok przełomu próbki w spoinie Tekken 2TBS6 wykonanej w wodzie wodociągowej: a) przełom próbki z widocznymi pęknięciami wtórnymi i cząstkami wyrwanej powierzchni, pow. 1000x; b) przełom próbki z pęknięciem wtórnym, szczegół z widoku "a".....	116
Rys. 117. Widok spoiny próbnej w próbce o zmieniającej się sztywności 1ZBM wykonanej w wodzie morskiej.....	118
Rys. 118. Widok spoiny próbnej w próbce o zmieniającej się sztywności 1 ZBS wykonanej w wodzie wodociągowej.....	119
Rys. 119. Widok spoiny próbnej w próbce o zmieniającej się sztywności 1 ZLM wykonanej w wodzie morskiej.....	119
Rys. 120. Widok spoiny próbnej w próbce o zmieniającej się sztywności 1 ZLP wykonanej w na powietrzu.....	119
Rys. 121. Widok spoiny próbnej w próbce o zmieniającej się sztywności 1 ZBM wykonanej w wodzie wodociągowej po badaniach penetracyjnych: (a) widok od strony lica, (b) widok od strony grani.....	120
Rys.122. Przekrój złącza próbnego 1ZBS1 wykonanego w wodzie wodociągowej elektrodami BÖHLER. Widoczne pęknięcie w osi spoiny oraz inne niezgodności: jama skurczowa (201), niepełny przetop w grani(4021), niewłaściwy kształt spoiny (500), nieregularna powierzchnia (514).....	121
Rys.123. Przekrój złącza próbnego 2ZBM2 wykonanego w sztucznej wodzie morskiej elektrodami BÖHLER. Widoczne pęknięcie w osi spoiny oraz inne niezgodności: jama skurczowa (201), podtopienie ciągle (5011), niewłaściwe wymiary spoiny (521), niewłaściwy kształt spoiny (500).....	121
Rys.124. Przekrój złącza próbnego 2ZBM2 wykonanego w wodzie wodociągowej elektrodami Lincoln Electric. Widoczne pęknięcie w osi spoiny oraz inne niezgodności: wyciek (504), podtopienie ciągle (5011), niewłaściwe wymiary spoiny (521), nieregularna powierzchnia (514).....	121
Rys.125. Przekrój złącza próbnego 1ZLS1 wykonanego w wodzie wodociągowej elektrodami Lincoln Electric. Widoczne pęknięcie w osi spoiny oraz inne niezgodności: wklęsnięcie grani (515), niepełny przetop w grani (4021), podtopienie ciągle (5011), niewłaściwe wymiary spoiny (521), niewłaściwy kształt spoiny (500).....	122
Rys.126. Przekrój złącza próbnego 2ZLS2 spawanego w wodzie wodociągowej elektrodami Lincoln Electric. Brak pęknięć. Ujawnione niezgodności: pęcherz gazowy (2011), wyciek (504), podtopienie ciągle (5011), nieregularna powierzchnia (514), rozprysk (602).....	122
Rys.127. Przekrój złącza próbnego 2ZLS3 spawanego w wodzie wodociągowej elektrodami Lincoln Electric. Brak pęknięć. Ujawnione niezgodności: pęcherz gazowy (2011), wyciek (504), podtopienie ciągle (5011), nieregularna powierzchnia (514), przesunięcie liniowe (502).....	122

Rys.128. Przekrój złącza próbnego 2LZM1 spawanego w sztucznej wodzie morskiej elektrodami Lincoln Electric. Widoczne pęknięcie w osi spoiny oraz inne niezgodności: wyciek (504), podtopienie ciągle (5011), pęcherz gazowy (2011), nieregularna powierzchnia (514).....	123
Rys.129. Przekrój złącza próbnego 2LZM3 spawanego w sztucznej wodzie morskiej elektrodami Lincoln Electric. Widoczne pęknięcie w osi spoiny oraz inne niezgodności: wyciek (504), podtopienie ciągle (5011), nieregularna powierzchnia (514), przesunięcie liniowe (502).....	123
Rys.130. Mikrostruktura metalu napoin wykonanych: a) na powietrzu metodą MIG, napoina SP5 ( 0,61 kJ/mm) b) pod wodą metodą LKS, napoina SW1 (0,57 kJ/mm).....	125
Rys.131. Mikrostruktura SWC. Napoina SW4 wykonana pod wodą metodą LKS. Strzałką zaznaczono szerokość SWC.....	127

## WYKAZ TABEL

	Strona
Tabela 1. Możliwości zastosowania procesów spajania w warunkach podwodnych.....	11
Tabela 2. Zakres zastosowania czynników oddechowych.....	13
Tabela 3. Parametry spawania złączy w środowisku wodnym metodą moką i hiperbaryczną suchą.....	51
Tabela 4. Skład chemiczny oraz wartość równoważnika PRE <sub>N</sub> dla ferrytu i austenitu w wybranych złączach spawanych pod wodą.....	52
Tabela 5. Parametry napawania próbek.....	53
Tabela 6. Skład chemiczny materiału rodzimego i drutu elektrodowego.....	55
Tabela 7. Zmienne istotne procesu spawania.....	55
Tabela 8. Parametry spawania wielościowego pod wodą metodą suchą hiperbaryczną.....	56
Tabela 9. Skład chemiczny każdej z faz występujących w metalu spoiny.....	58
Tabela.10. Skład chemiczny materiału rodzimego i drutu rdzeniowego.....	58
Tabela.11. Parametry spawania złączy próbnych.....	59
Tabela 12. Zestawienie omawianej literatury.....	60
Tabela 13. Skład chemiczny stali X2CrNiMoN22-5-3, % masy.....	65
Tabela 14. Właściwości mechaniczne blachy o gr 12 mm ze stali X2CrNiMoN22-5-3.....	65
Tabela 15. Skład chemiczny stopiwa elektrod otulonych Böhler i Lincoln Electric, % masy (wartości średnie).....	65
Tabela 16. Właściwości mechaniczne stopiwa elektrod otulonych Böhler i Lincoln Electric.....	66
Tabela 17. Skład chemiczny stopiwa drutu elektrodowego CastoMAG 45505 S, % masy (wartości średnie).....	66
Tabela 18. Właściwości mechaniczne stopiwa drutu elektrodowego CastoMAG 45505 S.....	66
Tabela 19. Skład chemiczny syntetycznej wody morskiej odmiany B [PN-66/C-06502].....	67
Tabela 20. Ilość odczynników do uzyskania stężonego roztworu wody morskiej typu B [PN-66/C-06502].....	67
Tabela 21. Parametry napawania próbek do badań ilości wodoru dyfundującego - stopiwo duplex.....	77
Tabela 22. Wyniki pomiarów ilości wodoru dyfundującego w stopiwie duplex.....	77
Tabela 23. Parametry napawania próbek do badań ilości wodoru dyfundującego - stopiwo niestopowe.....	78
Tabela 24. Wyniki pomiarów ilości wodoru dyfundującego w stopiwie stali niestopowej konstrukcyjnej.....	78
Tabela 25. Parametry napawania płyt ze stali duplex 2205 pod wodą elektrodami BÖHLER FOX CN 22/9N.....	79
Tabela 26. Parametry napawania próbek na powietrzu elektrodami otulonymi BÖHLER FOX CN 22/9N.....	81
Tabela 27. Parametry napawania napoin próbnych pod wodą metodą LKS.....	82
Tabela 28. Parametry wykonania napoin metodą MIG na powietrzu.....	82
Tabela 29. Pomiary wymiarów geometrii i wartości obliczonego współczynnika geometrii napoin wykonanych metodą moką.....	92
Tabela 30. Pomiary wymiarów geometrii i wartości obliczonego współczynnika geometrii napoin wykonanych na powietrzu elektrodami otulonymi.....	92
Tabela 31. Pomiary wymiarów geometrii i wartości obliczonego współczynnika geometrii i współczynnika kształtu napoin wykonanych metodą lokalnej komory suchej.....	93
Tabela 32. Zawartość ferrytu w %. Próbką SW1 – spawanie LKS.....	101
Tabela 33. Zawartość ferrytu w %. Próbką SW3 – spawanie LKS.....	101
Tabela 34. Zawartość ferrytu w %. Próbką SW4 – spawanie LKS.....	102
Tabela 35. Zawartość ferrytu w %. Próbką SP5 – spawanie na powietrzu – MIG.....	102
Tabela 36. Zawartość ferrytu w %. Próbką SP6 – spawanie na powietrzu - MIG.....	102
Tabela 37. Zawartość ferrytu w %. Próbką SP9 – spawanie na powietrzu - MIG.....	102



Tabela 38. Parametry spawania próbek Tekken elektrodami gatunku BÖHLER.....	107
Tabela 39. Parametry spawania próbek Tekken elektrodami otulonymi Lincoln Electric.....	107
Tabela 40. Ocena wyników prób Tekken.....	111
Tabela 41. Parametry spawania próbek o zmieniającej się sztywności elektrodami otulonymi BÖHLER FOX CN 22/9N.....	117
Tabela 42. Parametry spawania złączy technologicznych o zmieniającej się sztywności elektrodami otulonymi Lincoln Electric Arosta 4462 .....	118
Tabela 43. Zestawienie wyników badań próbek o zmieniającej się sztywności, obecność pęknięć krystalizacyjnych w spoinie.....	124
Tabela 44. Wyniki pomiarów ilości wodoru dyfundującego w stopiwie.....	128