



**POLITECHNIKA
GDAŃSKA**

Wydział Mechaniczny



Krzysztof Samson
Dyscyplina naukowa: Inżynieria Materiałowa

ROZPRAWA DOKTORSKA

Wpływ warunków spawania na właściwości złączy różnoimiennych stali odpornych na korozję

The influence of welding conditions on dissimilar stainless steels joint properties

Promotor <i>podpis</i>	Drugi promotor <i>podpis</i>
dr hab. inż. Jerzy Łabanowski	
Promotor pomocniczy <i>podpis</i>	Kopromotor <i>podpis</i>

Gdańsk, rok 2016



OŚWIADCZENIE

Autor rozprawy doktorskiej: Krzysztof Samson

Ja, niżej podpisany, wyrażam zgodę na bezpłatne korzystanie z mojej rozprawy doktorskiej zatytułowanej:

"Wpływ warunków spawania na właściwości złączy różnoimiennych stali odpornych na korozję"

do celów naukowych lub dydaktycznych.¹

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.),² a także odpowiedzialności cywilno-prawnej oświadczam, że przedkładana rozprawa doktorska została napisana przeze mnie samodzielnie.

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

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 przywłaszczeniem jej 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: Krzysztof Samson

Tytuł rozprawy doktorskiej w języku polskim: Wpływ warunków spawania na właściwości złączy różnoimiennych stali odpornych na korozję

Tytuł rozprawy w języku angielskim: The influence of welding conditions on dissimilar stainless steels joint properties

Język rozprawy doktorskiej: polski

Promotor rozprawy doktorskiej: dr hab. inż. Jerzy Łabanowski

Promotor pomocniczy rozprawy doktorskiej:

Data obrony:

Słowa kluczowe rozprawy doktorskiej w języku polski: stal austenityczna 316 L, stal duplex, złącza różnoimienne, spawanie SAW

Słowa kluczowe rozprawy doktorskiej w języku angielskim: austenite stainless steel 316L, duplex steel, dissimilar joints, SAW

Streszczenie rozprawy w języku polskim:

Rozprawa ukierunkowana jest na rozwiązanie problemów spawania złączy różnoimiennych blach grubych ze stali odpornych na korozję o strukturze austenitycznej i ferrytyczno-austenitycznej typu duplex. Praca ma ścisły związek z rzeczywistymi potrzebami przemysłu okrętowego w zakresie wdrażania nowych technologii spawania złączy różnoimiennych o określonych wymaganiach właściwości mechanicznych i odporności korozyjnej. Obecnie tego typu złącza mają istotne znaczenie w konstrukcjach zbiorników na statkach do przewozu chemikaliów, gdzie stosuje się coraz częściej nowoczesne stale ferrytyczno-austenityczne typu duplex, jednak połączenia z tradycyjnymi stalami o strukturze austenitycznej są nieuniknione.

Całość opracowania składa się z dwóch części. W części pierwszej przedstawiono przegląd literatury charakteryzując aktualny stan wiedzy dotyczący problemów spawania stali austenitycznych i stali typu duplex oraz przegląd literatury światowej dotyczący i właściwości złączy różnoimiennych stali austenitycznych i stali duplex. Część druga, doświadczalna, zawiera tezę i cele rozprawy, charakterystykę badanych materiałów, opis metodyki badań oraz wyniki wraz z ich omówieniem.

Badano złącza próbne z blach o grubości 15 mm ze złączami doczołowymi spawane wysokowydajną metodą SAW. Złącza wykonane zostały z różną ilością wprowadzonego ciepła (od 1,2 do 3,5 kJ/mm) oraz z zastosowaniem różnych kształtów krawędzi blach przygotowanych przed spawaniem. Opracowana została technologia spawania złączy różnoimiennych, a następnie wykonano szereg badań pozwalających na ocenę ich właściwości mechanicznych i odporności korozyjnej. Przeprowadzono badania nieniszczące złączy, a następnie wykonano badania właściwości mechanicznych, statyczne próby rozciągania, próby zginania, próby udarowości i twardości. Wyniki tych badań pozwoliły na jednoznaczne określenie wpływu technologii spawania na właściwości uzyskanych złączy różnoimiennych. Wykonano badania metalograficzne za pomocą mikroskopu świetlnego oraz transmisyjnego i skaningowego mikroskopu elektronowego. Te badania pozwoliły przeanalizować wpływ warunków spawania stali różnorodnych na kinetykę przemian strukturalnych i procesów

wydzieniowych zachodzących w spoinie oraz strefie wpływu ciepła złączy oraz ustalenie zależności pomiędzy budową strukturalną, a właściwościami mechanicznymi i odpornością korozyjną złączy.

Badano odporność na korozję wżerową i naprężeniową złączy spawanych. Wyniki badań korozyjnych przeprowadzonych w próbie ASTM G48-92A jednoznacznie wskazują, iż obszarem złączy o najniższej odporności na korozję wżerową jest materiał rodzimy stali austenitycznej AISI 316L. Wyniki testów korozji naprężeniowej wykazały podatność materiałów rodzimych stali duplex oraz stali austenitycznej do korozji naprężeniowej w warunkach powolnego odkształcania w środowisku wrzącego chlorku magnezowego. Badania na próbkach ze złączami spawanymi wykazały największą podatność obszaru SWC od strony stali duplex na korozję naprężeniową, co wskazuje na możliwe uczulenie tego obszaru złączy różnoimiennych podczas spawania.

W podsumowaniu stwierdzono, że spawanie automatyczne łukiem krytym stali różnoimiennych, austenitycznej AISI 316L oraz ferrytyczno-austenitycznej typu duplex 2205 może być zastosowane do wydajnego łączenia blach grubych stosowanych w budowie konstrukcji morskich z zastrzeżeniem przestrzegania wskazanych ograniczeń. Właściwości mechaniczne tak uzyskanych złączy spełniają wymagania Okrętowych Towarzystw Klasyfikacyjnych.

Streszczenie rozprawy w języku angielskim:

The dissertation is focused on solving problems of dissimilar welded joints made of corrosion resistant austenitic and ferritic-austenitic (duplex) steels. The work has a close relationship with the real needs of the shipbuilding industry in the implementation of new welding technologies of dissimilar steels with specific requirements of the mechanical properties and corrosion resistance. Currently, this joints are essential in the tanks construction of chemical cargo vessels, which are increasingly being used of modern ferritic-austenitic duplex steels, but the joining with traditional austenitic steels are inevitable.

The dissertation consists of two parts. The first part provides an overview of the literature characterizing the current state of knowledge concerning the problems of welding austenitic steels and duplex steels and review of the literature concerning the properties of dissimilar joints of these steels. The second part, experimental, contains the thesis and objectives of the work, materials characteristics, description of the research methodology, research results and discussion. Butt welded joints of the plates of 15 mm in thickness made with the use of high-performance SAW method were investigated. Butt joints were made with the use of different amount of heat input (from 1.2 to 3.5 kJ / mm) and with different shapes of the edge of the metal plate prepared before welding. Technology of welding dissimilar joints was developed, and then a series of tests enabling evaluation of their mechanical properties and corrosion resistance were performed.

The non-destructive tests and destructive tests e.g. tensile tests, bending tests, hardness measurements and impact tests were carried out. The results of these tests made it possible to clearly determine the effect of welding on the mechanical properties of obtained dissimilar joints. Metallographic studies were made using light microscopy, transmission and scanning electron microscopy. These studies revealed the effect of various welding conditions on the kinetics of structural changes and precipitation processes occurring in the weld and heat affected zones. These studies allowed to establish the relationship between the microstructure of the welds and their mechanical properties and corrosion resistance.

The corrosion tests included pitting corrosion and stress corrosion cracking (SCC) susceptibility of welded joints. The results of corrosion tests carried out according to ASTM G48-92A clearly indicate that the area of joints with the lowest resistance to pitting corrosion is parent material of austenitic stainless steel AISI 316L. SCC tests were performed using Slow Strain Rate method in boiling solution of MgCl₂ environment. This test showed the susceptibility of parent materials to stress corrosion cracking. Samples contained dissimilar welded joints showed the greatest sensitivity to SCC of the heat affected zone area from the duplex steel side. This indicates a possible structural sensitization in this area during welding of dissimilar joints.

It was concluded that the automatic submerged arc welding of dissimilar steels, austenitic AISI 316L and ferritic-austenitic duplex 2205 can be used to efficiently weld thick plates used in the marine constructions. Mechanical properties and corrosion resistance of such joints meet the requirements of the Marine Classification Societies.

SPIS TREŚCI

1. WSTĘP.....	9
2. STALE ODPORNE NA KOROZJĘ	11
2.1. Rozwój stali odpornych na korozję	11
2.2. Klasyfikacja stali odpornych na korozję.....	15
2.3. Stale austenityczne odporne na korozję.....	20
2.4. Stale ferrytyczno- austenityczne odporne na korozję.....	22
3. SPAWALNOŚĆ STALI ODPORNYCH NA KOROZJĘ	30
3.1. Spawalność stali austenitycznych.....	30
3.2. Spawalność stali ferrytyczno-austenitycznych	32
4. WYKONYWANIE ZŁĄCZY RÓŻNOIMIENNYCH	40
5. WYMAGANIA OKRĘTOWYCH TOWARZYSTW KLASYFIKACYJNYCH DLA STALI ODPORNYCH NA KOROZJĘ	46
6. TEZA I CELE PRACY	49
7. METODYKA BADAŃ	51
7.1. Materiały użyte do badań.....	52
7.2. Wykonanie spawanych złączy próbnych	53
7.3. Preparatyka próbek	56
7.4. Badania właściwości mechanicznych	59
7.4.1. Statyczne próby rozciągania złączy spawanych	59
7.4.2. Statyczne próby zginania złączy spawanych	59
7.4.3. Próby udarności	59
7.4.4. Pomiar twardości	59
7.5. Badania struktury	60
7.5.1. Mikroskopia świetlna.....	60
7.5.2. Metalografia ilościowa	60
7.5.3. Pomiar zawartości ferrytu.....	61
7.5.3. Elektronowa mikroskopia skaningowa i mikroanaliza rentgenowska.....	62
7.5.4. Transmisyjna mikroskopia elektronowa	62
7.6. Badania odporności na korozję.....	62
7.6.1. Badania potencjału krytycznego korozji.....	62
7.6.2. Badania odporności złączy na korozję wżerową	63
7.6.3. Badania podatności złączy na korozję naprężeniową.....	63
8. WYNIKI BADAŃ.....	65
8.1. Wyniki badań metalograficznych makroskopowych	65
8.1.1. Obliczenie stopnia wymieszania materiałów.....	66
8.2. Wyniki badań metalograficznych mikroskopowych (LM)	67
8.3. Pomiar zawartości ferrytu w złączach spawanych.....	79
8.4. Wyniki badań metalograficznych mikroskopowych (TEM).....	83
8.5. Badania rozkładu pierwiastków stopowych.....	90
8.6. Wyniki badań właściwości mechanicznych złączy.....	97
8.6.1. Statyczne próby rozciągania złączy spawanych	97
8.6.2. Statyczne próby zginania złączy spawanych	98

8.6.3. Próby udarności	99
8.6.4. Wyniki pomiarów twardości.....	105
8.7. Wyniki badań odporności na korozję złączy spawanych.....	110
8.7.1. Wyniki badań potencjału krytycznego korozji	110
8.7.2. Wyniki badań odporności złączy na korozję wżerową.....	114
8.7.3. Badania podatności złączy na korozję naprężeniową.....	118
9. DYSKUSJA WYNIKÓW BADAŃ	133
10. WNIOSKI.....	141
LITERATURA	143
WYKAZ NORM.....	148
ZAŁĄCZNIKI.....	150

WYKAZ WAŻNIEJSZYCH OZNACZEŃ:

α – ferryt

α' – ferryt wysokochromowy

γ – austenit

γ_2 – austenit wtórny

σ - faza sigma

ζ – szerokość strefy wpływu ciepła

Φ – średnica spoiwa

η – współczynnik sprawności cieplnej procesu

A – wydłużenie bezwzględne

AISI – American Iron and Steel Institute

ASTM – American Society for Testing and Materials

CPT – Critical Pitting Temperature - krytyczna temperatura, powyżej której wystąpi korozja wżerowa

CTP – krzywa czas-temperatura-przemiana

DC (+) – prąd stały o biegunowości dodatniej

E_p – potencjał przebicia

E_j – energia liniowa

F_m – siła zrywająca

FCAW – Flux Cored Arc Welding – spawanie łukowe półautomatyczne drutem proszkowym w osłonie gazu

FSW – Friction-stir welding – zgrzewanie tarciove narzędziem obrotowym

GMAW – Gas Metal Arc Welding – spawanie łukowe półautomatyczne drutem litym

GTAW – Gas Tungsten Arc Welding – spawanie łukowe elektrodą wolframową

I – natężenie prądu spawania

LM – mikroskopia świetlna

MR – materiał rodzimy

Ni_{eq} – nickel equivalent - równoważnik niklu

PRE_N – Pitting Resistance Equivalent Number - indeks odporności na korozję wżerową

PRE_W – indeks odporności na korozję wżerową z uwzględnieniem wpływu wolframu

Q – ilość wprowadzonego ciepła

OECD – Organization for Economic Cooperation and Development- Organizacja Współpracy Gospodarczej i Rozwoju

R_m – wytrzymałość na rozciąganie

R_{Cr} – równoważnik chromu

R_{Ni} – równoważnik niklu

RPC – struktura regularna przestrzennie centrowana

RSC – struktura regularna ściennie centrowana

s – odchylenie standardowe

s^2 – wariancja

SAW – Submerged Arc Welding – spawanie automatyczne łukiem krytym pod topnikiem

SEM – scanning electron microscope - skaningowa mikroskopia elektronowa

SMAW – Shielded Manual Arc Welding – spawanie łukowe elektrodą otuloną

SP – spoina

SSRT – Slow Strain Rate Testing - badania z małą prędkością odkształcenia

SWC – strefa wpływu ciepła

T – temperatura

$t_{8/5}$ – czas stygnięcia w zakresie 800÷500°C

TEM – transmission electron microscopy - transmisyjna mikroskopia elektronowa

TIG – Tungsten Inert Gas - spawanie łukowe elektrodą nietopliwą

U – napięcie łuku

UNS- Universal Numbering System

WPS – Welding Procedure Specification - instrukcja technologiczna spawania

V_p – objętościowy udział danej fazy przy pomiarach zawartości ferrytu

v_s – prędkość spawania

V_v – prędkość korozji,

VOD – vacuum oxygen decarburization - odwęglanie próżniowo - tlenowe

Z – przewężenie bezwzględne

1. WSTĘP

Spośród stali odpornych na korozję najpowszechniej stosuje się stale o strukturze austenitycznej. Ze stopami tymi od lat 70 ubiegłego wieku zaczęły rywalizować stale o strukturze ferrytyczno-austenitycznej, tzw. stale dupleks, które wykazują obok wysokiej odporności korozyjnej dużo lepsze właściwości mechaniczne w porównaniu do stali austenitycznych. Stąd w ostatnich latach obserwuje się wzrost zainteresowania oraz wykorzystania tego typu stali. Taka sytuacja często powoduje konieczność łączenia stali dupleks z innymi gatunkami stali odpornych na korozję – najczęściej austenitycznymi o porównywalnej odporności korozyjnej. Typowymi konstrukcjami, gdzie konieczne jest spawanie stali dupleks z innymi stalami są statki do przewozu chemikaliów. Jeszcze w latach 90-tych XX w. podstawowym materiałem do budowy zbiorników chemikaliowców były stale austenityczne typu AISI 316 (316L, 316LN) lub AISI 317 (317L, 317LN). Obecnie większość zbiorników wykonuje się ze stali dupleks 2205, UNS S31803 lub superdupleks 2507, UNS S32750, jednak stale austenityczne nie zostały całkowicie wyeliminowane z konstrukcji.

O ile w przypadku technologii spawania złączy jednorodnych stali dupleks poczyniono duże postępy, to spawanie tych stali z innymi stalami sprawia nadal wiele problemów, co wynika z braku doświadczeń w spawaniu tego typu złączy. Powoduje to, że właściwości otrzymanych złączy niekiedy nie spełniają oczekiwań, w tym również tych dotyczących odporności na korozję. Nie ma również rozeznania co do możliwości dopuszczenia wysokowydajnych technik spawalniczych powszechnie stosowanych w przemyśle stoczniowym w budowie dużych sekcji, zbiorników ładunkowych i rurociągów. W Polsce problematyka spawania stali austenitycznych jest dobrze opanowana, natomiast spawaniem stali dupleks, strukturą i właściwościami złączy tych stali zajmowało się kilka ośrodków badawczych, w tym również pod kątem zastosowania technologii spawalniczych w przemyśle stoczniowym [76, 77, 84].

W porównaniu ze stalami węglowymi i niskostopowymi, stale odporne na korozję wykazują nieporównywalnie większą odporność na działanie korozji. Jednakże występują przypadki szybkiego niszczenia korozyjnego tych stali, zwłaszcza w obrębie złączy spawanych. Korozja ta ma zazwyczaj charakter lokalny i może być spowodowana niewłaściwym doborem gatunku stali do środowiska pracy konstrukcji, bądź błędnie dobraną technologią spawania.

Badania podjęte w ramach niniejszej pracy zmierzają do opracowania technologii wydajnego spawania blach ze stali austenitycznych ze stalami dupleks tak, by uzyskane złącza spełniały wymagania stawiane przez okrętowe towarzystwa klasyfikacyjne. Uzyskane wyniki

rozszerzą zakres wiedzy na temat przemian fazowych i procesów wydzieleniowych w spoinie i SWC złączy różnoimiennych oraz wyjaśnią wpływ tych przemian na właściwości mechaniczne i odporność korozyjną złączy.

2. STALE ODPORNE NA KOROZJĘ

2.1. Rozwój stali odpornych na korozję

Stale odporne na korozję zawierają co najmniej 10,5% chromu (wg PN-EN 10088-1) i wykazują w przeciwieństwie do stali niestopowych wyraźnie lepszą odporność na korozję. W Polsce powszechnie przyjęło się określać stale chromowe mianem stali nierdzewnych, a stale chromowo-niklowe stalami kwasoodpornymi [104].

Światowa produkcja stali w 2013 wyniosła 1,1 mld ton, z czego stal odporna na korozję stanowiła „zaledwie” 2,2% (38,1 mln ton) [34]. Ten, wydawać by się mogło, niewielki udział w światowym rynku stali w rzeczywistości zajmuje bardzo ważną pozycję w wielu kluczowych dla rozwoju gospodarki gałęziach przemysłu i niemal wszystkich dziedzinach techniki. W swojej historii, mającej swój początek w 1913 r., stal odporna na korozję osiągała rosnące znaczenie w coraz większej liczbie zakresów zastosowań dzięki właściwej dla niej odporności na korozję oraz dobrym własnościom mechanicznym. Znajduje to odzwierciedlenie w znacznej stopie wzrostu jej produkcji. Podczas, gdy cała produkcja przemysłowa krajów OECD w minionych 40 latach zwiększyła się czterokrotnie, to produkcja stali odpornych na korozję w tym samym okresie czasu wzrosła ośmiokrotnie [104].

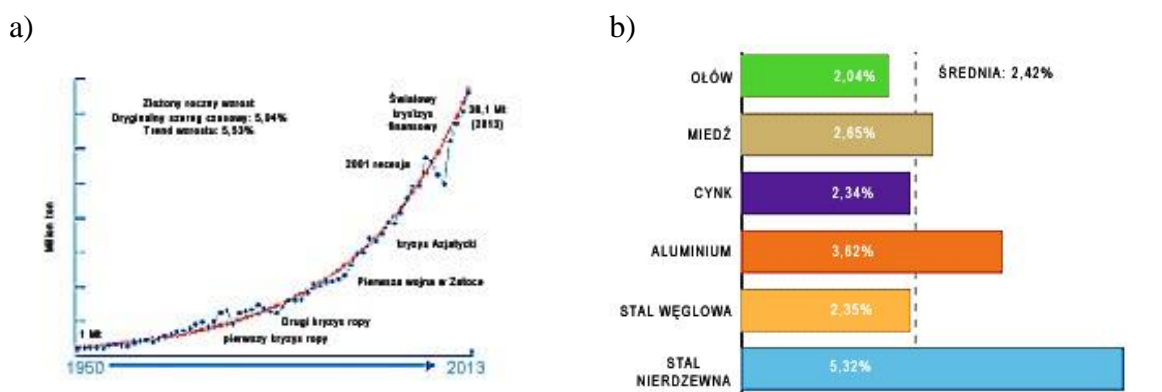
Stale odporne na korozję są szeroko stosowane przede wszystkim we wszelkiego rodzaju instalacjach przemysłu chemicznego i petrochemicznego, w przemyśle spożywczym, celulozowo-papierniczym jak również w wydobywaniu gazu i ropy naftowej [41]. Charakterystyczną cechą instalacji jest to, że poszczególne elementy muszą zostać połączone ze sobą, co dokonuje się w ogromnej większości przypadków przy użyciu technologii spawalniczych. W celu sprostanania powyższym wymaganiom odnośnie odporności korozyjnej i wytrzymałości obserwuje się tendencję do zwiększania zawartości pierwiastków stopowych w tego rodzaju stalach. Powoduje to jednocześnie, iż uzyskanie takich spoin, które w jak największym stopniu spełniają wymagania stawiane materiałom podstawowym, staje się coraz trudniejsze. Fakt, iż często istnieje konieczność połączenia w instalacji elementów wykonanych z dwóch różnych gatunków stali, różniących się nie tylko właściwościami, ale i strukturą, dodatkowo komplikuje sytuację.

Dalszy rozwój stopów odpornych na korozję ukierunkowany jest nie tylko na zwiększenie odporności korozyjnej i wytrzymałości samych stopów, lecz również na opracowanie optymalnych technologii spawalniczych gwarantujących otrzymanie spoin o właściwościach jak najbardziej zbliżonych do właściwości materiału podstawowego.

W 2000 roku w Stanach Zjednoczonych oszacowano, że koszty jakie ponoszą przemysł i agencje rządowe z powodu korodowania stali wynoszą ok. 280 mld \$ rocznie [41]. Zastosowanie stali odpornych na korozję oraz kwasoodpornych pozwala znacznie zredukować prędkość korozyjnego zużycia materiału, a co się z tym wiąże również i zoptymalizować koszty eksploatacji urządzeń pracujących w wielu kluczowych dziedzinach gospodarki, jak chociażby w energetyce. Oczywiście o zastosowaniu stali nierdzewnej w miejsce innego materiału decydują przede wszystkim względy ekonomiczne.

Pierwsza stal austenityczna została wytopiona w 1914 r. w Niemczech, natomiast pierwsze stale ferrytyczno-austenityczne pojawiły się w 1930r. w Szwecji. Jednak dopiero poznanie diagramów fazowych Fe-Cr oraz Fe-Cr-Ni (lata 40. XX w.) umożliwiło pełne zrozumienie procesów metalurgicznych zachodzących podczas wytopu stali, co pozwoliło na świadome kształtowanie mikrostruktury oraz sterowanie właściwościami stali. Kolejnym ważnym krokiem ku szerszemu wykorzystaniu stali nierdzewnych było opracowanie w pod koniec lat 60 ubiegłego wieku technologii odwęglania, gwarantującej uzyskanie niskiej zawartości węgla oraz ułatwiającej kontrolę zawartości azotu.

Od tego czasu obserwuje się dynamiczny wzrost produkcji i wykorzystania stali nierdzewnych w światowej gospodarce (rys. 2.1a). Warto tu dodać, że spośród wszystkich najważniejszych materiałów konstrukcyjnych stale nierdzewne wykazują największy średni roczny wzrost produkcji, wynoszący w latach 1980-2013 ok. 5,3% (rys. 2.1b) i jak prognozują eksperci, trend ten w ciągu najbliższych lat ma zostać utrzymany.



Rys. 2.1. a) Produkcja stali nierdzewnych w ostatnich latach b) Średni wzrost produkcji stali nierdzewnych w latach 1980-2013 w porównaniu z innymi materiałami konstrukcyjnymi [34]

Występujące przypadki korozji stali nierdzewnych i kwasoodpornych, szczególnie o charakterze lokalnym, wymuszają ciągły ich rozwój w kierunku jeszcze większej odporności na korozję przy jednoczesnym zachowaniu wysokich własności mechanicznych. Od ponad

trzydziestu lat obserwuje się tendencję do zwiększania odporności na korozję poprzez stosowanie stali z coraz większą zawartością pierwiastków stopowych: powstało wiele nowych gatunków stali odpornych na korozję nie tylko o strukturze austenitycznej (tzw. stale superaustenityczne), czy dwufazowej (superdupleks), ale także i ferrytycznej (superferrytyczne) oraz martenzytycznej (supermartenzytyczne).

W przypadku stali austenitycznych wzrost odporności na korozję dokonuje się głównie poprzez zwiększenie zawartości niklu nawet powyżej 30%. Niestety nikiel w ostatnim czasie stał się pierwiastkiem deficytowym. Szybko rosnące zapotrzebowanie ze strony producentów stali nierdzewnej (blisko dwie trzecie wydobywanego na świecie niklu zużywa się do wytwarzania stopów odpornych na korozję) przy braku możliwości szybkiego zwiększenia jego podaży spowodowała, że jego cena gwałtownie wzrosła w latach 2005-2007 osiągając pułap 35 tys. USD za 1 tonę, obecnie ceny niklu są niższe w granicach 15-20 tys. USD/tona. Powoduje to z kolei, że stale o wysokiej zawartości Ni są drogie, a zatem ich zastosowanie z ekonomicznego punktu widzenia staje się mniej opłacalne.

Wysoka cena niklu powoduje wzrost zainteresowania stalami o małej zawartości tego dodatku, a więc przede wszystkim stalami typu duplex. I rzeczywiście obserwuje się coraz powszechniejsze stosowanie stali duplex jako alternatywnego rozwiązania dla stali o strukturze austenitycznej.

Stale duplex są konkurencyjne pod wieloma względami, nie tylko cenowymi, tak więc ich zastosowanie powinno się systematycznie zwiększać, szczególnie tam, gdzie oprócz odporności korozyjnej ważna jest wysoka wytrzymałość.

Naukowcy spodziewają się, że w przyszłości także stale supermartenzytyczne (zawierające $<0,01\%C$) mogą zyskiwać na znaczeniu [34]. Dalszy rozwój wysokostopowych stali austenitycznych oraz duplex ukierunkowany jest na specjalistyczne zastosowania, a więc bardzo agresywne środowisko i wysokie temperatury. Warto zwrócić uwagę także na azot - jest to najtańszy pierwiastek stopowy poprawiający odporność na korozję, więc bardzo prawdopodobne jest wykorzystanie go w większym stopniu w przyszłości.

Wprowadzanie coraz to nowych stopów niesie ze sobą także problemy ze spawalnością, a spawalność zawsze była i będzie ważnym aspektem warunkującym rozwój stali nierdzewnych. Zakres potencjalnych zastosowań danego gatunku stali drastycznie się kurczy w przypadku, gdy występują problemy ze spawalnością lub brakuje odpowiednich materiałów dodatkowych. Wymusza to z kolei konieczność opracowania i zastosowania zarówno odpowiednich materiałów dodatkowych, jak i technologii umożliwiających z jednej strony

optymalne wykorzystanie wysokiej zawartości pierwiastków stopowych, a z drugiej strony minimalizację ryzyka wystąpienia niepożądanych procesów i ich skutków w wyniku spawania.

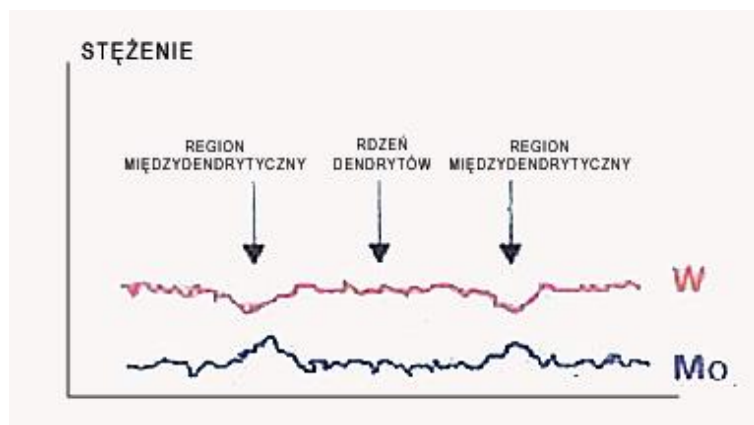
Obecnie są dostępne nowoczesne spoiwa dla większości metod spawania, dające spoiny o własnościach ściśle dopasowanych do własności materiału rodzimego, również dla stali nierdzewnych o najwyższej zawartości pierwiastków stopowych. Należy jednak zachować ostrożność przy doborze odpowiednich spoiw i stosować sprawdzone procedury, aby zapewnić optymalne charakterystyki złączy spawanych.

Chociaż takie nowoczesne techniki jak spawanie laserowe oraz elektronowe wykorzystuje się w wielu dziedzinach techniki, o tyle w przypadku spawania stali nierdzewnych, szczególnie dupleks, nigdy nie byłyby one w stanie konkurować na dużą skalę z tradycyjnymi procesami spawania stali nierdzewnych, jak spawanie łukowe. Ostatnio jednakże zaproponowano wykorzystanie hybrydowej metody spawania laserowego, które uważa się za technikę rokującą duże nadzieje na wykorzystanie na szeroką skalę w przyszłości. Metoda ta łączy najlepsze cechy spawania laserowego (jak np. dobra penetracja) oraz spawania łukowego w osłonie gazów obojętnych [34].

Zgrzewanie tarciove z przemieszaniem materiału FSW obecnie szybko się rozwija jako technika łączenia stopów aluminium, jednakże zaobserwowano także udane przypadki zastosowania tej technologii w celu łączenia elementów ze stali nierdzewnych. Jak na razie szybkość procesu zgrzewania, jak również i żywotność narzędzi pozostawia wiele do życzenia, jakkolwiek na dzień dzisiejszy możliwe jest zgrzewanie stali austenitycznych do grubości ok. 20 mm, przy czym ciekawym faktem jest brak zależności jakości zgrzeiny od grubości elementów zgrzewanych. Jak na razie jednak wydaje się, że standardowe technologie spawania łukowego jeszcze długo pozostaną głównymi metodami łączenia stali nierdzewnych [47,67].

Stosowanie stopów o wysokiej zawartości chromu, molibdenu oraz azotu determinuje występowanie problemów porowatości spoiny, możliwości częściowej utraty azotu podczas spawania oraz możliwości tworzenia się związków międzymetalicznych. Z kolei zjawisko segregacji pierwiastków stopowych w spoinie wymaga stosowania materiałów dodatkowych o zwiększonej zawartości tych pierwiastków w porównaniu do materiału podstawowego. I tu ciekawym tematem rozwoju stopów nierdzewnych jest wykorzystanie nowoczesnych narzędzi modelujących w celu tworzenia nowych rozwiązań. Przykładowo obliczenia termodynamiczne oraz doświadczenia pokazały, że wyższa całkowita zawartość dodatków stopowych w materiale dodatkowym na bazie niklu jest lepiej tolerowana, gdy wraz z Mo występuje także wolfram niż w przypadku, gdy występuje tylko jeden z tych pierwiastków. Wyjaśnieniem tego jest rys. 2.2, na którym wyraźnie widać, że podczas gdy zawartość Mo wyraźnie wzrasta w obszarze

między dendrytami, to jednocześnie w tym samym obszarze następuje spadek koncentracji wolframu. Skutkuje to bardziej równomiernym rozłożeniem dodatków stopowych, a przez to zmniejszeniem ryzyka wystąpienia korozji lokalnej czy pojawienia się wydzieliń.



Rys. 2.2. Profil stężenia molibdenu i wolframu w spoinie na bazie niklu [41]

Tak więc jak wynika z powyższego, dalszy rozwój stopów odpornych na korozję ukierunkowany jest nie tylko na zwiększenie odporności korozyjnej i wytrzymałości samych stopów poprzez zwiększanie zawartości dodatków stopowych, lecz również na opracowanie optymalnych technologii spawalniczych gwarantujących otrzymanie spoin o właściwościach jak najbardziej zbliżonych do właściwości materiału podstawowego.

2.2. Klasyfikacja stali odpornych na korozję

Podział stali odpornych na korozję opiera się na różnicy w ich strukturze, co bezpośrednio wynika ze składu chemicznego stopu, jak pokazuje tabela 2.1. Wyróżnia się tu cztery główne grupy stali: stal ferrytyczną, austenityczną, martenzytyczną oraz ferrytyczno-austenityczną (dupleks). Ponadto na popularności zyskują stale odporne na korozję umacniane wydzieleniowo [104].

W normie PN-EN 10088 ujęta została cała paleta stali odpornych na korozję, rozpoczynając od stali o podwyższonej odporności na korozję o zaw. 10,5% Cr, aż do najwyższej stopowych gatunków, graniczących już ze stopami niklu. W normie tej podany jest skład chemiczny obecnych 83 europejskich gatunków stali odpornych na korozję. Należą do nich:

- 20 gatunków stali ferrytycznych,
- 20 gatunków stali martenzytycznych i umacnianych wydzieleniowo,
- 37 gatunków stali austenitycznych,
- 6 gatunków stali dupleks.

Normy europejskie przewidują dwa systemy oznaczania gatunków stali: system cyfrowy oraz system znaków stali. System cyfrowy tworzy pięć cyfr w układzie X. XX XX. Pierwsza cyfra (przed kropką) podaje numer grupy materiału (dla stali jest to cyfra 1). Drugi człon składający się z dwu cyfr podaje grupę stali. W przypadku stali odpornych na korozję są to grupy wymienione w tabeli 2.2. Trzeci człon, również dwucyfrowy, podaje kolejny numer gatunku w grupie.

Tabela 2.1. Struktury stali nierdzewnych i kwasoodpornych

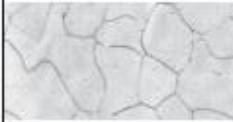



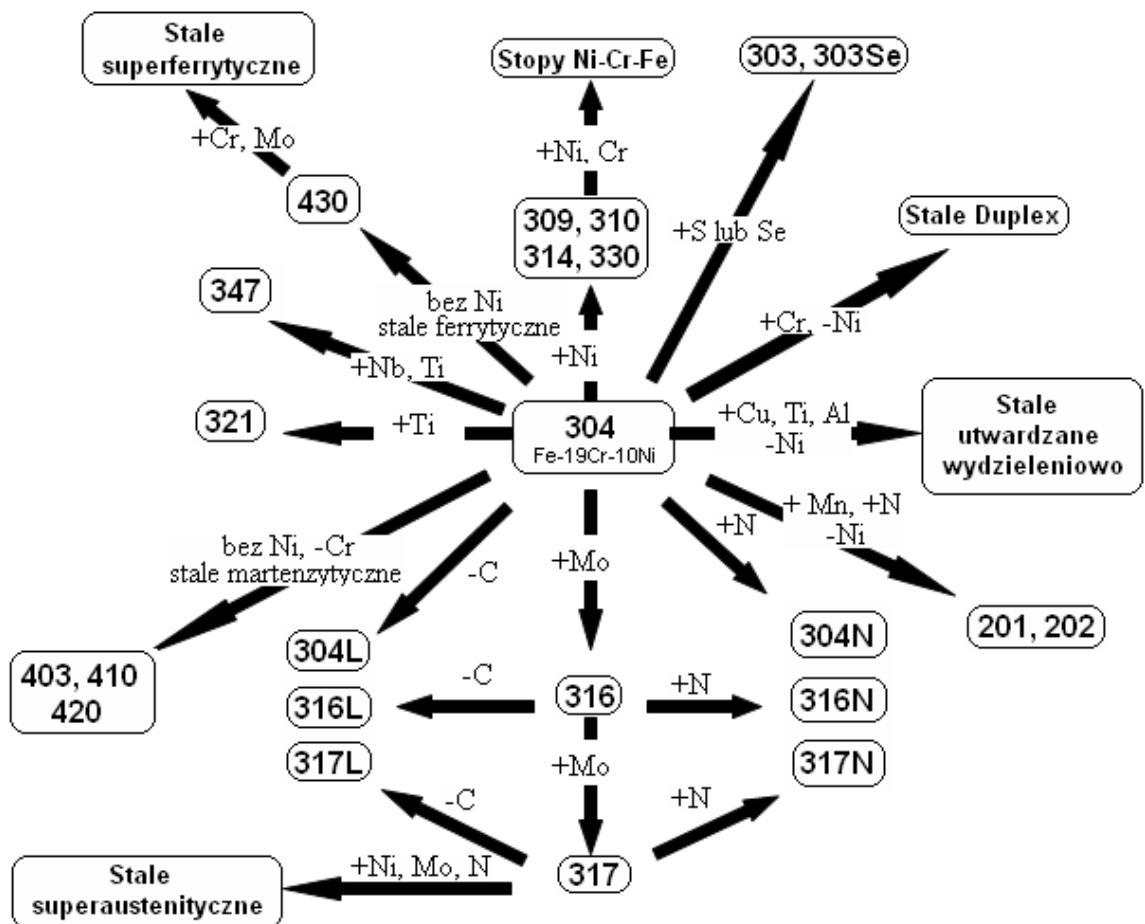
	ferrytyczna	austenityczna	ferrytyczno-austenityczna	martenzytyczna
Struktura				
Główne składniki stopu	10,5 - 26% Cr max. 0,25% C	16,5-21% Cr 8-26%Ni 2-7%Mo max. 0,08% C	21-26% Cr, 4,5-8% Ni, 2,5-4%Mo max. 0,08% C	12-18% Cr, 0,12-1% C

Tabela 2.2. Oznaczenia grup stali odpornych na korozję i kwasoodpornych

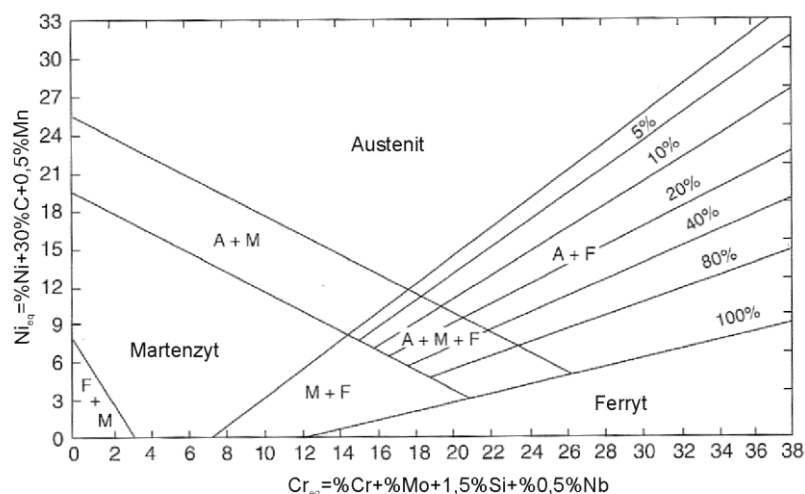
40	Stal odporna na korozję o zawartosci poniżej 2,5% Ni, bez Mo Nb i Ti
41	Stal odporna na korozję o zawartosci poniżej 2,5% Ni, z Mo, bez Nb i Ti
42	Miejsce zapasowe
43	Stal odporna na korozję o zawartosci powyżej 2,5% Ni, bez Mo Nb i Ti
44	Stal odporna na korozję o zawartosci powyżej 2,5% Ni, z Mo, bez Nb i Ti
45	Stal odporne na korozję ze specjalnymi dodatkami
46	Stopy Ni odporne chemicznie i żaroodporne
47	Stale żaroodporne zawierające poniżej 2,5% Ni
48	Stale żaroodporne o zawartości powyżej 2,5% Ni
49	Materiały do pracy w podwyższonych temperaturach

W systemie znaków, w przypadku stali odpornych na korozję symbole stali wskazują na jej ilościowy skład chemiczny. W praktyce przemysłowej powszechnie stosuje się również oznaczenia gatunków stali nierdzewnych wg American Iron and Steel Institute (AISI), co pokazuje rys. 2.3.



Rys. 2.3. System oznaczania stali odpornych na korozję wg AISI [1,61]

Strukturę stali odpornej na korozję uzyskuje się przez odpowiedni dobór składników stopowych sprzyjających powstawaniu austenitu i składników sprzyjających powstawaniu ferrytu. Na wykresie Schaefflera, rys. 2.4, zaznaczone są obszary występowania struktury stali nierdzewnych w zależności od składu chemicznego. L.A. Schaeffler zaproponował ten wykres w 1949 r. głównie dla przewidywania struktury spoin stali różnoimiennych. Skład chemiczny stopiwa określony jest za pomocą równoważników chromu R_{Cr} i niklu R_{Ni} . Wykres ten jest bardzo przydatnym narzędziem dla doboru spoiwa i określa wpływu wymieszania z materiałem rodzimym złącza. Pozwala na ocenę zawartości ferrytu w złączach stali austenitycznych.



Rys. 2.4. Wykres Schaefflera do oceny udziału austenitu i ferrytu w strukturze stali odpornych na korozję [66]

Jak widać, Schaeffler przypisuje węglowi wpływ stabilizujący austenit 30 razy silniejszy niż niklu, pomija natomiast wpływ azotu.

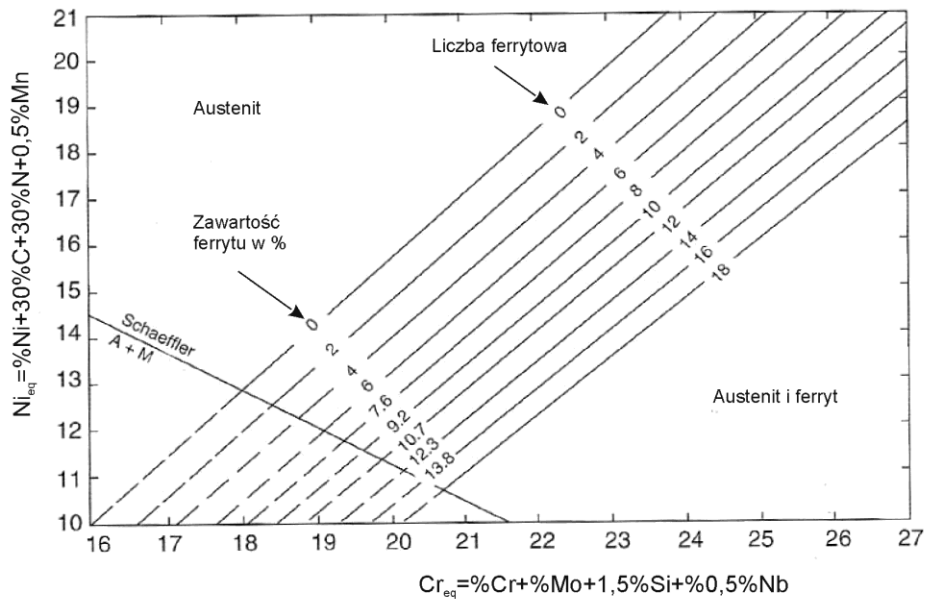
Wskazania wykresu Schaefflera nie powinny być traktowane, jako bezwzględne, bo np. zawartość ferrytu się zmniejsza, gdy prędkość stygnięcia złączy zmniejsza się. Wykres daje tylko możliwość obliczenia tendencji do powstawania ferrytu, natomiast ze względu na spawalność technologiczną lub warunki eksploatacji konstrukcji spawanej niekiedy jest konieczne, aby ilość ferrytu w stali zawierała się w dokładnie określonych granicach [48].

Long i DeLong [51] opracowali w 1973 r. wykres składów chemicznych i odpowiadających im struktur nierdzewnych stali austenitycznych AISI serii 300, rys. 2.5. Powiększona skala i dokładnie wykreślone linie graniczne pozwalają z większą dokładnością określać zawartość ferrytu w austenitycznym metalu spoiny. W stosunku do wykresu Schaefflera wykres DeLonga wykazuje trzy różnice; po pierwsze uwzględnia wpływ azotu, pierwiastka stopowego powszechnie używanego w nowoczesnych stalach nierdzewnych, na mikrostrukturę metalu spoiny:

$$R_{Ni} = \%Ni + 0,5\%Mn + 30\%C + 30\%N \quad (1)$$

Po drugie pochylenie linii o stałej zawartości ferrytu zwiększa się ze względu na stwierdzone rozbieżności między pomierzoną i obliczoną zawartością ferrytu w wysokostopowych stalach nierdzewnych typu 316, 316L i 309, a po trzecie odległości pomiędzy liniami o stałej zawartości ferrytu są stałe, podczas gdy na wykresie Schaefflera

odstępy między liniami zmieniają się i są wyraźnie większe przy zawartości ferrytu 10%, niż przy zawartości 0÷5% ferrytu.

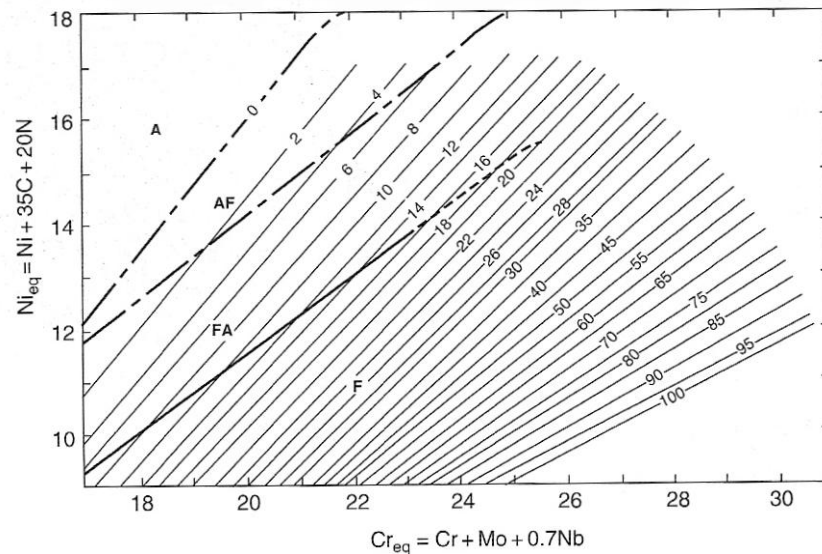


Rys. 2.5. Wykres DeLonga do oceny zawartości ferrytu w metalu spoin nierdzewnych stali austenicznych serii 300 [51]

Zawartość ferrytu w strukturze stopiwa określona jest poprzez parametr liczby ferrytowej FN (Ferrite Number). Wartości FN wyznacza się z pomiarów magnetycznych, co jest możliwe ponieważ ferryt δ o sieci RPC jest ferromagnetyczny, a austenit o sieci RSC jest paramagnetyczny [45]. Taki sposób pomiaru wynika z trudności określenia udziału ferrytu w stopiwie stali austenicznej klasycznymi metodami metalograficznymi. Jest to metoda porównawcza. Ferrytomierze są skalowane na odpowiednich wzorcach w zakresie od 3 do 28 FN, co jest wystarczające dla stopiw austenicznych. Wartości FN pokrywają się z objętościowym udziałem ferrytu wyrażonym w procentach tylko do wartości ok. 7, rys. 2.6. Dla większych zawartości ferrytu, jak na przykład w stalach duplex, wprowadzono parametr rozszerzonej liczby ferrytowej EFN (Extended Ferrite Number) stanowiący dalszy ciąg skali FN [44].

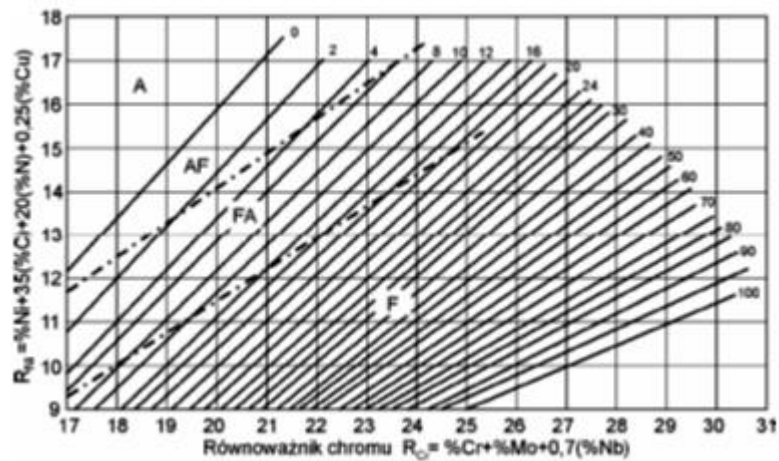
W praktyce stwierdzono jednak, że wykres DeLonga błędnie przedstawia wpływ manganu, a przewidywana liczba ferrytowa stali wysokostopowych, jak np. AISI 309, jest niedokładna. Sievert z współpracownikami [91] opracował zmodyfikowany wykres nazywany WRC-1988 pozwalający na przewidywanie zawartości ferrytu w dużo szerszym zakresie niż jest to możliwe z wykresu DeLonga, od 0 do 100FN. Autorzy uproszcili formułę na

równoważnik Cr i Ni oraz poprawili przeszacowanie wartości FN dla stopów ze stali wysokostopowych.



Rys.2.6. Wykres WRC-1988 [91]

Kolejną modyfikację wykresu dokonali Kotecki i Sievert w roku 1992 uwzględniając miedź jako składnik austenitotwórczy, rys. 2.7.



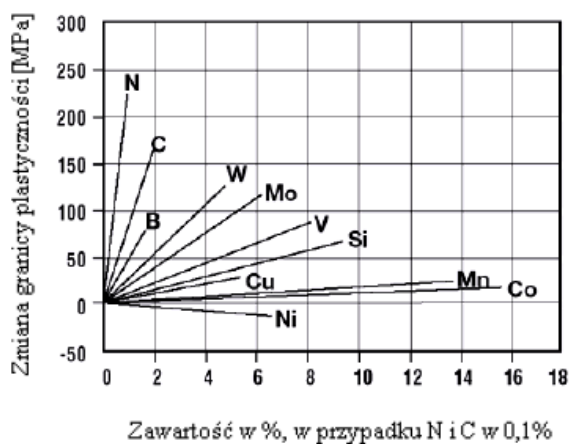
Rys. 2.7 Wykres WRC- 1992 [46]

2.3. Stale austenityczne odporne na korozję

Stale austenityczne stanowią jak dotąd najważniejszą grupę wśród stali odpornych na korozję. Spowodowane jest to szczególnie korzystną kombinacją własności mechanicznych, odporności na korozję, podatności do obróbki oraz bardzo dobrej spawalności [1].

W stalach austenicznych strukturę kształtuje zwiększona ilość pierwiastków austenitotwórczych, takich jak nikiel, azot, mangan i miedź. Zwykle zawierają ok. 17 ÷ 25% Cr i 8 ÷ 30% Ni [13], które połączone z dodatkiem molibdenu zapewniają wysoką odporność na korozję wżerową i szczelinową. Niska zawartość węgla, jak również stabilizowanie tytanem i/lub niobem praktycznie eliminuje ryzyko wystąpienia korozji międzykrystalicznej. Niestety stale tego typu są podatne na korozję naprężeniową oraz wżerową w środowisku zawierającym jony Cl⁻ [104].

Zwykle stale austeniczne po zabiegu przesycania gwarantującej maksymalną odporność korozyjną nie mają najlepszych wskaźników wytrzymałościowych. Polepszenie wskaźników wytrzymałościowych uzyskuje się po dodaniu pierwiastków stabilizujących austenit lub pierwiastków wpływających na umocnienie roztworu stałego austenitu [47]. Największą skuteczność wykazują azot i węgiel, co pokazano na rys. 2.8.



Rys. 2.8. Wpływ różnych dodatków stopowych na wytrzymałość stali austenicznych [47]

Jednakże zawartość węgla w tych stalach powinna być ograniczona do zawartości ok 0,03% z powodu utrzymania wysokiej odporności korozyjnej. W porównaniu z węglem dodatek azotu do stali przynosi tę korzyść, że obok poprawy wytrzymałości podwyższona zostaje również odporność na korozję. W ten sposób możliwe jest podniesienie umownej granicy plastyczności nawet do wartości powyżej 400 MPa. Wzrost wytrzymałości stali austenicznych można uzyskać również wykorzystując ich wysoką plastyczność i ciągliwość poprzez obróbkę plastyczną na zimno. W zależności od stopnia obróbki można uzyskać różne stopnie umocnienia.

Wysoka zdolność do wydłużenia (prawie dwukrotnie większa w porównaniu do stali ferrytycznych) determinuje bardzo dobrą zdolność do przeróbki plastycznej na zimno, przez co

stal austenityczna znakomicie nadaje się do głębokiego tłoczenia. Cechą charakterystyczną jest również wysoka udarność, także w zakresie niskich temperatur, co wynika ze struktury krystalicznej RSC – stale te mogą być stosowane w temperaturach kriogenicznych dochodzących do -250°C [104].

Ze stali austenitycznych wykonuje się części do urządzeń w przemyśle chemicznym (wymienniki ciepła, reaktory, kondensatory, zbiorniki do kwasów, wieże absorpcyjne, rurociągi przesyłowe), spożywczym (cysterny, pasteryzatory i inne elementy narażone na działanie agresywnych środków konserwujących), celulozowo-papierniczym (urządzenia stykające się z roztworami zasadowymi), lakierniczym i farmaceutycznym (mieszadła, kotły destylacyjne). Stal tą wykorzystuje się także w konstrukcjach morskich z której wykonuje się m. in. Zbiorniki. W przemyśle rafineryjnym stale austenityczne stosuje się najczęściej w instalacjach hydorafinacji i hydrokrakingu, w celu uniknięcia skutków działania wysokotemperaturowych środowisk zawierających siarkę i wodór [10].

2.4. Stale ferrytyczno- austenityczne odporne na korozję

Stale ferrytyczna – austenityczne zwane potocznie stalami duplex (duplex stainless steels), zawdzięczają swoją nazwę dwufazowej strukturze. Łączą one w sobie dobre własności obu grup stali ferrytycznej i austenitycznej. Ferryt zapewnia stali wymaganą wytrzymałość i odporność na korozję naprężeniową, natomiast austenit odpowiednie własności plastyczne [56].

Początkowo produkowane stale ferrytyczno – austenityczne zawierały ok. 18% Cr, 4 ÷ 6% Ni i czasem Mo. W tej generacji stali występowały problemy ze spawalnością. W złączach spawanych duże ilości ferrytu, co bardzo obniżało odporność korozyjną i ciągliwość. Obecnie, dzięki modyfikacji składu chemicznego i technologii produkcji problemy ze spawalnością tych stali zostały znacznie ograniczone. Zawartość pierwiastków stopowych w stalach typu duplex jest następująca: zwykle poniżej 0,03% C, 21 ÷ 29% Cr, 2,5 ÷ 8% Ni, do 5% Mo, do 0,36% N, do 2,5% Cu, i 1,0 do 5,4% Mn.

Bardzo ważne jest utrzymanie na odpowiednim poziomie zawartości węgla i azotu. Węgiel w ilości powyżej 0,03% może spowodować wydzielenie roztworu stałego węglików M_{23}C_6 w czasie oddziaływania cykli cieplnych, co może pogarszać odporność na korozję międzykrystaliczną. Azot ma bardzo korzystny wpływ na właściwości stali duplex: polepsza wytrzymałość, odporność korozyjną, spawalność oraz przyczynia się do stabilności fazowej. Precyzyjny dobór ilości pierwiastków stopowych stabilizujących fazę austenityczną i

ferrytyczną decyduję o własnościach stali. Dodanie w procesie hutniczym odpowiednich pierwiastków stabilizujących ferryt (Cr, Mo, W) oraz stabilizujących austenit (Ni, N, Cu), a także przeprowadzenie odpowiedniej obróbki przyczynia się do uzyskania drobnoziarnistej struktury składającej się z ok. 50% ferrytu i 50% austenitu [1,52,62].

Norma PN-EN 10088 wyróżnia 4 grupy stali duplex:

- bezmolibdenowe stale 2304 (Fe-23Cr-4Ni-0,1N), w których indeks PRE jest na poziomie stali austenitycznych typu AISI 316 i wynosi ok. 25
- stale 2205 (Fe-22Cr-5Ni-3Mo zawierające ok. 22% Cr, 5% Ni, 3% Mo, z dodatkiem azotu) – o indeksie PRE 30-36. Jest to grupa standardowych stali duplex, wykazujących odporność korozyjną wyższą od stali austenitycznych,
- stale Fe-25Cr-5Ni-2,5Mo-0,17N-Cu z podwyższoną zawartością miedzi,
- stale superduplex 2507 (Fe-25Cr-7Ni-3,5Mo-0,25N-W-Cu), o indeksie $PRE > 40$, wykazujące odporność korozyjną na poziomie stali superaustenitycznych.

Przykłady obecnie produkowanych stali zestawiono w tabeli 2.3.

Skład chemiczny stali dobierany jest tak, aby zapewnić jednocześnie dobrą odporność korozję wżerową i naprężeniową. Odporność na korozję wżerową określa jest poprzez indeks odporności na korozję wżerową PRE (Pitting Resistance Equivalent). Indeks ten może on przybierać różne formuły, jednak najczęściej stosowany jest indeks PRE_N (Pitting Resistance Equivalent Number) w postaci [30]:

$$PRE_N = \%Cr + 3,3 \times \%Mo + 16 \times \%N \quad (2)$$

Wraz z rozpoczęciem stosowania dodatku wolframu, szczególnie w stalach superduplex, konieczne stało się uzupełnienie wskaźnika o ten pierwiastek. Obecnie dla oceny odporności na korozję wżerową w stalach zawierających wolfram stosuje się wskaźnik PRE_w w postaci [30]:

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

Stopy o indeksie powyżej 40 uznaje się za bardzo odporne na korozję wżerową i stosuje się w szczególnie agresywnych środowiskach.

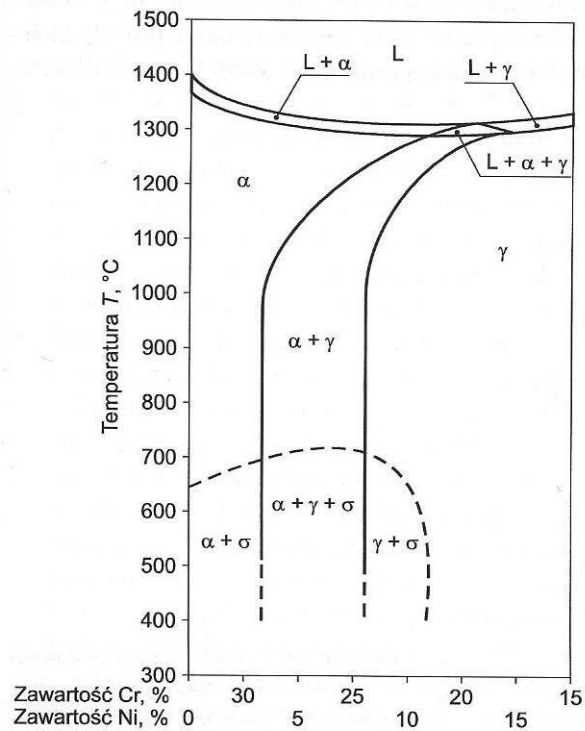
Tabela 2.3. Składy chemiczne wybranych stali odpornych na korozje typu duplex [42]

UNS No.	EN No.		Główne składniki stopu							PRE _N	PRE _W
			Cr	Ni	Mo	N	Cu	W	Inne		
Wcześniejszy gatunek											
S32900	1.4460	329	25,0	5,5	1,7	0,09				32	32
S31500	1.4424	3RE60	18,5	4,5	2,6	0,07				28,2	28,2
S32404		UR50	21,0	6,5	2,5	0,07	1,5			30,4	30,4
Współczesne gatunki											
Zubożony duplex PRE_{N/W} ~ 20-30											
S32001	1.4482	19D	20,0	1,6		0,13	0,3		5 Mn	22,1	22,1
S32101	1.4162	LDX 2101	21,5	1,5	0,3	0,22	0,3		5 Mn	26	26
S32202	1.4062	UR2202	22,0	2,0	0,3	0,2	0,2			26,2	26,2
S82011		ATI 2102	21,5	1,5	0,3	0,22			2,5 Mn	26	26
S32304	1.4362	2304	22,5	4,8	0,3	0,1				25,1	25,1
	1.4655	-	23,0	4,5	0,3	0,1	2			25,6	25,6
S32003		ATI 2003	21,5	3,5	1,8	0,18				30,3	30,3
Standardowy 22% Cr duplex, PRE_{N/W} ~ 35											
S82441	1.4462	LDX 2404	24,0	3,6	1,6	0,27			3 Mn	34	34
S31803	1.4462	2205	22,0	5,3	2,8	0,16				34	34
S32205	1.4462	2205	22,3	5,7	3,2	0,18				35,7	35,7
25 % Cr duplex, PRE_{N/W} ~ 35-40											
S31200		44LN	25,0	5,0	2,0	0,15				34	34
S31260		DP3	25,2	7,2	3,2	0,14	0,5	0,3		38	38,5
S32506		SD40	25,0	6,5	3,3	0,17				38,6	38,6
S32550	1.4507	255	26,0	5,5	3,0	0,17	1,7			38,6	38,6
S32950		7Mo Plus	26,5	4,5	1,5	0,25				35,5	35,5
Superduplex, PRE_{N/W} ~ 40-50											
S32520	1.4507	2507Cu	25,0	7,0	3,5	0,25	1,5			40,6	40,6
S32750	1.441	2507	25,0	7,0	4,0	0,27				42,5	42,5
S32760	1.4501	Zeron 100	25,4	6,9	3,8	0,27	0,7	0,7		42,3	43,4
S32808		DP28W	27,5	7,7	1,0	0,35		2		36,4	39,7
S32906	1.4477	SAF 2906®	29,0	7,0	2,3	0,35				42,2	42,2
S39274		DP3W	25,0	7,0	3,2	0,26	0,5	2		39,7	43
S39277		AF918	25,5	7,3	3,8	0,26	1,7	0,9		42,2	43,7
Hyperduplex, PRE_{N/W} ~ > 50											
S32707		SAF 2707 HD®	27,0	6,5	4,8	0,4			1 Co	49,2	49,2
S33207		SAF 3207 HD®	32,0	7,0	3,5	0,5				51,6	51,6
* Średnia zawartość pierwiastków gdy dane są dostępne, Inaczej oparte na standardowych											
* PRE _N = Cr + 3,3 x Mo + 16 x N,											
* PRE _W = Cr + 3,3 x (Mo + 0,5 x W) + 16 x N											

Otrzymanie poprawnej drobnoziarnistej struktury dwufazowej w stalach duplex wymaga doboru zarówno odpowiedniego składu chemicznego, jak i obróbki cieplnej. Przebieg przemian fazowych można prześledzić na układzie równowagi fazowej Fe-Cr-Ni. Na rys.2.9

przedstawiono przekrój układu przy stałej zawartości żelaza równej 68% [104,47]. Stale duplex w temperaturze poniżej linii solidus mają strukturę czysto ferrytyczną, by z dalszym obniżaniem temperatury wejść w zakres dwufazowy, gdzie następuje przemiana ferrytu w austenit. Należy zwrócić uwagę na kolejność przemian podczas chłodzenia stali duplex:

roztwór ciekły → roztwór ciekły + ferryt → ferryt → ferryt + austenit

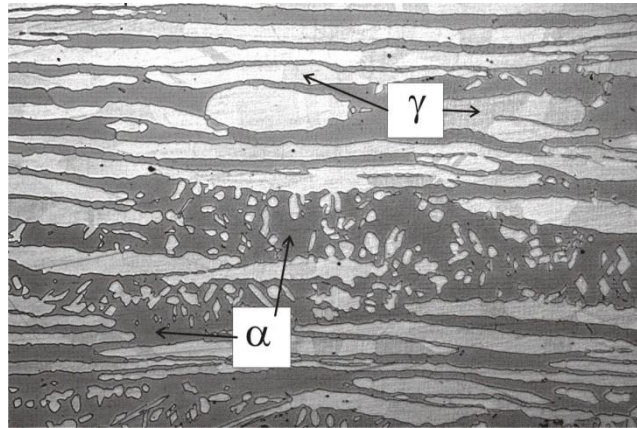


Rys. 2.9. Przekrój potrójnego układu równowagi fazowej Fe-Cr-Ni dla 68% Fe [79]

Z uwagi na to, że przemiana ferryt → austenit ma charakter dyfuzyjny, jej postęp zależy od czasu i temperatury. Szybkie stygnięcie z zakresu temperatur, gdzie stop ma strukturę czysto ferrytyczną, doprowadzi do stłumienia przemiany $\alpha \rightarrow \gamma$ i otrzymania struktury bogatej w ferryt. Zakres temperatur przemiany ferrytu w austenit zależy od składu chemicznego stopu, jednak zazwyczaj mieści się w zakresie od 1300 do 800°C. Z tego powodu czas chłodzenia w tym zakresie temperatur (t_{13-8}) charakteryzuje strukturę stali duplex i określa budowę strukturalną SWC złączy spawanych.

Fakt, iż omawiane stale mają pierwotnie strukturę ferrytyczną ma konsekwencje we właściwościach mechanicznych oraz w obrazie struktury, którą można traktować jako pola (wyspy) austenitu na tle osnowy ferrytycznej (rys. 2.10). Struktura wyrobów przerobionych plastycznie zawiera wydłużone pola austenitu i ferrytu w kierunku działania odkształcenia, co

jest przyczyną anizotropii właściwości mechanicznych. Nawet długotrwałe wyżarzanie rekrytalizujące po przeróbce plastycznej nie powoduje zmiany obrazu struktury, nadal pozostają wydłużone pola obu faz. Zmiana kształtu i wielkości ziaren następuje wewnątrz pól austenitu i ferrytu, co przeważnie nie jest zauważalne ze względu na trudności w wytrawieniu obu wysokostopowych faz [17,27,62].



Rys. 2.10. Struktura stali duplex w stanie dostawy

Wtórne cykle cieplne mogą prowadzić do destabilizacji faz pierwotnych, w wyniku czego w strukturze mogą tworzyć się nowe i często niepożądane składniki takie jak roztwory wtórne (austenit wtórny), węgliki, węglikoazotki i fazy międzymetaliczne.

W zakresie temperatur 650-950°C istnieje niebezpieczeństwo wydzielenia węglików i faz międzymetalicznych (głównie fazy σ), które powodują kruchość stali oraz obniżają odporność korozyjną. Obecność w strukturze 1 - 2% fazy σ , może obniżyć udarność stali o połowę, natomiast przy udziale tej fazy przekraczającym 5% następuje gwałtowny spadek odporności korozyjnej oraz praktycznie zanik plastyczności [100,101]

W zakresie temperatur 300-550°C może wystąpić tzw. "kruchość 475°C" związana z przemianami w ferrycie i wydzieleniem bogatej w chrom fazy α' , co również pociąga za sobą znaczące obniżenie ciągliwości stali.

Zalecaną temperaturą obróbki cieplnej jest zakres 1040 - 1100°C (w zależności od gatunku stali). Przesycanie z tych temperatur (z chłodzeniem w wodzie) daje optymalną strukturę i pozwala uniknąć procesów wydzieleniowych podczas chłodzenia. Maksymalna temperatura pracy stali duplex nie może jednak przekraczać 300°C.

O właściwościach mechanicznych i odporności na korozję stali duplex decyduje jej struktura, głównie objętość względna ferrytu i austenitu. Zwiększenie objętości względnej austenitu zapewnia wyższą ciągliwość i udarność oraz poprawia odporność na działanie

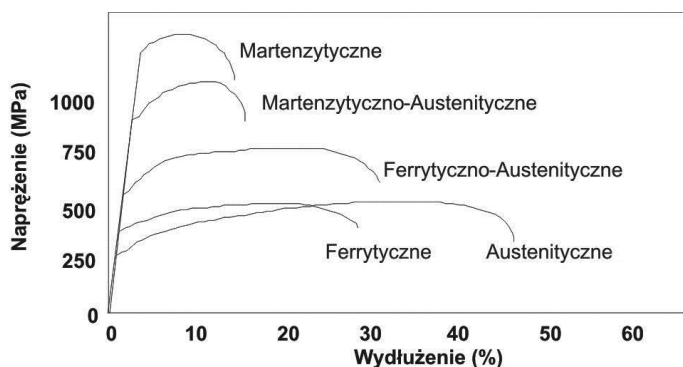
korozji, a zwiększenie objętości względnej ferrytu zwiększa wytrzymałość na rozciąganie, wartość granicy plastyczności i twardość stali [15,20,77].

Stale duplex wykazują granicę plastyczności rzędu 500 MPa, co jest wartością ponad dwukrotnie wyższą w stosunku do stali austenitycznych. Tak wysokie właściwości stale duplex zawdzięczają drobnoziarnistej strukturze oraz obecności roztworu międzywęzłowego azotu w austenicie. Należy nadmienić, iż prawie cała zawartość azotu w stali zostaje rozpuszczona tylko w austenicie i przez to właściwości tej fazy wzrastają osiągając taką samą wytrzymałość jak ferryt. Obróbka plastyczna na zimno półwyrobów może podnieść granicę plastyczności stali duplex nawet do 1000 MPa. W tabl. 2.4 pokazano typowe właściwości mechaniczne podstawowych grup stali duplex.

Tabela 2.4 Właściwości mechanicznych stali duplex

Stal duplex typu	$R_{p0,2 \text{ min.}}$ [MPa]	R_m [MPa]	$A_{\text{min.}}$ [%]
2304	400	600-820	25
2205	450	680-880	25
2507	550	800-1000	25

Wytrzymałość na rozciąganie R_m w stalach duplex jest zazwyczaj ok. dwa razy wyższa od granicy plastyczności $R_{p0,2}$, natomiast w przypadku stali austenitycznych relacja $R_{p0,2}/R_m$ wynosi zaledwie ok. 0,35. Porównanie to świadczy na korzyść stali duplex, gdyż dla konstruktorów podstawową wielkością projektową jest granica plastyczności. Porównanie właściwości stali odpornych na korozję wyznaczonych w statycznych próbach rozciągania pokazuje rys. 2.11.

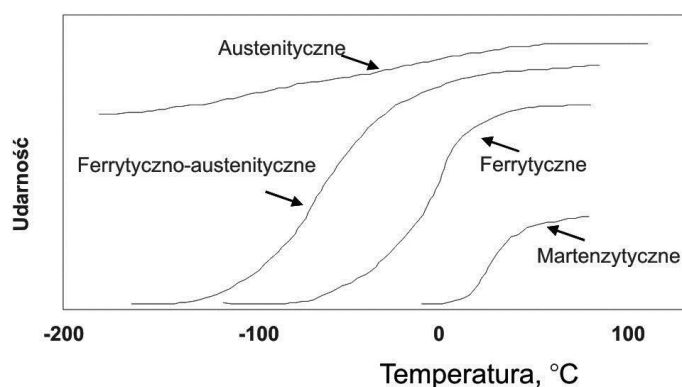


Rys. 2.11. Porównanie właściwości mechanicznych stali odpornych na korozję [61]

W przypadku pracy w podwyższonych temperaturach należy liczyć się ze spadkiem granicy plastyczności. W temperaturze 200°C obniżenie $R_{p0,2}$ dla stali typu 2304 i 2507 wynosi

ok. 120 MPa [27]. Obniżenie granicy plastyczności w podwyższonych temperaturach następuje wskutek osłabienia umacniającego wpływu azotu. Atomy azotu rozpuszczone w austenicie stają się bardziej ruchliwe, przez co w mniejszym stopniu mogą blokować ruch dyslokacji.

Stale duplex wykazują dobrą ciągliwość w stanie przesyconym, jak również po spawaniu. Wydłużenie omawianych stali mierzone w próbie rozciągania jest niższe w porównaniu ze stalami austenitycznymi i wynosi 25 - 30%. Udarność w temperaturze pokojowej jest na poziomie stali austenitycznych, jednak z obniżeniem temperatury maleje szybciej. Temperatura przejścia w stan kruchy dla stali duplex wynosi ok -50°C (rys. 2.12). Widać zatem, że zakres temperatur pracy stali duplex mieści się w granicach od -50°C do $+300^{\circ}\text{C}$ [8,16,62,83].



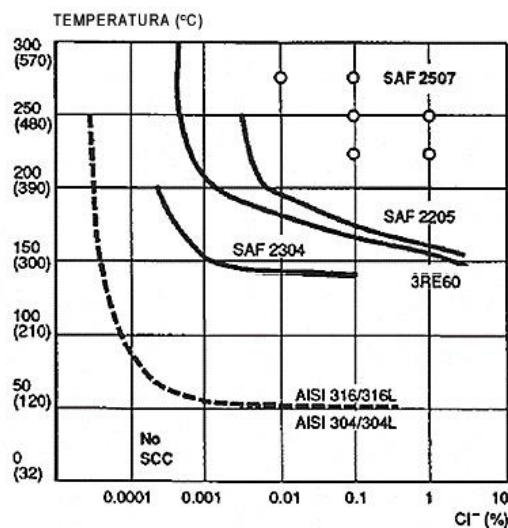
Rys. 2.12. Porównanie udarności stali odpornych na korozję [61]

Twardość stali duplex jest wyższa niż stali austenitycznych i jest to bezpośrednio związane z większą wytrzymałością struktury dwufazowej. Wyższa twardość sprawia, że stale duplex wykazują dobrą odporność na zużycie ścierne i erozję.

Z właściwości fizycznych stali duplex warto zasygnalizować niską wartość współczynnika rozszerzalności liniowej, dużo niższą od stali austenitycznych, a zbliżoną do współczynnika dla stali węglowych. Ma to duże znaczenie wówczas, gdy zachodzi potrzeba łączenia w konstrukcji stali różnych gatunków [27].

Stale duplex wykazują wysoką odporność na korozję ogólną w środowiskach o wysokim zakwaszeniu, znacznie lepszą od stali austenitycznych. Stale te są często używane w konstrukcjach pracujących w środowiskach zawierających chlorki, kwas azotowy lub inne silne kwasy organiczne. Chrom, molibden oraz azot będące podstawowymi składnikami stali duplex pozwalają zmniejszać ryzyko wystąpienia korozji wżerowej. Do oceny podatności na tę formę korozji stosuje się indeksy PRE_N , PRE_W (1) i (2) albo wskaźnik CPT (Critical Pitting Temperature). Ten ostatni wskaźnik oznacza temperaturę, powyżej której korozją wżerowa

zostanie zainicjowana i będzie się rozwijała. Wartość ta jest charakterystyczna dla każdego gatunku stali i zmienia się w zależności od wielu czynników, m.in. od składu środowiska i obecności wydzielań międzymetalicznych [30]. Stale duplex charakteryzują się znacznie wyższą odpornością na korozję naprężeniową niż stale austenityczne o podobnej wartości indeksu CPT szczególnie w zakresie podwyższonych temperatur (rys. 2.13).



Rys. 2.13. Porównanie odporności stali duplex i stali austenitycznych na korozję naprężeniową w środowisku chlorków [73]

Odporność korozyjna stali duplex na działanie kwasów nieorganicznych jest dobra i porównywalna do odporności wysokostopowych stali austenitycznych. O odporności korozyjnej stali kwasoodpornych decyduje stabilność warstwy pasywnej. W obecności kwasów redukujących główną rolę odgrywa zdolność do pasywacji, natomiast w obecności kwasów utleniających – odporność korozyjna warstwy.

Zaletą omawianych stali jest również odporność na działanie wszystkich kwasów organicznych, w tym również najbardziej agresywnego kwasu mrówkowego [5,39,41]. Stale duplex znalazły zastosowanie w wielu gałęziach przemysłu, szczególnie w przemyśle chemicznym, petrochemicznym, papierniczym, wydobywczym gazu i ropy naftowej oraz w energetyce. Zazwyczaj stale te stosowane są w kontakcie z wodnymi roztworami chlorków jako zamiennik stali austenitycznej, które ulegają korozji wżerowej oraz naprężeniowej. Często jednak głównym kryterium wyboru stali duplex jest wysoka granica plastyczności przy utrzymaniu odporności na poziomie stali austenitycznych. Zastosowaniu stali duplex sprzyja dostępność i szeroka gama półwyrobów.

3. SPAWALNOŚĆ STALI ODPORNÝCH NA KORÓZJĘ

3.1. Spawalność stali austenitycznych

Klasyczne stale austenityczne odporne na korozję charakteryzują się dobrą spawalnością, która zapewnia uzyskanie w spoinie, oprócz odpowiedniej wytrzymałości i odporności na korozję, także dobrej uduarności i ciągłości. Wynika to m. in. z tego, iż tworzenie się niepożądanych faz w strukturze wymaga dłuższego czasu ekspozycji w wysokich temperaturach (mniejsze szybkości chłodzenia) aniżeli to ma miejsce podczas cyklu cieplnego spawania. Przy wykonywaniu połączeń spawanych należy jednak pamiętać o pewnych osobliwych cechach stali austenitycznych [104]:

- współczynnik rozszerzalności cieplnej jest o ok. 50% wyższy niż w stali o strukturze ferrytycznej, co sprzyja powstawaniu odkształceń i naprężeń szczątkowych
- przewodność cieplna jest niższa o ok. 60%, w wyniku czego ciepło koncentruje się w strefie spawania. Można je skutecznie odprowadzać przy pomocy podkładek miedzianych.

Stale austenityczne są ponadto skłonne do pęknięć na gorąco podczas krystalizacji. Temu niekorzystnemu zjawisku, obniżającemu własności mechaniczne spoiny zapobiega się poprzez odpowiednie modyfikacje składu chemicznego stopiwa, zapewniające uzyskanie do 10% ferrytu w spoinie. Należy jednak pamiętać, iż przy dłuższej ekspozycji na działanie temperatury między 550°C a 900°C może pojawić się kruchość z powodu rozkładu ferrytu z utworzeniem kruchej fazy σ [76].

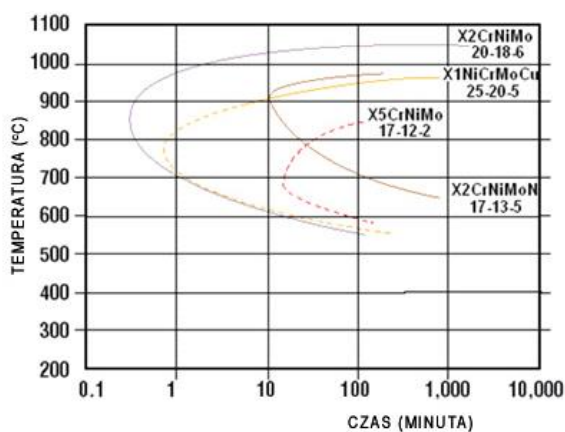
Podatności na korozję międzykrystaliczną złącz spawanych zapobiega się poprzez stabilizowanie tytanem lub niobem, obniżenie zawartości węgla lub przeprowadzenie obróbki cieplnej po spawaniu [96].

Większą ostrożność przy spawaniu stali austenitycznych należy zachować w przypadku stali o dużej zawartości pierwiastków stopowych, np. stali superaustenitycznych. Dotyczy to przede wszystkim stali o dużej zawartości chromu i molibdenu, gdyż pierwiastki te wykazują tendencję do segregacji w spoinie, co powoduje powstawanie obszarów zubożonych w te pierwiastki. Stąd niekiedy zaleca się stosowanie spoiw o większej zawartości Cr i Mo, aby zapewnić minimalną zawartość pierwiastków stopowych w metalu spoiny z segregacjami na poziomie co najmniej równym ich zawartości w spawanej stali [28,84].

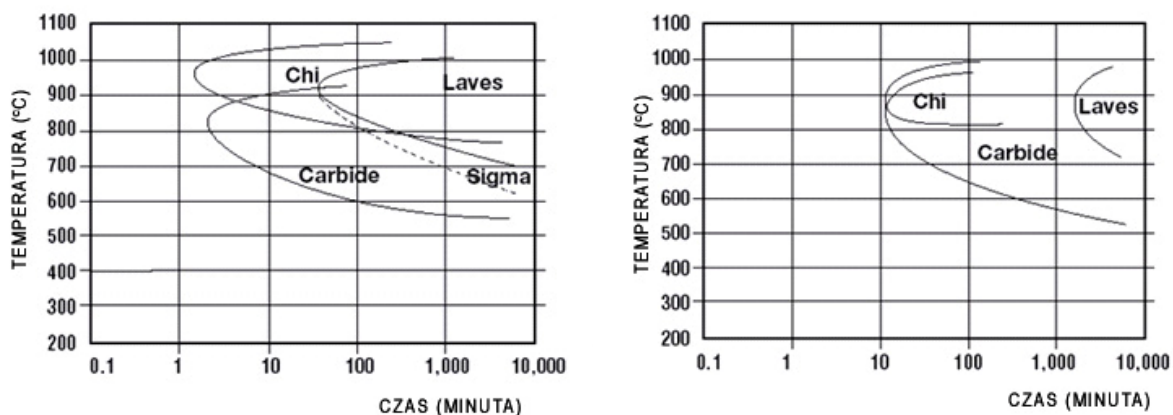
Tabela 3.1 Fazy tworzące się podczas przetrzymywania stali austenitycznych w wysokich temperaturach

Faza	Typ	Skład	Zakres temperatury tworzenia
węgliki chromu	$M_{23}C_6$	$(Cr, Fe, Mo)_{23}C_6$	600-950°C
węgliki chromu	M_6C	$(Cr, Fe, Mo)_6C$	700-950°C
azotki chromu	MN	$(NbCr)N$	700-1000°C
Sigma σ	AB	(Fe, Cr, Mo, Ni)	550-1050°C
Chi	$A_{48}B_{10}$	$Fe_{36}Cr_{12}Mo_{10}$ $(FeNi)_{36}Cr_{18}(TiMo)_4$	600-900°C
Lavesa	A_2B	$(FeCr)_2(Mo, Nb, Ti, Si)$	550-900°C
α'	-	CrFe(61-83%Cr)	350-550°C

Wysoka zawartość Cr i Mo przyspiesza także procesy wydzieleniowe kruchych i obniżających odporność na korozję faz (tabl.3.1) podczas przetrzymywania w wysokich temperaturach, co pokazuje rys.3.1.



Rys. 3.1. Wpływ ilości dodatków stopowych na zakres tworzenia się kruchych faz międzymetalicznych dla różnych gatunków stali o strukturze austenitycznej [47]



Rys. 3.2. Diagram izotermi tworzenia się kruchych faz międzymetalicznych: po lewej dla stali X5CrNiMo 17-13-5, po prawej dla tej samej stali ale z dodatkiem 0,145% N [47]

Tym niekorzystnym procesom przeciwdziała się przez zwiększenie szybkości chłodzenia poprzez ograniczenie ilości wprowadzanego ciepła podczas spawania, a także przez zwiększenie zawartości niklu oraz azotu w stali, co przedstawiono na rys. 3.2.

Należy przy tym pamiętać, że wyższa zawartość Ni, jak również Cr, obniża rozpuszczalność węgla. Spoiny złączy stali austenitycznych o dużej zawartości pierwiastków stopowych są w pełni austenityczne, przez co bardziej skłonne do pękania gorącego. Skłonności tej przeciwdziała się przez stosowanie nowoczesnych spoiw o małej zawartości zanieczyszczeń oraz ograniczenie ilości wprowadzanego ciepła i wysokości temperatury międzyściegowej [39,40].

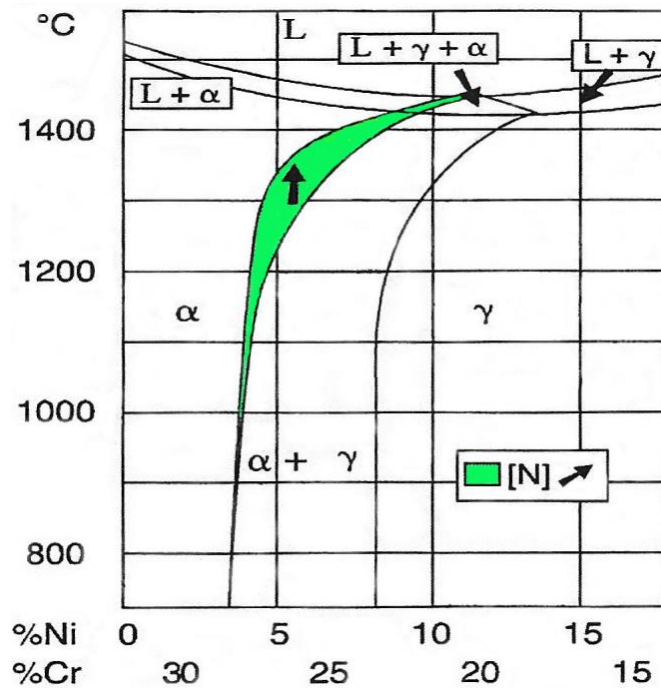
3.2. Spawalność stali ferrytyczno-austenitycznych

Większość problemów spawania w stalach duplex wiąże się z obszarem SWC, a nie spoiny. Obecnie stale duplex charakteryzują się dobrą spawalnością, chociaż w przeszłości występowały duże problemy z uzyskaniem spoin o zadowalających właściwościach. Opracowanie odpowiednich technologii spawalniczych oraz ścisłe przestrzeganie ich wytycznych pozwoliły jednak na przezwycięzenie tych problemów.

Stale duplex krystalizują w temperaturze powyżej 1450°C, uzyskując początkowo strukturę składającą się z ferrytu delta. Podczas chłodzenia, w temperaturze około 1300°C następuje przemiana strukturalna ferrytu delta w austenit [11]. Analogiczny mechanizm krystalizacji i przemiany strukturalnej zachodzi w metalu spoiny podczas spawania. Przemiana ta ma charakter dyfuzyjny, tak więc jej postęp zależy zarówno od temperatury jak i czasu.

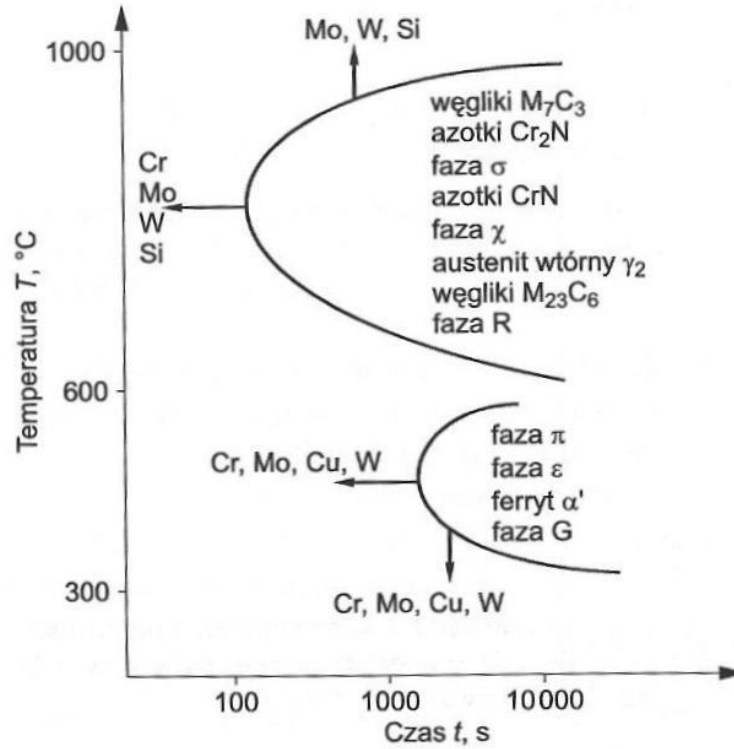
Szybkie chłodzenie z zakresu, w którym stop ma strukturę czysto ferrytyczną (decyduje tu zakres 1200-800°C) prowadzi do stłumienia tej przemiany i otrzymania struktury bogatej w ferryt. Ten właśnie problem występował w stalach pierwszej generacji – w wyniku oddziaływania cieplnego z cyklu spawania w spoinie oraz strefie wpływu ciepła przylegającej bezpośrednio do linii wtopienia uzyskiwano strukturę o dużej zawartości ferrytu (powyżej 70%), przez co gwałtownie spadały właściwości plastyczne złącza oraz jego odporność korozyjna. Problem ten rozwiązano poprzez wprowadzenie dodatku azotu do stali oraz zastosowanie spoiw o zwiększonej (3-5%) zawartości niklu. Azot jest pierwiastkiem silnie stabilizującym austenit i powoduje podniesienie temperatury przemiany ferryt-austenit, co pokazano na rys. 3.3, zawężając tym samym zakres istnienia ferrytu. Wpływa to na zmniejszenie szerokości strefy wpływu ciepła o zwiększonej ilości ferrytu. Z kolei dodatek

większej ilości niklu w porównaniu do materiału spawanego przyczynia się do powstania większej ilości austenitu. W ten sposób zostaje utrzymany odpowiedni stosunek faz w spoinie [11,52,61].



Rys. 3.3. Wykres równowagi fazowej Fe-Cr-Ni dla 68% Fe z widocznym wpływem azotu zawężającym obszar istnienia ferrytu [83]

Po zakończeniu procesu krzepnięcia, podczas stygnięcia lub w trakcie kolejnego cyklu cieplnego, powodowanego np. spawaniem wielowarstwowym lub wyżarzaniem w przedziale temperatur 1300-300°C, oprócz przemiany ferryt-austenit, w stalach dupleks mogą zachodzić inne przemiany, których efektem jest pojawienie się innych faz poza ferrytem i austenitem. Fazy te mogą powstawać w zakresie temperatur 300-1000°C podczas izotermicznego starzenia, nieprawidłowej obróbki cieplnej lub spawania na skutek termodynamicznej niestabilności ferrytu. Szybkość procesów wydzieleniowych i przemian fazowych zachodzących w dwufazowych stalach ferrytyczno-austenitycznych typu dupleks w dużym stopniu zależy od stężenia pierwiastków stopowych (rys. 3.4)



Rys. 3.4. Wpływ pierwiastków stopowych na charakter krzywych CTP przebiegu procesów wydzieleniowych faz w stalach duplex [9]

Obecność tych faz powoduje obniżenie udarności oraz odporności na korozję złączy spawanych. Praktyka spawalnicza pokazuje, że najczęściej są to następujące fazy: [18, 26, 30, 38,66,75, 82, 85, 95]

- austenit wtórny γ_2
- węgliki $M_{23}C_6$, M_7C_3
- azotki chromu Cr_2N i CrN
- fazy międzymetaliczne σ , χ , τ , π , R
- wysokochromowy ferryt α'

Charakterystykę tych faz zestawiono w tabeli 3.2.

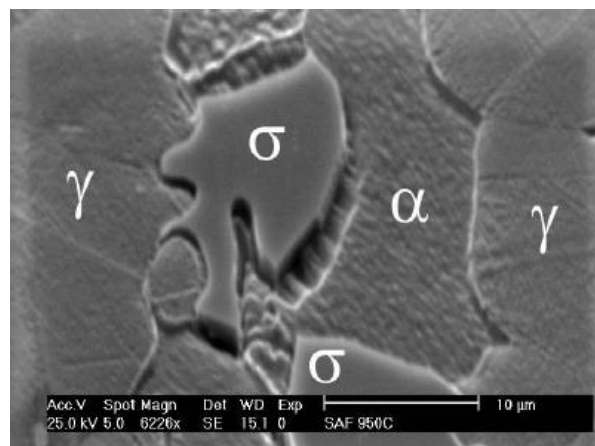
Tabela 3.2. Zestawienie głównych faz występujących w stalach ferrytyczno-austenitycznych [79]

Faza	Sieć krystalograficzna	Parametr sieci nm	Zakres temperatury trwałości, °C
Ferryt (α)	RPC	$a=2,86-2,88$	-
Austenit (γ)	RSC	$a=3,58-3,62$	-
Austenit wtórny (γ_2)	RSC	$a=3,539$	600-1000
Ferryt wysokochromowy (α')	RPC	$a=2,87-2,89$	350-750
Azotek chromu (Cr_2N)	trygonalna	$a=4,750-4,796$ $c=4,429-4,470$	550-1000
Azotek chromu (CrN)	RSC	$a=4,140$	550-1000
Azotek π ($\text{Fe}_7\text{Mo}_{13}\text{N}_4$)	regularna	$a=6,47$	500-600
Węglik (M_{23}C_3)	RSC	$a=10,56-10,68$	550-1000
Węglik (M_7C_3)	rombowa	$a=4,52$ $b=6,99$ $c=12,11$	950-1100
Faza σ (FeCr)	tetragonalna	$a=8,799-8,828$ $c=4,544-4,597$	650-1000
Faza χ ($\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10}$)	RPC	$a=8,862-8,878$	600-950
Faza ε (bogata w Cu)	RSC	$a=3,615$	400-650
Faza G	regularna	$a=10,9-11,6$	300-500
Faza R ($\text{Fe}_{28}\text{Cr}_{13}\text{Mo}_{12}$)	heksagonalna, trygonalna	$a=9,01$ $\alpha=74^\circ 3'$ $a=10,937$ $c=19,346$	550-800
Faza τ (Fe-Cr-Mo)	rombowa	$a=4,054$ $b=3,436$ $c=2,867$	550-650
Faza Lavesa (Fe_2Mo)	HGU	$a=4,73$ $c=7,72$	650-815

- wysokochromowy ferryt α' – krucha faza, która powstaje już w temperaturach 300°C do 525°C, powoduje obniżenie ciągliwości stali, a także "kruchość 475°C",
- austenit wtórny γ_2 – faza powstająca stosunkowo szybko, w zależności od temperatury w wyniku różnych mechanizmów. Poniżej 650°C jej skład jest podobny do otaczającego ją ferrytu, w temperaturach 650°C do 800°C występuje w postaci struktur Widmanstättena i jest wzbogacona w chrom i azot w porównaniu do ferrytycznej osnowy, jednak posiada niższe ilości tych pierwiastków niż austenit, natomiast w temperaturach 700°C do 900°C austenit wtórny tworzy się wraz z fazą σ . Obecność wydzieleni γ_2 może powodować miejscowe zubożenie w chrom i inicjację wżerów

korozyjnych,

- międzymetaliczna faza sigma (rys. 3.5) składająca się z Fe, Cr i Mo może tworzyć się w stalach duplex w przedziale temperatur $600\div 1000^{\circ}\text{C}$. Obserwuje się ją w obrębie granic ziaren ferrytu lub na granicach ferryt/austenit, w postaci lamelarnych struktur eutektoidalnych, wrastających w ferryt. Wydzielenia tej fazy powodują lokalne zubożenie ferrytu w pierwiastki stopowe, co w konsekwencji obniża odporność korozyjną stali, a także powodują wzrost kruchości materiału.



Rys. 3.5. Faza σ w stali duplex zaobserwowana przy użyciu mikroskopu elektronowego [9]

- faza χ ($\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10}$) – tworzy się pod wpływem długotrwałego wygrzewania przy temperaturze $700^{\circ}\text{C}\div 900^{\circ}\text{C}$ na granicach α/γ i wzrasta w ferrycie. Jej obecność wywołuje pogorszenie odporności korozyjnej i wzrost kruchości, podobnie jak faza σ , z którą zawsze występuje, lecz w mniejszych od niej ilościach,
- węgliki M_7C_3 i M_{23}C_6 – tworzą się pod wpływem krótkotrwałego wygrzewania - nawet poniżej minuty - w temperaturach ok. $950^{\circ}\text{C}\div 1050^{\circ}\text{C}$ (M_7C_3) i $600^{\circ}\text{C}\div 1000^{\circ}\text{C}$ (M_{23}C_6) na granicach α/γ , α/α , γ/γ , bądź w mniejszym stopniu wewnątrz ziaren γ i α . Powodują miejscowe obniżenie zawartości chromu i mogą być przyczyną powstania korozji międzykrystalicznej. W nowoczesnych stalach duplex o zawartości węgla poniżej 0,02% występują bardzo rzadko,
- azotek π – tworzy się we wnętrzu ziaren ferrytu w spawanych stalach ferrytyczno - austenitycznych, po wygrzewaniu w temperaturze 600°C w czasie kilku godzin,
- azotki chromu Cr_2N i CrN – w wysokich temperaturach rozpuszczalność azotu w ferrycie zwiększa się i dyfunduje on do fazy α z austenitu, jednak podczas chłodzenia nagłe zmniejszenie się rozpuszczalności powoduje wydzielenie się azotków wewnątrz

ziaren ferrytu i na granicach α/α . Warunki takie występują m.in. w strefie wpływu ciepła złączy spawanych. Dechromizacja tych obszarów powoduje obniżenie odporności na korozję wżerową,

- faza R ($\text{Fe}_{28}\text{Cr}_{13}\text{Mo}_{12}$) – powstaje w niewielkich ilościach podczas długotrwałego wygrzewania w temperaturach $550^{\circ}\text{C}\div 700^{\circ}\text{C}$ na granicach faz α/γ i w ferrycie. Może powodować szybki i znaczny spadek wytrzymałości materiału oraz jego uduarności,
- faza τ – faza ta tworzy się na granicy α/α w temperaturze $550^{\circ}\text{C}\div 650^{\circ}\text{C}$ na skutek długiego wygrzewania i rozwija się w ferrycie,
- faza G – powstaje podczas długotrwałego wygrzewania w temperaturze około $300^{\circ}\text{C}\div 400^{\circ}\text{C}$ na granicach α/α' na skutek wzbogacenia się tych obszarów w nikiel i krzem,
- faza ε – wykazuje dużą zawartość miedzi, powstaje dyspersyjnie po wygrzewaniu w temperaturze około $500^{\circ}\text{C}\div 600^{\circ}\text{C}$ w fazie α na skutek spadku rozpuszczalności miedzi w tej fazie podczas chłodzenia. Prowadzi do spadku stabilności warstwy pasywnej.

Możliwość wystąpienia wyżej wymienionych przemian, zwiększająca się w miarę wzrostu zawartości dodatków stopowych, powoduje, że ważnym zagadnieniem jest kontrola ilości wprowadzanego ciepła do złącza podczas spawania. Zakres energii liniowych spawania i powiązany z nim czas stygnięcia materiału, z jednej strony musi umożliwić otrzymanie struktury ferrytyczno-austenicznej w obszarze złącza, z drugiej – zapobiec pojawieniu się wydzieleni pogarszających właściwości fizyko-chemiczne stali. Dodatkowo podczas procesu krzepnięcia i stygnięcia następuje segregacja pierwiastków stopowych między ferrytem i austenitem. Przy niewielkiej energii liniowej procesu spawania przemiana ferryt-austenit kontrolowana jest głównie przez dyfuzję azotu i mogą wtedy wystąpić niewielkie różnice składu chemicznego między fazami. Natomiast podczas spawania z dużą energią liniową czas umożliwiający dyfuzję Cr, Mo i Ni jest wystarczająco długi, co wpływa na większe różnice składu chemicznego. Oznacza to, że w zależności od energii liniowej spawalnia, skład chemiczny faz oraz ich odporność korozyjna mogą być różne.

Aby otrzymać złącze o możliwie najlepszych właściwościach użytkowych zaleca się utrzymywanie w określonych granicach energii liniowej spawania (E_j) oraz temperatury międzyściegowej. Zalecane wartości E_j oraz temp. międzyściegowej przedstawiono w tabeli 3.3.

Tabela 3.3. Zalecane wartości E_j i temperatury międzyścięgowej podczas spawania różnych gatunków stali duplex [39,40]

Stal	E_j [kJ/mm]	Max. temperatura międzyścięgowa [°C]
Dupleks 2304	0,5-2,5	150-200
Dupleks 2205	0,5-2,5	125-200
Dupleks 2505 (Cu)	0,2-1,5	100-150
Superdupleks 2507	0,2-1,5	100-150

Energia liniowa spawania jest to parametr, który musi być indywidualnie kształtowany w zależności od rodzaju stali duplex, rodzaju złącza oraz od grubości spawanego elementu. Wartości E_j z górnych zakresów nie powinny być stosowane dla blach cienkich, natomiast dolnych limitów nie należy stosować przy spawaniu grubych elementów. Szereg publikacji wskazuje jednak na możliwość stosowania wyższych energii liniowych do spawania automatycznego blach grubych [74,76,77]. Duże znaczenie ma ograniczenie temperatury międzywarstwowej w przypadku spawania wielowarstwowego do 150°C, a nawet do 100°C w przypadku stali o wyższym wskaźniku PRE [58].

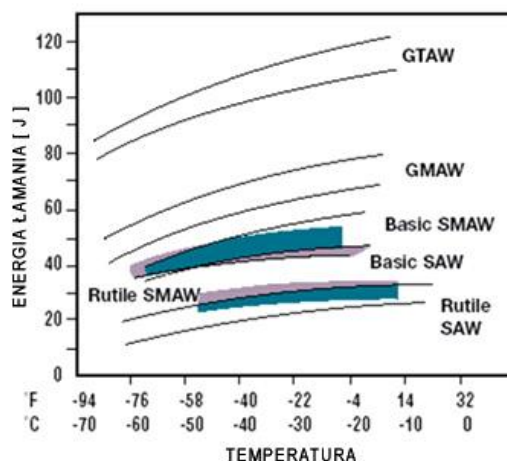
Stale duplex spawa się przy zastosowaniu typowych metod stosowanych do łączenia stali odpornych na korozję [58]. Podstawowym czynnikiem wpływającym na możliwość stosowania konkretnej metody jest metalurgia spawania i konieczność uzyskania mikrostruktury o określonej równowadze fazowej. Najczęściej stosowanymi i badanymi metodami spawania stali duplex są [78]:

- spawanie łukowe TIG – technika pozwalająca na efektywną kontrolę i sterowanie równowagą fazową [11,19,25,68],
- spawanie łukowe FCAW [77,78,42]
- spawanie łukowe SAW [58,75]
- spawanie laserowe - obecnie intensywnie rozwijana metoda dająca wysokie prędkości spawania, oziębiania SWC i ryzyko rozrostu ziaren ferrytu [13,68],
- spawanie plazmowe – metoda dająca głębokie wtopienie, wąską SWC i dobrą proporcją faz [102].

Stosowanie metod wysokoenergetycznych (spawanie laserowe, elektronowe) zapewnia uzyskanie wąskich spoin oraz dużych prędkości chłodzenia. Metody te raczej nie są zalecane do spawania stali duplex ze względu na uzyskanie niekorzystnej proporcji faz w złączu, co wymusza stosowanie obróbki cieplnej po spawaniu [13,64,105].

Najlepsze właściwości plastyczne wykazują złącza wykonane za pomocą spawania łukowego w osłonie gazów obojętnych (TIG) (rys. 3.6). Przy tej technologii spawania należy

się jednak liczyć z utratą części azotu z wierzchniej warstwy jeziorka spawalniczego powodująca powstanie cienkiej warstwy powierzchniowej bogatej w ferryt o niskiej odporności korozyjnej. Przeciwdziała się temu poprzez dodatek niewielkiej ilości azotu (1-5%) do gazu obojętnego.



Rys. 3.6. Energia łamania złączy spawanych ze stali duplex dla różnych metod spawania [47]

Obróbka cieplna po spawaniu stosowana jest tylko wtedy, gdy nie ma możliwości uniknięcia powstania dużej ilości ferrytu w złączy, jak to ma miejsce np. przy spawaniu bez użycia materiałów dodatkowych.

W przypadku spawania rur grań złącza należy chronić przed utlenieniem za pomocą gazów ochronnych np. azotu lub mieszaniny 90% N₂ + 10% H₂. Obecność wodoru w gazie ochronnym ułatwia spawanie, a w przypadku stali duplex nie powinna powodować zjawiska kruchości wodorowej, gdyż w poprawnie wykonanym złączy ilość austenitu rozpuszczającego jego nadmierną ilość jest wystarczająca. Jednak w przypadku gdy istnieje ryzyko kruchości wodorowej, spowodowane wysoką zawartością ferrytu w SWC i spoinie, zaleca się podgrzewanie wstępne do temperatury 150°C.

Warstwy tlenków tworzące się na powierzchni podczas spawania należy starannie usuwać po spawaniu mechanicznie lub chemicznie, aby zapewnić odpowiednią odporność spoiny na korozję [61,84].

Stale duplex cechuje zdecydowanie większa rzadkoplątność jeziorka w porównaniu do stali austenitycznych, co powoduje występowanie większych trudności w uzyskaniu poprawnego wtopienia metalu spoiny w brzegi rowka spawalniczego. Dlatego niezbędne jest zastosowanie nieznacznie większego odstępu w grani oraz nieco większego kąta ukosowania w porównaniu do standardowych stali odpornych na korozję [11].

4. WYKONYWANIE ZŁĄCZY RÓŻNOIMIENNYCH

Wykonywanie złączy spawanych różnoimiennych pomiędzy stalami odpornymi na korozję a stalami węglowymi albo między różnymi stalami odpornymi na korozję jest coraz częściej stosowane w budowie aparatury chemicznej, urządzeń energetycznych oraz w przemyśle stoczniowym, zwłaszcza przy budowie nowoczesnych statków do przewozu chemikaliów [49,92].

Spawanie różnoimienne dotyczy trzech rodzajów złączy:

- elementy ze względów konstrukcyjnych wykonuje się ze stali różnych gatunków o różniących się znacznie składach chemicznych [7, 43],
- zwykle stale niestopowe i niskostopowe są napawane stalami austenitycznymi odpornymi na korozję w celu ochrony powierzchni przed atakiem korozji [29],
- elementy z tego samego materiału łączy się spoiwem innego rodzaju, zwłaszcza spoiwem austenitycznym [3].

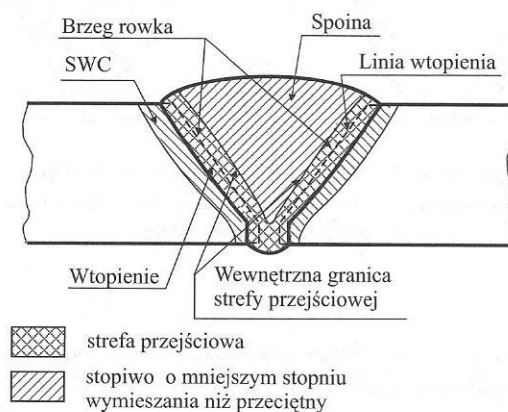
Spawanie złączy różnoimiennych sprawia z reguły bardzo poważne kłopoty metalurgiczne i technologiczne. Wynikają one z zasadniczych przyczyn [70,71]:

- a) różnic we właściwościach fizykochemicznych spajanych metali, a przede wszystkim temperatury topnienia, współczynnika przewodnictwa cieplnego i współczynnika rozszerzalności.
- b) struktura metalu spoiny może być miejscowo lub całkowicie zmieniona wskutek tworzenia się stopiwa ze spoiwa i metalu rodzimego, zwłaszcza w strefie przejściowej spoiny. Może to spowodować powstawanie w spoinie kruchych pęknięć lub zwiększyć skłonność do pęknięcia w wysokich temperaturach,
- c) strefa przejściowa spoiny stanowi nieciągłość chemiczną i fizyczną, co może powodować obniżenie właściwości użytkowych złącza (najczęściej odporności na korozję) i wzrost skłonności do korozji selektywnej.

W złączy różnoimiennym między metalem rodzimym i środkiem spoiny występują trzy strefy: SWC poza spoiną, strefa przejściowa spoiny i stopiwo niez mieszane z metalem rodzimym [81].

Strefę przejściową spoiny pokazano na rys. 4.1 na którym oznaczono granice spoiny wielościgowej oraz brzegi rowka spoiny. Spoina jest mieszaniną roztopionego spoiwa i metalu rodzimego w stosunku powierzchni przekroju rowka do powierzchni zawartej między przekrojem rowka i przekrojem spoiny. Stopień wymieszania spoiwa i materiału rodzimego

może decydować o właściwościach złącza. Zależy od typu połączenia, sposobu ukosowania krawędzi oraz od parametrów spawania. Stąd konieczność oceny wymieszania materiałów. Udział metalu rodzimego w metalu spoiny mierzy się stosunkiem ciężaru metalu rodzimego znajdującego się w strefie przejściowej do ciężaru całej spoiny. Stopień wymieszania można wyznaczyć poprzez spektralną analizę składu chemicznego spoin po wykonaniu złącza albo obliczać z zależności geometrycznych na przekroju złącza [3,97].



Rys. 4.1. Złącze spawane wykonane stopiwem o innym składzie chemicznym niż materiał spawany [97]

Energia liniowa spawania ma decydujący wpływ na stopień wymieszania spoiny, który jest bardzo duży w spoinach jednościegowych, a mniejszy w spoinach wielościegowych. Spawanie wielościegowe z niską energią liniową daje znacznie mniejsze wymieszanie niż spawanie wysoką energią liniową, a również sposób ukosowania w znacznym stopniu wpływa na udział metalu spawanego w spoinie. Zmniejszenie stopnia udziału metalu spawanego w spoinie ma niekiedy istotny wpływ na podwyższenie odporności na pękanie oraz zwiększenie odporności korozyjnej złącza.

W złączach zawartość metalu rodzimego w pobliżu granicy spoiny jest większa od przeciętnej i zmniejsza się w miarę zbliżania się do wewnętrznej granicy strefy przejściowej.

Przeciętny udział metalu rodzimego w spoinie przy spawaniu ręcznym elektrodami otulonymi wynosi 25 do 40%, a w dolnych ściegach nawet 50%, przy spawaniu łukiem krytym dochodzi do 70%, natomiast przy spawaniu metodą MIG z natryskowym przenoszeniu metalu jest bardzo duży, a przy strumieniowym przenoszeniu metalu – bardzo mały. Niejednorodności miejscowe metalu spoiny występują zwłaszcza przy spawaniu ręcznym [14].

Wykres Schaefflera pozwala przewidywać, jakie struktury mogą wystąpić w strefie przejściowej spoiny, rys. 2.3, pod warunkiem, że udział wszystkich składników w strefie

przejściowej spoiny będzie taki sam, jak w metalu rodzimym i spoiwie. Wykres ten ułatwia przewidywanie czy w stopiwie występują kruche struktury albo, czy istnieje niebezpieczeństwo pęknięcia, a tym samym czy jest możliwe przeciwdziałanie tym niepożądanym zjawiskom przez stosowanie właściwej technologii spawania lub przez dobór odpowiedniego spoiwa.

Przy spawaniu złączy różnoimiennych stali niskostopowych hartujących się, stali odpornych na korozję martenzytycznych i ferrytycznych oraz stali niskowęglowych ze stalami wysokostopowymi zazwyczaj stosuje się spoiwa austenityczne, rzadziej stopiwa na bazie niklu.

Odporność na korozję złącza niejednorodnego jest ograniczona odpornością tego elementu, który jest mniej odporny. Mogą jednak wystąpić anomalie, z powodu tworzenia się ogniw galwanicznych wynikających z różnicy składu chemicznego obu łączonych elementów konstrukcji. Struktury występujące w strefach przejściowych w spoinie mogą ujemnie wpływać na odporność korozyjną złączy.

W konstrukcjach złącza różnoimienne stali duplex wykonywane są najczęściej ze stalami węglowymi oraz ze stalami austenitycznymi. W przypadku złączy stal duplex – stal węglowa decydujące znaczenie mają własności mechaniczne, natomiast złącza stali duplex ze stalami austenitycznymi, poza dobrymi własnościami mechanicznymi, powinny wykazywać dobrą odporność korozyjną. Typowymi konstrukcjami, gdzie konieczne jest spawanie stali duplex ze stalami austenitycznymi są elementy zbiorników na statki do przewozów chemikaliów [76,77].

Nierdzewne stale duplex mogą być spawane z innymi stalami duplex, ze stalami austenitycznymi oraz z konstrukcyjnymi stalami niskowęglowymi. Do spawania różnych gatunków stali typu duplex używa się spoiw ferrytyczno-austenitycznych o zwiększonej zawartości niklu w stosunku do zawartości w spawanych materiałach rodzimych. Przy spawaniu stali duplex ze stalami austenitycznymi używa się spoiw austenitycznych niskowęglowych z ilością molibdenu zawierającą się pomiędzy zawartościami w spawanych stalach. Często używa się spoiw typu AWS E309MoL/ER309LMo. Te same spoiwa lub AWS E309L/ER309L zwykle używa się do spawania stali duplex z konstrukcyjnymi stalami niskowęglowymi. W przypadku stopiw na bazie niklu należy używać gatunków bez zawartości niobu. Ze względu na to, że spoiwa austenityczne mają niższą wytrzymałość w stosunku do stopów duplex, złącza takie nie będą osiągały wytrzymałości materiału rodzimego [2,83].

W tabeli 4.1 pokazano najczęściej używane stopiwa do łączenia różnoimiennych złączy stali duplex.

Tabela 4.1. Materiały dodatkowe do spawania różnoimiennych złączy stali duplex [59]

Stal	2304	2205	25Cr	Superdupleks
2304	2304 E2209 E309L	E2209	E2209	E2209
2205	E2209	E2209	25Cr-10Ni-4Mo-N	25Cr-10Ni-4Mo-N
25Cr	E2209	25Cr-10Ni-4Mo-N	25Cr-10Ni-4Mo-N	25Cr-10Ni-4Mo-N
Superdupleks	E2209	25Cr-10Ni-4Mo-N	25Cr-10Ni-4Mo-N	25Cr-10Ni-4Mo-N
304	E309L E309MoL E2209	E309MoL, E2209	E309MoL, E2209	E309MoL
316	E309MoL E2209	E309MoL, E2209	E309MoL, E2209	E309MoL, E2209
Stal węglowa	E309L E309MoL	E309L, E309MoL	E309L, E309MoL	E309L, E309MoL

W literaturze światowej nie ma wielu doniesień dotyczących badań złączy różnoimiennych ze stali duplex. Większość dotyczy złączy ze stalami węglowymi lub niskostopowymi. Barnhouse i Lippold [7] badali złącza różnoimienne stali 2205 ze stalą A36 stosując spoiwo ferrytyczno-austenityczne ER2209. Wykonali wielościęgowe złącza doczołowe blach o gr. 12,5 mm metodą TIG z dwoma poziomami energiami liniowej 1,57 i 2,60 kJ/mm. Zastosowane energie liniowe spawania nie spowodowały istotnych różnic w mikrostrukturze i stosunku ilościowym faz α/γ w spoinie. Niższa energia liniowa spawania spowodowała jednak większą tendencję do wydzielania azotków chromu. Stwierdzono również zwiększoną ilość austenitu wtórnego γ_2 w ściegach graniowych. Twardość w spoinie (240-260 HV) nie wykazywała istotnych różnic dla obu energii liniowych spawania. Wzrost twardości do 416 HV stwierdzono w wąskiej strefie na granicy spoiny i stali A36. Spowodowane to było utworzeniem wąskiej strefy o strukturze martenzytycznej. Krzywa udarności próbek z karbem naciętym w osi spoiny wykazała temperaturę przejścia w stan kruchy ok. -45°C przy pracy łamania ok 150 J. Nie badano pracy łamania na próbkach z karbem naciętym w strefie przejściowej od strony stali A36. W tym obszarze można spodziewać się obniżenia udarności złącza. Testy korozyjne wg normy ASTM G-48 dla całego złącza wykazały podatność do tworzenia wżerów po stronie stali A36. Dla próbek z wyciętą samą spoiną stwierdzono zwiększenie odporności na korozję wżerowa dla złącza wykonanego przy użyciu wyższej energii liniowej spawania.

Wang i in. [35] badali złącza różnoimienne stali duplex 2205 ze stalą API X70 wykonane metodami MIG oraz TIG. Wykonano złącza wielowarstwowe doczołowe przy użyciu spoiwa ER2209 i energiach liniowych spawania 1,0 kJ/mm (TIG) oraz 2,5 kJ/mm (MIG). Stwierdzono podobną mikrostrukturę spoin lecz z większym udziałem austenitu w

złącza MIG tłumacząc ten fakt wolniejszym czasem stygnięcia złącza. Na granicy spoiny oraz stali X70 stwierdzono zwiększoną twardość do 380 HV, co związane jest z obecnością wąskiej strefy martenzytycznej. Praca łamania próbek z karbem naciętym w osi spoiny w -40°C wynosiła 100 J (TIG) i ok. 140 J (MIG), co przypisano większemu udziałowi austenitu w spoinie MIG. Praca łamania na próbkach z karbem w SWC od strony stali X70 była znacząco niższa i dla obu metod spawania wynosiła ok. 75 J.

W pracy [4] przedstawiono wyniki badań złączy różnoimiennych blach o grubości 5 mm ze stali duplex 2205 oraz stali kotłowej o zawartości 0,25% C. Doczołowe złącza wykonano metodą MMA stosując dwa spoiwa, austenityczne E309 oraz typu duplex E2209. Badania metalograficzne wykazały – tak jak u poprzednio cytowanych autorów – wąską utwardzoną strefę pomiędzy spoiną a stalą węglową. Udarność spoin wykonanych elektrodami E2209 była wyższa w stosunku do spoiny wykonanej elektrodami E309. Badania korozyjne w środowisku 1 M roztworu NaCl wykazały wyższą podatność do korozji wżerowej spoin wykonanych elektrodami austenitycznymi. W konkluzji napisano, iż spoiwo duplex 2209 jest wskazane do łączenia stali duplex ze stalami węglowymi.

Wang i in. [103] badali właściwości mechaniczne i odporność korozyjną złączy różnoimiennych stali duplex 2205 oraz stali niskowęglowej o zawartości 0,15%C stosując spoiwo typu 2209. Porównano właściwości złączy blach o grubości 8 mm wykonanych metodami TIG oraz MMA. Istotne w tych badaniach było zastosowanie znacząco różniących się wartości energii liniowej spawania 0,85 kJ/mm dla TIG oraz ok. 2,5 kJ/mm dla MMA. Uzyskano satysfakcjonujące i zbliżone wyniki właściwości mechanicznych dla złączy wykonanych obiema metodami, natomiast złącza TIG wykazały lepszą odporność korozyjną badaną w środowisku 3,5 % roztworu NaCl. Stwierdzono, że metoda TIG daje lepsze rezultaty dla badanych złączy różnoimiennych ujmując badania korozyjne.

Doniesienia literaturowe na temat złączy różnoimiennych stali duplex wykonywanych skoncentrowanymi źródłami energii (spawania laserowe, i elektronowe) [13,88,93,94] są zgodne, iż szybkie stygnięcie obszarów przetopionych powoduje utworzenie struktury o dużej zawartości ferrytu, co niekorzystnie może wpływać na ciągliwość i odporność korozyjną tych obszarów. Zaletą tych metod spawania może być jednak mała tendencja do wymieszania spawanych materiałów i niska skłonność do tworzenia twardych stref martenzytycznych w przypadku spawania stali duplex do stali węglowej. Taką sytuację opisują autorzy pracy [88] w której zastosowano spawanie laserem Nd:YAG blach o grubości 6 mm ze stali duplex 2205 ze stalą węglową 0,15 %C (bez materiału dodatkowego). Uzyskano złącze bez strefy o budowie martenzytycznej po stronie stali węglowej. Najwyższa twardość przy linii wtopienia wyniosła

345 HV. Pomimo dużej zawartości ferrytu w strefie przetopionej właściwości mechaniczne złącza były zadowalające; próbki w statycznych próbach rozciągania zerwały się w obszarze stali węglowej, próby zginania dały wynik pozytywny. Autorzy zalecają taką technologię spawania złączy różnoimiennych wskazując jednak szereg trudności praktycznych w zastosowaniu przemysłowym.

Spawanie stali ferrytyczno-austenitycznych ze stalami austenitycznymi zwłaszcza z użyciem wysokowydajnych technologii nie jest opisane w literaturze światowej. Ogólne zalecenia spawania dla takich złączy wskazują na użycie stopiwa austenitycznego lub typu duplex klasy odpowiednio E309MoL, E2209. W pracy [99] badano właściwości doczołowych złączy blach o grubości 10 mm wykonanych ze stali AISI 316L i stali duplex 2205. Złącza spawano wielościęgowo metodą TIG prądem pulsującym i prądem stałym z energiami liniowymi odpowiednio 1,14 kJ/mm i 1,33 kJ/mm. Użyto stopiwa typu ER2209. Stwierdzono różnice w składzie fazowym spoin. W grani spoin obserwowano większy udział austenitu ze względu na większy stopień wymieszania materiałów oraz wpływ wtórnych cykli cieplnych spawania. W licu spoin stwierdzono obecność azotków chromu, zwłaszcza w złączach wykonanych prądem stałym ze względu na mniejsze prędkości stygnięcia. Wykazano różnice w odporności na korozję wżerową złączy rozważając obszary lica i grani spoin. Obecność azotków chromu radykalnie zmniejszyła potencjał przebiccia warstwy pasywnej (E_{pit}). Większą odporność korozyjną złączy wykonanych prądem pulsującym przypisano bardziej drobnoziarnistej strukturze spoiny, co zdaniem autorów, sprzyja formowaniu stabilnej warstwy pasywnej.

5. WYMAGANIA OKRĘTOWYCH TOWARZYSTW KLASYFIKACYJNYCH DLA STALI ODPORNYCH NA KOROZJĘ

Przedstawiono wymagania dla wyrobów płaskich oraz rur ze stali austenitycznych oraz ferrytyczno-austenitycznych zawartych w przepisach Towarzystwa Det Norske Veritas [22,23,24]. Przepisy DNV dopuszczają do budowy statków i konstrukcji offshore 7 gatunków stali austenitycznych oraz 2 gatunki stali ferrytyczno-austenitycznych. Wymagane składy chemiczne dla tych stali przedstawiono w tabeli 5.1

Tabela 5.1. Składy chemiczne stali austenitycznych i ferrytyczno-austenitycznych wg przepisów DNV [24]

Gatunek	Skład chemiczny, (%)								
	C maksimum	Si maksimum	Mn maksimum	P maksimum	S maksimum	Cr	Ni	Mo ¹⁾	Inne
<i>Austenityczne</i>									
VL 304 L	0,03	1,0	2,0	0,045	0,03	18,0 do 12,0	8,0 do 12,0	-	
VL 316 L	0,03	1,0	2,0	0,045	0,03	16,5 do 18,5	10,0 do 15,0	2,0 do 3,0	
VL 316 LN	0,03	1,0	2,0	0,045	0,03	16,5 do 18,5	10,0 do 14,5	2,0 do 3,0	N 0,14 - 0,22
VL 317 L	0,03	1,0	2,0	0,045	0,03	18,0 do 20,0	11,0 do 15,0	3,0 do 4,0	
VL 317 LN	0,03	1,0	2,0	0,045	0,03	18,0 do 20,0	12,5 do 15,0	3,0 do 4,0	N 0,14 - 0,22
VL 321	0,08	1,0	2,0	0,045	0,03	17,0 do 19,0	9,0 do 12,0	-	Ti 5xC<=Ti<=0,70
VL 347	0,08	1,0	2,0	0,045	0,03	17,0 do 19,0	9,0 do 13,0	-	Nb 10xC<=Nb<=1,0
<i>Dupleks</i>									
UNS S31803	0,03	1,0	2,0	0,03	0,02	21,0 do 23,0	4,5 do 6,5	2,5 do 3,5	N 0,14 - 0,20
UNS S32750	0,03	0,8	1,2	0,035	0,02	24,0 do 26,0	6,0 - 8,0	3,0 do 5,0	N 0,24 - 0,32
1) dla blach ze stali nierdzewnej gatunku 316L and 316LN użytych do budowy zbiorników chemikaliowców zawartość Mo nie mniej niż 2.5%, zobacz Pt.5 Ch.6 Sec.2 [2]									

W tabeli 5.2 przedstawiono wymagania właściwości mechanicznych wyrobów walcowanych i rur ze stali austenitycznych i ferrytyczno-austenitycznych. Stale austenityczne mogą być używane w temperaturach nie niższych niż 165°C, natomiast stale typu dupleks w temperaturach nie niższych niż -46°C i nie wyższych niż 100°C. Dla stali austenitycznych próby udarności są wymagane dla temperatur pracy poniżej 105°C, dla stali dupleks w każdej

temperaturze pracy lub w -20°C niezależnie od tego czy temperatura pracy będzie niższa (nie mniejsza jednak niż -46°C).

Tabela 5.2. Wymagania właściwości mechanicznych wyrobów walcowanych i rur ze stali austenicznych i ferrytyczno-austenicznych [24]

Gatunek	Wytrzymałość na rozciąganie (N/mm^2) R_m	Minimalna granica sprężystości ¹⁾ (N/mm^2)		Wydłużenie (%) A_5	Wpływ energii, Próby Charpy'ego ²⁾	
		$R_{p0.2}$	$R_{p1.0}$		Temperatura testowa ($^{\circ}\text{C}$)	Minimalna średnia (J)
<i>Austeniczne</i>						
VL 304 L	450 do 700	175	215	40	-196	płaszczyzna: 27 wydłużenie: 41
VL 316 L	450 do 700	195	235	40		
VL 316 L N	600 do 800	300	340	40		
VL 317 L	500 do 700	195	235	40		
VL 317 L N	600 do 800	300	340	40		
VL 321	500 do 750	205	245	40		
VL 347	500 do 750	205	245	40		
<i>Dupleks</i>						
UNS S31803	minimum 620	450		25	max. -20^3)	płaszczyzna: 27 wydłużenie: 41
UNS S32750	minimum 690	550		25	max. -20^3)	
1) wyszczególnione granice plastyczności 0,2 % i 1,0 %, $R_{p0.2}$ i $R_{p1.0}$ odpowiednio przedstawione dla stali nierdzewnej austenicznej 2) weryfikacja wartości energii łamania dla stali nierdzewnych austenicznych jeśli przeznaczone do stosowania w temperaturze projektowanej poniżej -105°C 3) testowane w minimalnej temperaturze projektowanej jeśli mniejsza niż -20°C						

Przepisy [80] formułują szczegółowe wymagania stawiane wyrobom ze stali ferrytyczno-austenicznych. Badania mikrostruktury stali dupleks powinny być przeprowadzone przy pomocy mikroskopu metalograficznego przy powiększeniu $400\times$. W strukturze stali nie powinny występować wydzielenia węglików, azotków oraz faz międzymetalicznych. Zawartość ferrytu należy mierzyć zgodnie z ASTM E562 i powinna wynosić w materiale rodzimym (MR) 35-55%, natomiast w złączach spawanych, w ściegach graniowych i licowych oraz w strefie wpływu ciepła (SWC) w granicach 35-65%.

Badania korozyjne powinny być przeprowadzone dla stali dupleks 25% Cr wg ASTM G48 w celu potwierdzenia przydatności procesów przetwórczych mogących wpłynąć na zmiany mikrostruktury stali. Dla stali 25 % Cr o indeksie PRE (Pitting Resistance Equivalent) min. 40 badania należy przeprowadzić w temperaturze 50°C w czasie 24 godzin. Maksymalny ubytek

masy próbek nie powinien być większy niż $4,0 \text{ g/m}^2$. Dla stali o PRE < 40, temperatura badania oraz kryteria oceny podlegają osobnym uzgodnieniom.

Właściwości mechaniczne materiału rodzimego i złączy spawanych stali duplex powinny być zgodne z wymaganiami przedstawionymi w tabelicy 5.2. W przypadku badania złączy różnoimiennych należy badać udarność z obu stron złącza w SWC.

6. TEZA I CELE PRACY

Przedstawiona charakterystyka problemów spawania stali austenitycznych i stali typu dupleks pokazuje złożoność procesów występujących podczas ich spawania. W przypadku spawania złączy stali z różnych grup materiałowych, austenitycznych i dupleks, ilość czynników decydujących o właściwościach złączy jest jeszcze większa. Wykonywanie złączy różnoimiennych jest zazwyczaj trudniejsze w stosunku do złączy ze stali tego samego rodzaju ze względu na inne właściwości mechaniczne, fizyczne i metalurgiczne łączonych elementów. Te różnice mogą pogłębiać się w wyniku nieodpowiedniego doboru materiałów dodatkowych do spawania, stąd przewidywanie właściwości złączy różnoimiennych jest bardzo trudne [43].

W dostępnej literaturze nie znaleziono wyników badań opisujących relacje pomiędzy strukturą takich złączy a ich właściwościami. Dostępne informacje dotyczące przemian strukturalnych w złączach różnoimiennych stali węglowych i dupleks [7,70,71] oraz stali austenitycznych i ferrytycznych [37,81] też nie w pełni wyjaśniają relacje pomiędzy strukturą, a właściwościami.

W praktyce przemysłowej złącza spawane stali typu dupleks ze stalami austenitycznymi są wykonywane przy zastosowaniu technik właściwych dla spawania stali typu dupleks. W przemyśle okrętowym duże znaczenie ma stosowanie wysokowydajnych technik spawalniczych. Jest to istotne przy prefabrykacji dużych sekcji. Spawanie automatyczne łukiem krytym (SAW) jest najszerzej stosowaną metodą spawania blach grubych. Pomimo ograniczeń stosowania tej metody przy spawaniu stali typu dupleks oraz stali austenitycznych, metoda ta zapewnia dużą wydajność procesu spawania oraz uzyskiwanie połączeń o najlepszej jakości. Zwiększenie wydajności procesu spawania metodą SAW wiąże się z zastosowaniem wyższych energii liniowych spawania, a co za tym idzie większym stopniem wymieszania z materiałem rodzimym oraz dłuższym czasem stygnięcia spoiny. Na ogół koncepcja jedno lub dwuścięgowego spawania blach grubych ze stali dupleks lub austenitycznych z ukosowaniem na 2Y lub bez ukosowania krawędzi jest uważana jako niewłaściwa ze względu na pogorszenie odporności korozyjnej złączy [31,33], chociaż można spotkać odmienne opinie [30]. W przypadku stali typu dupleks spawanie przy dużej energii liniowej spawania może powodować nadmierne wymieszanie stopiwa z materiałem rodzimym i przez to uzyskanie nadmiernej ilości ferrytu w złączu. Takie warunki spawania mogą również doprowadzić do wydzielania faz międzymetalicznych oraz węglików z powodu małej szybkości stygnięcia złącza.

W przypadku stali austenitycznych (np. 316L) spawanie metodą SAW z dużymi energiami liniowymi uważane jest jako niepożądane, ponieważ duża ilość wprowadzonego ciepła spawania może powodować powstanie zbyt małej ilości ferrytu w spoinie i stwarzać sprzyjające warunki do pęknięć krystalizacyjnych oraz wydzielania się faz międzymetalicznych.

Te opinie zostały ustalone na podstawie badań złączy jednorodnych stali duplex lub stali austenitycznych. Nie w pełni jednak wyjaśniono jak duży stopień wymieszania oraz jak dużą energię liniową spawania można zastosować by uzyskać złącza stali jednoimiennych o zadawalających właściwościach, które będą akceptowane przez okrętowe towarzystwa klasyfikacyjne. W przypadku spawania blach ze stali o różnych strukturach, austenitycznych i typu duplex, takich informacji w literaturze nie znaleziono w ogóle.

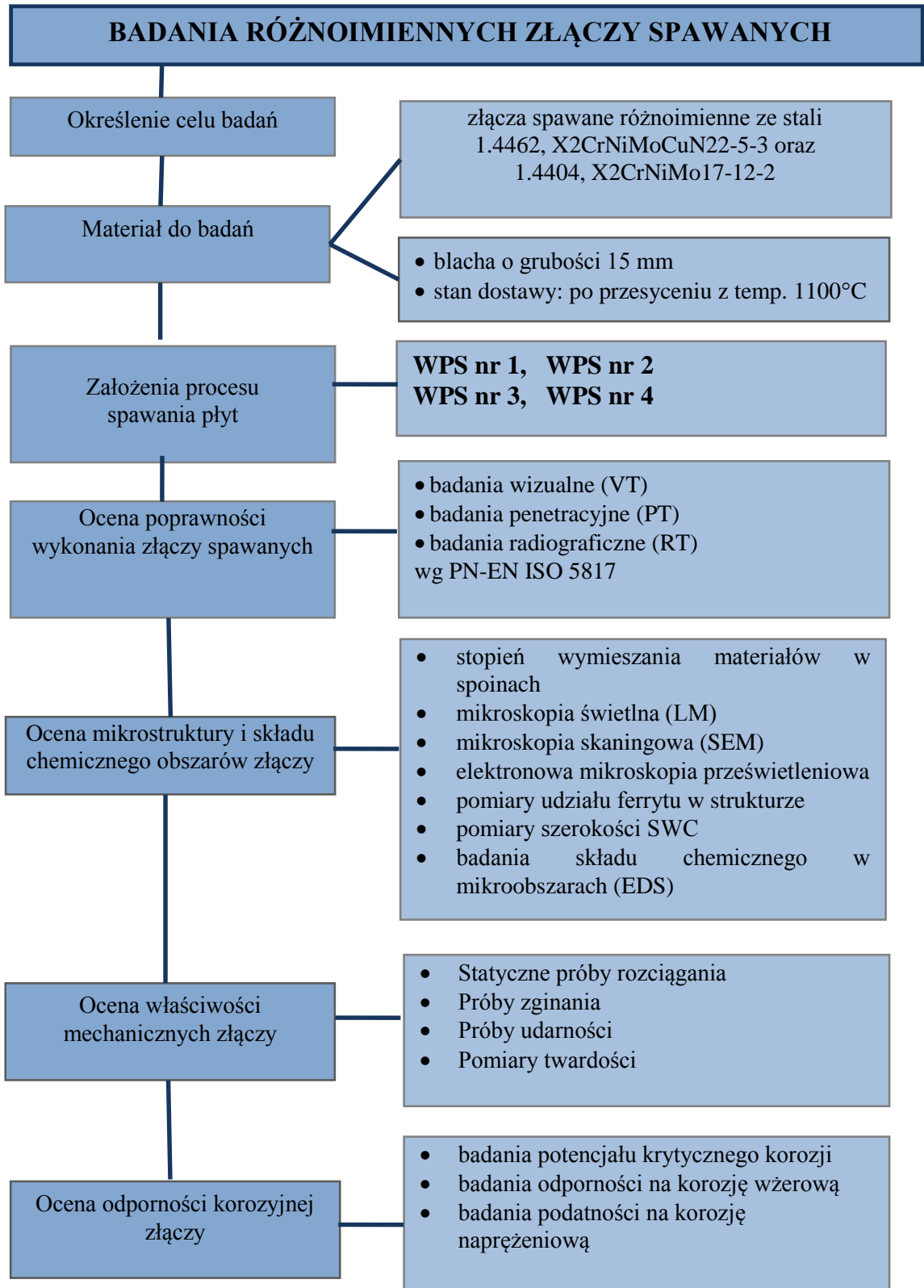
Przyjęto następującą tezę pracy:

Spawanie automatyczne łukiem krytym stali różnoimiennych, austenitycznej oraz ferrytyczno-austenitycznej typu duplex może być zastosowane do wydajnego łączenia blach grubych stosowanych w budowie konstrukcji morskich, a właściwości złączy spełnią wymagania okrętowych towarzystw klasyfikacyjnych.

Podjęta praca ma aspekt użytkowy i poznawczy. Celem użytkowym pracy jest określenie przydatności spawania automatycznego łukiem krytym do wysokowydajnego spawania blach grubych ze stali o różnych strukturach, austenitycznej oraz ferrytyczno-austenitycznej. Doświadczenia nabyte podczas realizacji pracy pozwolą na opracowanie wytycznych technologii spawania badanych blach. Celem naukowym pracy jest analiza wpływu warunków spawania stali różnoimiennych na kinetykę przemian strukturalnych w złączu, a szczególnie procesów wydzieleniowych zachodzących w spoinie oraz strefie wpływu ciepła. Ustalone zostaną zależności pomiędzy budową strukturalną, a właściwościami mechanicznymi i odpornością korozyjną złączy.

7. METODYKA BADAŃ

Dla osiągnięcia celów pracy przyjęto program badawczy, jak na rys. 7.1.



Rys. 7.1. Przyjęty program badań

7.1. Materiały użyte do badań

Do badań użyto blachy 15x1000x2000 mm ze stali duplex typu 2205, 1.4462, X2CrNiMoCuN22-5-3 wg. PN-EN 10088-2. Producent – OUTO KUMPU, świadectwo odbioru 3.1. nr 4052985.R00, wytop nr 40978. Blacha została dostarczona w stanie przesyconym z temperatury 1100°C. Skład chemiczny stali na podstawie świadectwa odbioru 3.1 oraz na podstawie kontrolnej spektralnej analizy chemicznej przedstawiono w tabeli 7.1.

Tabela 7.1. Skład chemiczny blachy ze stali duplex 2205 (1.4462), % masy

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	N
Wymagania PN EN 10088-1	max 0,03	max 1,00	max 2,00	max 0,035	max 0,015	21,0 23,0	2,50 - 3,50	4,50 6,50	0,10 0,22
wytop 40978	0,021	0,39	0,88	0,020	0,001	22,7	3,2	5,95	0,16
wg analizy kontrolnej	0,027	0,41	0,80	0,013	0,001	22,8	3,11	5,33	nie badano

Drugim kolejnym materiałem użytym w badaniach była blacha 15x1000x2000 mm ze stali austenitycznej AISI 316L, 1.4404, X2CrNiMo17-12-2, wg. PN-EN 10088-2. Producent – OUTO KUMPU, świadectwo odbioru 3.1. nr 1094324-DE, wytop nr 812843. Blacha została dostarczona w stanie przesyconym z temperatury 1100°C. Skład chemiczny stali na podstawie świadectwa odbioru 3.1 oraz na podstawie kontrolnej spektralnej analizy chemicznej przedstawiono w tabeli 7.2.

Tabela 7.2. Skład chemiczny blachy ze stali AISI 316L (1.4404), % masy

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	N
Wymagania PN EN 10088-1	max 0,030	max 1,00	max 2,00	max 0,045	max 0,015	16,5 18,5	2,0 2,5	10,0 13,0	Max 0,11
wytop 812843	0,021	0,54	1,02	0,024	0,001	16,77	2,05	10,2	0,04
wg analizy kontrolnej	0,041	0,52	1,69	0,005	0,001	17,2	2,10	9,90	nie badano

Właściwości mechaniczne blach przedstawiono w tabeli 7.3.

Tabela 7.3. Właściwości mechaniczne badanych blach ze stali dupleks 2205 i AISI 316L

Stal		R _m [MPa]	R _{p0,2 min} [MPa]	A _{min} [%]	HBW	KV (T) min [J]
Dupleks 2205 (1.4462)	wymagania PN-EN 10088-2	640-840	460	25	290	40
	świadcstwo odbioru 3.1	770	526	35	-	126
AISI 316L (1.4404)	wymagania PN-EN 10088-2	530-680	240	45	max. 217	90
	świadcstwo odbioru 3.1	577	287	56	160	-

Jako materiałów dodatkowych do spawania użyto:

- drut elektrodowy o średnicy 3,2 mm ESAB OK. Autrod 16.86 (22Cr9Ni3Mo) wg EN 10204 oraz topnik ESAB OK. Flux 10.93 SAW wg EN 760 (ściegi wypełniające)
- drut proszkowy o średnicy 1,2 mm BOEHLER CN 22/9 N-FD i gaz ochronny typu M21(82 % Ar + 18% CO₂)

Skład chemiczny drutów spawalniczych podano w tabl. 7.4.

Tabela 7.4. Skład chemiczny użytych drutów spawalniczych, % masy

Materiał (drut)	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	N
ESAB OK. Autrod 16.86	0,02	0,46	1,6	23,0	8,6	3,10	-	0,16
BOEHLER CN 22/9 N-FD	0,017	0,83	0,91	23,1	9,04	3,04	-	0,12

7.2. Wykonanie spawanych złączy próbnych

Do badań przygotowano 8 odcinków blach o wymiarach 150 x 1000 mm do wykonania 4 złączy próbnych. Odcinki usytuowane były dłuższą krawędzią równoległe do kierunku walcowania blach. Złącza przygotowano zgodnie z zaleceniami przepisów Towarzystwa Det Norske Veritas [23].

Zastosowano jeden proces spawania – automatyczne łukiem krytym pod topnikiem przy spawaniu jednym drutem (121). W złączach typu Y zastosowano jako ściegi przetopowe metodę spawania półautomatycznie drutem proszkowym (136). Technologia ta wybrana została ze względu na wysoką wydajność procesu i duże rozpowszechnienie, zwłaszcza w przemyśle stoczniowym. Parametrami zmiennymi procesu spawania były:

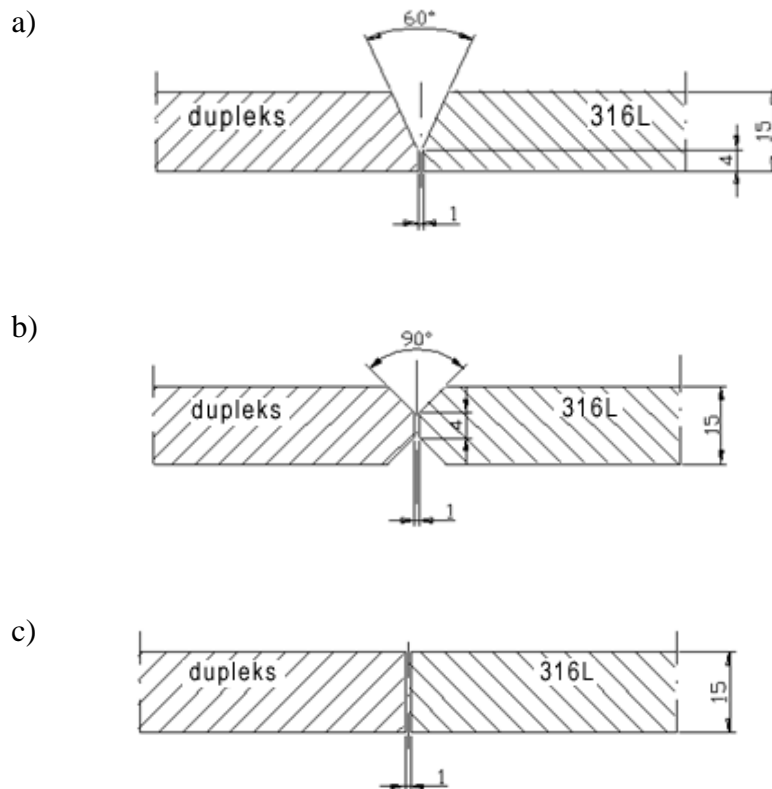
- sposób ukosowania krawędzi blach,
- energia liniowa spawania.

Wykonano 4 rodzaje złączy doczołowych:

- (1) płyty ukosowane na Y, spawanie jednostronne wielościęgowe z ograniczeniem energii liniowej do 1,5 kJ/mm,
- (2) płyty ukosowane na Y, spawanie jednostronne wielościęgowe bez ograniczenia energii liniowej łuku,
- (3) płyty ukosowanie na 2Y, spawanie dwustronne, dwuścięgowe,
- (4) płyty bez ukosowania I, spawanie dwustronne, dwuścięgowe.

Sposób przygotowania brzegów do spawania pokazano na rys. 7.2. Brzegi blach frezowano, a przed spawaniem oczyszczono przez szlifowanie ściernicą.

Złącza przygotowano zgodnie z PN-EN ISO 15614-1. Złącza spawano automatycznie łukiem krytym w pozycji podolnej przy pionowym ustawieniu elektrody. Długość wylotu swobodnego drutu elektrodowego wynosiła 25 mm. Do blach zostały przyspawane płyty wybiegowe o długości 100 mm. Kolejne ściegi spoiny układano zachowując temperaturę międzywarstwową ok. 100°C. Temperatura spoiny badana była za pomocą pirometru fotoelektrycznego. W przypadku spawania złączy ukosowanych na Y, ściegi przetopowe wykonano ręcznie drutem proszkowym metodą FCAW (136).



Rys. 7.2. Przygotowanie brzegów odcinków blach do spawania łukiem krytym; a) spoina Y, b) spoina 2Y, c) spoina I

Przed spawaniem opracowano instrukcje technologiczne spawania pWPS dla zastosowanych metod. Instrukcje pWPS zamieszczono w załączniku A. Parametry spawania oraz ilości wprowadzonego ciepła do złącza w złączach spawanych zestawiono w tabeli 7.5.

Tabela 7.5. Zestawienie parametrów spawania złączy spawanych

Ścieg	Średnica spoiwa Φ [mm]	Natężenie prądu spawania I [A]	Napięcie łuku U [V]	Metoda - Rodzaj prądu (biegunowość)	Prędkość spawania v_s [cm/min]	Ilość wprowadzonego ciepła Q [kJ/mm]
Złącze spawane nr 1						
1-2	1,2	210	28	136 - DC (+)	28,5	1,26
3-8	3,2	510	31	121 - DC (+)	80	1,21
9-10	3,2	580	31	121 - DC (+)	60	1,86
Złącze spawane nr 2						
1	1,2	220	28	136 - DC (+)	25	1,41
2	3,2	400-460	31	121 - DC (+)	65	1,11
3	3,2	480-520	31	121 - DC (+)	50	1,93
4	3,2	500-540	32	121 - DC (+)	35-37	2,80
5	3,2	470-500	34	121 - DC (+)	30	2,72
Złącze spawane nr 3						
1/1	3,2	460-500	32	121 - DC (+)	38-40	2,4
2/2	3,2	560-580	33	121 - DC (+)	30	3,48
Złącze spawane nr 4						
1/1	3,2	550-570	32	121 - DC (+)	40	2,91
2/2	3,2	560-600	33	121 - DC (+)	38-40	3,06

Ilość wprowadzonego ciepła Q obliczono z zależności podawanej przez normę PN EN 1011:

$$Q = \frac{U \times I}{v_s} \times k \quad (4)$$

k– współczynnik sprawności cieplnej procesu; k= 0,8 dla FCAW, k=1,0 dla SAW.

Jak widać z tabeli 7.5, ilość wprowadzonego ciepła istotnie się różniła dla złączy nr 1, 2 oraz 3 i 4. W złączu nr 1 spawanym jednostronnie ilość wprowadzonego ciepła wynosiła średnio 1,03 kJ/mm na jeden ścieg, w złączu nr 2 - 2,0 kJ/mm, w złączu nr 3 – 2,94 kJ/mm i w złączu nr 4 – 2,98 kJ/mm. Po spawaniu złącza zostały poddane badaniom nieniszczącym.

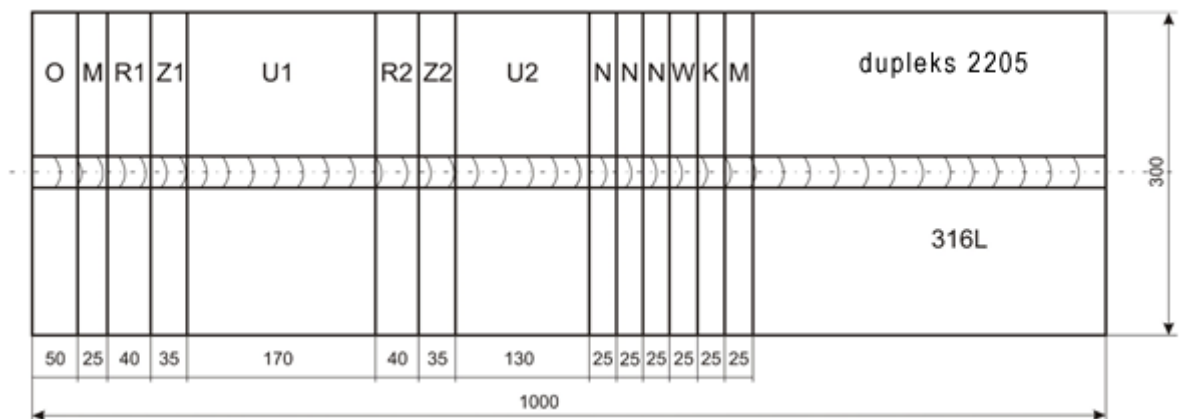
Wykonano badania wizualne VT(wg PN-EN ISO 17637: 2011), penetracyjne PT (wg PN-EN ISO 3452-1: 2013-08) oraz radiograficzne RT(wg PN-EN ISO 17636-1: 2013-06) Stwierdzono, że występujące w złączach spawanych niezgodności spawalnicze nie przekraczały wartości dopuszczalnych dla poziomu jakości B wg normy PN-EN ISO 5817 dla badań VT oraz PN-EN ISO 23277 dla badań PT i wg normy PN-EN ISO 10675-1 dla badań RT.

7.3. Preparatyka próbek

Płyty próbne cięto na pile ramowej na odcinki, z których wykonano próbki do badań, rys.7.3.

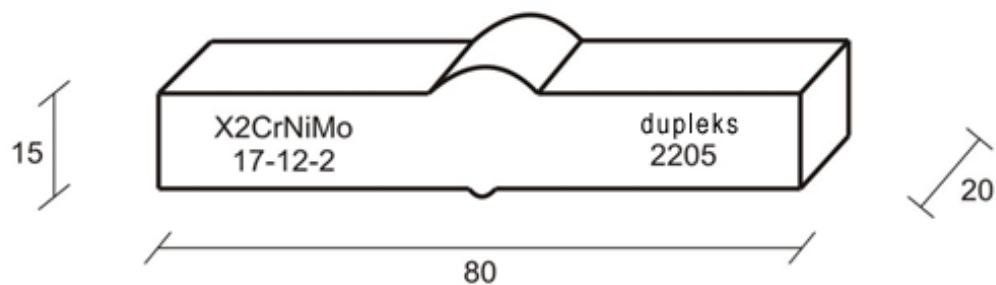
Z każdej płyty wykonano następujące próbki:

- 2 próbki do badań metalograficznych i twardości (M),
- 2 próbki do statycznej próby rozciągania (R),
- 2 próbki do prób zginania (Z),
- 21 próbek do prób udarności (U),
- 3 próbki do prób odkształcania z małą prędkością (N),
- 1 próbka do badań odporności na korozję wżerową (W),
- 1 próbka do badań odporności na korozję międzykrystaliczną (K),



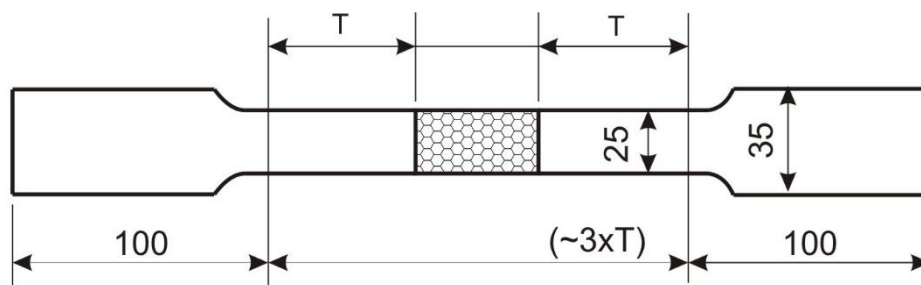
Rys.7.3. Schemat cięcia płyt próbnych

Przygotowano próbki do badań metalograficznych o wymiarach 15x20x80 mm jak na rys. 7.4. Próbki te zostały również wykorzystane do pomiarów twardości złączy.



Rys. 7.4. Próbką do badań metalograficznych

Próbki do statycznej próby rozciągania przygotowano zgodnie z zaleceniami [23] oraz PN-EN ISO 4136. Wykonano próbki płaskie (rys. 7.5) o przekroju części pomiarowej 15x25 mm. Nadlewy spoiny usunięto frezowaniem.



Rys. 7.5. Próbką do statycznej próby rozciągania złączy spawanych [23]

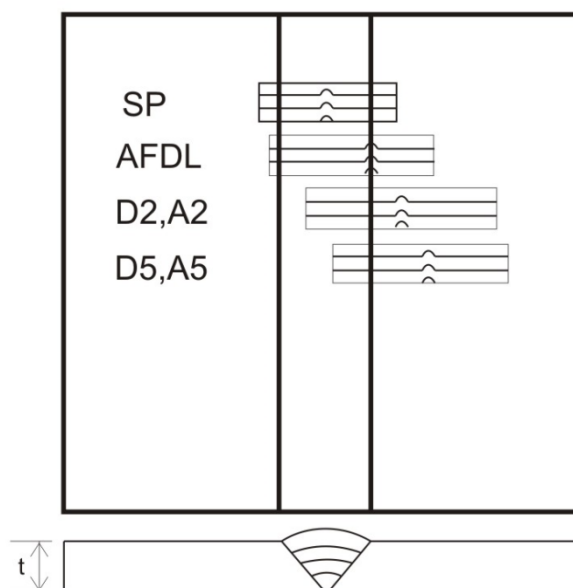
Próbki do statycznej próby zginania przygotowano zgodnie z zaleceniami [23] oraz PN-EN ISO 5173. Wykonano próbki jak na rys. 7.6 o przekroju 15 x 25x300 mm. Nadlewy spoiny usunięto frezowaniem.



Rys. 7.6. Próbką do statycznej próby zginania złączy spawanych

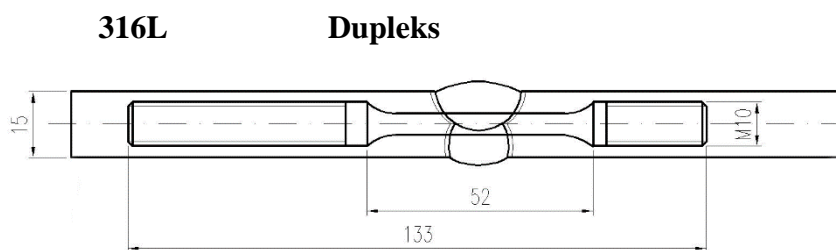
Próbki udarowościowe typu Charpy V wykonano wg PN-EN ISO 9016 oraz przepisów [23]. Z każdego złącza pobrano próbki z karbem naciętym (a) w osi spoiny, (b) w linii wtopienia, (c) 2 mm od linii wtopienia (d) 5 mm od linii wtopienia, tak jak to obrazuje rys. 7.7.

Próbki zostały pobrane po obu stronach spoiny od strony stali austenitycznej i stali typu dupleks.



Rys.7.7. Sposób pobierania próbek udarnościowych ze złącza spawanego [23]

Kształt i położenie w złączy próbek do badań korozji naprężeniowej pokazano na rys. 7.8. Wykonano próbki okrągłe z gwintowanymi końcówkami i średnicy odcinka pomiarowego 5 mm. Część pomiarowa próbek zawierała spoinę, SWC oraz materiały rodzime stali dupleks 2205 oraz stali austenitycznej 316L. Próbki przystosowane były do maszyny wytrzymałościowej odkształcania próbek z małą prędkością w środowisku korozyjnym.



Rys. 7.8. Sposób pobierania próbek do badań korozji naprężeniowej

Próbki do badań podatności złączy do korozji wżerowej oraz korozji międzykrystalicznej miały kształt i wymiary takie jak próbki do badań metalograficznych.

7.4. Badania właściwości mechanicznych

7.4.1. Statyczne próby rozciągania złączy spawanych

Statyczne próby rozciągania na dwóch próbkach pobranych z każdego złącza spawanego. Próby wykonano na maszynie wytrzymałościowej INSTRON 1195 wg PN-EN ISO 4136.

7.4.2. Statyczne próby zginania złączy spawanych

Do badań pobrano próbki płaskie poprzeczne o wymiarach 300x25x15 mm. Próby wykonano zgodnie z zaleceniami PN-EN ISO 5173 oraz przepisów DNV [23]. Po jednej próbce z każdego typu złącza poddano zginaniu z rozciąganiem lica spoiny (FBB), a drugą próbkę poddano zginaniu z rozciąganiem grani (RBB). Przyjęto średnicę trzpienia gnącego równą trzem grubościom blachy $g = 45$ mm. Złącza zginano do kąta 120°

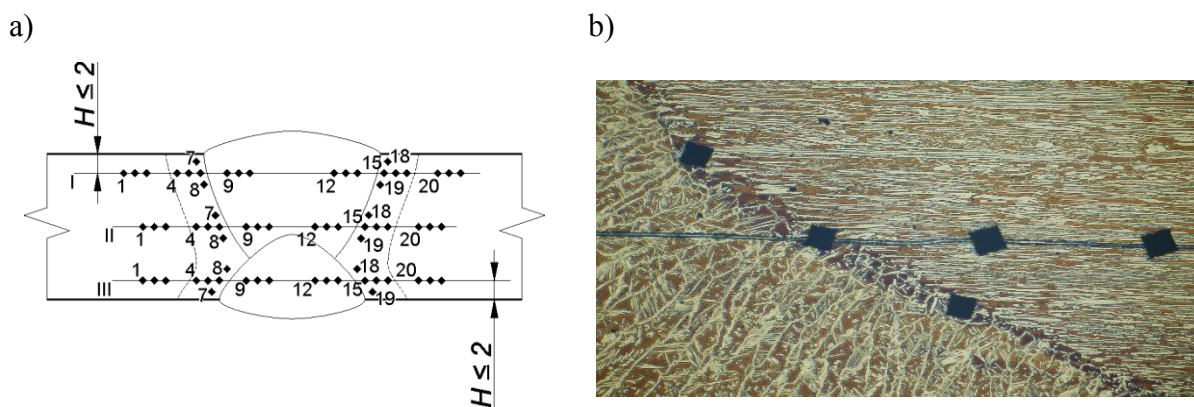
7.4.3. Próby udarności

Próby udarności przeprowadzono na próbkach poprzecznych 10x10x55 mm z karbem V wg PN-EN ISO 9016, pobranych ze złączy spawanych. Karby próbek został nacięte w osi spoiny oraz w linii przejścia, 2 mm od linii przejścia i 5 mm od linii przejścia po obu stronach spoiny (rys. 7.7). Pobrano też dodatkowo serie próbek poprzecznych z materiałów rodzimych. Próbki łamano w temperaturze -40°C . Do tej temperatury próbki ochładzano w kąpeli alkoholowej oziębianej zestalonym dwutlenkiem węgla.

7.4.4. Pomiary twardości

Pomiary twardości złączy spawanych przeprowadzono na próbkach pobranych poprzecznie do spoiny, na których przygotowano zglądy metalograficzne zawierające centralnie położony przekrój poprzeczny spoiny. Zglądy wytrawiono odczynnikami Marble's dla ujawnienia linii wtopienia i granic strefy wpływu ciepła spawania, niezbędnych dla właściwego rozmieszczenia punktów pomiaru twardości w złączach.

Pomiary twardości złączy spawanych wykonano zgodnie z normą PN-EN ISO 9015-1 twardościomierzem Brinella - Vickersa HPO-250. Badania wykonano sposobem Vickersa wg PN-EN 6507: 2007 przy obciążeniu 49 N (HV5). Czas działania obciążenia wynosił 15 s. Odciski wykonano w trzech liniach pomiarowych przechodzących przez materiał rodzimy, SWC oraz spoinę każdej z próbek. Pierwsza linia i trzecia linia znajdowały się 2 mm od powierzchni blachy, druga linia w środku złączy (rys. 7.9a). Ze względu na bardzo wąski obszar strefy wpływu ciepła pomiary twardości w tej strefie wykonano na linii pomiarowej oraz dodatkowo powyżej i poniżej linii pomiarowej (rys. 7.9b).



Rys. 7.9. Rozmieszczenie odcisków w złączy spawanym a) schemat linii pomiarowych b) rozmieszczenie odcisków w SWC

7.5. Badania struktury

7.5.1. Mikroskopia świetlna

Badania mikrostruktury złączy przeprowadzono na mikroskopie świetlnym Leica. Obserwacje przeprowadzono w liniach środkowych złączy oraz w liniach prostopadłych do linii wtopienia, przecinających linie wtopienia.

Zgłady do badań metalograficznych zostały wykonane przez szlifowanie na papierach ściernych oraz , polerowanie. Makrostrukturę złączy ujawniono za pomocą trawienia odczynnikami Marble'a ($\text{CuSO}_4 + \text{HCl} + \text{H}_2\text{O}$). W celu ujawnienia mikrostruktury zgłady trawiono odczynnikami Berah'a o składzie $\text{HCl} - 200 \text{ ml}$, $\text{H}_2\text{O} - 1000 \text{ ml}$, $\text{K}_2\text{S}_2\text{O}_5$ 0,5-1,0 g na 100ml roztworu. W wyniku trawienia tym odczynnikami ferryt ulega zabarwieniu na kolor ciemnobrązowy, natomiast austenit pozostaje jasny.

Obserwacje struktur przeprowadzono w osiach spoin, strefach przejścia, SWC i w obszarze materiału rodzimego wystarczająco odległym od strefy przejścia spoin, aby wykluczyć oddziaływanie na strukturę ciepła spawania. Przy doborze linii obserwacji kierowano się potrzebą ujawnienia różnic w strukturach złączy w obszarach wyżarzonych i niewyżarzonych ciepłem wprowadzonym przy układaniu kolejnych warstw spoiny.

7.5.2. Metalografia ilościowa

Metody metalografii ilościowej wykorzystano do określenie udziału faz w spoinach oraz strefach wpływu ciepła złączy. Pomiary wykonano na przekrojach poprzecznych w 3 liniach, 1 – od strony pierwszego ściegu spoiny, S – w linii środkowej, 2 – od strony drugiego ściegu spoiny.

Badania przeprowadzono dwoma metodami:

- Z wykorzystaniem komputerowego programu do analizy obrazu MultiScan zgodnie z zaleceniami ASTM E1245.
- Metodą siatki zgodnie z normą ASTM E562. Siatkę w postaci kwadratu nakładano na fotografie mikrostruktury i zliczano ilość punktów przypadającą na analizowaną fazę (P_i), korzystając z zależności $P_p(i) = \frac{P_i}{P_T} \cdot 100\%$ obliczano procentowy udział punktów siatki, które przypadały na daną fazę ($P_p(i)$) w stosunku do całkowitej liczby punktów siatki (P_T), a następnie z zależności $V_v = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n P_p(i)$ obliczano udział danej fazy.

7.5.3. Pomiary zawartości ferrytu

Poza metodą metalografii ilościowej do pomiarów zawartości ferrytu w materiale rodzimym, SWC oraz w spoinie wykorzystano przenośny ferrytoskop firmy Fisher MP30 (rys.7.10).



Rys. 7.10. Ferrytoskop Fisher MP30 wykorzystany w badaniach

Przenośny ferrytoskop służy do pomiaru zawartości ferrytu w spoinach, warstwach platerowych w stali austenitycznej oraz duplex a także do określania ilości martenzytu w stalach austenitycznych. Przyrząd wykorzystuje metodę opartą na pomiarze indukcji magnetycznej. Zawartość ferrytu wyliczana jest z przenikalności magnetycznej badanego materiału. Wyniki mogą być podawane w procentach lub w numerach / liczbie ferrytycznej (Ferrite Number - FN) [72]. Po wyskalowaniu przyrządu za pomocą głowicy pomiarowej zmierzono zawartość ferrytu na wypolerowanej powierzchni przekrojów czterech złączy.

7.5.3. Elektronowa mikroskopia skaningowa i mikroanaliza rentgenowska

Badania wykonano na skaningowym mikroskopie elektronowym PHILIPS XL z przystawką do mikroanalizy rentgenowskiej składu chemicznego (EDS). Określano skład chemiczny w mikroobszarach o powierzchni 400x400 μm . Na przekroju poprzecznym każdego złącza wykonano badania wzdłuż linii środkowej. Określano zawartości chromu, niklu i molibdenu. Celem badań było ujawnienie stopnia wymieszania materiałów podstawowych i stopiwa w zależności od sposobu przygotowania krawędzi blach oraz zastosowanych parametrów spawania.

Mikroskopia skaningowa zastosowana była również do analizy fraktograficznej przełomów próbek udarnościowych oraz do identyfikacji szczegółów badanych mikrostruktur.

7.5.4. Transmisyjna mikroskopia elektronowa

Badania strukturalne przeprowadzono na mikroskopie transmisyjnym JEOL 100B o napięciu przyspieszającym 100 kV. Cienkie folie przygotowywano poprzez ścienianie elektrolityczne wyciętych mechanicznie próbek w odczynniku 8A firmy Struers. Ze względu na duże koszty badań i ich pracochłonność przeanalizowano budowę strukturalną i dokonano analizy fazowej tylko dla jednego złącza numer trzy i cztery.

7.6. Badania odporności na korozję

7.6.1. Badania potencjału krytycznego korozji

Badania potencjału krytycznego korozji przeprowadzono na przekrojach poprzecznych złączy spawanych. Polerowane przekroje poprzeczne złączy spawanych odtłuszczano za pomocą acetonu cz.d.a. Pozostałe powierzchnie pokryto warstwą żywicy epoksydowej. Połączenie elektryczne próbek zapewniały przewody miedziane w izolacji z tworzywa sztucznego zakleszczone w otworach wywierconych w próbkach. Badania przeprowadzono w środowisku 3% wodnego roztworu chlorku sodowego NaCl.

Próbki umieszczano w zlewce o pojemności 600 ml na głębokości ok. 20 mm poniżej lustra roztworu. Elektroda pomocniczą była otaczająca próbkę siatka wykonana z platynowanego tytanu. Elektroda referencyjną była nasycona elektroda kalomelowa (NEK) umieszczona w kluczu elektrolitycznym, którego kapilarne zakończenie podczas pomiaru znajdowało się w pobliżu powierzchni badanej próbki. Badania przeprowadzono w temperaturze 25 C +/- 1 °C. Podczas badania roztwór był mieszany z prędkością obrotową 50 obr/min za pomocą mieszadła magnetycznego. Pomiar polaryzacyjny wykonano za pomocą przyrządu 9131 Electrochemical Interface sterowanego za pośrednictwem programu

Uepdd.

Parametry ustawienia przyrządu: tryb pracy: polaryzacja potencjodynamiczna z wykorzystaniem schodkowej zmiany wartości potencjału; szybkość przesuwu wartości potencjału 25 mV/min; krok potencjałowy 12,5 mV. Potencjałem początkowym był potencjał korozyjny; polaryzacja anodowa. Czas ekspozycji każdej próbki przed badaniem wynosił 10 minut.

7.6.2. Badania odporności złączy na korozję wżerową

Badania przeprowadzono wg normy ASTM G 48-92A. Wykonując próbę G 48-92 A, którą określa się odporność korozyjną stali nierdzewnych na korozję wżerową występującą w środowisku utleniającym zawierającym jony chlorkowe. Jako środowisko korozyjne zastosowano 6% (wag.) wodny roztwór FeCl₃. Ze złączy próbnych wycięto próbki do badań korozyjnych o przekroju prostokątnym, 15x80x20 mm. Objętość roztworu była tak dobrana, aby zapewnić co najmniej 20 ml roztworu przypadającego na 1 cm² powierzchni próbki. Temperatura próby wynosiła 22°C +/- 1°. Czas ekspozycji w środowisku korozyjnym wynosił 24 godziny. Po zważeniu i udokumentowaniu fotograficznym próbek po 24 godzinach kontynuowano test przez kolejne 48 godzin.

Przed zanurzeniem dwie przeciwległe powierzchnie próbki, zawierające przekrój poprzeczny spoiny, zostały zeszlifowane i wypolerowane, a następnie cała próbka została poddana zabiegowi mycia w myjce ultradźwiękowej przez 15 min., po czym została odtłuszczona w metanolu i wysuszona.

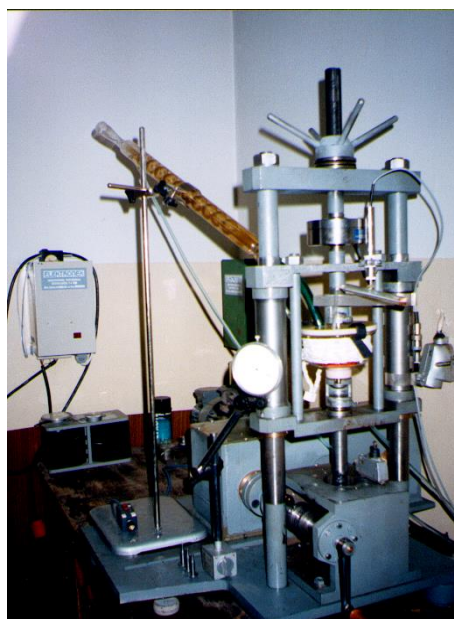
Próbki zważono na wadze analitycznej z dokładnością do 0,0001 g przed zanurzeniem oraz po czasie ekspozycji 24 i 72 godziny.

Miarą odporności na korozję wżerową był ubytek masy próbki oraz charakterystyka uszkodzeń powstałych w wyniku działania korozji. Zgodnie z zaleceniami przepisów DNV [10] ubytek masy próbki większy niż 20 mg po ekspozycji w czasie 24 godzin uznawano za nieakceptowalny poziom odporności na korozję wżerową.

7.6.3. Badania podatności złączy na korozję naprężeniową

Próba odkształcania z małą prędkością przeprowadzono zgodnie z PN-EN ISO 7539-7 oraz ASTM-G 36 (metoda SSRT - Slow Strain Rate Test). Próba polega na stopniowym zwiększaniu obciążenia przy kontrolowanym przyroście wydłużenia próbki. Próbki umieszcza się w środowisku agresywnym specyficznym dla danego materiału. Korozja naprężeniowa ujawnia się tylko w określonym zakresie prędkości odkształcania i dlatego stosuje się ją zazwyczaj w przedziale od 10⁻⁴ do 10⁻⁷ s⁻¹. Próba zawsze daje wynik pozytywny, ponieważ jest prowadzona aż do rozerwania próbki.

Próby korozyjne zostały przeprowadzone w laboratorium Katedry Inżynierii Materiałowej i Spajania na Wydziale Mechanicznym Politechniki Gdańskiej. Aby umożliwić przeprowadzanie prób w środowisku wrzącego roztworu $MgCl_2$ (chlorku magnezowego), wykonano dodatkowy osprzęt maszyny w postaci podgrzewanej szklanej komory, która pozwala na utrzymanie stałej temperatury roztworu w czasie wykonywania próby. Widok stanowiska do prowadzenia prób przedstawiono na rys. 7.11.



Rys. 7.11. Stanowisko do próby odkształcania z małą prędkością z oprzyrządowaniem do prób w środowisku gorącego $MgCl_2$

Badania podatności na naprężeniowe pękanie korozyjne złączy spawanych różnoimiennych przeprowadzono w środowisku wrzącego 35% roztworu $MgCl_2$ o temperaturze $125^{\circ}C$ przy prędkości odkształcenia ok. $2,2 \times 10^{-6} s^{-1}$. Dodatkowo przeprowadzono rozciąganie próbek w środowisku obojętnym gliceryny o temperaturze $125^{\circ}C$, w celu porównawczym, dla określenia zmniejszenia plastyczności próbek obrazującego udział korozji naprężeniowej w niszczeniu próbek.

Próbkę wraz z naczyniem szklanym montowano w uchwytach zrywarki, a następnie naczynie napełniano gorącym roztworem $MgCl_2$. Po włączeniu grzałek i ustabilizowaniu założonej temperatury testu rozpoczynano rozciąganie próbek z ustaloną prędkością. W czasie testów rejestrowano siłę (F) oraz wydłużenie próbki (A). Po zakończeniu próby mierzono przewężenie (Z) w miejscu zerwania próbek oraz obliczano energię zużyta do zerwania próbki (E).

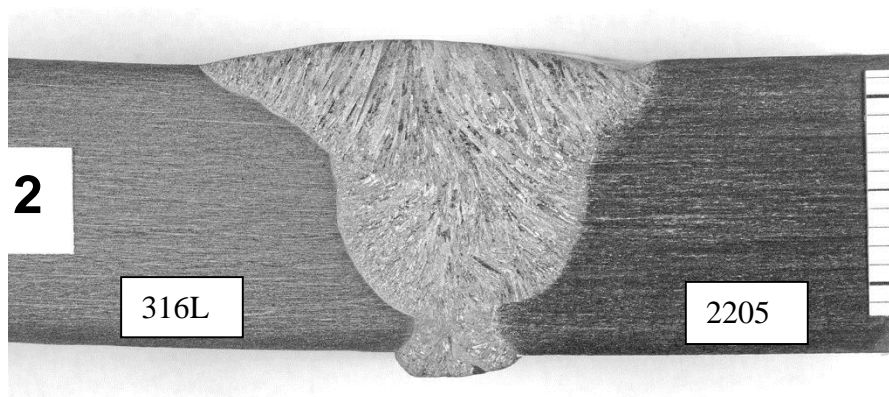
8. WYNIKI BADAŃ

8.1. Wyniki badań metalograficznych makroskopowych

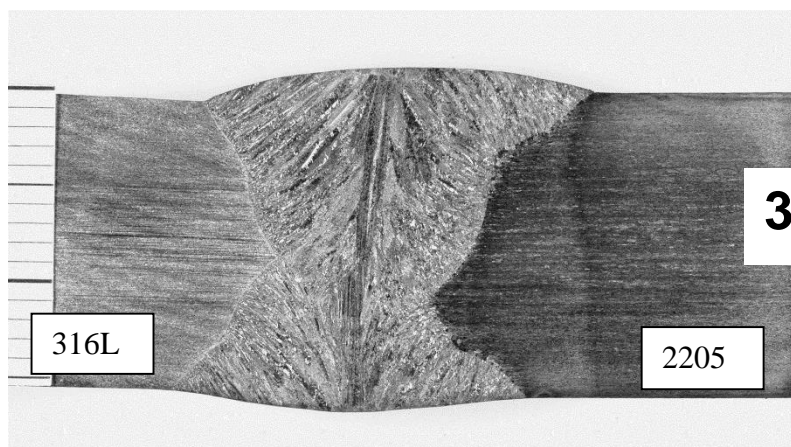
Na zglądach wykonano badania metalograficzne makroskopowe dla całego przekroju złączy. W badaniach stwierdzono uzyskanie poprawnej geometrii spoin. Stwierdzono również niezgodność w postaci dużego odkształcenia złącza nr 1, jednak, złącze to zaakceptowano do dalszych badań. Złącza charakteryzują się metaliczną ciągłością, brakiem pęknięć, wtrąceń i podtopień. Obrazy makroskopowe przekrojów złączy pokazano na rys. 8.1 – 8.4.



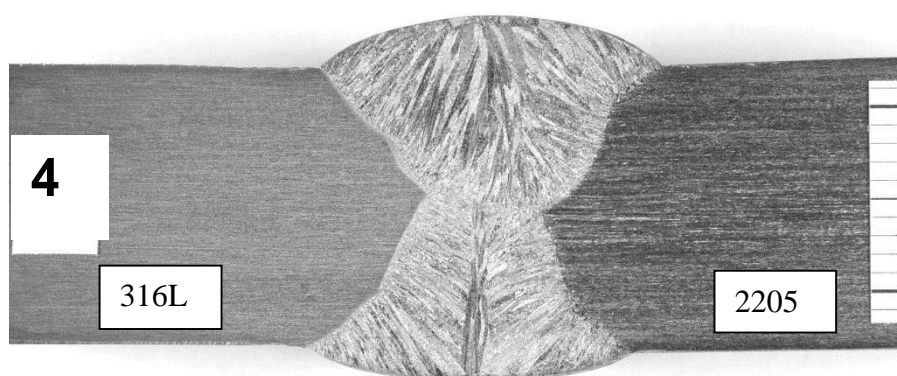
Rys. 8.1. Obraz makroskopowy złącza 1 – typu „Y”



Rys. 8.2. Obraz makroskopowy złącza 2 – typu „Y”



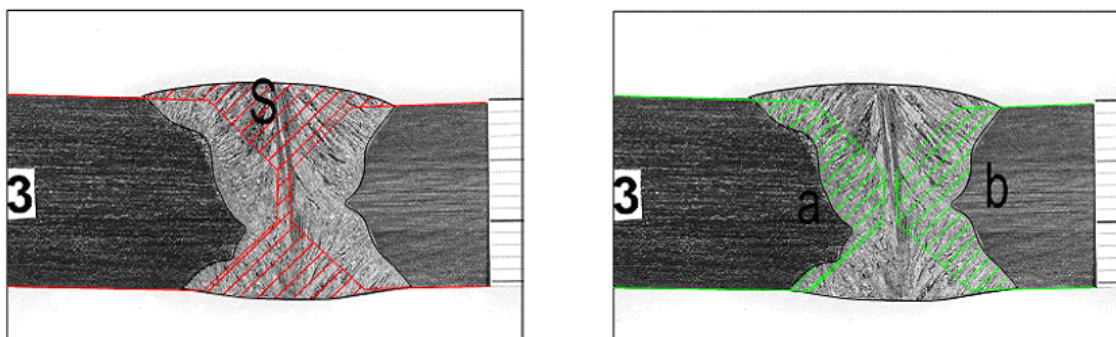
Rys. 8.3. Obraz makroskopowy złącza nr 3 – typu „2Y”



Rys. 8.4. Obraz makroskopowy złącza nr 4 typu „I”

8.1.1. Obliczenie stopnia wymieszania materiałów

Stopień wymieszania materiału dodatkowego oraz materiału rodzimego spawanych stali obliczono z zależności geometrycznych pól powierzchni określonych na przekroju poprzecznym spoiny [3]. Rysunek 8.5 ilustruje przykładowy sposób obliczania wymieszania materiałów w spoinie. W tabeli 8.1 zestawiono wyniki pomiarów.



Rys. 8.5. Obraz makroskopowy złącza nr 3, a) udział stopiwa S, b) udział materiałów spawanych

Stopień wymieszania obliczono wg wzoru [97]:

$$(S) = \frac{a + b}{a + b + s} \cdot 100\% \quad (5)$$

a – udział metalu a

b – udział metalu b

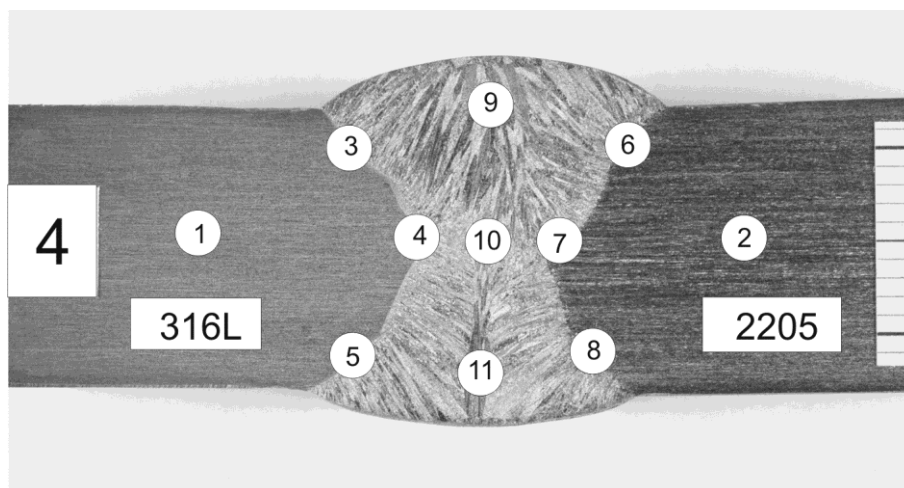
s – udział metalu s (spoiwa)

Tabela 8.1 Stopień wymieszania materiałów w spoinach badanych złączy

Nr złącza	a [mm ²]	b [mm ²]	s [mm ²]	Stopień wymieszania (S)[%]
1	58,7	57,2	115,9	50,1
2	54,6	59,5	112,9	50,2
3	47,6	63,5	101,4	52,9
4	75,5	84,4	71,5	69,0

8.2. Wyniki badań metalograficznych mikroskopowych (LM)

Na przygotowanych zglądach przeprowadzono obserwacje mikroskopowe w charakterystycznych obszarach złączy spawanych. Obserwacje wykonano w 11 obszarach złączy spawanych jak pokazano przykładowo na rys. 8.6.

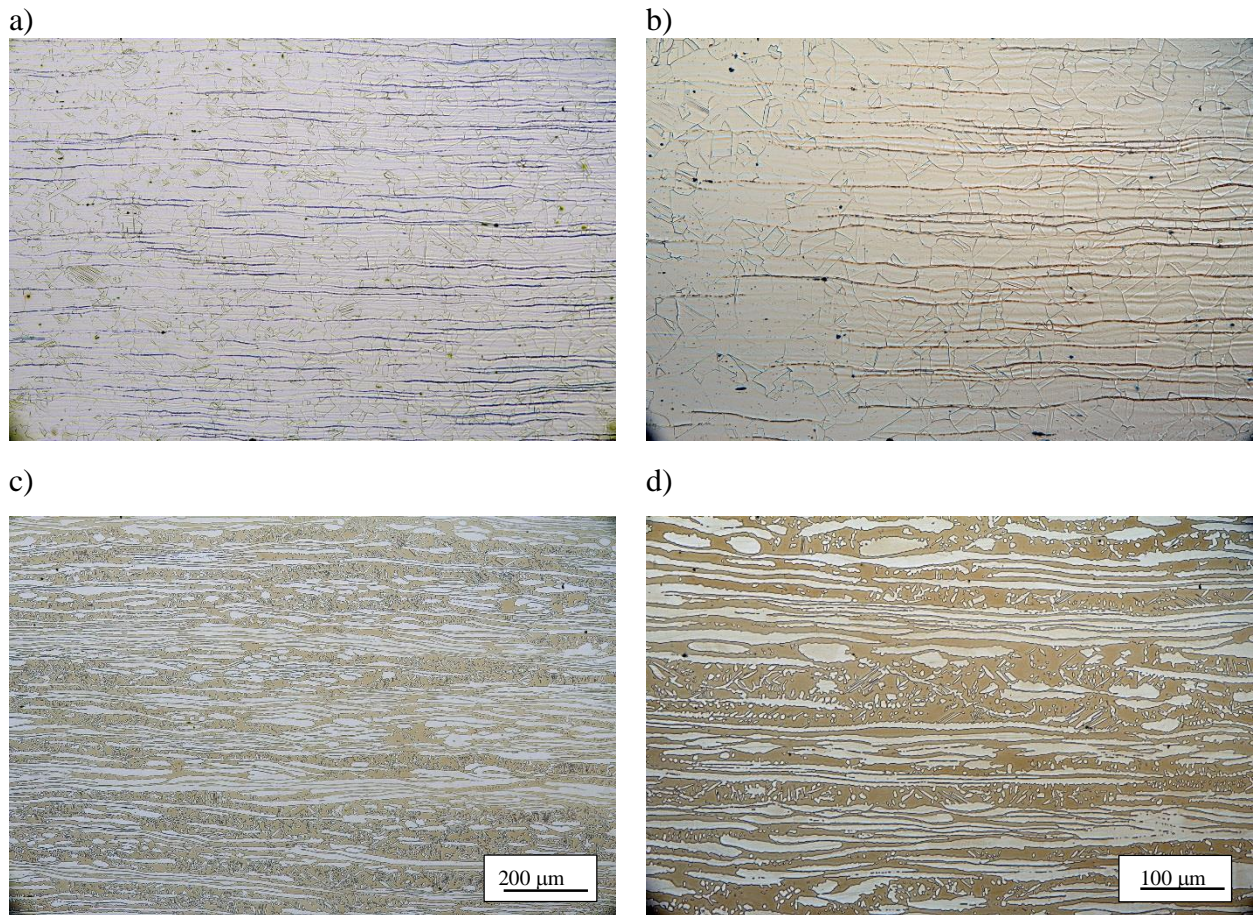


Rys. 8.6. Obszary złączy spawanych, w których wykonano zdjęcia mikrostruktury

W obszarze materiału rodzimego stali duplex (2) widoczna jest struktura ferrytyczno –austenityczna o charakterystycznej pasmowej budowie powstała podczas przeróbki plastycznej (walcowania) blachy, rys. 8.7. Zastosowany odczynnik do trawienia nie ujawnia

w pełni granic ziaren w obszarach ferrytycznych i austenitycznych. Udział obu faz wynosi ok. 48/52% (ferryt/austenit).

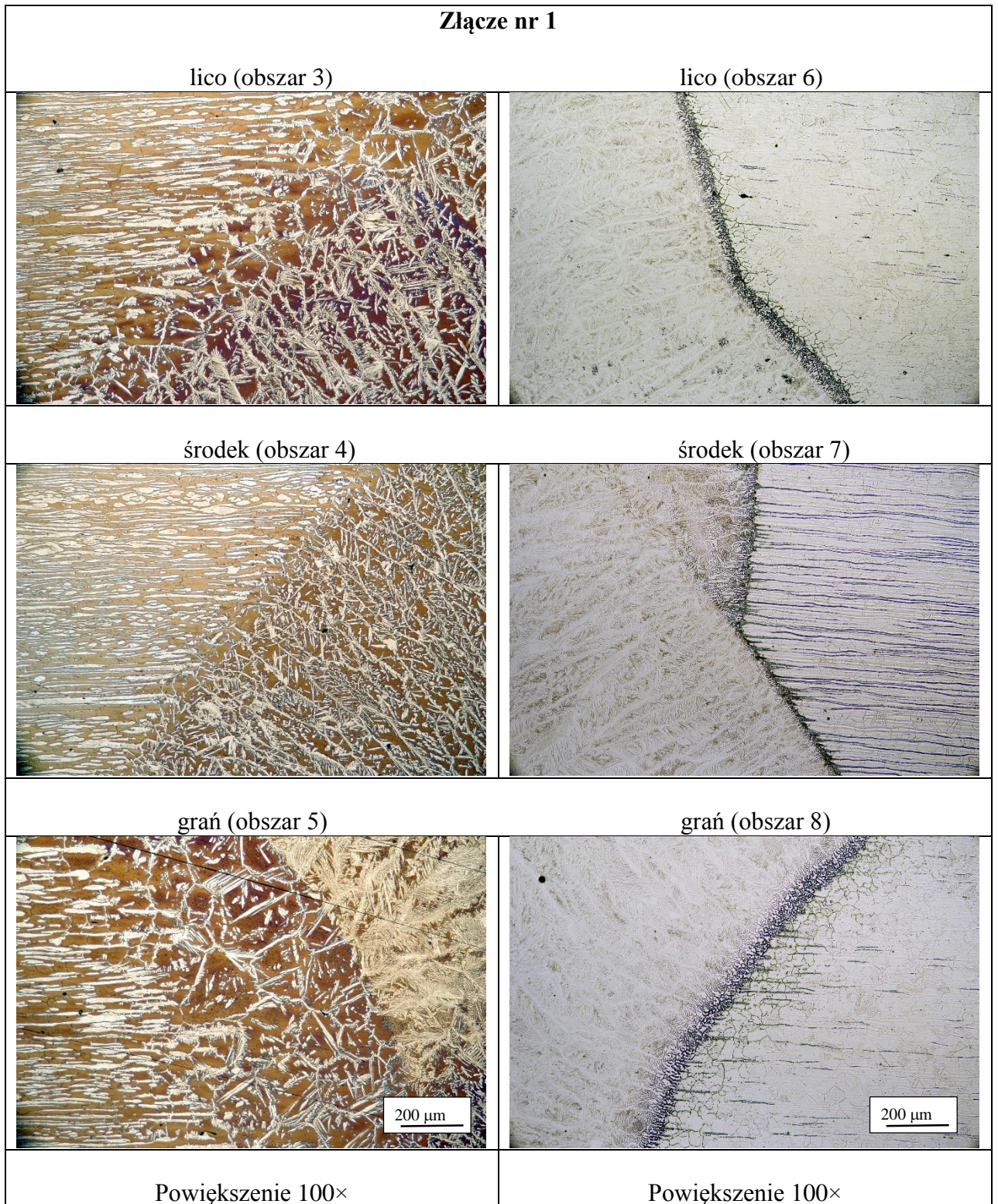
Mikrostruktura materiału rodzimego stali AISI 316L (1) charakteryzuje się drobnoziarnistą strukturą austenityczną o regularnych ziarnach, bez śladów zgniotu. Widoczne są liczne wąskie pasma ferrytu δ ułożone wzdłuż kierunku walcowania blachy.



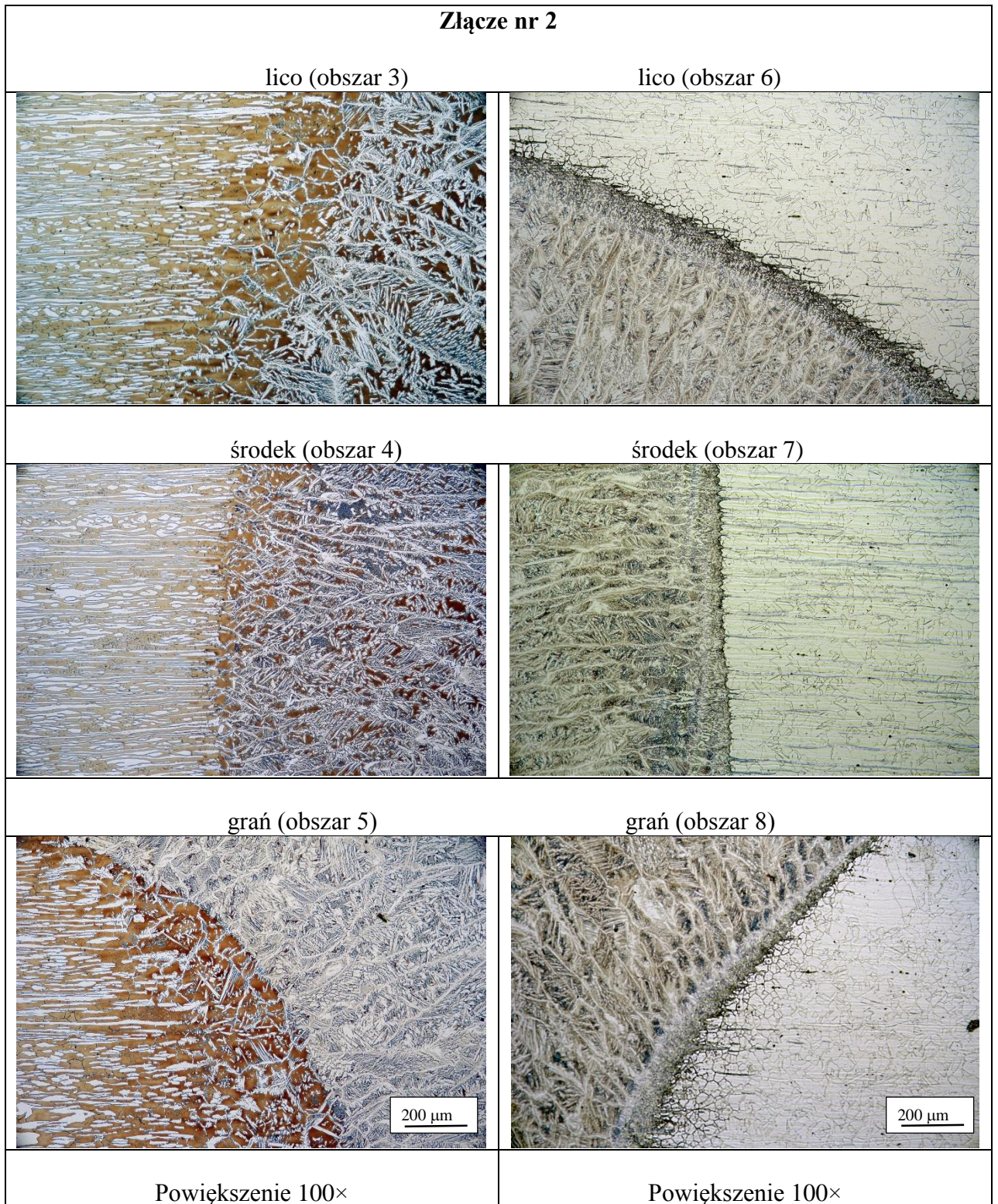
Rys. 8.7. Struktura materiału rodzimego złączy; a), b) stal AISI 316L, c), d) stali duplex 2205
Pow. 100 \times i 200 \times

Badania mikrostruktury złączy przeprowadzono na mikroskopie świetlnym Leica na próbkach do badań metalograficznych. Obserwacje struktur przeprowadzono w osiach spoin, strefach przejścia, SWC i w materiale rodzimym. Przy doborze linii obserwacji kierowano się potrzebą ujawnienia różnic struktur złączy w obszarach wyżarzonych i niewyżarzonych ciepłem wprowadzonym przy układaniu kolejnych warstw spoiny.

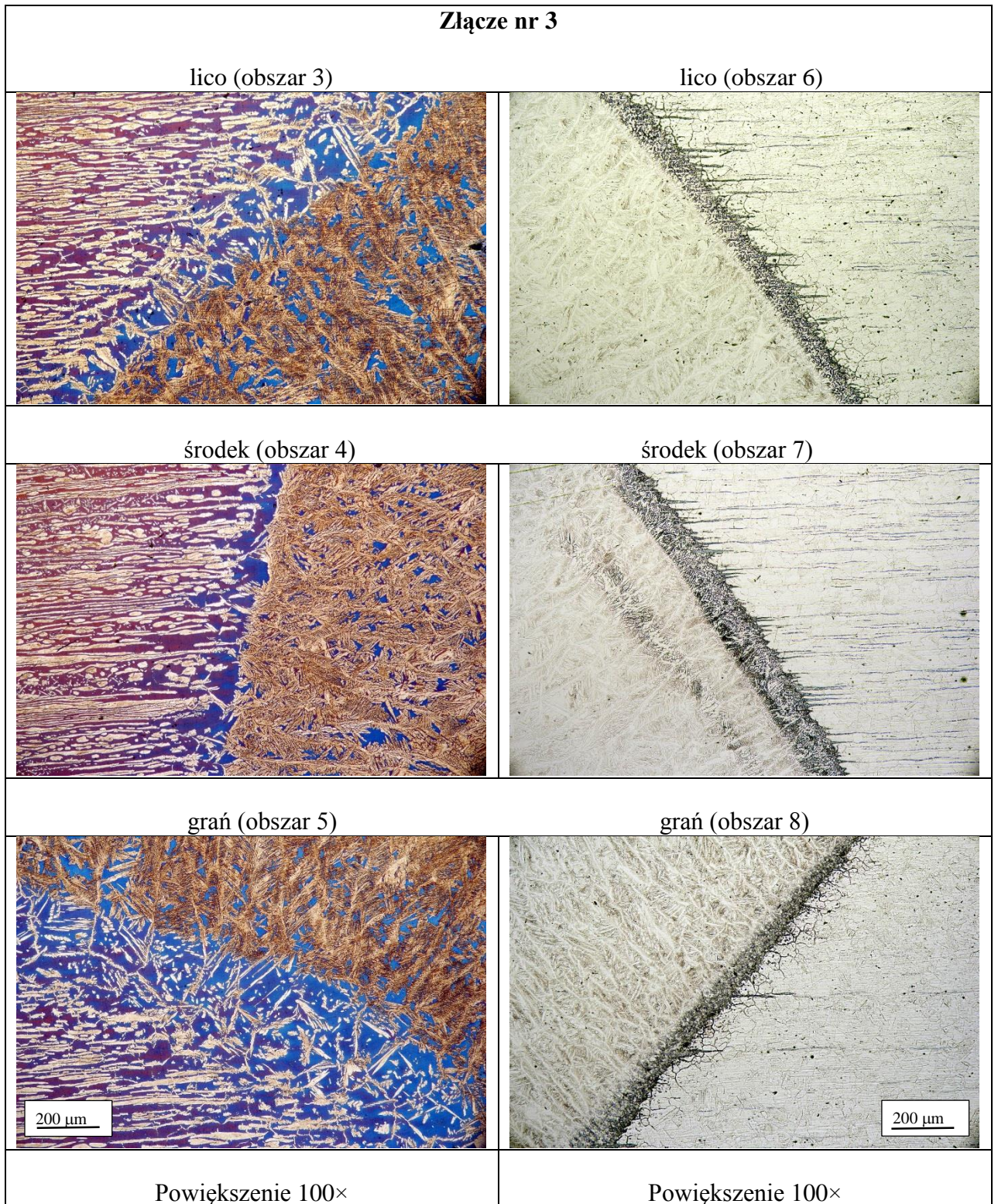
Przykładowe obrazy mikrostruktur złączy obejmujących strefy wpływu ciepła w obszarach 3,4,5,6,7,8 (z rys. 8.6) przedstawiono na rys. 8.8 - 8.11.



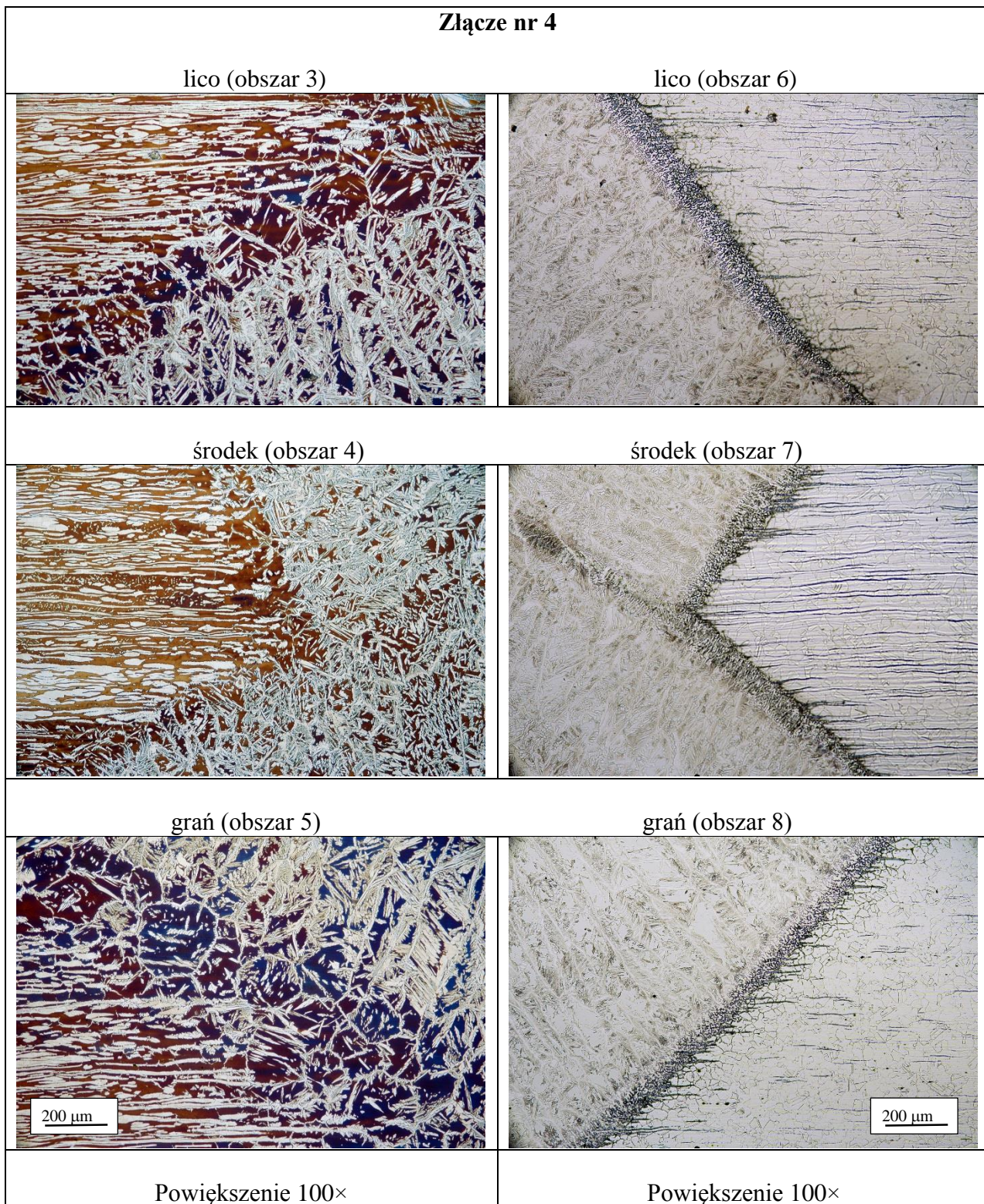
Rys. 8.8. Mikrostruktury złącza nr 1 w obszarach 3, 4, 5 oraz 6, 7, 8 wg opisu z rys. 8.6



Rys. 8.9. Mikrostruktury złącza nr 2 w obszarach 3, 4, 5 oraz 6, 7, 8 wg opisu z rys. 8.6



Rys. 8.10. Mikrostruktury złącza nr 3 w obszarach 3, 4, 5 oraz 6, 7, 8 wg opisu z rys. 8.6

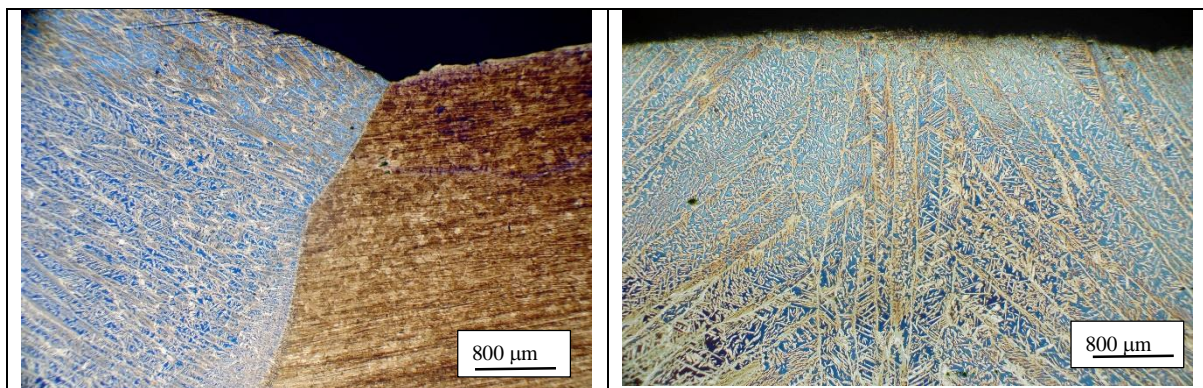


Rys. 8.11. Mikrostruktury złącza nr 4 w obszarach 3, 4, 5 oraz 6, 7, 8 wg opisu z rys. 8.6

Obserwacje wykazały, iż po obu stronach złącza występują bardzo wąskie strefy wpływu ciepła. Szerokość SWC od strony stali duplex waha się w granicach od ok. 100 do 500 μm natomiast po stronie stali austenitycznej szerokość SWC wykazuje stałą szerokość w zakresie 150-250 μm . Wysokie energie liniowe spawania złącza nr 3 i 4 nie spowodowały istotnego zwiększenia szerokości SWC w stosunku do SWC złącza 1 i 2 spawanych niskimi energiami liniowymi.

Struktury spoin złącza nr 1 i złącza nr 4 spawanymi różnymi energiami pokazano na rys. 7.13 i 7.14. Na rys 7.13 widać różnice w budowie strukturalnej obszarów lica, środka grubości i grani spoiny. Na tle ciemnej osnowy ferrytycznej widoczne są jasne wydzielania austenitu, które można podzielić na: (I) iglaste wydzielania austenitu ułożone wzdłuż dendrytycznych granic ziaren ferrytu, (II) wydzielania austenitu wewnątrz ziaren ferrytu, oraz (III) wydzielania austenitu w układzie Widmanstättena – jest to tzw. austenitu wtórny (γ_2), który powstaje w następstwie wtórnych cykli cieplnych.

Spoina po zakrzepnięciu, poniżej temperatury solidus wykazuje strukturę czysto austenityczną. Wraz z dalszym obniżaniem temperatury rozpoczyna się przemiana $\alpha \rightarrow \alpha + \gamma$. Przemiana ta rozpoczyna się w temperaturze ok. 1300°C [50,84], a jej kinetyka jest uzależniona i kontrolowana dyfuzją składników stopowych. Ilość ciepła wprowadzonego podczas spawania uzależnia czas przebywania materiału spoiny w zakresie temperatur odpowiadających występowaniu struktury ferrytu. W takich warunkach materiały polikrystaliczne dążą do zmniejszenia swojej energii swobodnej poprzez zmniejszanie sumarycznej powierzchni granic ziarn. Im dłuższy czas przetrzymywania stopu w wysokiej temperaturze, tym większa tendencja do rozrostu ziarn. Taką prawidłowość obserwowano w badanych złączach. Kolumnowe dendryty ferrytu w spoinie złącza nr 1 – spawanego niskimi energiami liniowymi – są dużo mniejsze w porównaniu do kolumn ferrytu w spoinie złącza nr 4, rys. 8.12



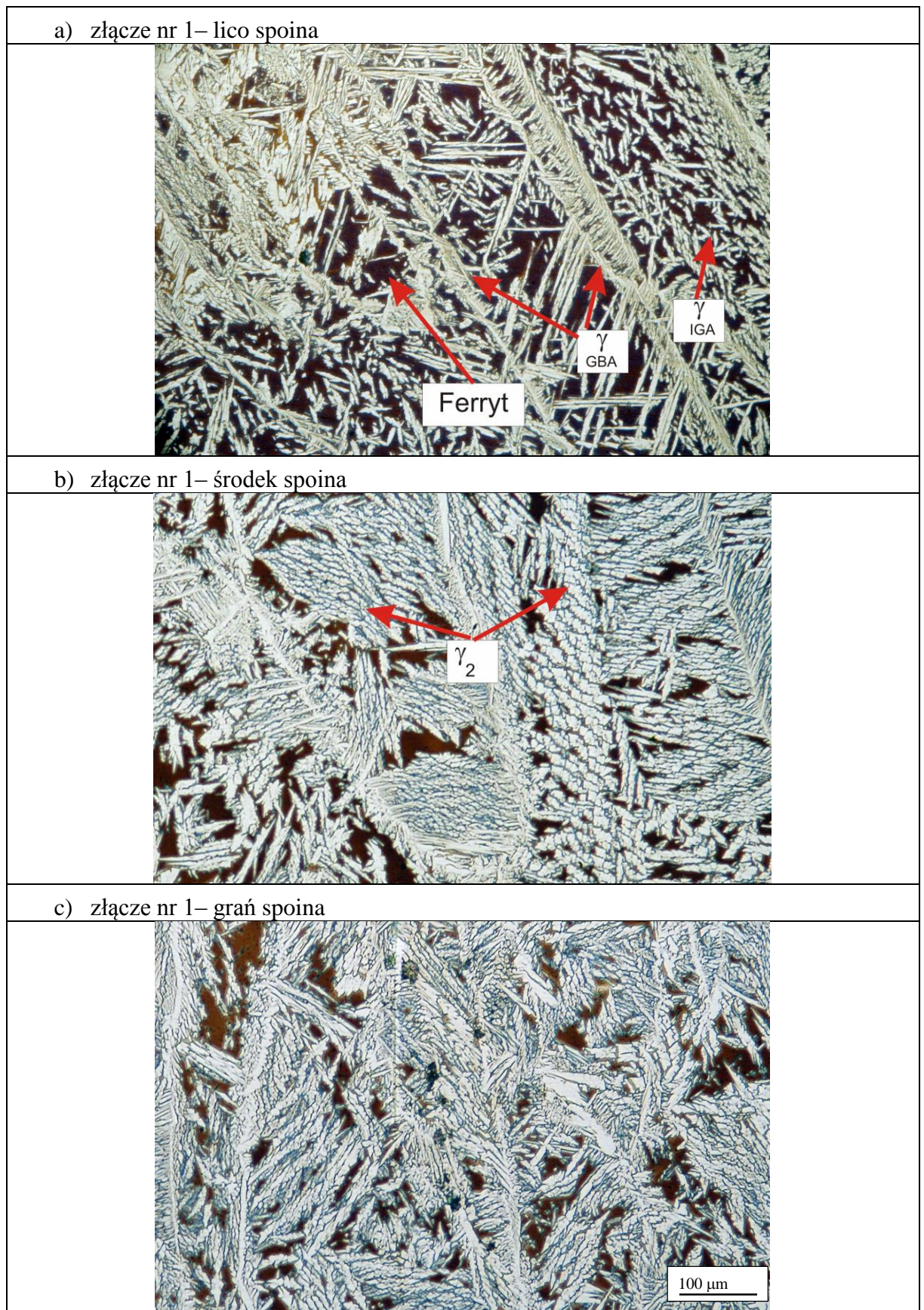
Rys. 8.12. Dendrytyczna budowa ściegów licowych; a) złącze nr 1, b) złącze nr 4. Pow. 25x

Poniżej temperatury 1300°C następuje wzrost fazy γ , która zarodkuje na granicach ziaren ferrytu i rozrasta się dopasowując się do kształtu ziaren i tworząc ciągłą siatkę. Ograniczony rozrost austenitu w kierunku prostopadłym do granicy ziaren ferrytu wynika z ograniczonej dyfuzji składników stopowych wzdłuż niekoherentnej granicy. Zarodkowanie wewnątrz ziaren ferrytu ułatwione jest dzięki obecności licznych defektów struktury krystalicznej.

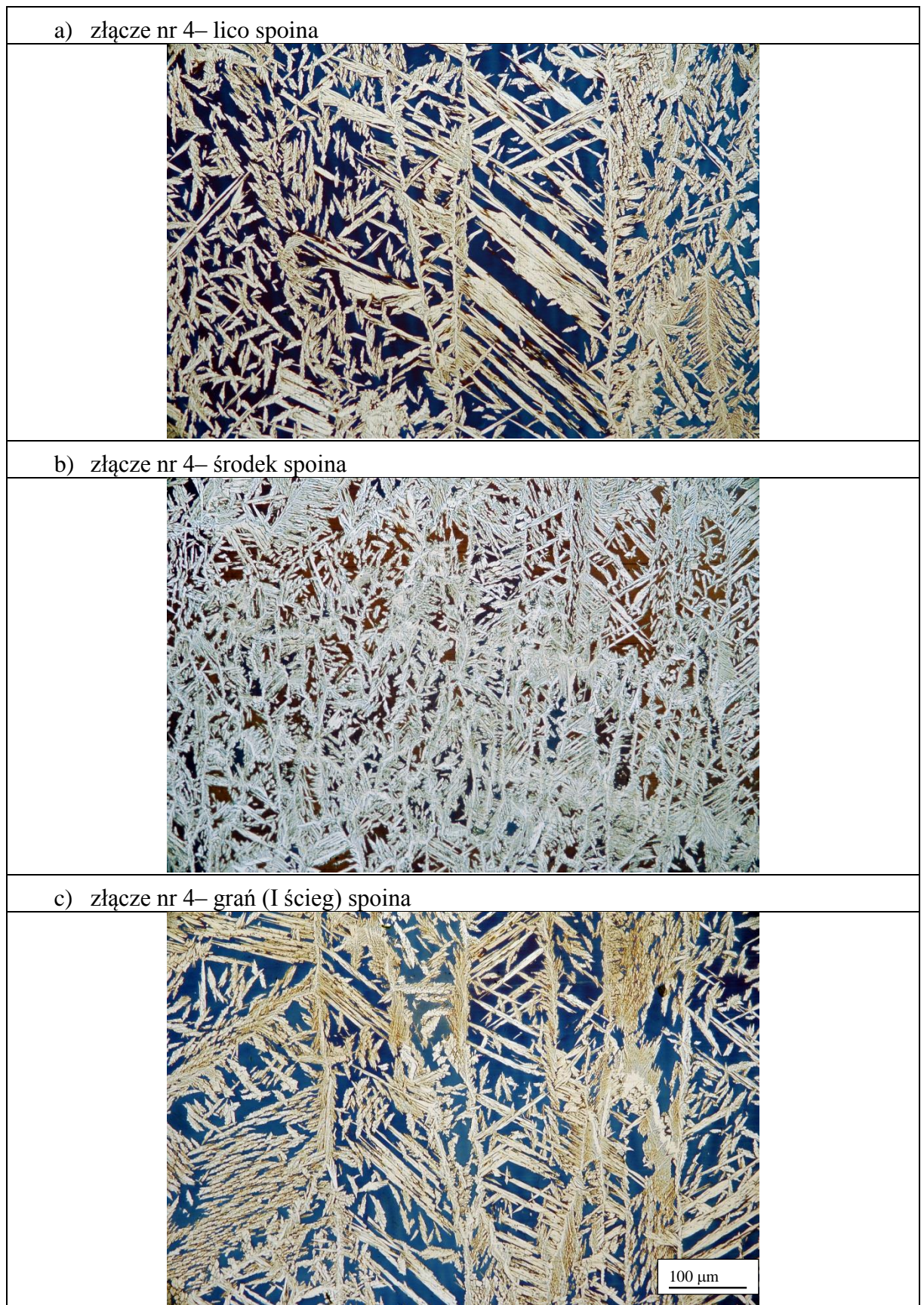
Austenit wtórny γ_2 pojawia się w mikrostrukturze spoiny jak również w SWC po nagrzaniu do temperatur poniżej 1300°C. Proces ten związany jest z dużą termodynamiczną niestabilnością ferrytu stopowego w podwyższonych temperaturach. Austenit wtórny występuje zarówno na granicach ziaren α oraz wewnątrz ziaren ferrytu. Skupiska fazy γ_2 mają budowę w układzie Widmanstättena i powstają w wyniku przemiany dyfuzyjnej. Zauważono, że austenit wtórny zarodkujący na granicach ziaren α rozrasta się szybciej niż γ_2 zarodkujący wewnątrz ziaren α [89,90]. Zwiększenie czasu wyżarzania bądź wielokrotne wtórne cykle cieplne spawania powodują dalszy rozrost fazy γ_2 . Faza γ_2 może również powstawać w wyniku rozpadu eutektoidalnego $\alpha \rightarrow M_{23}C_6 + \gamma_2$ lub $\alpha \rightarrow \sigma + \gamma_2$. Obecność faz międzymetalicznych bądź wydzielen węglików nie została potwierdzona w badanych złączach na podstawie obserwacji metalograficznych na mikroskopie świetlnym. Z tego powodu w dalszych badaniach przewidziano analizę za pomocą transmisyjnego mikroskopu elektronowego.

Na rys. 8.13 i 8.14 przedstawiono mikrostruktury spoin w złączach nr 1 i nr 4 spawanych z różnymi energiami liniowymi. W złączu nr 1 widać istotny wzrost zawartości austenitu w środku grubości spoiny i w grani spoiny. Jest to związane z powstawaniem austenitu wtórnego γ_2 w wyniku oddziaływania cykli cieplnych spawania od następnych ściegów spoiny.

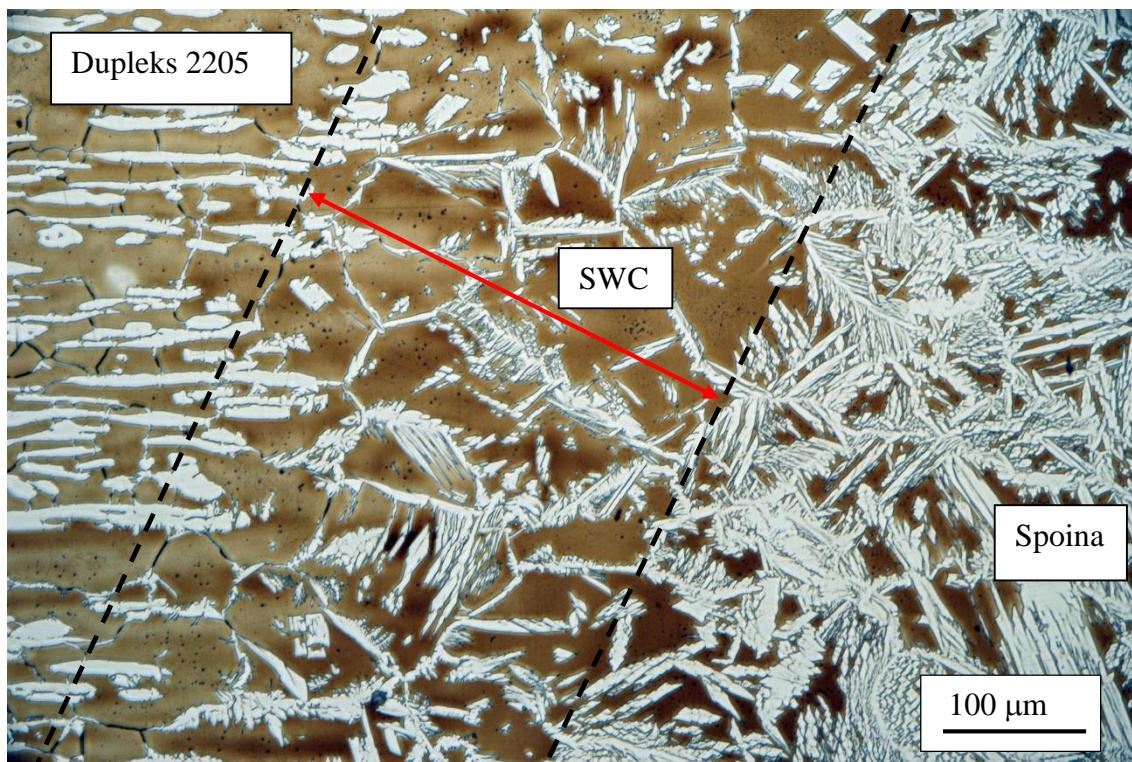
W złączu nr 4 wzrost zawartości austenitu poprzez tworzenie się γ_2 odnotowano tylko w obszarze środka grubości spoiny. W spoinie dwuściegowej oddziaływanie cieplne drugiego ściegu nie powodowało zmian strukturalnych w licu spoiny (I ścieg).



Rys. 8.13. Mikrostruktura spoiny. Złącze nr 1 a) lico (9), b) środek (10), c) grań (11).
GBA – austenit na granicach ziaren, IGA – austenit wewnątrz ziaren ferrytu. Pow. 200x



Rys. 8.14. Mikrostruktura spoiny. Złącze nr 4. a) lico (9), b) środek (10), c) grań (11). γ_2 austenit wtórny. Pow. 200x



Rys. 8.15. Mikrostruktura SWC od strony stali dupleks. Złącze nr 2, obszar 6. Pow. 200x

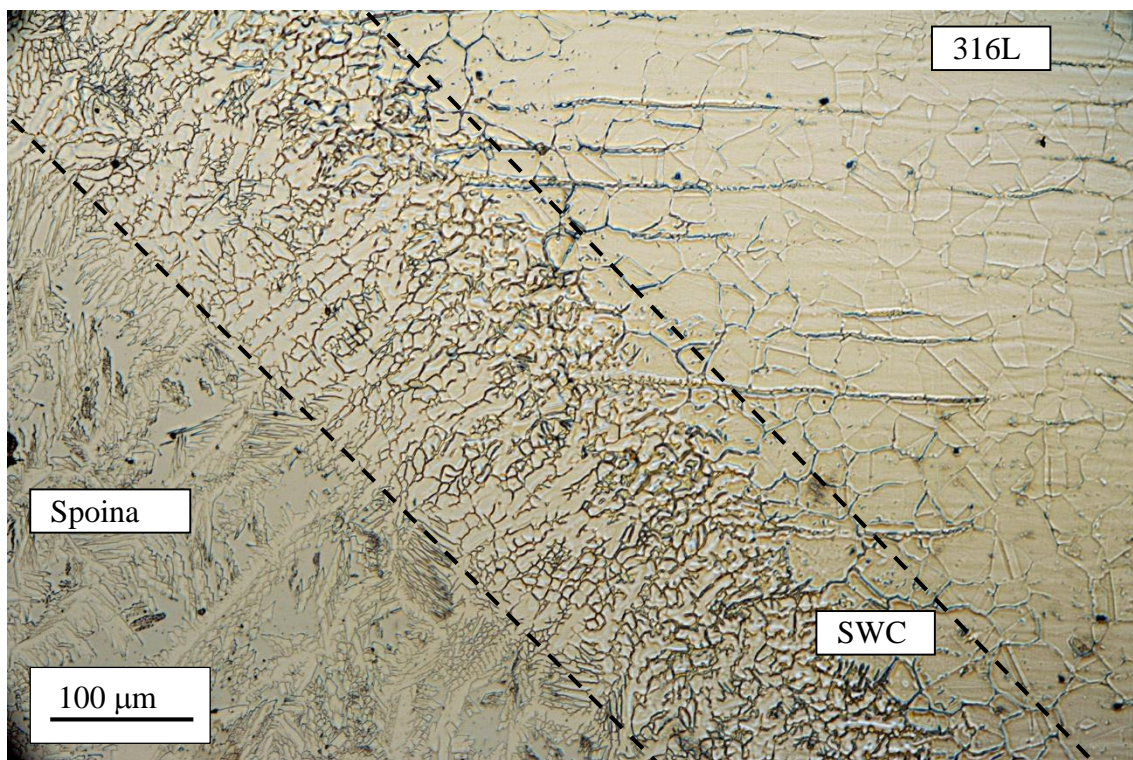
Struktura SWC złączy po stronie stali dupleks (rys. 8.15) składała się z rozrośniętych ziaren ferrytu oraz iglastych wydzieli austenitu pierwotnego. W SWC złączy wielowarstwowych (złącza 1 i 2) odnotowano obecność austenitu wtórnego γ_2 . Zawartość ferrytu w SWC wahała się w granicach 57-73% (tabl. 8.2). Przepisy [23] zalecają aby zawartość ferrytu w SWC mieściła się w granicach 25-70%. Warunek ten został spełniony w badanych złączach. Obserwacje mikroskopowe przy powiększeniach do 500x nie ujawniły żadnych wydzieli innych faz.

Wykonano pomiary szerokości SWC (ζ) poprzez wykreślenie linii prostopadłej do linii wtopienia, a następnie odczytanie szerokości SWC wzdłuż tej linii. Pomiary wykonano na przekrojach złączy w 3 liniach: linia 1 - w odległości ok. 2 mm od lica spoiny, linia 2 – w środku grubości złącza, linia 3 - w odległości ok. 2 mm od grani spoiny. Na każdej z linii wykonano $n = 9$ pomiarów, dla których wyznaczono średnią, odchylenie standardowe (s) oraz wariancję (s^2). W badanych złączach szerokość SWC oscylowała między 0,105 mm a 0,488 mm, tabl. 8.2. We wszystkich złączach stwierdzono większą szerokość SWC przy licu i grani w stosunku do środka grubości złącza. Nie stwierdzono dużych różnic w szerokościach SWC w badanych złączach, pomimo stosowania różnych energii liniowych spawania.

Tabela 8.2. Wyniki pomiarów szerokości SWC złączy spawanych od strony stali duplex

Nr linii	Szerokość SWC , mm			
	n	$\bar{\zeta}$	s	s ²
Złącze nr 1				
1	9	0,283	0,013	0,0002
2	9	0,105	0,007	0,0001
3	9	0,488	0,076	0,0058
Złącze nr 2				
1	9	0,253	0,008	0,0001
2	9	0,128	0,005	0,0000
3	9	0,375	0,009	0,0001
Złącze nr 3				
1	9	0,210	0,010	0,0001
2	9	0,152	0,008	0,0001
3	9	0,374	0,012	0,0002
Złącze nr 4				
1	9	0,292	0,009	0,0001
2	9	0,176	0,010	0,0001
3	9	0,388	0,015	0,0002

W strukturze SWC po stronie stali 316L nie zauważono rozrostu ziaren austenitu oraz obecności pęknięć, natomiast obserwowano wydłużone ziarna ferrytu tworzące nieciągłą sieć wokół ziaren austenitu. Charakterystyczną cechą krystalizacji oddziaływania cyklu cieplnego podczas spawania stali austenitycznych jest powstawanie tuż przy linii wtopienia obszaru z podwyższonym udziałem ferrytu δ , rys. 8.16. Obszary te występują w stalach o strukturze materiału rodzimego składającego się z austenitu z udziałem ferrytu δ . W wysokiej temperaturze w pobliżu linii wtopienia zachodzi przemiana $\gamma \rightarrow \delta$, która rozpoczyna się na istniejących ziarnach ferrytu δ i postępuje w obszarach o podwyższonym stężeniu chromu. Po ponownym ochłodzeniu obszary te nie uzyskują struktury równowagowej i udział ferrytu δ jest w nich podwyższony. Zawartość ferrytu w tych obszarach badanych złączy wahała się w granicach 14-29%.



Rys. 8.16. Mikrostruktura SWC od strony stali 316L. Złącze nr 4, obszar 3. Pow. 200x

8.3. Pomiary zawartości ferrytu w złączach spawanych

Pomiary zawartości ferrytu wykonano metodą metalograficzną oraz metodą magnetyczną za pomocą ferrytomierza. W tabeli 8.3 przedstawiono udział procentowy (średnia wartość z 6 pomiarów) objętości ferrytu określony metodą metalograficzną.

Tabela 8.3. Udział objętościowy ferrytu w poszczególnych obszarach złączy spawanych. Badanie metodą metalograficzną

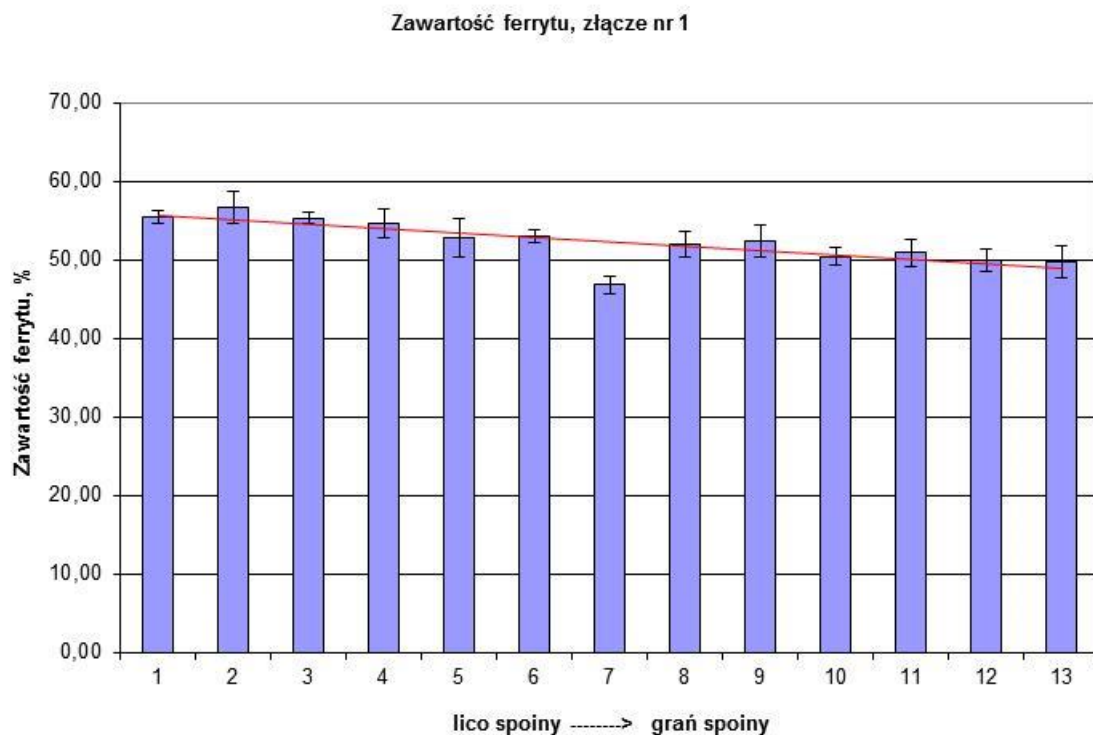
Obszar złącza	Zawartość ferrytu, %			
	n	$\bar{\alpha}$	s	s ²
MR stal duplex 2205	6	52,2	0,18	0,03
MR stal 316L	6	1,3	0,12	0,01
Złącze SAW nr1				
SWC duplex lico	6	73,2	6	73,2
SWC duplex środek		68,4		68,4
SWC duplex grań	6	62,4	6	62,4
Spoina lico	6	57,5	6	57,5
Spoina środek	6	54,2	6	54,2
Spoina grań	6	54,1	6	54,1
SWC 316L lico	6	20,0	6	20
SWC 316L środek	6	23,5	6	23,5
SWC 316L grań	6	21,2	6	21,2
Złącze SAW nr 2				
SWC duplex lico	6	70,7	6	70,7
SWC duplex środek	6	67,4	6	67,4

Obszar złącza	Zawartość ferrytu, %			
SWC dupleks grań	6	57,5	6	57,5
Spoina lico	6	58,4	6	58,4
Spoina środek	6	50,0	6	50
Spoina grań	6	49,7	6	49,7
SWC 316L lico	6	14,6	6	14,6
SWC 316L środek	6	14,0	6	14
SWC 316L grań	6	14,7	6	14,7
Złącze SAW nr 3				
SWC dupleks lico	6	67,5	6	67,5
SWC dupleks środek	6	72,8	6	72,8
SWC dupleks grań	6	70,8	6	70,8
Spoina lico	6	51,2	6	51,2
Spoina środek	6	45,9	6	45,9
Spoina grań	6	39,7	6	39,7
SWC 316L lico	6	28,7	6	28,7
SWC 316L środek	6	29,9	6	29,9
SWC 316L grań	6	25,6	6	25,6
Złącze SAW nr 4				
SWC dupleks lico	6	65,1	6	65,1
SWC dupleks środek	6	62,7	6	62,7
SWC dupleks grań	6	67,0	6	67
Spoina lico	6	50,5	6	50,5
Spoina środek	6	45,3	6	45,3
Spoina grań	6	49,4	6	49,4
SWC 316L lico	6	21,6	6	21,6
SWC 316L środek	6	22,8	6	22,8
SWC 316L grań	6	22,0	6	22

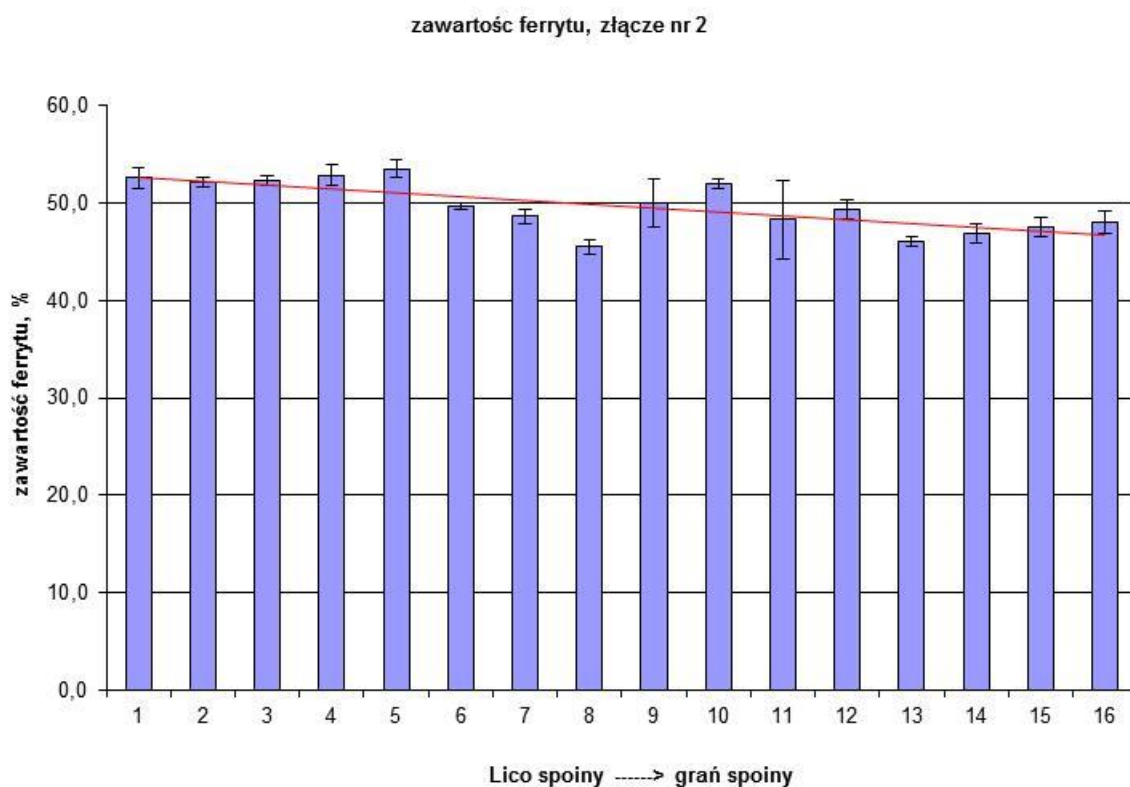
W materiale rodzimym stali dupleks średnia ilość ferrytu wyniosła 52,2%. W złączach spawanych metodą SAW stwierdzono wzrost zawartości ferrytu w SWC od strony stali dupleks nawet powyżej 70%, natomiast w wąskim pasie SWC od strony stali austenitycznej 316L stwierdzono zawartości ferrytu w granicach 14,0 – 29,9%. Ocenę zawartości ferrytu w spoinach wykonano w obszarach położonych 2 mm od powierzchni blachy oraz w środku grubości spoiny. W spoinach złączy spawanych wielowarstwowo z mniejszymi energiami liniowymi stwierdzono większy udział ferrytu w stosunku do spoin złączy 3 i 4. Zawartość ferrytu przekraczała 50 %. Stwierdzono stałą tendencję zmniejszania się ilości ferrytu na przekroju spoiny w kierunku ściegu graniowego. W spoinach złączy nr 3 i 4 obserwowano zmniejszenie zawartości ferrytu w środkowej strefie spoiny.

Pomiary ferrytomierzem wykonano w centralnym obszarze spoiny w płaszczyźnie równoległej do powierzchni blachy wg PN-EN ISO 8249. Przed pomiarami złącza spawane frezowano od strony lica (drugiego ściegu w złączach nr 3 i 4) zbierając warstwę materiału ok. 1 mm. Na płaszczyznach frezowanych mierzono zawartość ferrytu sondą ferrytomierza dokonując co najmniej 6 pomiarów. Wykresy słupkowe przedstawione na rys. 8.17 – 8.20

pokazują rozkład zawartości ferrytu na całej grubości spoin złączy spawanych. Zaznaczono odchylenie standardowe dla wyników pomiarów.

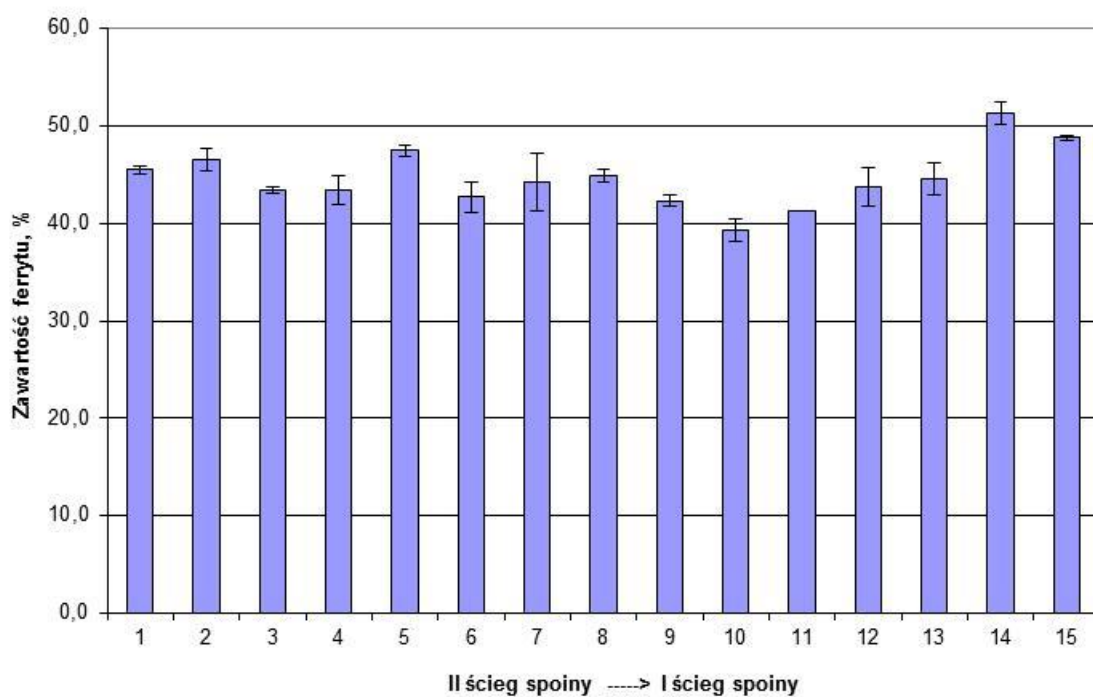


Rys. 8.17. Zawartość ferrytu w osi spoiny. Złącze nr 1. Pomiar metodą magnetyczną



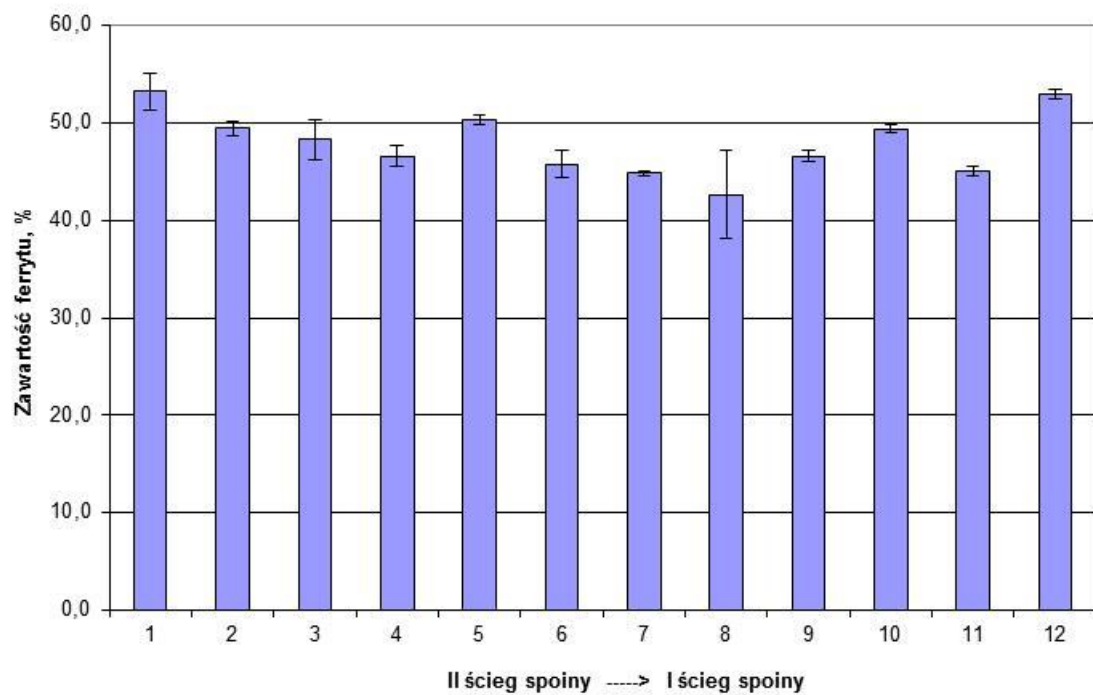
Rys. 8.18. Zawartość ferrytu w osi spoiny. Złącze nr 2. Pomiar metodą magnetyczną

Zawartość ferrytu, złącze nr 3



Rys. 8.19. Zawartość ferrytu w osi spoiny. Złącze nr 3. Pomiar metodą magnetyczną

Zawartość ferrytu, złącze nr 4



Rys. 8.20. Zawartość ferrytu w osi spoiny. Złącze nr 4. Pomiar metodą magnetyczną

Wartości udziału ferrytu zmierzone metodą magnetyczną są w większości przypadków niższe od wartości otrzymanych metodą metalograficzną. Stwierdzono również większą rozbieżność wyników uzyskanych metodą metalograficzną. Z tego powodu do dalszych analiz i porównań wykorzystano wyniki metody magnetycznej.

8.4. Wyniki badań metalograficznych mikroskopowych (TEM)

Metodę transmisyjnej mikroskopii elektronowej zastosowano do badań wybranych złączy spawanych. Badania te umożliwiły identyfikację faz wtórnych wydzielających się w SWC złączy. Do badań wybrano dwa złącza spawane oznaczone 3 i 4. Są to złącza spawane najwyższymi energiami liniowymi, gdzie wystąpiło największe prawdopodobieństwo zaistnienia procesów wydzieleniowych w SWC.

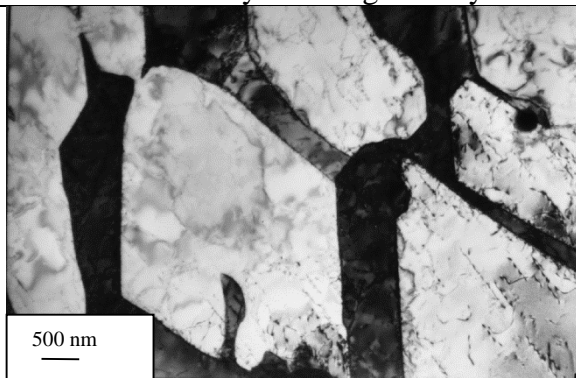
Miejszem badań była SWC po obu stronach złączy. Celem badań było ujawnienie występowania wydzieleni węglików lub faz międzymetalicznych w SWC oraz identyfikacja tych faz.

Fazy, które mogą się wydzielić w SWC podczas stygnięcia złącza to:

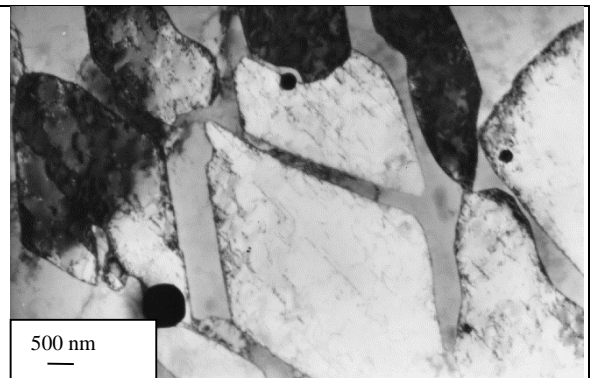
- Węglik $M_{23}C_6$
- Węglik M_7C_3
- Faza sigma σ

Przykładowe wyniki badań dla złącza nr 3 dla SWC od strony stali duplex przedstawiono na rys. 8.21 – 8.24, dla złącza nr 3 dla SWC od strony stali austenitycznej na rys. 8.25-8.27. Natomiast dla złącza nr 4 dla SWC od strony stali duplex przedstawiona na rys. 8.28-8.30, zaś dla SWC od strony stali austenitycznej na rys. 8.31-8.33.

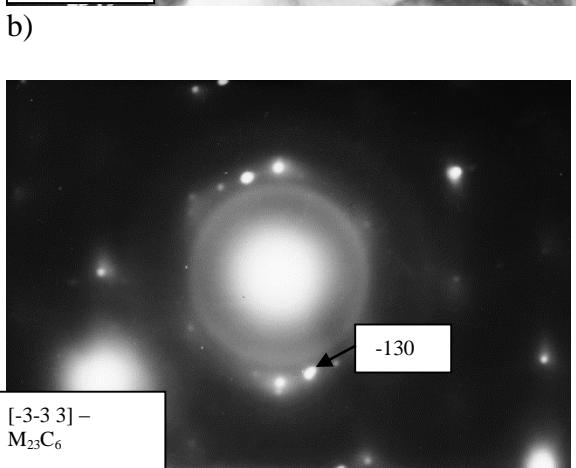
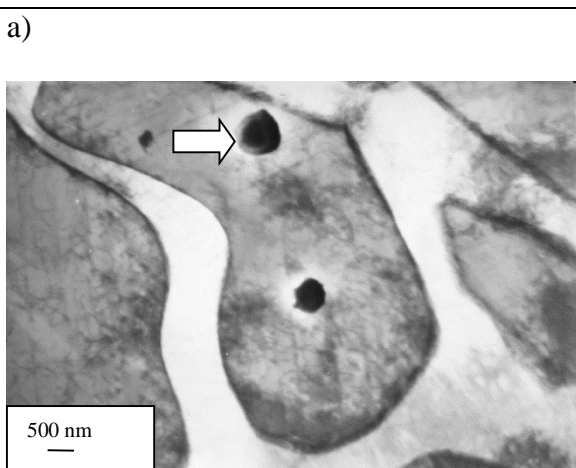
Złącze nr 3. Strefa wpływu ciepła od strony stali dupleks.
Widoczne ziarna ferrytu oraz iglaste wydzielenia austenitu.



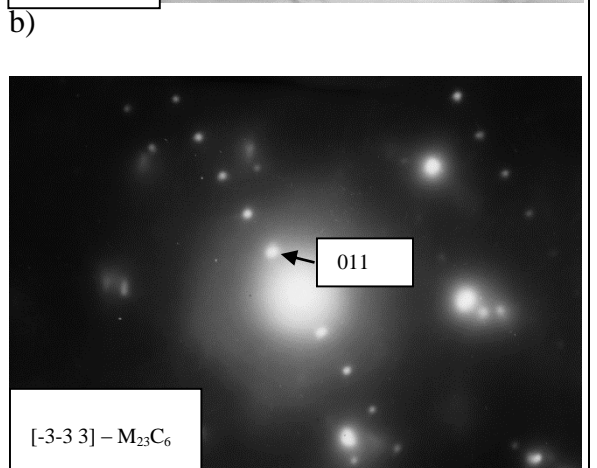
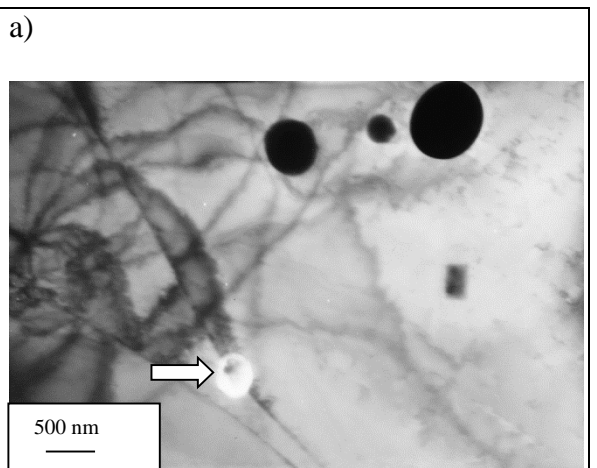
Rys. 8.21. Dwufazowy obszar ferrytu i austenitu



Rys. 8.22. Dwufazowy obszar ferrytu i austenitu z wydzieleniami węglików

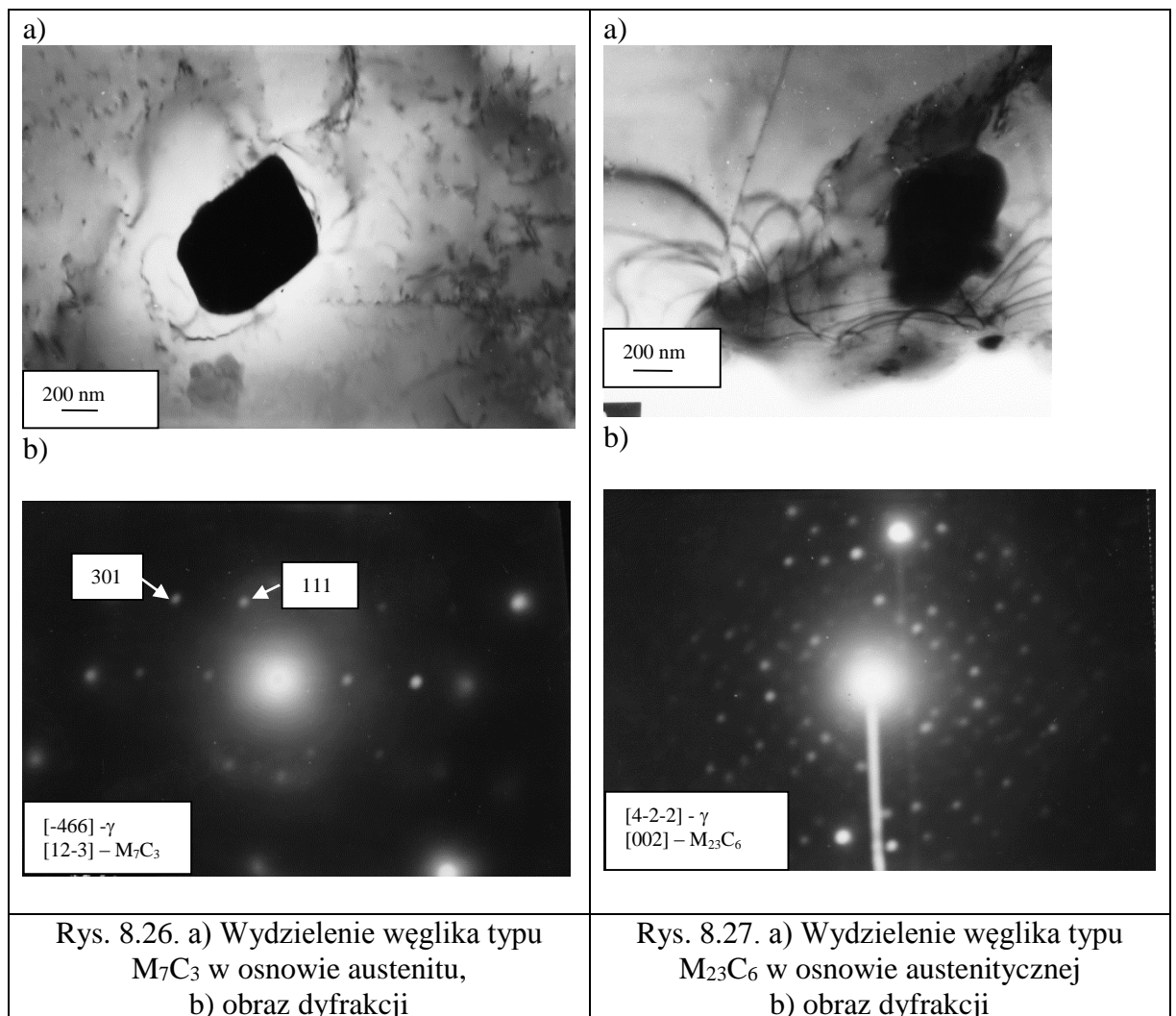
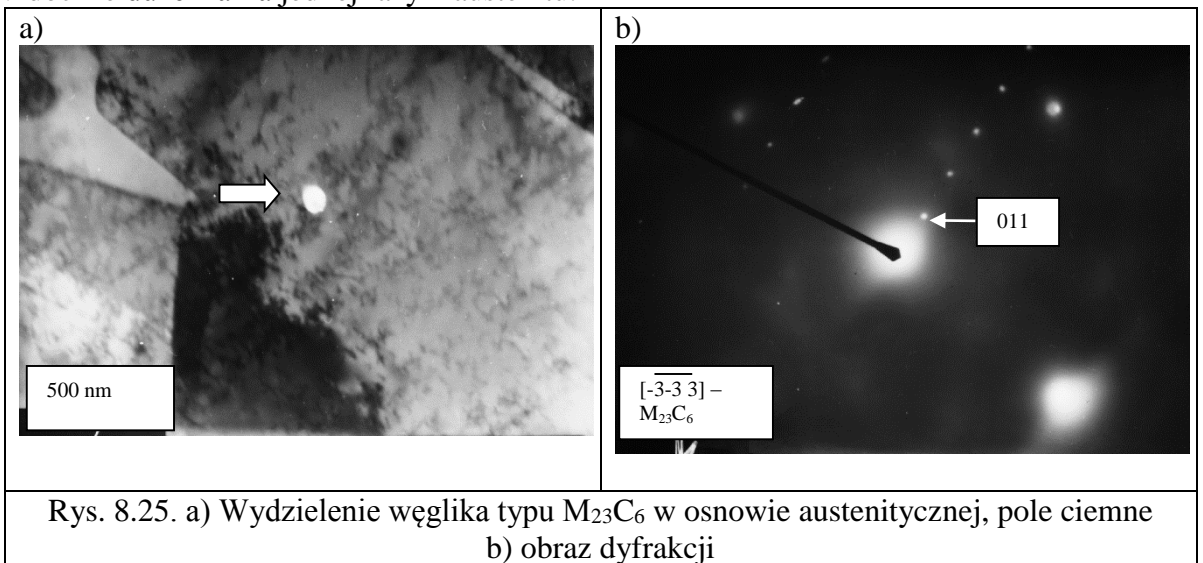


Rys. 8.23.
a) Wydzielenia węglików typu $M_{23}C_6$ w osnowie austenicznej b) obraz dyfrakcji



Rys. 8.24.
a) Wydzielenia węglików typu $M_{23}C_6$ w osnowie austenicznej, pole ciemne b) obraz dyfrakcji

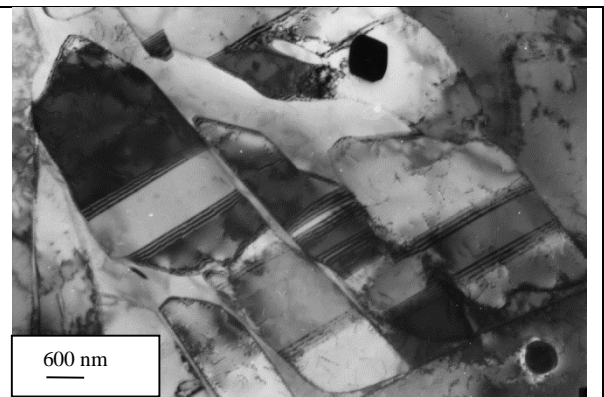
Złącze nr 3. Strefa wpływu ciepła od strony stali austenicznej 316L.
Widoczne duże ziarna jednej fazy – austenitu.



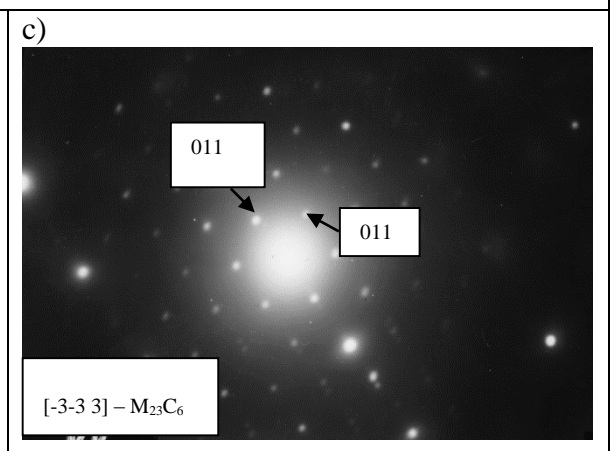
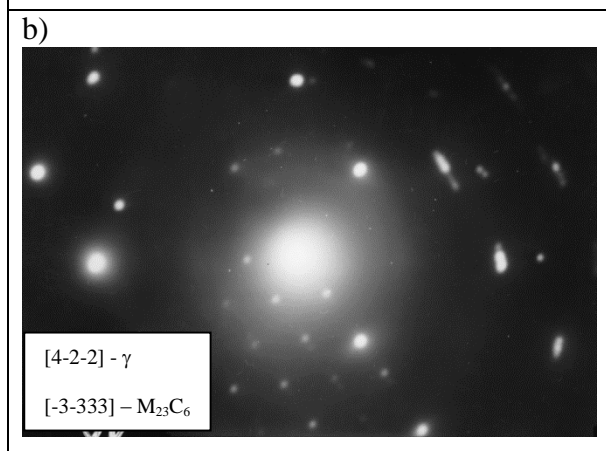
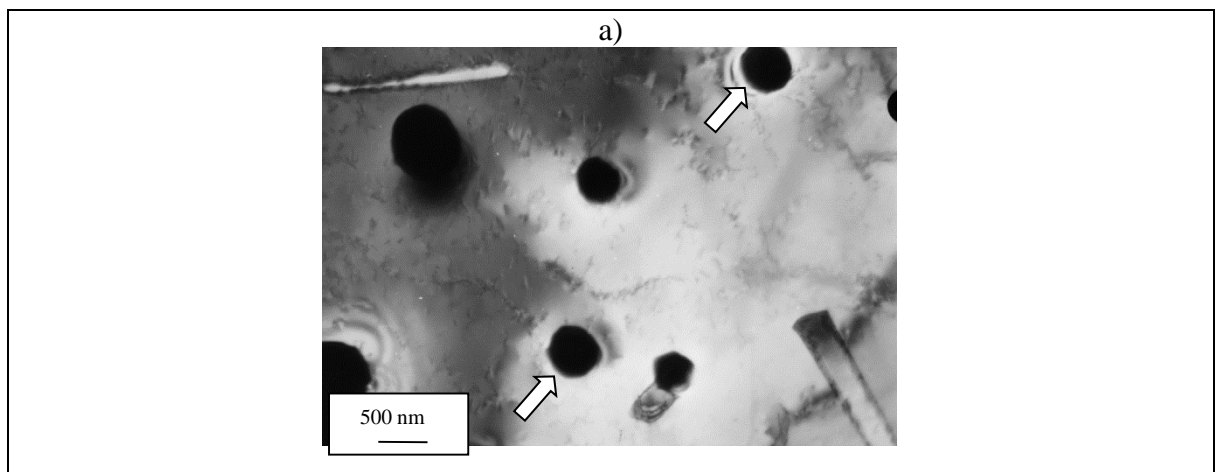
Złącze nr 4. Strefa wpływu ciepła od strony stali duplex. Widoczne ziarna ferrytu oraz iglaste wydzielenia austenitu.



Rys.8.28. Dwufazowy obszar ferrytu i austenitu z wydzieleniami węglików

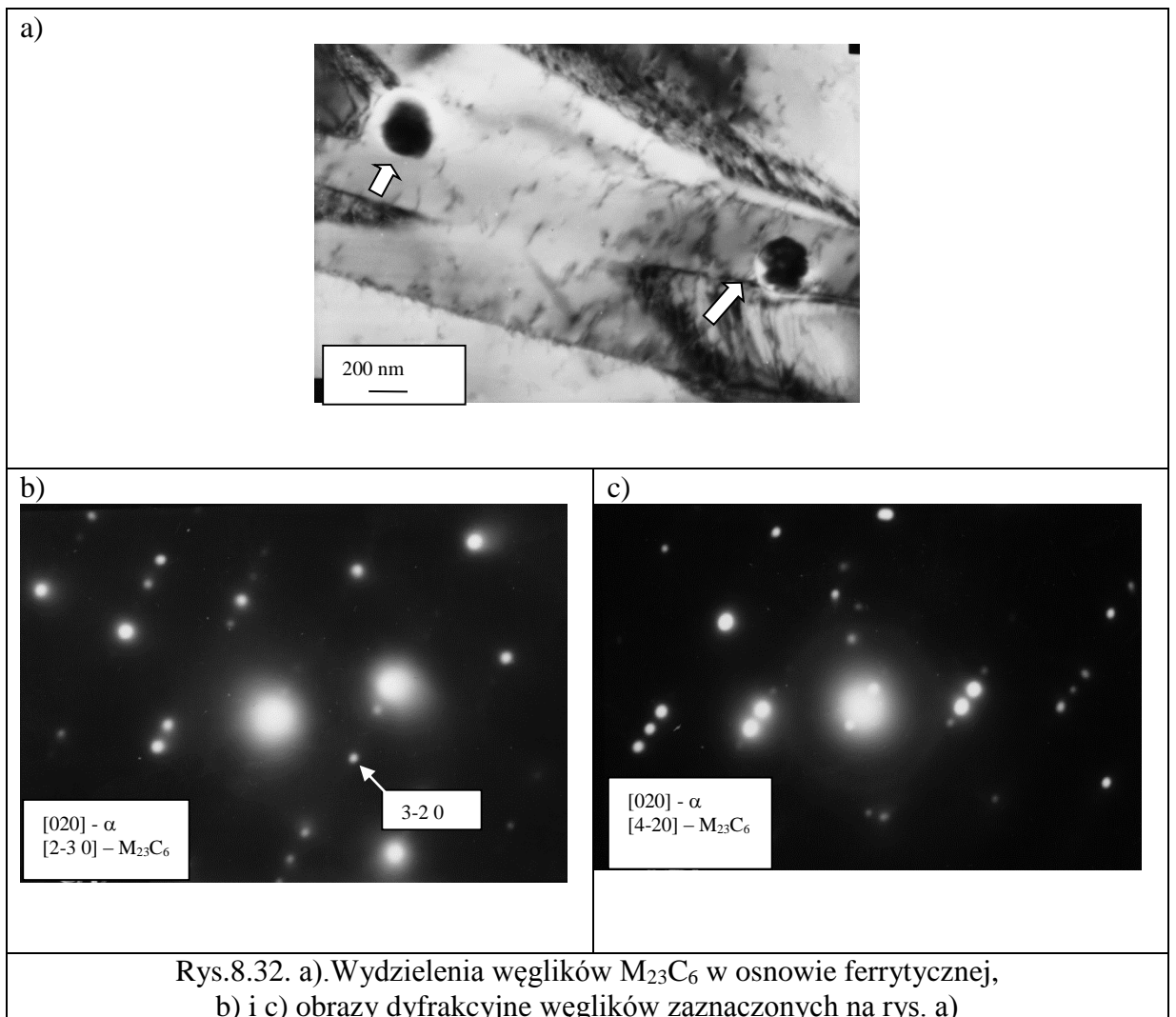
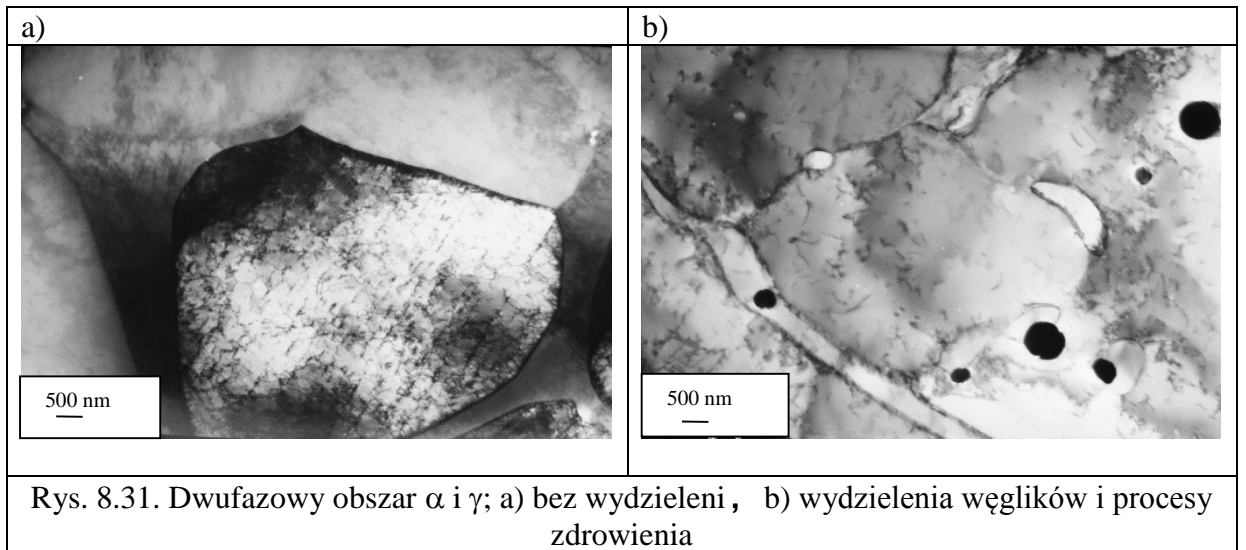


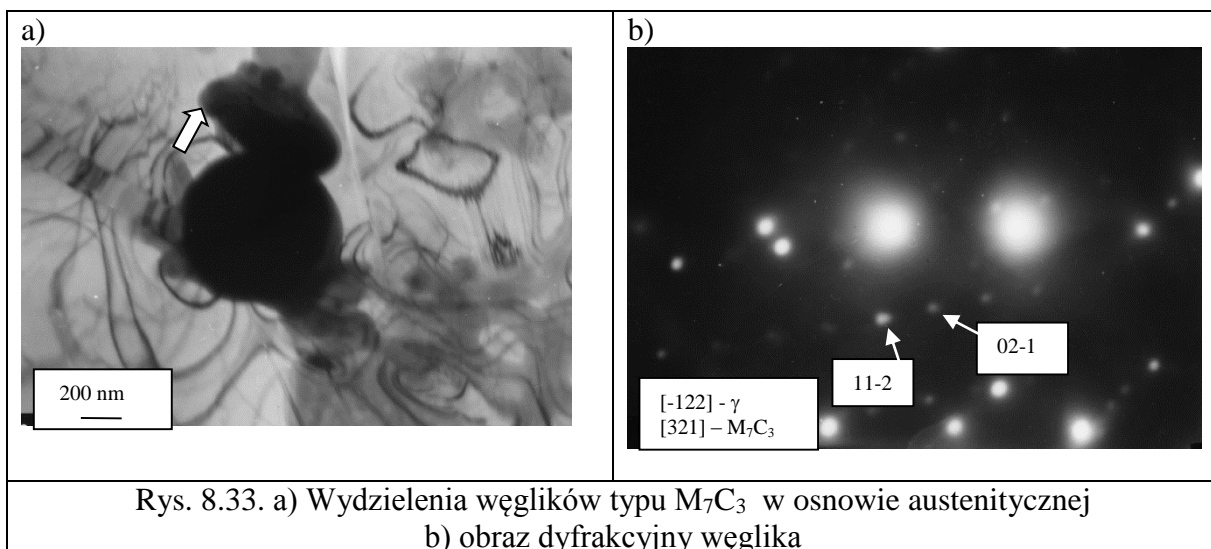
Rys.8.29. Błędy ułożenia w fazie austenitycznej oraz wydzielenia węglików



Rys. 8.30. Wydzielenia węglików $M_{23}C_6$ w osnowie γ ; a) widoczny mikrobliźniak po stronie prawej rysunku, b) i c) obrazy dyfrakcyjne węglików zaznaczonych na rys. a)

Złącze nr 4. Strefa wpływu ciepła od strony stali austenitycznej 316L. Widoczne duże ziarna austenitu z małym udziałem fazy ferrytycznej.





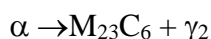
W SWC badanych złączy, po obu stronach spoiny obserwowano fazy pierwotne - ferryt i austenit. W strukturze stwierdzono obecność niewielkich ilości węglików typu $M_{23}C_6$ oraz M_7C_3 .

Węgliki typu $M_{23}C_6$, tworzą się w stalach duplex, poniżej temperatury $950^\circ C$, natomiast węgliki typu M_7C_3 w zakresie temperatur $950 - 1050^\circ C$. Im dłuższy czas przebywania złącza w tych zakresach temperatur tym większe prawdopodobieństwo zaistnienia procesów wydzieleniowych [38].

Węgliki $M_{23}C_6$ zarodkują na granicach międzyfazowych α/γ i rozrastają się w postaci lamelarnych płytek. Węgliki M_7C_3 zarodkują na granicy ziaren γ/γ i rozrastają się w postaci płytek.

Granice pomiędzy fazą bogatą w chrom i molibden (α), a fazą bogatą w węgiel (γ), są dogodnymi miejscami zarodkowania węglików $M_{23}C_6$. Możliwe są również procesy zarodkowania węglików na dyslokacjach sieciowych faz stykających się z granicą międzyfazową. Dyslokacje takie mogą stanowić podłoże do zarodkowania węglików, jak również przyspieszają ich wzrost dzięki ułatwionej dyfuzji pierwiastków stopowych.

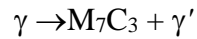
Obserwacje węglików $M_{23}C_6$ w badanych złączach wskazują, iż mogły one powstać w wyniku rozpadu eutektoidalnego ferrytu w reakcji:



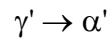
W początkowym stadium tej reakcji fazą kierującą jest węgiel, którego zarodek rozrasta się. W tym stadium kinetyka procesu zależy głównie od dyfuzji pierwiastków

węglotwórczych (Cr, Mo) z ferrytu (α), oraz od szybkości dyfuzji węgla [74].

Węgliki typu M_7C_3 mogą powstać z zubożonego w węgiel austenitu w reakcji:



γ' jest austenitem zubożonym lokalnie w węgiel. Austenit γ' ulega przemianie alotropowej

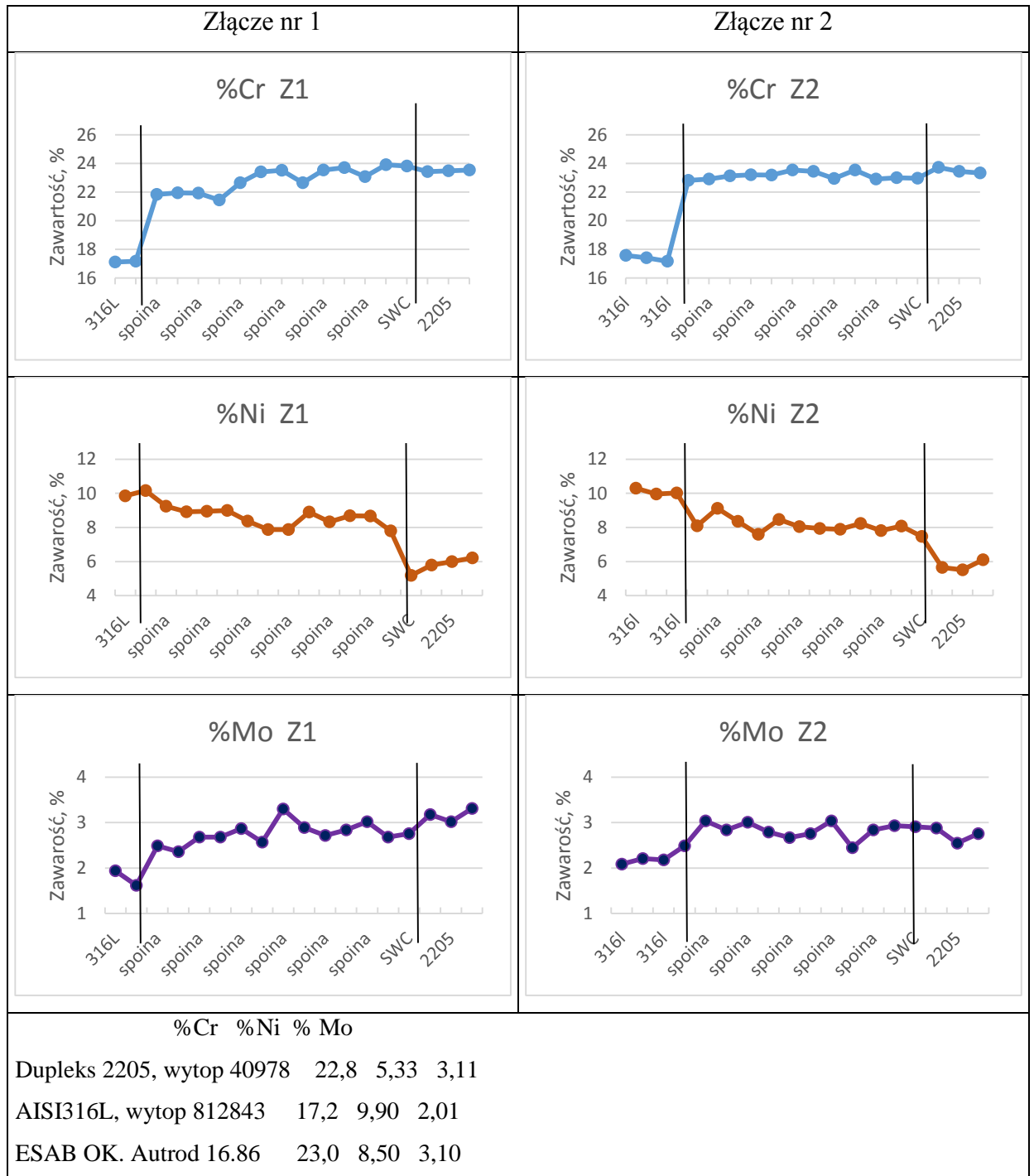


gdzie α' jest ferrytem wysokochromowym, który ulega przemianie na fazę σ .

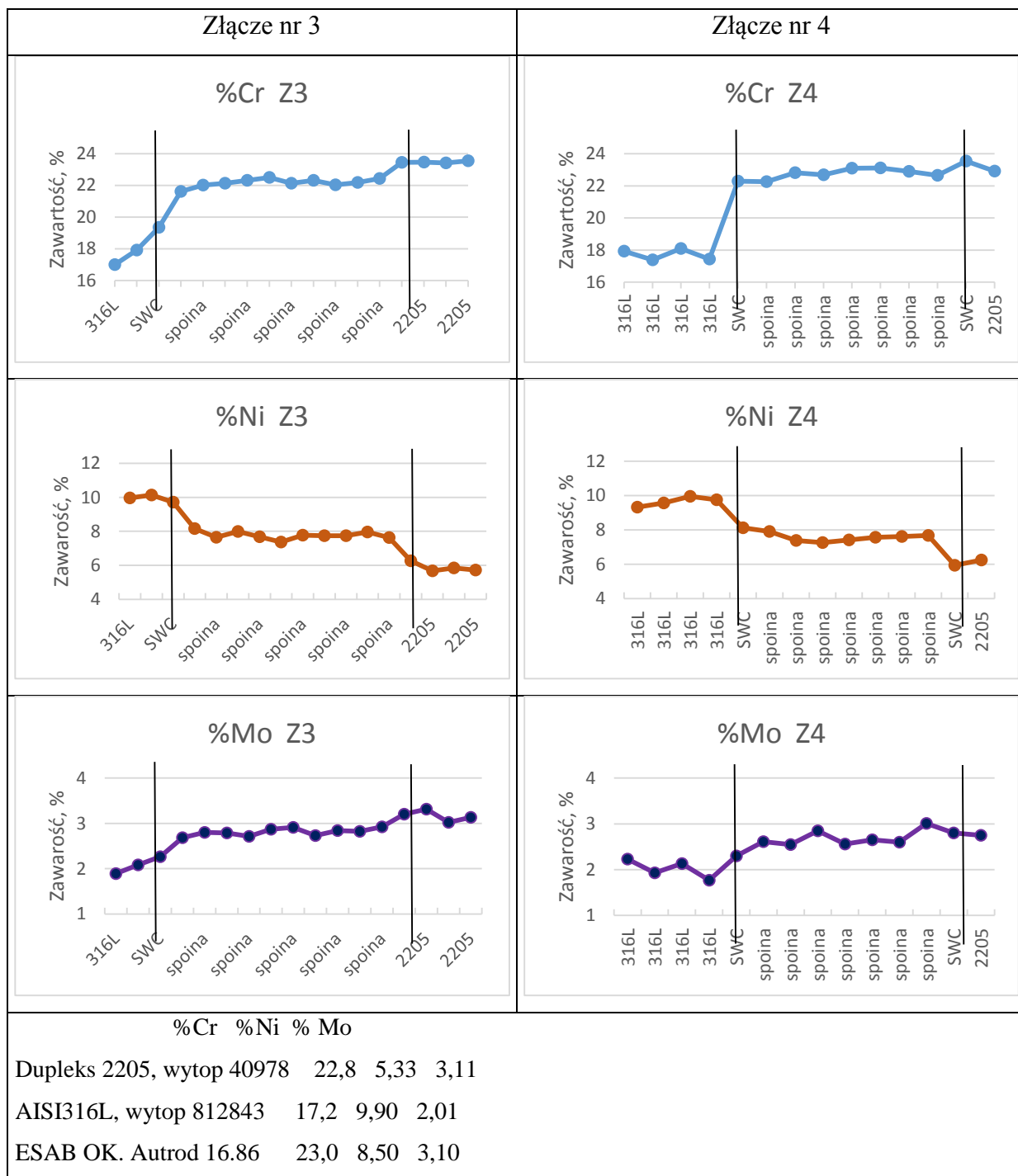
Wydzielania węglików typu $M_{23}C_6$ i M_7C_3 w strukturach SWC jest niekorzystne dla właściwości złączy spawanych pomimo dyspersji i lokalnego występowania. Utworzenie się węglików powoduje niebezpieczeństwo zaistnienia następnych przemian i wydzielania się fazy σ w strukturze stali.

8.5. Badania rozkładu pierwiastków stopowych

Celem podjętych badań było ujawnienie stopnia wymieszania materiałów podstawowych i stopiwa w zależności od sposobu przygotowania krawędzi blach oraz zastosowanych parametrów spawania. Na rys. 8.34 i 8.35 przedstawiono wykresy zmian koncentracji Cr, Ni, Mo dla badanych złączy.



Rys. 8.34. Zawartość chromu, niklu, i molibdenu na przekroju złączy nr 1 i 2, linia środkowa



Rys.8.35. Zawartość chromu, niklu, i molibdenu na przekroju złączy nr 3 i 4, linia środkowa

Z analizy wykresów przedstawionych na rys 8.34 i 8.35 wynika, że stopień wymieszania stopiwa z materiałami rodzimymi spawanych stali miał wpływ na rozkład pierwiastków stopowych na przekroju poprzecznym spoiny. Duży stopień wymieszania w złączach 3 i 4 spowodował obniżenie zawartości chromu w spoinie do poziomu 22%, podczas gdy w złączach 1 i 2 zawartość Cr była o ok. 1% wyższa. Podobną zależność obserwowano dla niklu, gdzie zawartość tego pierwiastka była wyższa w spoinach złączy 1 i 2. Molibden utrzymywał się na

poziomie 2,5-3,0% we wszystkich spoinach. Zwraca uwagę większe wahanie zawartości pierwiastków wzdłuż przekroju spoin złączy nr 1 i 2 w stosunku do złączy 3 i 4. Można to wyjaśnić wielościegową techniką spawania złączy 1 i 2 z mniejszą energią liniową.

Większe znaczenie może mieć rozkład pierwiastków stopowych przy linii wtopienia, zwłaszcza od strony stali 316L. Obserwowano gwałtowny wzrost zawartości Cr po przejściu linii wtopienia za wyjątkiem złącza nr 3, w którym wzrost zawartości tego pierwiastka w spoinie był łagodny. W celu dokładnego zbadania tego zjawiska przeprowadzono badania w mikroobszarach przy linii wtopienia złączy od strony stali 316L. Wyniki badań przedstawiono w tabelach 8.4 - 8.7.

Tabela. 8.4. Analiza składu chemicznego mikroobszarów strefy przejścia spoina – 316L, złącze 1

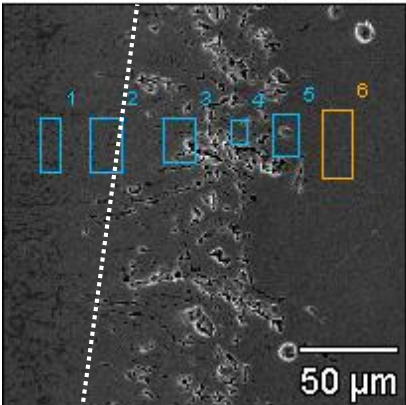
złącze1-1(1)	% masy				
	Cr-K	Mn-K	Ni-K	Mo-L	
	<i>złącze1_pt1</i>	21.7	2.0	8.7	2.6
	<i>złącze1_pt2</i>	17.6	2.1	10.1	2.0
	<i>złącze1_pt3</i>	17.5	2.3	9.8	1.8
	<i>złącze1_pt4</i>	16.5	2.5	9.9	1.6
	<i>złącze1_pt5</i>	17.3	2.1	9.6	1.8
	<i>złącze1_pt6</i>	17.0	1.7	10.3	2.2

Tabela 8.5. Analiza składu chemicznego mikroobszarów strefy przejścia spoina – 316L, złącze 2

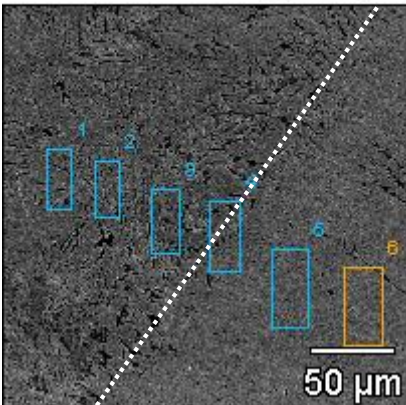
złącze2(1)	% masy				
	Cr-K	Mn-K	Ni-K	Mo-L	
	<i>złącze2_pt1</i>	20.5	2.1	8.7	2.8
	<i>złącze2_pt2</i>	21.0	1.6	8.7	2.4
	<i>złącze2_pt3</i>	21.0	2.1	9.0	2.4
	<i>złącze2_pt4</i>	20.2	1.9	9.0	2.2
	<i>złącze2_pt5</i>	17.8	2.1	9.6	1.9
	<i>złącze2_pt6</i>	17.6	2.2	9.9	1.8

Tabela 8.6. Analiza składu chemicznego mikroobszarów strefy przejścia spoina – 316L, złącze 3

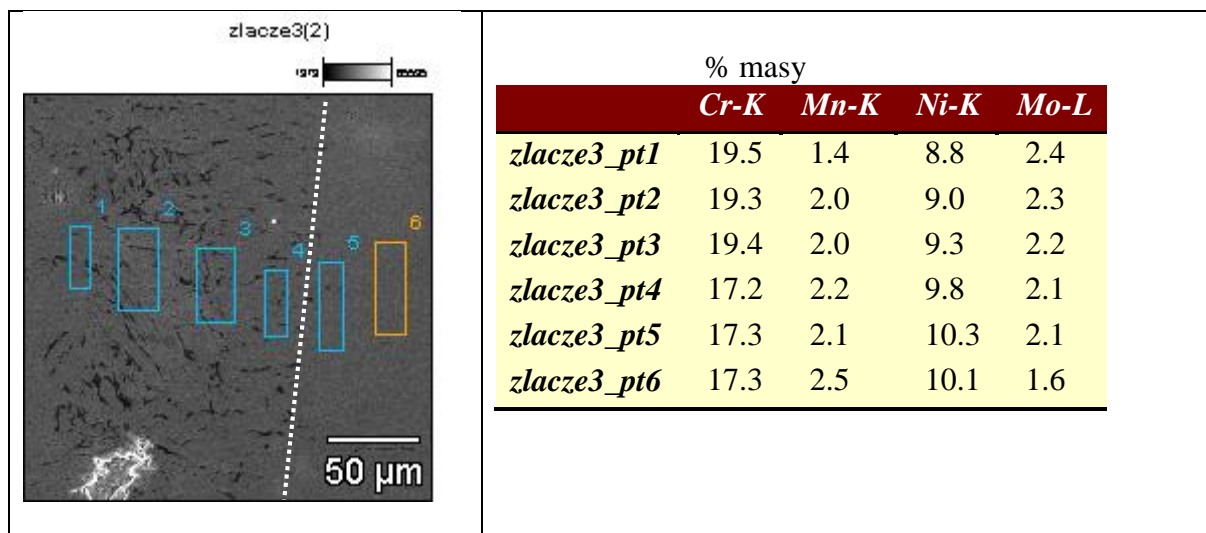
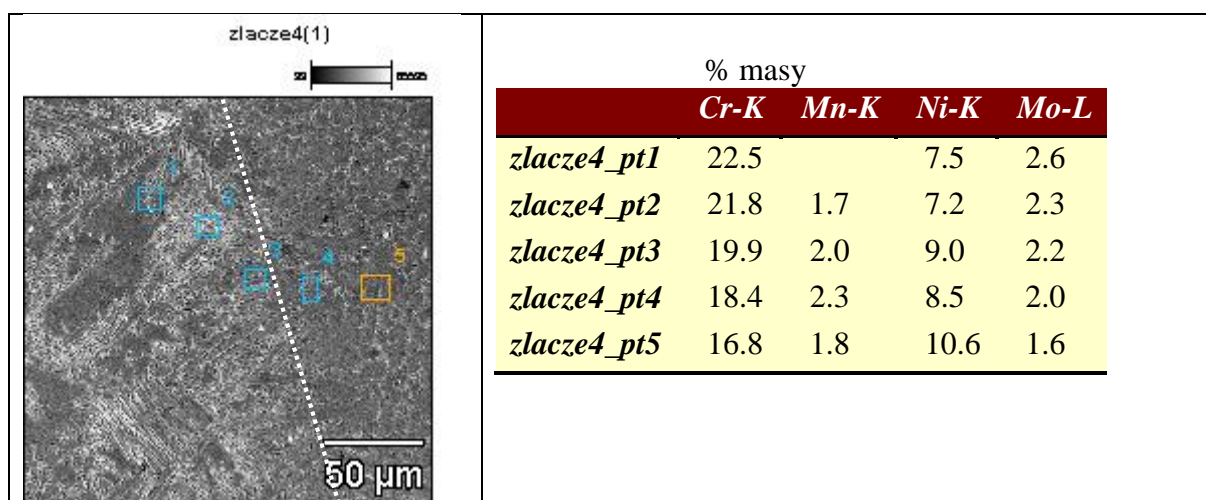


Tabela 8.7. Analiza składu chemicznego mikroobszarów strefy przejścia spoina – 316L, złącze 4



Analiza wyników badań przedstawionych w tabelach 8.4 - 8.7 pokazuje, że obszary spoiny przy linii wtopienia są zubożone w chrom. Stopiwo zawiera ok 23% Cr, natomiast przy linii wtopienia złącza nr 3 obserwowano zawartość Cr ok 19%, a w pozostałych złączach 20-21%. Obserwowano również obniżenie zawartości molibdenu w strefach spoin przy linii wtopienia.

Pierwiastki stopowe rozkładają się nierównomiernie w fazie ferrytycznej i austenicznej stali typu duplex. Zmiany zawartości tych pierwiastków w obu fazach mogą decydować o wytrzymałości i odporności korozyjnej stali. Różnice składu chemicznego ferrytu i austenitu w materiałach rodzimych oraz różnych obszarach złączy spawanych zbadano metodą mikroanalizy rentgenowskiej za pomocą przystawki EDX do elektronowego mikroskopu skaningowego. Badania przeprowadzono w spoinie w obszarach lica, środka grubości i grani oraz w SWC złączy od strony stali duplex.

W tabeli 8.8 przedstawiono wyniki analizy składu chemicznego ferrytu i austenitu dla materiału rodzimego stali duplex 2205, natomiast w tabelach 8.9 - 8.12 przedstawiono wyniki analiz dla spoin oraz obszaru SWC od strony stali duplex dla wszystkich złączy.

Tabela. 8.8. Skład chemiczny faz tworzących materiał rodzimy stali duplex 2205, % masy

		Ferryt				Austenit			
		Cr	Ni	Mo	Mn	Cr	Ni	Mo	Mn
MR	n	6	6	6	6	6	6	6	6
	\bar{x}	23,48	3,50	4,47	0,523	20,96	6,93	2,97	0,910
	s	0,151	0,137	0,101	0,389	0,117	0,010	0,117	0,057
	s^2	0,023	0,019	0,010	0,151	0,014	0,000	0,014	0,003

Analiza danych z tabeli 8.8 wskazuje na istotny podział pierwiastków pomiędzy fazę ferrytyczną i austenityczną w stali duplex. Ferryt zawiera więcej pierwiastków ferrytotwórczych Cr i Mo średnio o ok. 2,5% Cr i 1,5% Mo. Austenit wzbogacony jest w nikiel i średnio zawiera go dwa razy więcej niż ferryt.

Tabela 8.9. Skład chemiczny faz w obszarach spoiny oraz SWC od strony stali duplex, złącze nr 1

Skład chemiczny, % masy																					
od strony lica spoiny						środek					od strony grani spoiny					SWC					
	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	
g	n	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	
	\bar{X}	22,623	8,167	3,587	1,153	0,767	22,553	8,153	3,33	1,057	0,807	22,603	8,273	3,313	0,970	0,927	22,790	7,213	3,300	1,100	0,597
	s	0,159	0,663	0,680	0,531	0,159	0,189	0,452	0,096	0,040	0,122	0,238	0,038	0,197	0,089	0,091	0,197	0,378	0,397	0,082	0,142
	s²	0,025	0,440	0,462	0,282	0,025	0,036	0,204	0,009	0,002	0,015	0,057	0,001	0,039	0,008	0,008	0,039	0,143	0,158	0,007	0,020
α	n	6	6	6	6	6	6	6	6	3	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	
	\bar{X}	22,897	7,887	3,527	1,107	0,787	22,78	8,047	3,47	1,2	0,803	22,893	7,83	3,557	0,897	1,01	23,067	6,08	3,617	1,01	0,68
	s	0,192	0,215	0,136	0,05	0,125	0,085	0,021	0,142	0,13	0,087	0,343	0,215	0,045	0,032	0,01	0,349	0,815	0,04	0,149	0,137
	s²	0,037	0,046	0,018	0,003	0,016	0,007	0,000	0,020	0,017	0,008	0,118	0,046	0,002	0,001	0,000	0,122	0,664	0,002	0,022	0,019

Tabela 8.10. Skład chemiczny faz w obszarach spoiny oraz SWC od strony stali duplex, złącze nr 2

Skład chemiczny, % masy																					
od strony lica spoiny						środek					od strony grani spoiny					SWC					
	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	
g	n	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	
	\bar{X}	21,267	8,820	3,430	1,290	0,827	21,51	8,45	3,387	1,23	0,773	20,727	8,780	3,063	0,967	0,770	21,790	7,257	2,683	1,027	0,473
	s	0,117	0,322	0,195	0,036	0,093	0,131	0,100	0,314	0,036	0,084	0,180	0,010	0,170	0,025	0,087	0,475	0,265	0,237	0,015	0,031
	s²	0,014	0,104	0,038	0,001	0,009	0,017	0,010	0,099	0,001	0,007	0,032	0,000	0,029	0,001	0,008	0,226	0,070	0,056	0,000	0,001
α	n	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	
	\bar{X}	22,193	7,687	3,743	1,243	0,783	23,11	6,447	4,243	1,16	0,87	23,143	6,55	4,29	1,113	0,92	24,197	4,553	4,147	8,643	0,633
	s	0,437	0,573	0,283	0,015	0,015	1,287	1,126	0,556	0,087	0,056	0,958	1,299	0,42	0,342	0,087	0,15	0,055	0,131	0,135	0,105
	s²	0,191	0,328	0,080	0,000	0,000	1,656	1,268	0,309	0,008	0,003	0,918	1,687	0,176	0,117	0,008	0,023	0,003	0,017	0,018	0,011

Tabela 8.11. Skład chemiczny faz w obszarach spoiny oraz SWC od strony stali duplex, złącze nr 3

Skład chemiczny, % masy																					
od strony lica spoiny						środek					od strony grani spoiny					SWC					
	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	
γ	n	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6
	\bar{X}	19,923	8,427	2,967	1,213	0,657	20,763	7,87	3,127	1,2	0,623	20,847	7,903	3,130	1,190	0,647	22,023	6,943	2,893	0,953	0,573
	s	0,387	0,332	0,165	0,071	0,107	0,080	0,156	0,127	0,050	0,025	0,264	0,320	0,121	0,061	0,091	0,312	0,325	0,208	0,035	0,102
	s ²	0,150	0,110	0,027	0,005	0,011	0,006	0,024	0,016	0,003	0,001	0,070	0,102	0,015	0,004	0,008	0,097	0,106	0,043	0,001	0,010
α	n	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6
	\bar{X}	21,423	6,913	3,87	1,217	0,677	21,077	7,337	3,513	1,157	0,663	21,403	7,147	3,543	1,117	0,707	23,533	5,33	4,013	0,923	0,71
	s	0,579	0,641	0,269	0,076	0,023	0,078	0,146	0,248	0,012	0,093	0,1	0,237	0,251	0,032	0,121	0,305	0,291	0,211	0,035	0,115
	s ²	0,335	0,411	0,072	0,006	0,001	0,006	0,021	0,062	0,000	0,009	0,010	0,056	0,063	0,001	0,015	0,093	0,085	0,045	0,001	0,013

Tabela 8.12. Skład chemiczny faz w obszarach spoiny oraz SWC od strony stali duplex, złącze nr 4

Skład chemiczny, % masy																					
od strony lica spoiny						środek					od strony grani spoiny					SWC					
	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Mn	Si	
γ	n	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6
	\bar{X}	21,123	7,817	3,290	1,290	0,707	21,267	7,89	3,31	1,057	0,683	21,017	7,817	3,273	0,967	0,660	21,313	6,807	3,103	0,953	0,577
	s	0,240	0,410	0,111	0,036	0,021	0,230	0,164	0,423	0,040	0,170	0,055	0,315	0,310	0,025	0,106	0,335	0,379	0,254	0,035	0,085
	s ²	0,058	0,168	0,012	0,001	0,000	0,053	0,027	0,179	0,002	0,029	0,003	0,099	0,096	0,001	0,011	0,112	0,144	0,065	0,001	0,007
α	n	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6	6
	\bar{X}	21,69	7,067	3,43	1,243	0,67	21,657	7,22	3,503	1,2	0,66	21,497	7,297	3,51	1,113	0,69	22,53	5,523	3,833	0,923	0,603
	s	0,113	0,081	0,096	0,015	0,087	0,032	0,044	0,095	0,13	0,104	0,124	0,117	0,118	0,342	0,114	0,351	0,327	0,361	0,035	0,108
	s ²	0,013	0,007	0,009	0,000	0,008	0,001	0,002	0,009	0,017	0,011	0,015	0,014	0,014	0,117	0,013	0,123	0,107	0,130	0,001	0,012

Analiza danych z tabel 8.9 – 8.12 pozwala na następujące stwierdzenia:

- W spoinach badanych złączy obserwowano mniejsze różnice w zawartości głównych pierwiastków stopowych (Cr, Ni, Mo) pomiędzy fazami austenitu i ferrytu niż miało to miejsce w materiale rodzimym stali duplex.
- W spoinie złącza nr 4 odnotowano najmniejsze różnice pomiędzy składem chemicznym austenitu i ferrytu, niezależnie od położenia
- Austenit w strefach graniowych złączy nr 1, 2 i 3 jest uboższy w Cr i bogatszy w Ni w porównaniu z fazą γ występującą w ściegach licowych złączy.
- W SWC od strony stali duplex nastąpiło zmniejszenie różnic w zawartości głównych pierwiastków stopowych w ferrycie i austenicie. Ten fakt można przypisać dyfuzji pierwiastków pomiędzy fazami α i γ oraz procesom wydzieleniowym.

8.6. Wyniki badań właściwości mechanicznych złączy

8.6.1. Statyczne próby rozciągania złączy spawanych

Wyniki prób rozciągania przedstawiono w tabl. 8.13. Wszystkie próbki zerwały się w materiale rodzimym mniej wytrzymałej stali austenitycznej 316L. Otrzymane wartości wytrzymałości na rozciąganie mieszczą się w granicach przyjętych przez PN-EN 10088-2:2005 dla stali 316L (530-680 MPa). Przykładowe obrazy próbek po zerwaniu przedstawiono na rys. 8.36. Złącza spełniły wymagania przepisów towarzystwa DNV [23] zrywając się poza spoiną.

Tabela 8.13. Wyniki statycznych prób rozciągania złączy spawanych

Nr złącza	Znak próbki	S ₀ [mm ²]	F _m [kN]	R _m [MPa]	Miejsce zerwania
1	1.1	383,77	224,2	584,21	MR-stal austenityczna
	1.2	376,52	222,84	591,84	MR-stal austenityczna
2	2.1	387,5	229,97	593,47	MR-stal austenityczna
	2.2	384,79	225,7	586,55	MR-stal austenityczna
3	3.1	378,05	223,1	590,67	MR-stal austenityczna
	3.2	373,29	223,79	599,98	MR-stal austenityczna
4	4.1	399,57	236,46	591,79	MR-stal austenityczna
	4.2	386,25	230,01	595,50	MR-stal austenityczna



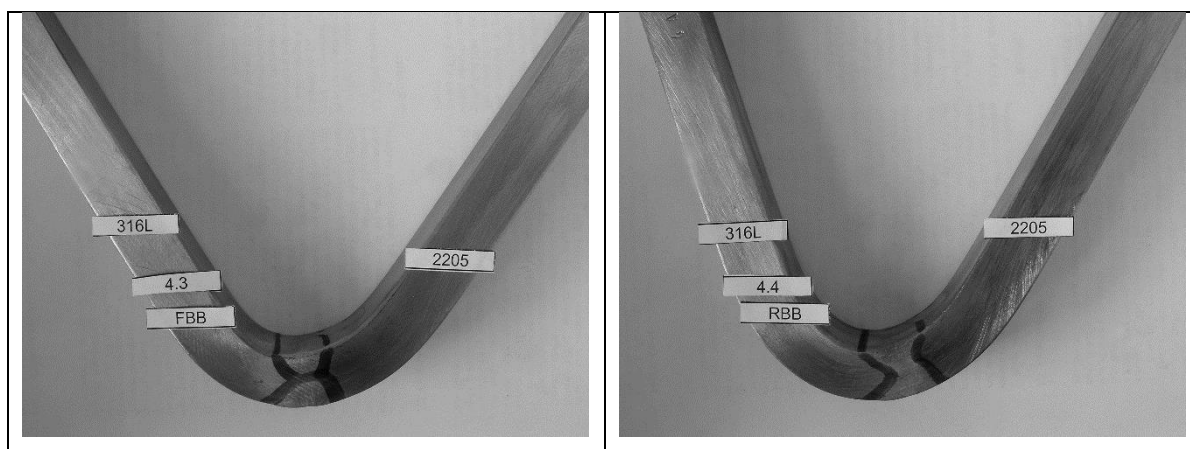
Rys. 8.36. Próbkki nr 2.1 i 4.2 po statycznej próbie rozciągania złączy spawanych

8.6.2. Statyczne próby zginania złączy spawanych

Wyniki prób zginania przedstawiono w tabl. 8.14. Jak widać z zestawienia wyniki wszystkich prób były pozytywne. Nie stwierdzono pęknięć i naderwań na rozciąganych powierzchniach próbek przy gięciu do kąta 120° . Przykładowe obrazy próbek po próbach zginania przedstawiono na rys. 8.37.

Tabela 8.14. Wyniki statycznych prób zginania złączy spawanych

Nr złącza	Oznaczenie próbki	Zginanie od strony	Kąt zgięcia / średnica trzpienia	Wynik próby	Uwagi
1	1.3	FBB	120° / 45 mm	pozytywny	brak pęknięć
	1.4	RBB		pozytywny	brak pęknięć
2	2.3	FBB		pozytywny	brak pęknięć
	2.4	RBB		pozytywny	brak pęknięć
3	3.3	FBB		pozytywny	brak pęknięć
	3.4	RBB		pozytywny	brak pęknięć
4	4.3	FBB		pozytywny	brak pęknięć
	4.4	RBB		pozytywny	brak pęknięć



Rys. 8.37. Próbkki po statycznej próbie zginania złączy spawanych

8.6.3. Próby udarności

Próby udarności wykonywano w temperaturze -40°C , niższej od wymaganej przez przepisy DNV [23,24], a mimo to uzyskano bardzo wysokie wartości pracy łamania. Próbki poprzeczne pobrane z materiału rodzimego AISI 316L całkowicie zaadsorbowały energię młota wahadłowego (300 J) uginając się tylko na podporach (tabl. 8.15) . Nieco niższą wartość pracy łamania wykazały próbki ze stali duplex 2205 – średnio 256 J. Wyniki prób udarności złączy spawanych przedstawiono w tabelach 8.16 – 8.19 oraz na wykresach zbiorczych, rys. 8.38 – 8.40. Przepisy towarzystwa klasyfikacyjnego DNV ustalają minimalną pracę łamania w temperaturze -20°C dla złączy spawanych ze stali ferrytyczno-austenitycznych na 27 J. Jak widać z rys. 8.38-8.40 wszystkie badane złącza spełniają z nadmiarem wymagania przepisów DNV.

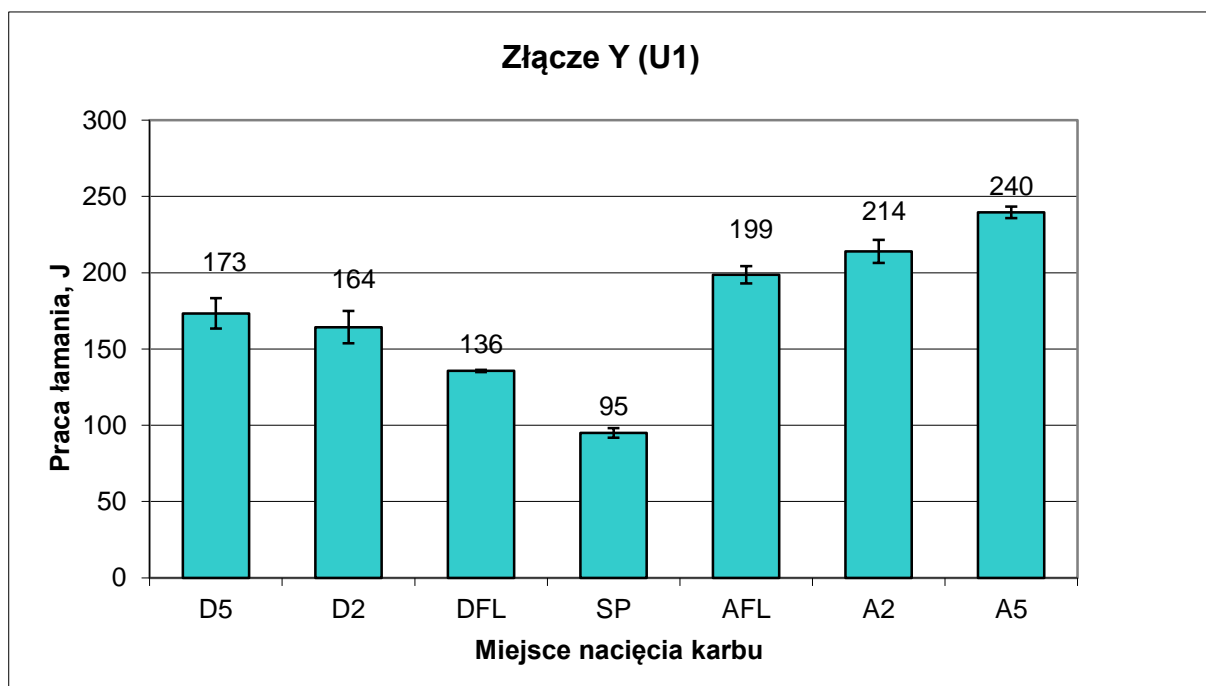
W badanych złączach najniższe wartości energii łamania otrzymano na próbkach z karbem naciętym w osi spoin. W złączach nr 1 i 2, spawanych wielościgowo, udarność spoiny i pozostałych obszarów złącza była niższa w stosunku do złączy spawanych dwoma ściegami (nr 3 i 4). Związane jest to z oddziaływaniem spawalniczego cyklu cieplnego i nagrzewaniem warstw ułożonych wcześniej, w których mogą zachodzić przemiany w strukturze zmieniające stosunek ilościowy faz (wydzielanie austenitu wtórnego), bądź wydzielanie submikroskopowych cząstek węglików i azotków. Porównanie udarności złączy nr 3 i 4 spawanych dwuścigowo, zbliżonymi energiami liniowymi, ale o różnym sposobie przygotowania krawędzi blach, wskazuje na podobne wartości pracy łamania we wszystkich obszarach złączy. Większy stopień przetopu i wymieszania materiałów podstawowych i stopiwa w złączu typu „I” (nr 4) spowodował nawet podwyższenie pracy łamania w obszarze spoiny.

Tabela 8.15. Wyniki prób udarności materiałów rodzimych stali duplex 2205 i AISI 316L

Stal	Znak próbki	KV [J]	KCV [J/cm ²]	Temp. próby [°C]
AISI 316L	A1	>300	>375	-40
	A2	>300	>375	-40
	A3	>300	>375	-40
	wart. śr.	300		
Dupleks 2205	D1	263	329	-40
	D2	243	304	-40
	D3	262	328	-40
	wart. śr	256		

Tabela 8.16. Wyniki prób udarności doczołowego złącza spawanego nr 1

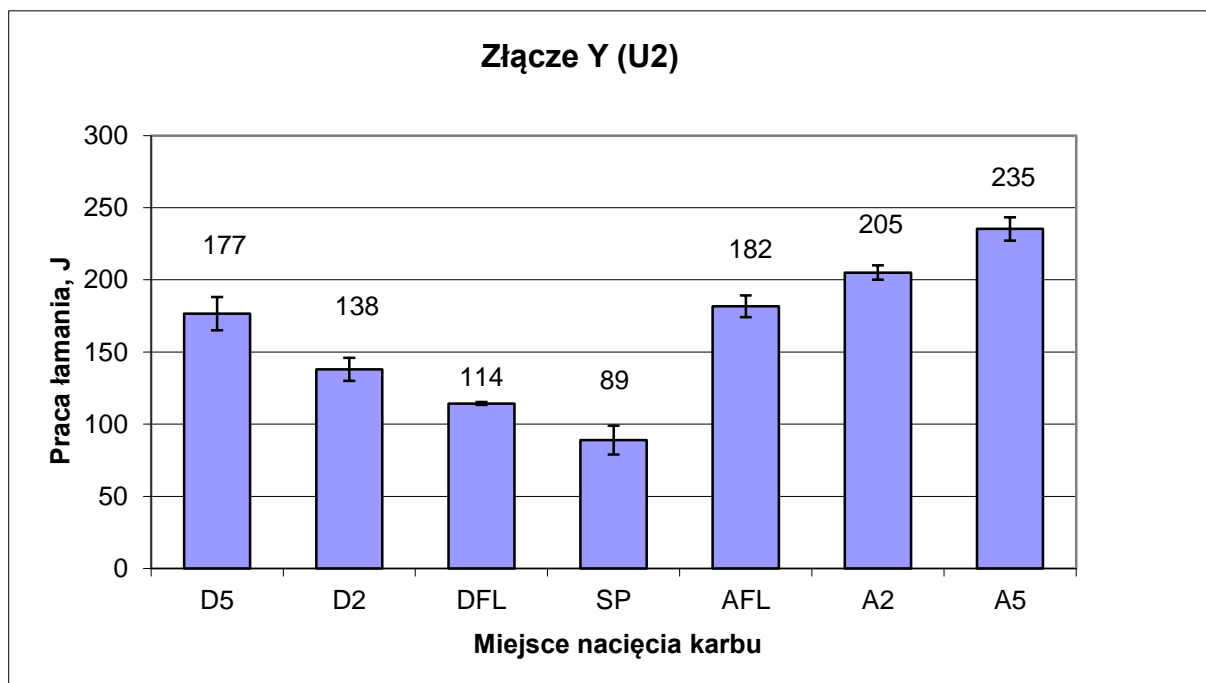
L.p.	Znak próbki	S ₀ [cm ²]	KV [J]	KCV [J/cm ²]	Temp. próby [°C]
1	1W-1	0,8	102	128	-40
2	1W-2	0,8	90	113	-40
3	1W-3	0,8	93	116	-40
4	1AFL-1	0,8	207	259	-40
5	1AFL-2	0,8	186	233	-40
6	1AFL-3	0,8	203	254	-40
7	1A2-1	0,8	203	254	-40
8	1A2-2	0,8	231	289	-40
9	1A2-3	0,8	208	260	-40
10	1A5-1	0,8	240	300	-40
11	1A5-2	0,8	247	309	-40
12	1A5-3	0,8	232	290	-40
13	1DFL-1	0,8	136	170	-40
14	1DFL-2	0,8	134	168	-40
15	1DFL-3	0,8	137	171	-40
16	1D2-1	0,8	145	181	-40
17	1D2-2	0,8	187	234	-40
18	1D2-3	0,8	161	201	-40
19	1D5-1	0,8	193	241	-40
20	1D5-2	0,8	174	218	-40
21	1D5-3	0,8	153	191	-40



Rys. 8.38. Wyniki prób udarności złącza spawanego nr 1. Miejsce nacięcia karbu: S -spoina, DFL, AFL -linia przejścia, D2, A2, - 2 mm od linii przejścia, D5, A5- 5 mm od linii przejścia. A- od strony stali 316L, D - od strony stali duplex

Tabela 8. 17. Wyniki prób udarności doczołowego złącza spawanego nr 2

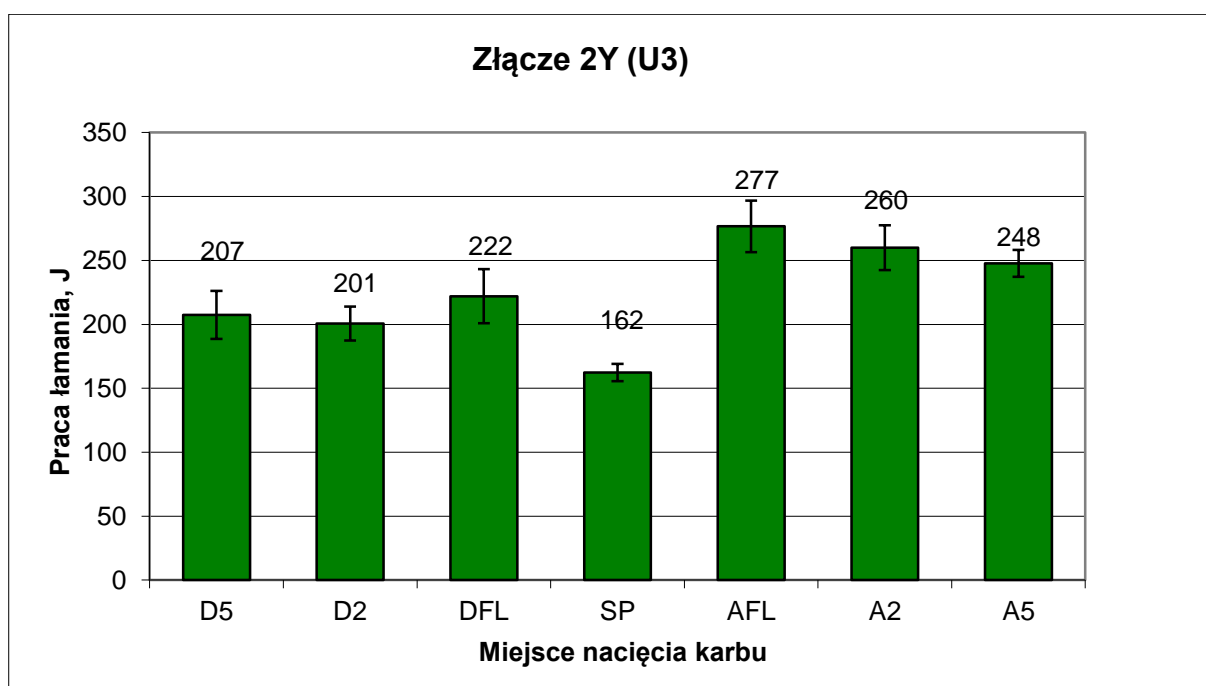
L.p.	Znak próbki	S ₀ [cm ²]	KV [J]	KCV [J/cm ²]	Temp. próby [°C]
1	2W-1	0,8	91	114	-40
2	2W-2	0,8	108	135	-40
3	2W-3	0,8	68	85	-40
4	2AFL-1	0,8	199	249	-40
5	2AFL-2	0,8	174	218	-40
6	2AFL-3	0,8	172	215	-40
7	2A2-1	0,8	195	244	-40
8	2A2-2	0,8	205	256	-40
9	2A2-3	0,8	215	269	-40
10	2A5-1	0,8	253	316	-40
11	2A5-2	0,8	232	290	-40
12	2A5-3	0,8	221	276	-40
13	2DFL-1	0,8	112	140	-40
14	2DFL-2	0,8	115	144	-40
15	2DFL-3	0,8	116	145	-40
16	2D2-1	0,8	150	188	-40
17	2D2-2	0,8	144	180	-40
18	2D2-3	0,8	120	150	-40
19	2D5-1	0,8	203	254	-40
20	2D5-2	0,8	160	200	-40
21	2D5-3	0,8	167	209	-40



Rys. 8.39. Wyniki prób udarności złącza spawanego nr 2. Miejsce nacięcia karbu: S -spoina, DFL, AFL - linia przejścia, D2, A2, - 2 mm od linii przejścia, D5, A5 - 5 mm od linii przejścia. A - od strony stali 316L, D -od strony stali duplex

Tabela 8.18. Wyniki prób udarności doczołowego złącza spawanego nr 3

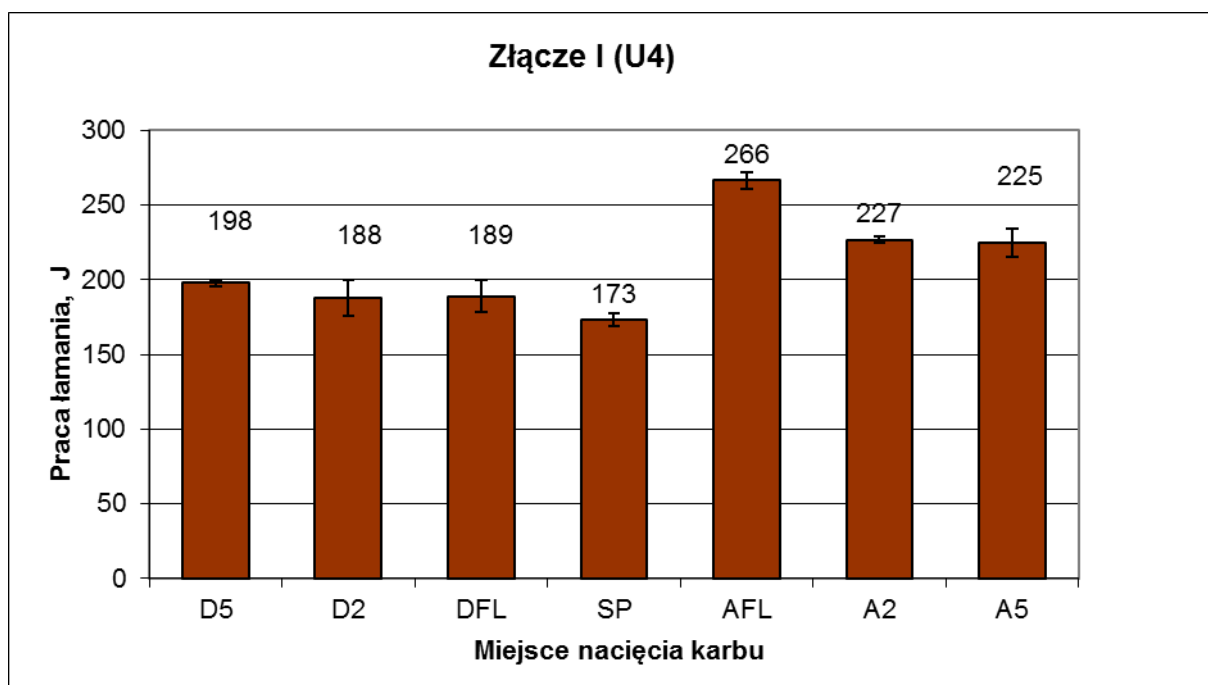
L.p.	Znak próbki	S ₀ [cm ²]	KV [J]	KCV [J/cm ²]	Temp. próby [°C]
1	3W-1	0,8	155	193	-40
2	3W-2	0,8	178	223	-40
3	3W-3	0,8	154	193	-40
4	3AFL-1	0,8	230	288	-40
5	3AFL-2	0,8	300	375	-40
6	3AFL-3	0,8	300	375	-40
7	3A2-1	0,8	300	375	-40
8	3A2-2	0,8	235	294	-40
9	3A2-3	0,8	245	306	-40
10	3A5-1	0,8	228	285	-40
11	3A5-2	0,8	270	338	-40
12	3A5-3	0,8	245	306	-40
13	3DFL-1	0,8	270	338	-40
14	3DFL-2	0,8	206	258	-40
15	3DFL-3	0,8	190	238	-40
16	3D2-1	0,8	231	289	-40
17	3D2-2	0,8	190	238	-40
18	3D2-3	0,8	181	226	-40
19	3D5-1	0,8	207	259	-40
20	3D5-2	0,8	245	306	-40
21	3D5-3	0,8	170	213	-40



Rys. 8.40. Wyniki prób udarności złącza spawanego nr 3. Miejsce nacięcia karbu: S -spoina, DFL, AFL- linia przejścia, D2, A2, - 2 mm od linii przejścia, D5, A5 -5 mm od linii przejścia. A -od strony stali 316L, D- od strony stali duplex

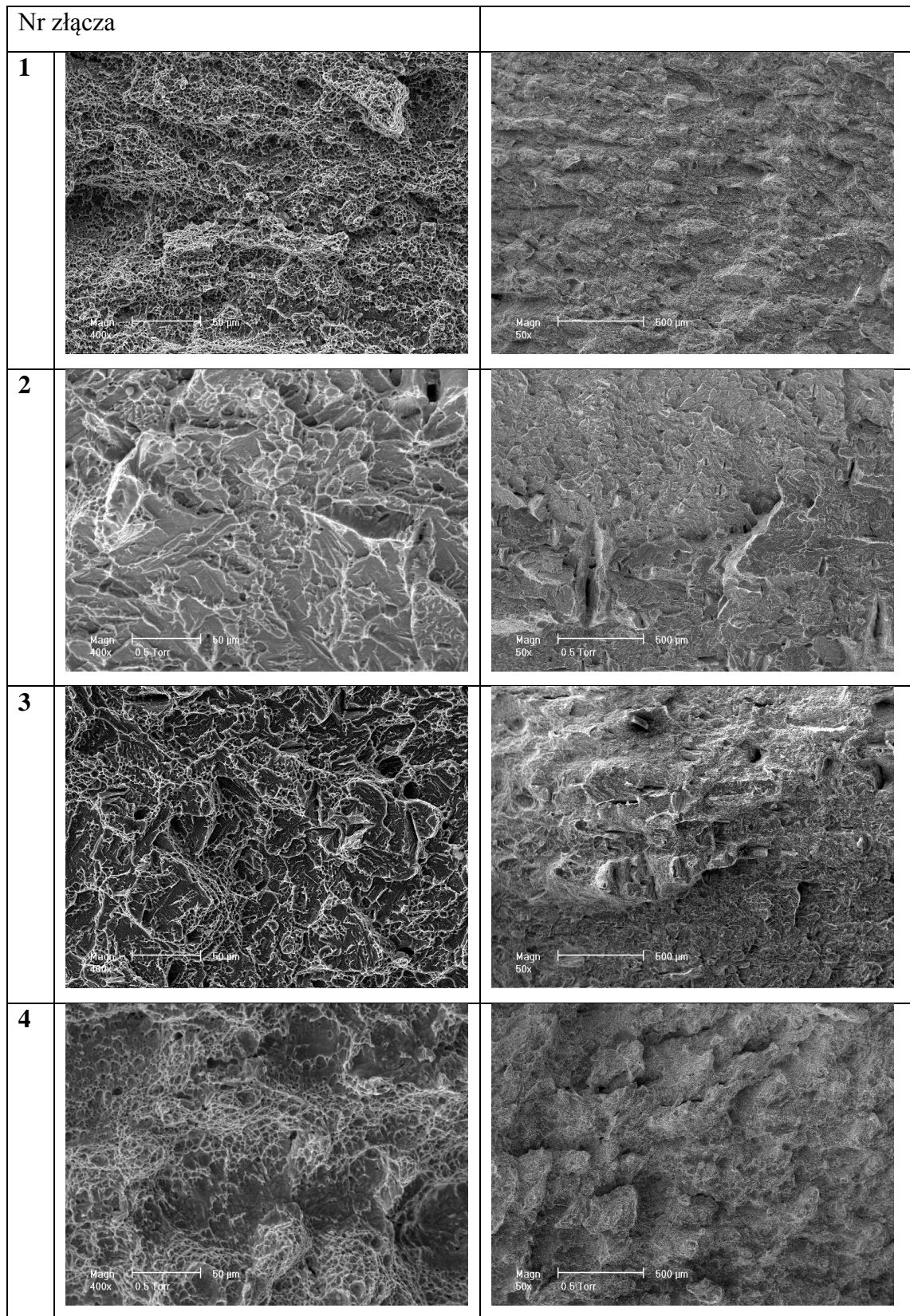
Tabela 8.19. Wyniki prób udarności doczołowego złącza spawanego nr 4

L.p.	Znak próbki	S ₀ [cm ²]	KV [J]	KCV [J/cm ²]	Temp. próby [°C]
1	4W-1	0,8	171	213	-40
2	4W-2	0,8	166	207	-40
3	4W-3	0,8	183	228	-40
4	4AFL-1	0,8	258	323	-40
5	4AFL-2	0,8	263	329	-40
6	4AFL-3	0,8	278	348	-40
7	4A2-1	0,8	228	285	-40
8	4A2-2	0,8	222	278	-40
9	4A2-3	0,8	230	288	-40
10	4A5-1	0,8	205	256	-40
11	4A5-2	0,8	244	305	-40
12	4A5-3	0,8	225	231	-40
13	4DFL-1	0,8	198	248	-40
14	4DFL-2	0,8	164	205	-40
15	4DFL-3	0,8	205	256	-40
16	4D2-1	0,8	215	269	-40
17	4D2-2	0,8	171	214	-40
18	4D2-3	0,8	178	223	-40
19	4D5-1	0,8	202	252	-40
20	4D5-2	0,8	192	240	-40
21	4D5-3	0,8	199	211	-40



Rys. 8.41. Wyniki prób udarności złącza spawanego nr 4. Miejsce nacięcia karbu: S -spoina, DFL, AFL -linia przejścia, D2, A2, - 2 mm od linii przejścia, D5, A5 -5 mm od linii przejścia. A- od strony stali 316L, D -od strony stali duplex

Analiza fraktograficzna próbek udarnościowych wskazuje na dominujący charakter ciągły przelomów z niewielkim udziałem przelomu o charakterze łupliwym (transkrystalicznym) w spoinie złącza nr 2 oraz w mniejszym stopniu w złączach nr 3 i 4.

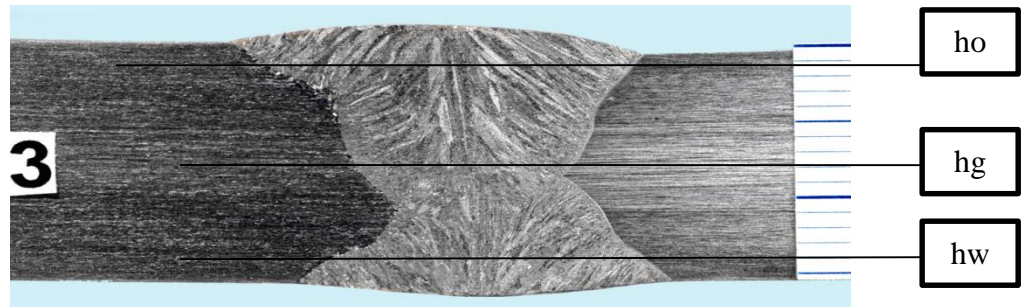


Rys. 8.42. Przelomy próbek udarnościowych złączy spawanych z karbem w osi spoin

8.6.4. Wyniki pomiarów twardości

Pomiary twardości złączy spawanych wykonano sposobem Vickersa wg PN-EN 6507:2007 przy obciążeniu 49 N zgodnie z normą PN-EN ISO 9015-1:2011. Twardość mierzono w 3 liniach pomiarowych jak pokazano na rys. 8.43:

- linia **ho** – ok. 2 mm od powierzchni blachy od strony lica spoiny,
- linia **hg** – w środku grubości złącza,
- linia **hw** – ok. 2 mm od powierzchni blachy od strony grani spoiny.

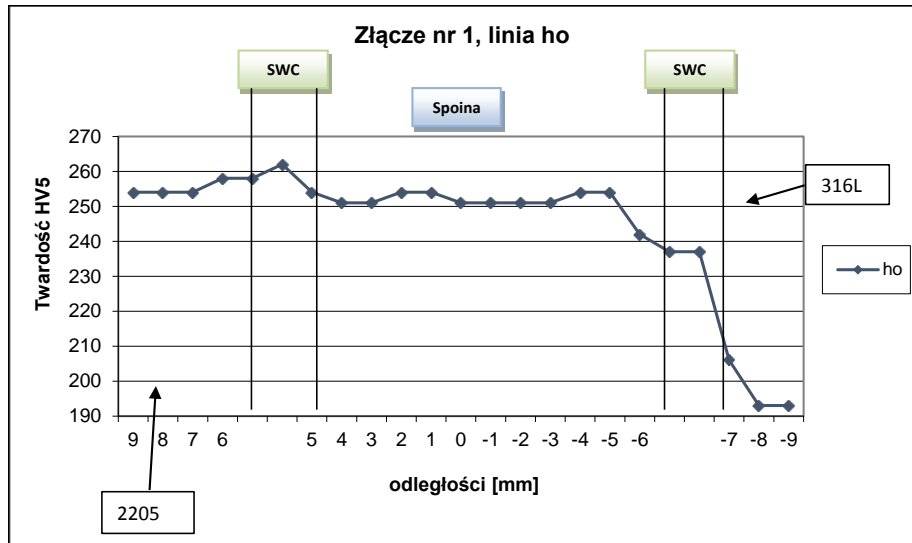


Rys. 8.43. Usytuowanie linii pomiaru twardości w złączach spawanych

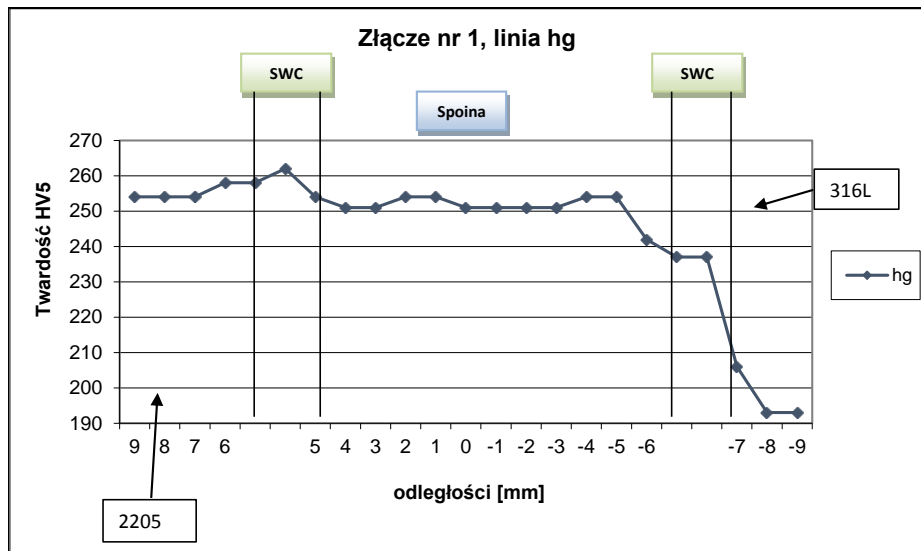
Wyniki pomiarów twardości złączy przedstawiono na rys. 8.44 - 8.47. Stal duplex wykazywała twardość w granicach 250-260 HV5, natomiast stal austenityczna AISI 316L 185-200 HV5. Twardość złączy duplex różniła się w poszczególnych liniach pomiarowych. Dla złączy wielościęgowych ukosowanych na Y (złącze nr 1 i nr 2) twardość spoiny w lini ho i hg była zbliżona do twardości stali duplex, natomiast obserwowano obniżenie twardości spoiny w liniach graniowych hw. Jest to związane ze zmianą struktury spoiny w grani związanej z wydzielaniem się austenitu wtórnego. W złączu nr 3 twardość spoiny odpowiadała twardości stali duplex, natomiast w złączu nr 4 obserwowano niewielkie zwiększenie twardości spoiny do poziomu 270-280 HV5.

Twardość SWC od strony stali duplex nie różniła się znacząco w badanych złączach i przyjmowała wartość podobną jak materiał rodzimy stali 2205 – 260-270 HV5. Można z tego wnioskować, że nie wystąpiły w tej strefie intensywne procesy wydzieleniowe. Twardość SWC od strony stali austenitycznej kształtowała się na poziomie 230-240 HV5 we wszystkich badanych złączach. Jest to wartość o ok. 30 HV wyższa w stosunku do twardości materiału rodzimego stali AISI 316L. Wzrost twardości w SWC związany jest ze zwiększonym udziałem ferrytu w tej strefie.

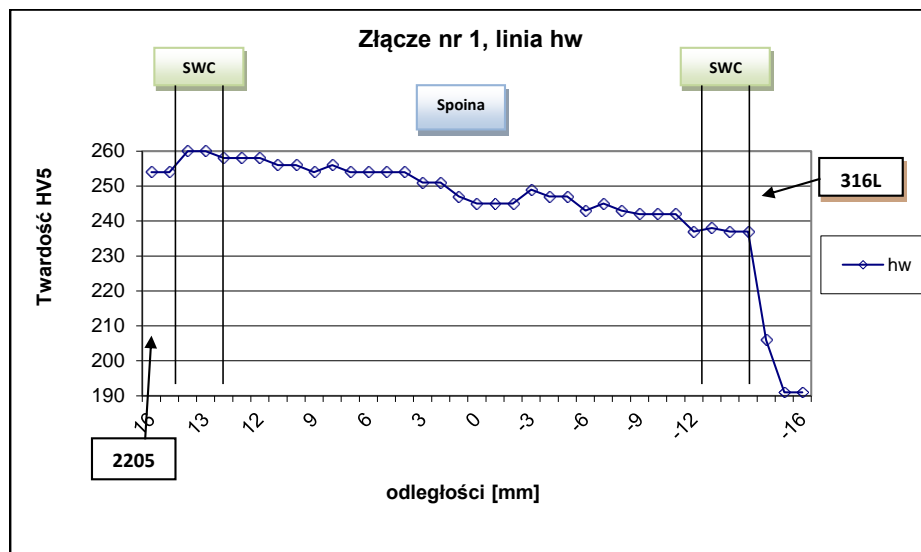
a)



b)

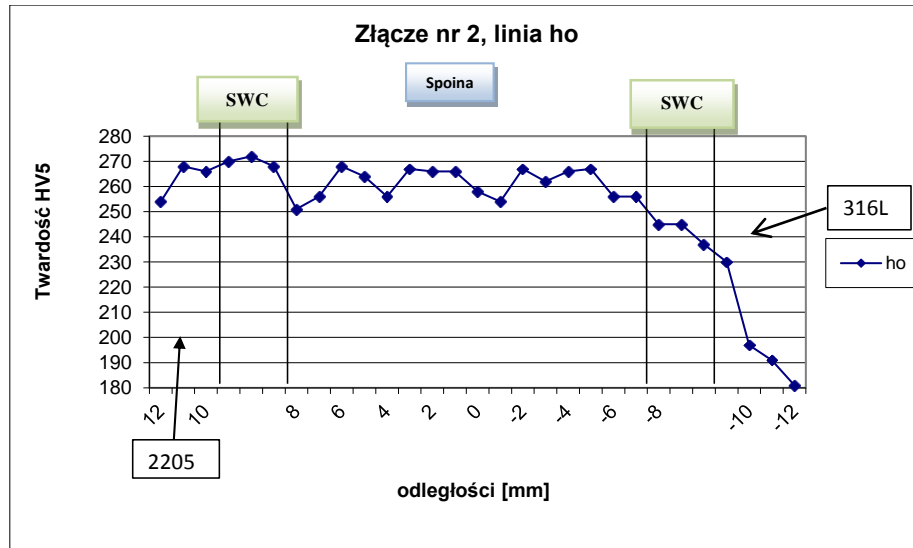


c)

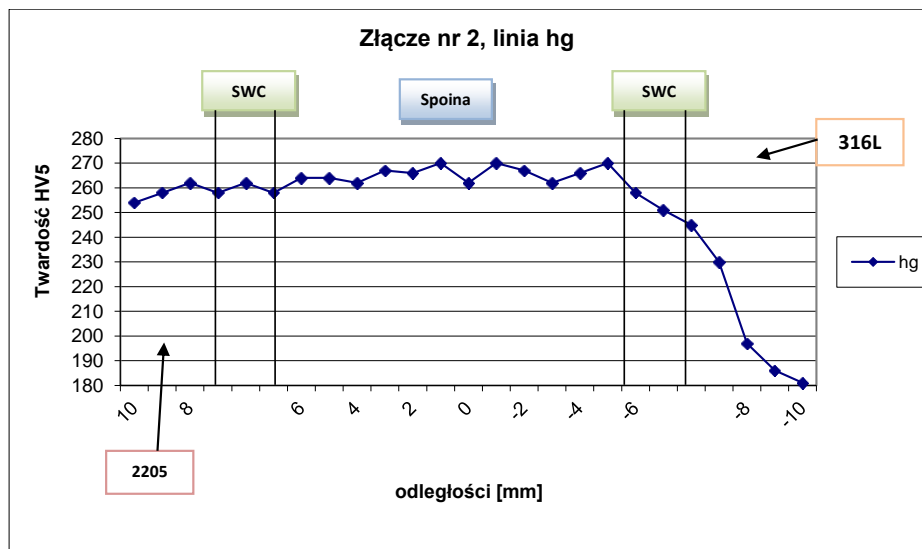


Rys. 8.44. Wykresy rozkładów twardości HV5 w złączu nr 1 w liniach (a) ho, (b) hg, (c) hw

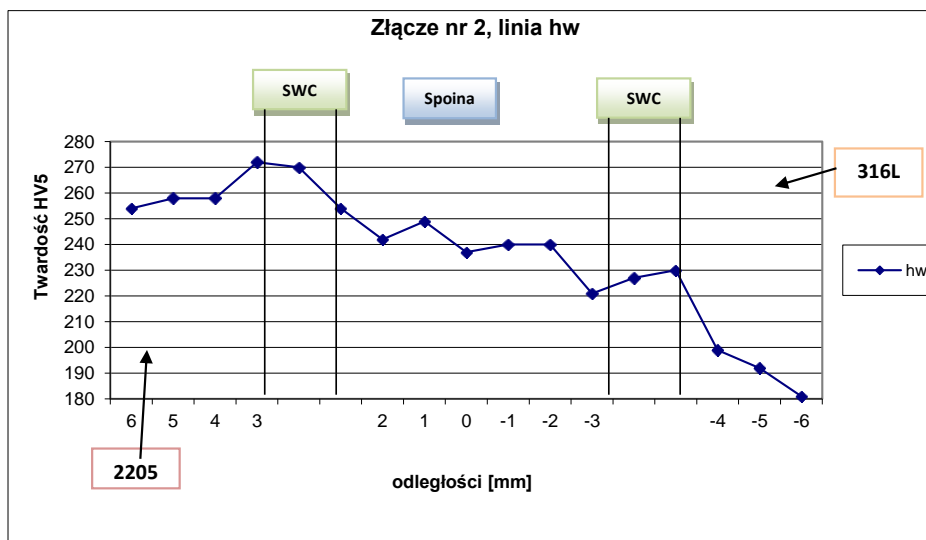
a)



b)

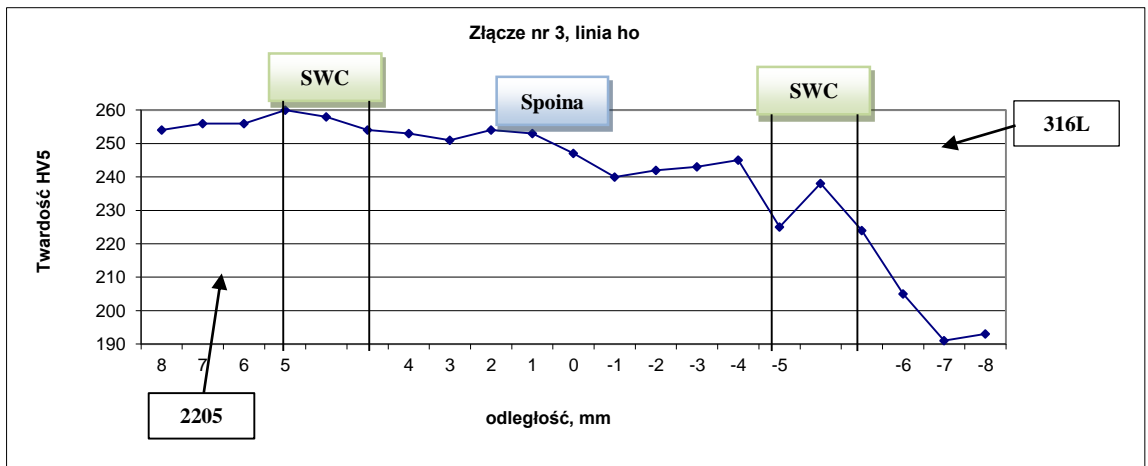


c)

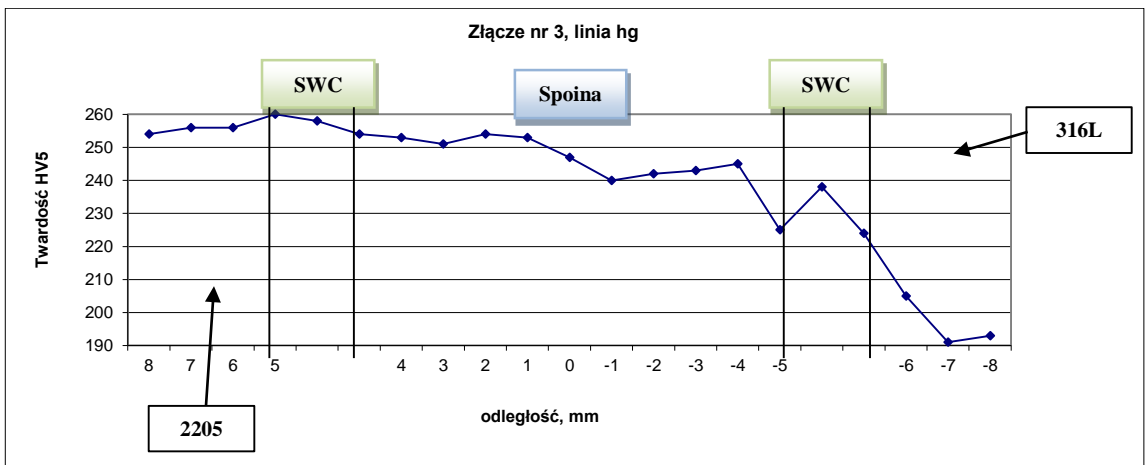


Rys. 8.45. Wykresy rozkładów twardości HV5 w złączu nr 2 w liniach (a) ho, (b) hg, (c) hw

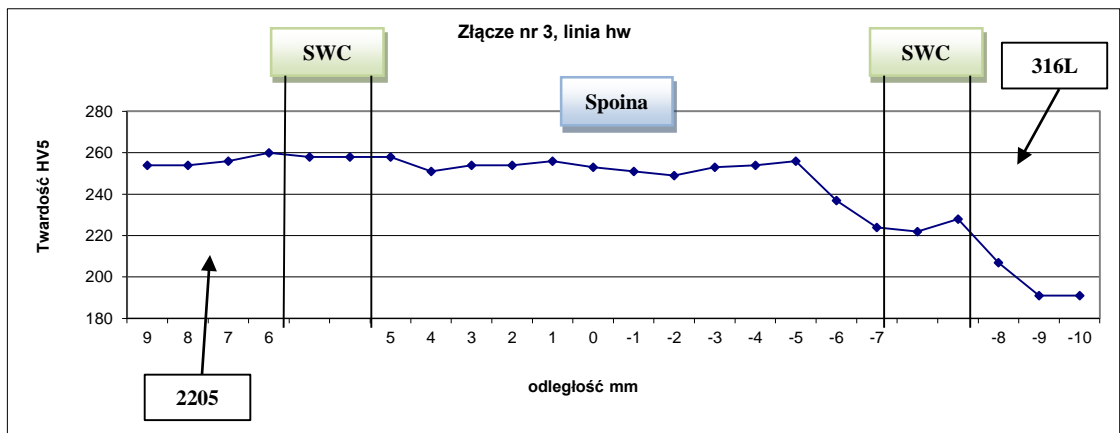
a)



b)

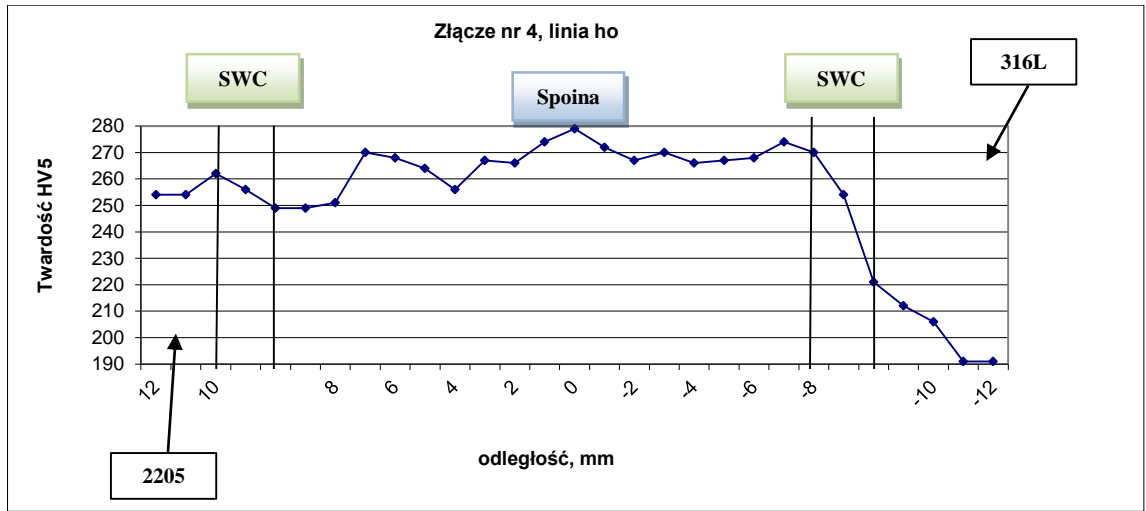


c)

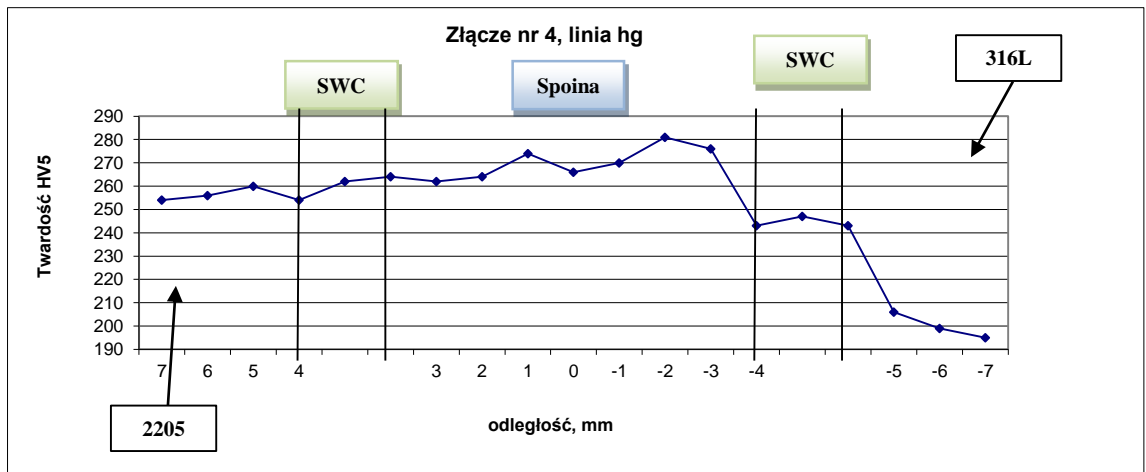


Rys. 8.46. Wykresy rozkładów twardości HV5 w złączu nr 3 w liniach (a) ho, (b) hg, (c) hw

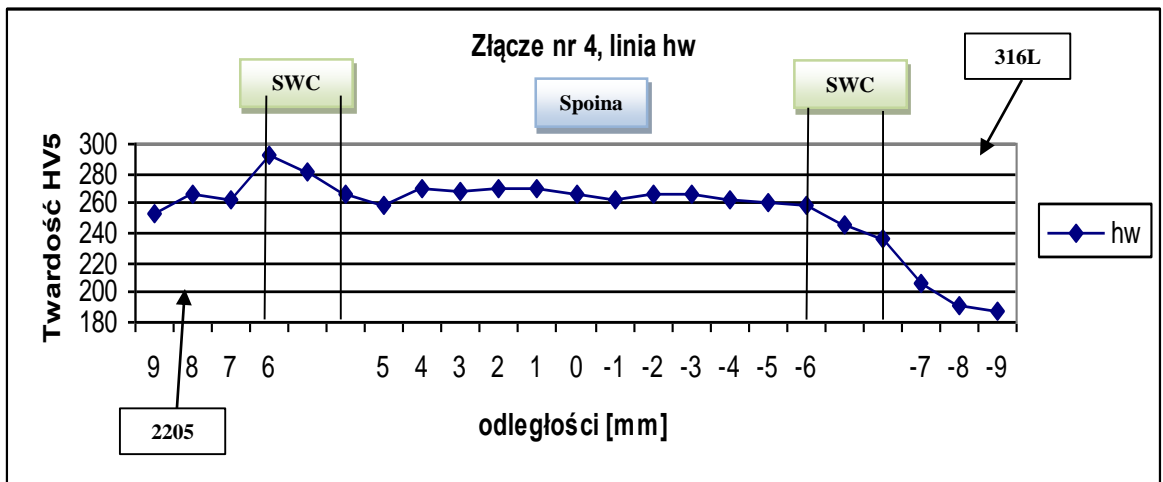
a)



b)



c)



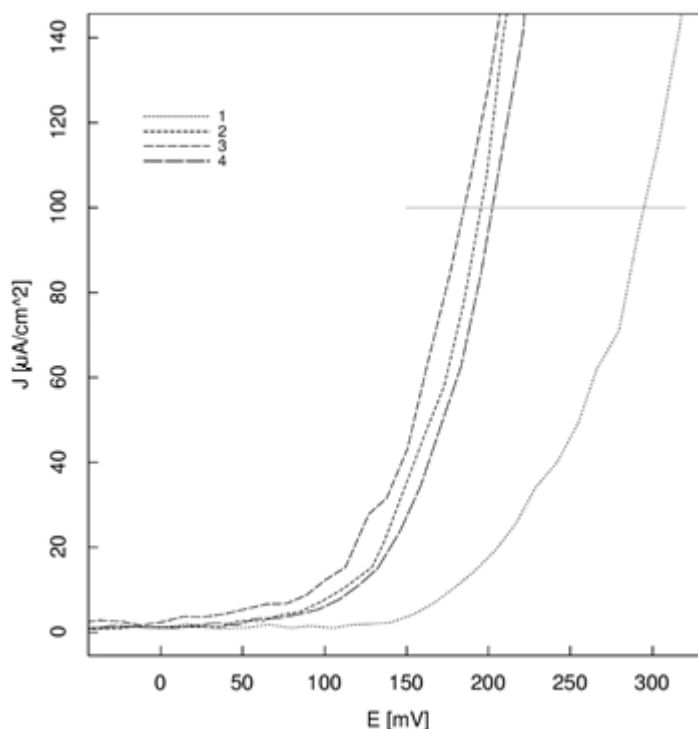
Rys.8. 47. Wykresy rozkładów twardości HV5 w złączu nr 4 w liniach (a) ho, (b) hg, (c) hw

8.7. Wyniki badań odporności na korozję złączy spawanych

8.7.1. Wyniki badań potencjału krytycznego korozji

Celem przeprowadzonych badań było określenie podatności złączy różnoimiennych do korozji międzykrystalicznej poprzez analizę stabilności warstwy pasywnej. Uczulenie stali Cr-Ni w wyniku oddziaływania spawalniczych cykli cieplnych najbardziej prawdopodobne jest w wąskich obszarach SWC złączy. Zastosowana wstępnie do oceny stabilności warstwy pasywnej metoda elektrochemicznej potencjodynamicznej reaktywacji (DLEPR) nie dała istotnych informacji ze względu na trudności w rejestracji maksimumów prądowych.

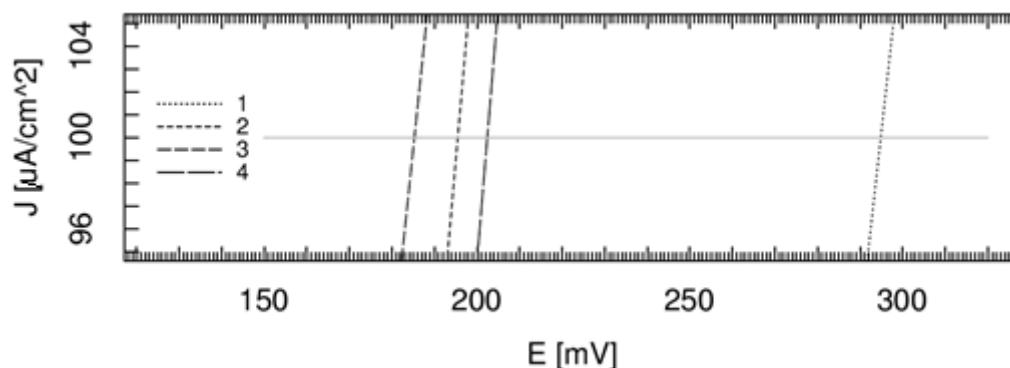
Postanowiono stan powierzchni i jakość warstwy pasywnej złączy spawanych badać przez wyznaczenie i porównanie potencjału krytycznego korozji (tzw. potencjału przebicia) dla próbek eksponowanych w środowisku 3% wodnego roztworu chlorku sodowego NaCl. Na rys. 8.48 przedstawiono krzywe polaryzacyjne dla czterech badanych złączy spawanych.



Rys. 8.48. Krzywe polaryzacyjne wyznaczone dla złączy spawanych nr 1 – 4

Jako wartość potencjału przebicia przyjmuje się potencjał, przy którym wartości płynącego prądu osiągają $100 \mu\text{A}/\text{cm}^2$. Oznacza to, że warstwa pasywna na powierzchni próbki uległa

uszkodzeniu (przebicu). Wartości potencjałów przebicia odczytane z krzywych przedstawionych na rys. 8.49 przedstawiono w tabeli 8.20.



Rys. 8.49. Fragmenty krzywych polaryzacyjnych wyznaczonych dla złączy spawanych nr 1 – 4. Linia poziomą oznaczono wartość prądu $100 \mu\text{A}/\text{cm}^2$

Tabela 8.20. Wyznaczone wartości potencjału krytycznego korozji wżerowej

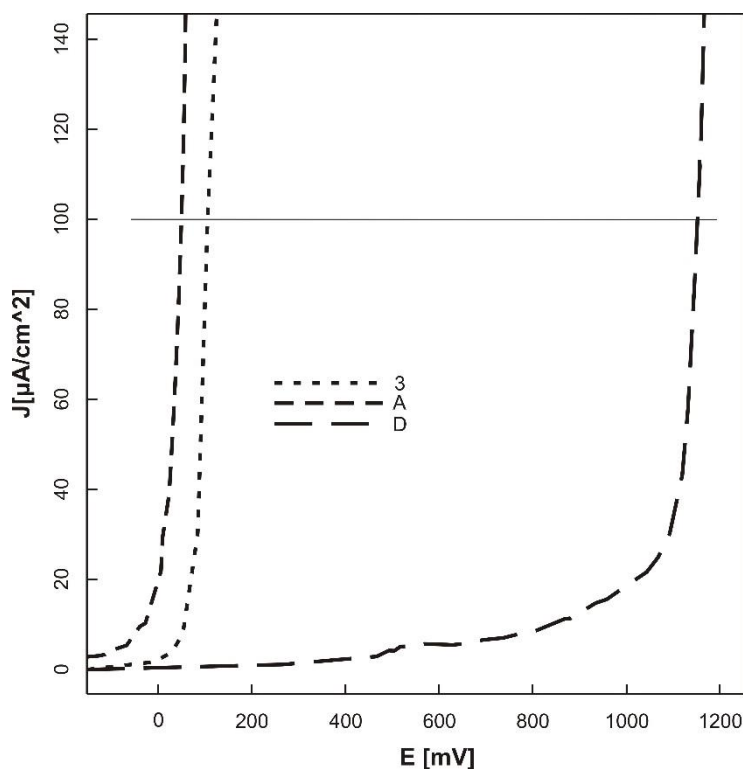
Próbka (złącze)	1	2	3	4
E [mV]	292	196	182	200

Badania powierzchni próbek wykonane na mikroskopie stereoskopowym wykazały, iż przebicie warstwy pasywnej nastąpiło w na powierzchni stali austenitycznej lub w SWC od strony stali austenitycznej (rys. 8.50) . Wartości potencjałów przebicia dla złączy 2 - 4 były bardzo zbliżone, natomiast na złączy nr 1 odnotowano potencjał o ok. 100 mV wyższy.

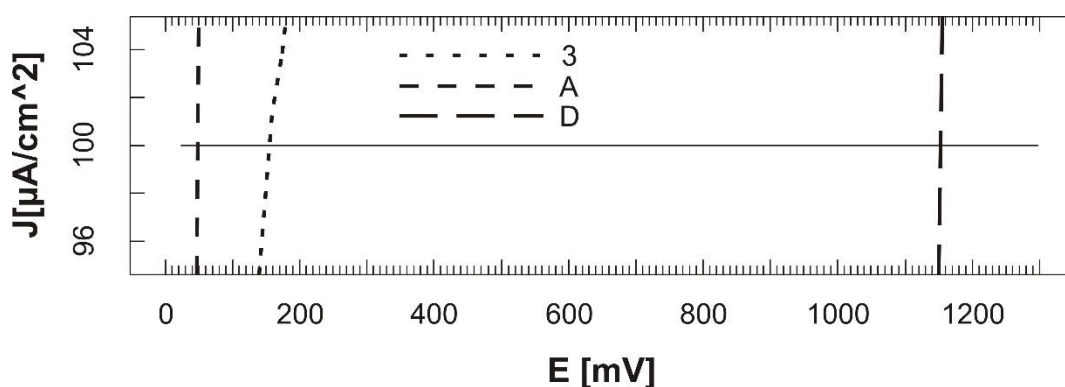


Rys. 8.50. Wżery na powierzchni złącza nr 4 po próbie elektrochemicznej po przekroczeniu potencjału przebicia. Stal austenityczna po lewej stronie złącza

W celu określenia stabilności warstw pasywnych na poszczególnych strefach złącza przeprowadzono badania próbek ze stali austenitycznej (A), stali duplex (D) oraz części złącza nr 3 przeciętego przez środek spoiny. Wybrany fragment złącza zawierał stal duplex, strefę wpływu ciepła oraz połowę szerokości spoiny od strony stali duplex. Wyniki badań przedstawiono na rys. 8.51 i 8.52 oraz tabl. 8.21.



Rys. 8.51. Krzywe polaryzacyjne wyznaczone dla stali austenitycznej (A), stali duplex (D) oraz fragmentu złącza spawanego nr 3



Rys. 8.52. Fragmenty krzywych polaryzacyjnych wyznaczonych z rys. 8. 51. Liniją poziomą oznaczono wartość prądu $100 \mu\text{A}/\text{cm}^2$

Tabela 8.21. Wyznaczone wartości potencjału krytycznego korozji wżerowej

Próbka	stal 316L	stal duplex 2205	fragment złącza nr 3
E [mV]	50	1150	145

Na uwagę zasługuje niska wartość potencjału krytycznego korozji wżerowej wyznaczona dla stali austenicznej oraz wielokrotnie wyższa wartość potencjału dla stali duplex. W złączach spawanych potencjał przebicia warstwy pasywnej na stali austenicznej jest wyraźnie wyższy. Zjawisko to należy przypisać poprawie stanu warstwy pasywnej austenitu w wyniku połączenia ze stalą duplex o dużo wyższym potencjale elektrochemicznym.

Badania fragmentu złącza nr 3 ujawniły wżery w wąskim pasie strefy wpływu ciepła (od strony stali duplex), powstałych przy potencjale przebicia podobnym jak dla stali austenicznej w pełnych złączach. Można, zatem założyć, że wąski obszar SWC w stali duplex jest równie narażony na atak korozji wżerowej i w konsekwencji korozji międzykrystalicznej jak stal austeniczna. Ten fakt nie został ujawniony w przeprowadzonych uprzednio testach wg ASTM G48A.

8.7.2. Wyniki badań odporności złączy na korozję wżerową

Badania podatności do korozji wżerowej oparto na wskazaniach normy ASTM G 48-92A. Celem badań było porównanie skłonności do tworzenia wżerów korozyjnych w obszarze doczołowych złączy różnoimiennych. Analizowano ubytek masy złączy oraz miejsca inicjacji wżerów korozyjnych.

W badaniach zastosowano dwa czasy ekspozycji próbek w roztworze korozyjnym 24 i 72 godziny. Wyznaczony ubytek masy próbek pobranych ze złączy spawanych zestawiono w tabl. 8.22 i 8.23.

Tabela 8.22. Ubytki masy próbek po 24-godzinnej ekspozycji w roztworze korozyjnym

	Nr złącza			
	1	2	3	4
Masa [g]				
Początkowa	199,1539	204,0433	193,9280	214,9532
Po 24 h	198,4827	202,8922	193,0322	214,1446
Ubytek po 24 h	0,6712	1,1511	0,8958	0,8084

Tabela 8.23. Ubytki masy próbek po 72-godzinnej ekspozycji w roztworze korozyjnym

	Nr złącza			
	1	2	3	4
Masa [g]				
Początkowa	199,1539	204,0433	193,9280	214,9532
Po 72 h	197,8238	201,2920	191,2962	212,0238
Ubytek po 72 h	1,3301	2,7513	2,6318	2,9294

Na rys. 8.53 - 8.61 przedstawiono wybrane obrazy powierzchni próbek po testach korozyjnych charakteryzujące powstałe uszkodzenia korozyjne.

Charakterystyka uszkodzeń korozyjnych złącza wielowarstwowego typu Y- złącze nr 2

a)

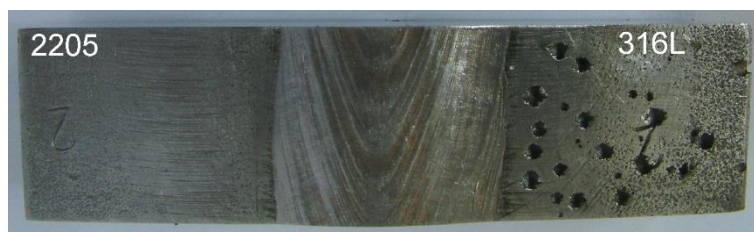


b)



Rys. 8.53. Widok próbki ze złącza 2 od strony lica (a) oraz grani (b) spoiny po 24 godzinach ekspozycji w roztworze korozyjnym

a)



b)



Rys. 8.54. Widok próbki ze złącza nr 2 od strony lica (a) oraz grani (b) spoiny po 72 godzinach ekspozycji w roztworze korozyjnym



Rys. 8.55. Przekroje poprzeczne złącza nr 2 z widocznymi dużymi wżerami w SWC od strony stali austenitycznej po 72 godzinach ekspozycji w roztworze korozyjnym

Charakterystyka uszkodzeń korozyjnych złącza typu 2Y - złącze nr 3

a)



b)



Rys. 8.56. Widok próbki 3 od strony lica (a) oraz grani (b) spoiny po 24 godzinach ekspozycji w roztworze korozyjnym

a)



b)



Rys. 8.57. Widok próbki 3 od strony lica (a) oraz grani (b) spoiny po 72 godzinach ekspozycji w roztworze korozyjnym



Rys. 8.58. Przekrój poprzeczny próbki 3 po 72 godzinach ekspozycji w roztworze korozyjnym

Charakterystyka uszkodzeń korozyjnych złącza typu I - złącze nr 4

a)



b)



Rys.8.59. Widok próbki 4 od strony lica (a) oraz grani (b) spoiny po 24 godzinach ekspozycji w roztworze korozyjnym

a)



b)



Rys. 8.60. Widok próbki 4 od strony lica (a) oraz grani (b) spoiny po 72 godzinach ekspozycji w roztworze korozyjnym



Rys. 8.61. Przekrój poprzeczny próbki 4 po 72 godzinach ekspozycji w roztworze korozyjnym

Po ekspozycji złącza nr 2 w czasie 24 godzin widoczne są wyraźne wżery korozyjne na powierzchni walcowanej blachy austenitycznej 316L oraz w obszarze SWC od strony grani. Obserwowano wżery o regularnym kołowym kształcie o średnicy ok. 1-2 mm. W złączu od strony stali duplex nie stwierdzono obecności wżerów korozyjnych. Nastąpiło wyraźne przyspieszenie procesu korozji na powierzchni stali 316L pomiędzy 24 a 72 godziną ekspozycji. Na przekroju poprzecznym (rys. 8.55) widoczne są wżery w obszarze SWC od strony stali austenitycznej.

Ekspozycja złącza nr 3 w czasie 24 godzin widoczne są liczne wżery na powierzchni stali austenitycznej (średnice wżerów do 3 mm). Obszary przy spoinie oraz w materiale rodzimym stali duplex są wolne od wżerów. Stwierdzono wyraźne przyspieszenie procesu korozji na powierzchni stali 316L pomiędzy 24 a 72 godziną ekspozycji. Na powierzchniach przekroju złącza widoczne są duże wżery w obszarze SWC stali austenitycznej.

Po ekspozycji w czasie 24 godzin złącza nr 4 widoczne są nieliczne, natomiast duże wżery o średnicach do ok. 4 mm na powierzchni walcowanej blachy ze stali austenitycznej. Wżery wystąpiły również w linii wtopienia od strony stali 316L. Po dalszej ekspozycji w czasie 72 godzin liczba wżerów na stali austenitycznej zwiększyła się. Spoina oraz stal duplex są wolne od wżerów korozyjnych. Na przekroju poprzecznym złącza stwierdzono obecność bardzo głębokich wżerów w obszarze wtopienia i SWC od strony stali austenitycznej.

Wyniki przeprowadzonych prób należy traktować jakościowo. Ocenę ilościową zalecają przepisy DNV [22,23]. Dla stopiwa elektrod ferrytyczno-austenitycznych ubytek masy próbki nie powinien przekraczać 20 mg po ekspozycji korozyjnej w czasie 24 godzin [23], w przeciwnym przypadku, poziom odporności na korozję wżerową uznawany jest za nieakceptowalny. Dla wyrobów walcowanych ze stali ferrytyczno-austenitycznych po teście G 48-92A nie jest dopuszczalna obecność wżerów korozyjnych przy obserwacji przy powiększeniu 20x, a ubytek masy próbki nie powinien przekraczać $4,0 \text{ g/m}^2$ [22].

Norma G 48-92A ani przepisy DNV nie formułują wymagań dotyczących badań korozyjnych złączy różnoimiennych. W [22] jest natomiast wymaganie pozostawienia naturalnych powierzchni wyrobów w próbkach poddanych testom G 48.

8.7.3. Badania podatności złączy na korozję naprężeniową

Badania podatności na korozję naprężeniową przeprowadzono w próbach odkształcania z małą prędkością (SSRT) w środowisku wrzącego chlorku magnezowego MgCl_2 (125°C) wg ASTM G36. Przeprowadzono również badania referencyjne w środowisku obojętnym gliceryny (w temp. 125°C). Zastosowano prędkość odkształcania 10^{-6} s^{-1} zalecaną przez PN-

EN ISO 7539-7 oraz powszechnie wykorzystywaną w badaniach korozji naprężeniowej stali odpornych na korozję [21,36,59]. Jako mierniki obrazujące podatność na korozję naprężeniową przyjęto następujące parametry zgodnie z PN-EN ISO 7359-7:

- wydłużenie w momencie zniszczenia próbki A [%],
- przewężenie w momencie zniszczenia próbki Z [%],
- względną energię zniszczenia E_c [MJ/m^3] (powierzchnia wykresu pod krzywą naprężenie-wydłużenie odniesiona do objętości części pomiarowej próbki),
- wytrzymałość na rozciąganie R_m [MPa].

Podatność do naprężeniowego pękania korozyjnego oceniono porównując wyniki uzyskane na identycznych próbkach eksponowanych na działanie środowiska badanego oraz obojętnego.

Wzrost podatności na korozyjne pękanie naprężeniowe jest tym większy im bardziej stosunek

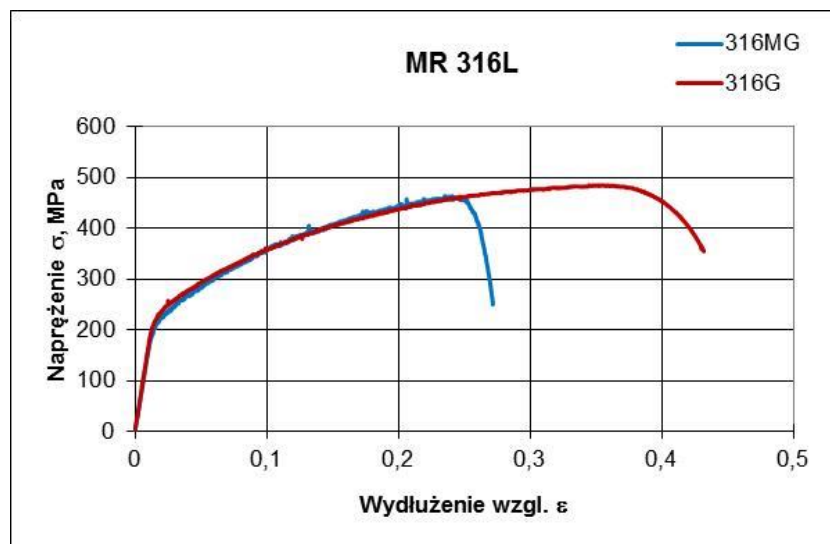
$$\frac{\text{wynik uzyskany dla próbek w środowisku badanym}}{\text{wynik uzyskany dla próbek w środowisku obojętnym}}$$

odbiega od jedności. Najbardziej reprezentatywnym parametrem jest przewężenie próbki po zerwaniu i z tego powodu obliczono wartości Z_{rel} .

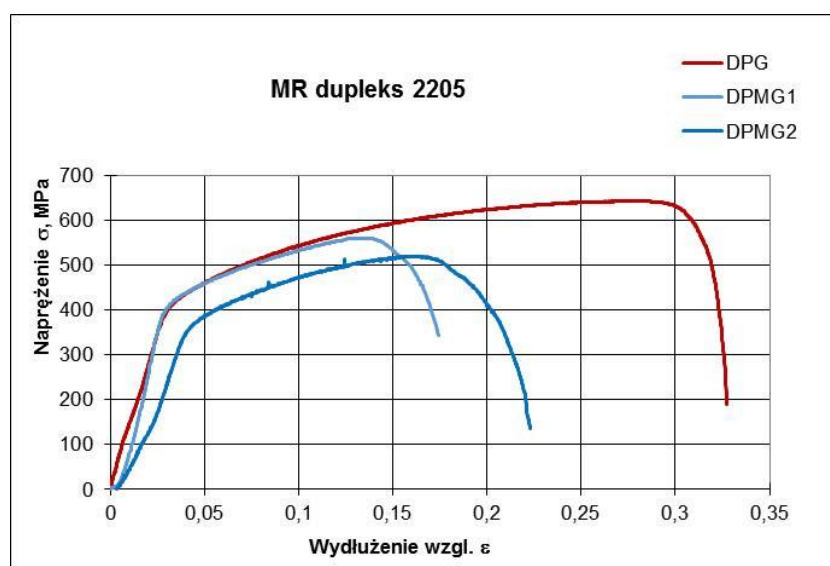
Wyniki prób SSRT dla próbek pobranych z materiałów rodzimych zestawiono w tabl. 8.24 oraz przedstawiono graficznie na rys. 8.62 i 8.63 (oznaczenia próbek MG- środowisko chlorku magnezowego, G- środowisko gliceryny).

Tabela 8.24. Wyniki prób SSRT dla materiałów rodzimych (próby w 125°C)

Oznaczenie próbki	Materiał	Środowisko	R_m [MPa]	Wydłużenie A [%]	Przewężenie Z [%]	Energia zniszczenia, [MJ/m^3]	Z_{rel}
A316G	316L	gliceryna	484	43,2	81,1	174	0,36
A316MG	316L	MgCl_2	463	28,1	28,9	99	
DPG	Dupleks	gliceryna	643	32,7	76,0	177,5	0,44
DPMG1	Dupleks	MgCl_2	560	18,1	29,4	79,7	
DPMG2	Dupleks	MgCl_2	520	23,0	39,2	88	

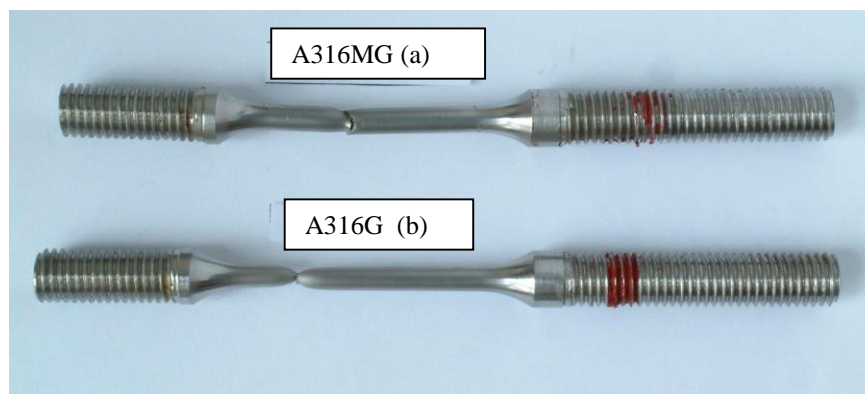


Rys. 8.62. Wykresy naprężenie-wydłużenie uzyskane podczas prób odkształcania z małą prędkością. Materiał rodzimy – stal AISI 316L; 316G - próbka rozciągana w glicerynie 316MG próbka rozciągana w środowisku 35% roztworu $MgCl_2$ w $125^\circ C$

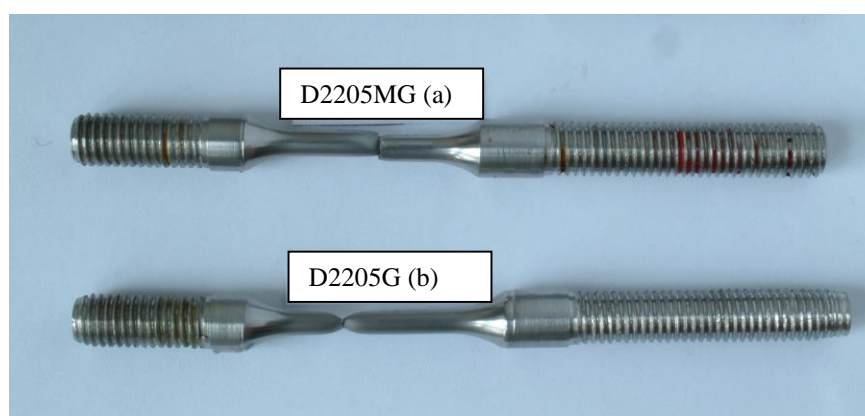


Rys. 8.63. Wykresy naprężenie-wydłużenie uzyskane podczas prób odkształcania z małą prędkością. Materiał rodzimy – stal duplex 2205; próbka rozciągana w glicerynie, DPG - próbka rozciągana w glicerynie DPMG próbki rozciągane w środowisku 35% roztworu $MgCl_2$ w $125^\circ C$

Wyniki testów SSRT ukazują jednoznacznie podatność materiałów rodzimych, stali duplex oraz stali austenitycznej, do korozji naprężeniowej w warunkach testu. Próbkę z materiałów rodzimych stali duplex 2205 oraz stali austenitycznej 316L wykazywały duże odkształcenia plastyczne przed zerwaniem podczas prób wykonywanych w środowisku obojętnym. Próbkę z tych samych stali rozciągane w roztworze $MgCl_2$ pękały krucho wykazując nieznaczne odkształcenia plastyczne przed zerwaniem. Widok makroskopowy próbek z materiałów rodzimych po próbach SSRT pokazano na rys 8.64 i 8.65.



Rys. 8.64. Widok próbek z materiału rodzimego stali 316L zerwanych podczas próby SSRT w środowisku korozyjnym (a) i obojętnym (b)

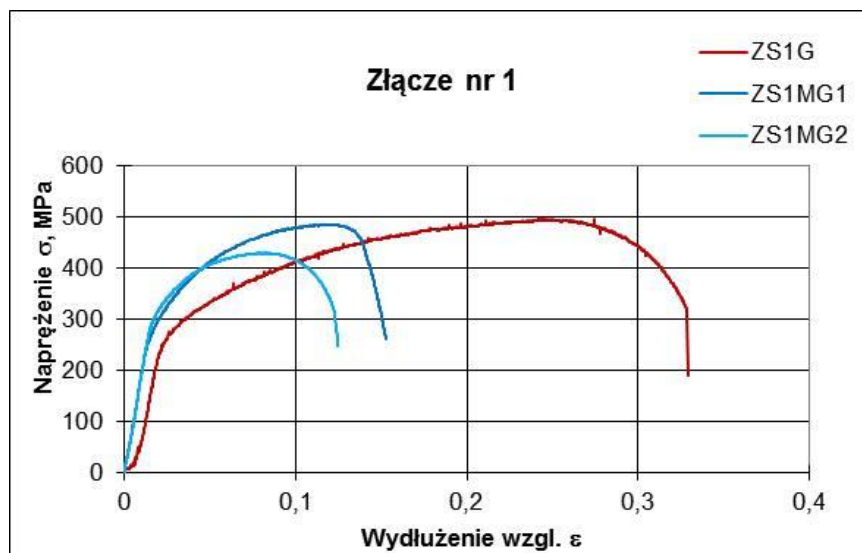


Rys. 8.65. Widok próbek z materiału rodzimego stali duplex 2205 zerwanych podczas próby SSRT w środowisku korozyjnym (a) i obojętnym (b)

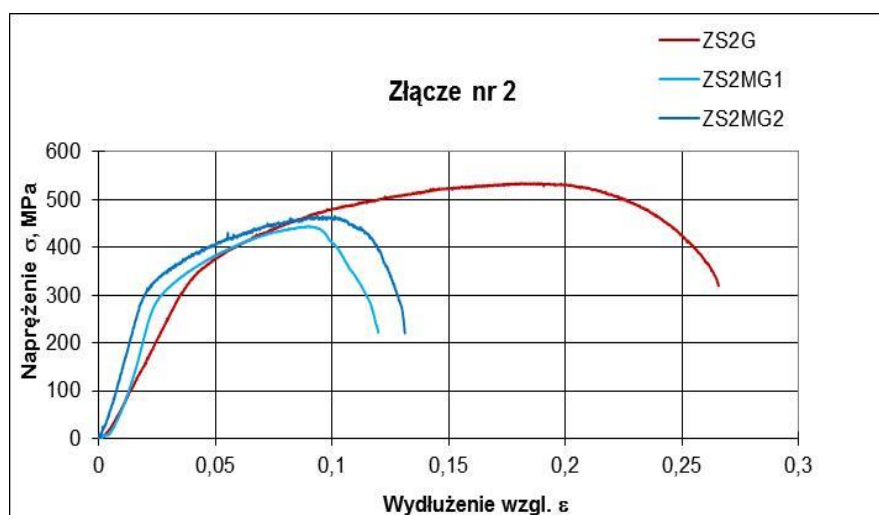
Wyniki prób SSRT dla próbek ze złączami spawanymi przedstawiono w tabeli 8.25 oraz na rys. 8.66 – 8.69.

Tabela 8.25. Wyniki prób odkształcania z małą prędkością dla próbek ze złączem spawanym

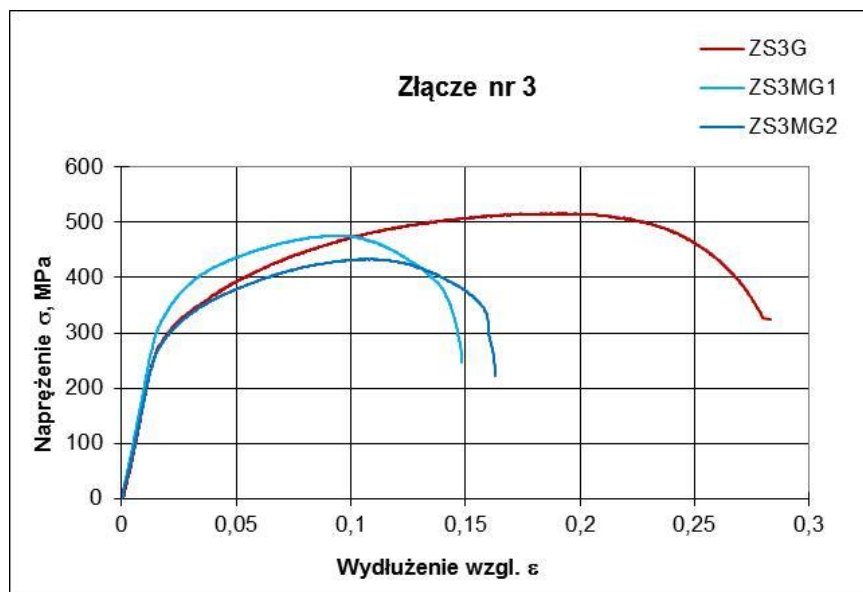
Oznaczenie próbki	Złącze	Środowisko	R _m [MPa]	Wydłużenie A [%]	Przewężenie Z [%]	Energia zniszczenia [MJ/m ³]	Miejsce zerwania próbki
ZS1G	Nr 1	gliceryna	497	32,8	75,2	103,8	316L
ZS1MG1		MgCl ₂	465	15,8	27,4	58,3	2205 SWC
ZS1MG2		MgCl ₂	428	12,5	21,2	43,8	2205 SWC
ZS2G	Nr 2	gliceryna	534	26,5	78,8	114	316L
ZS2MG1		MgCl ₂	444	12,8	27,8	40,2	2205SWC
ZS2MG2		MgCl ₂	466	13,7	25,2	49,3	2205 SWC
ZS3G	Nr 3	gliceryna	517	28,2	77,9	124,2	316L
ZS3MG1		MgCl ₂	466	14,8	27,8	41,1	2205 SWC
ZS3MG2		MgCl ₂	433	17,4	30,3	59,6	2205 SWC
ZS4G	Nr 4	gliceryna	502	27,0	73,5	116,0	316L
ZS4MG1		MgCl ₂	314	9,7	23,4	24,4	2205 SWC
ZS4MG2		MgCl ₂	332	8,3	22,0	20,6	2205 SWC



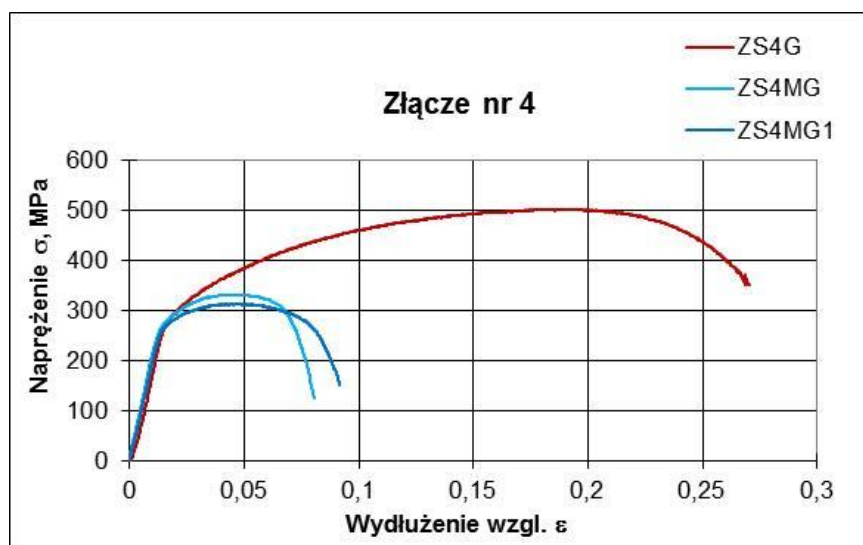
Rys. 8.66. Zestawienie wykresów z prób SSRT próbek ze złącza nr 1 zerwanych podczas prób SSRT w środowisku korozyjnym $MgCl_2$ i obojętnym



Rys. 8.67. Zestawienie wykresów z prób SSRT próbek ze złącza nr 2 zerwanych podczas prób SSRT w środowisku korozyjnym $MgCl_2$ i obojętnym

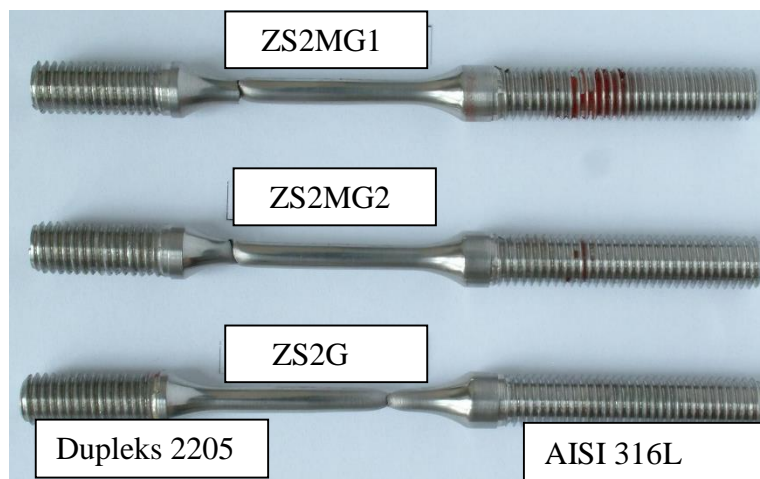


Rys. 8.68. Zestawienie wykresów z prób SSRT próbek ze złącza nr 3 zerwanych podczas prób SSRT w środowisku korozyjnym $MgCl_2$ i obojętnym

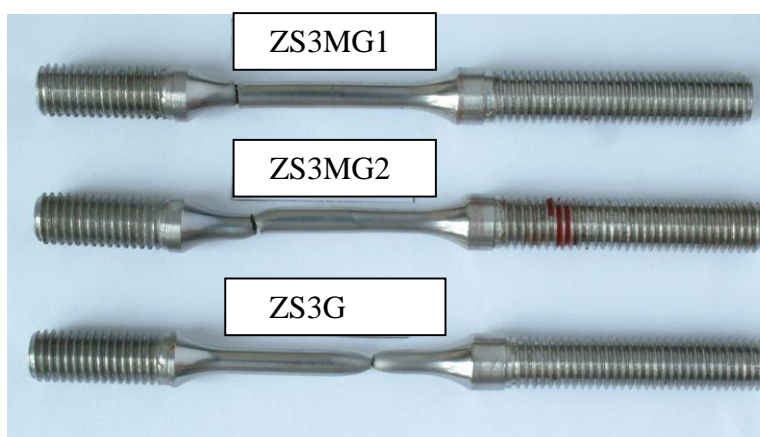


Rys. 8.69. Zestawienie wykresów z prób SSRT próbek ze złącza nr 4 zerwanych podczas prób SSRT w środowisku korozyjnym $MgCl_2$ i obojętnym

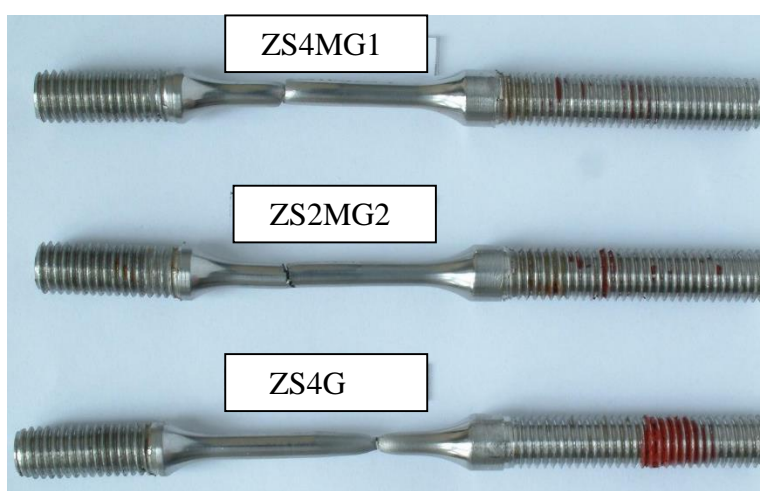
Widoki makroskopowe próbek ze złączami spawanymi nr 2, 3 i 4 rozciąganych w próbach SSRT w glicerynie oraz w środowisku $MgCl_2$ przedstawiono na rys. 8.70 – 8.72



Rys. 8.70. Widok próbek po próbach SSRT w środowisku korozyjnym i obojętnym. (ze złącza spawanego nr 2)

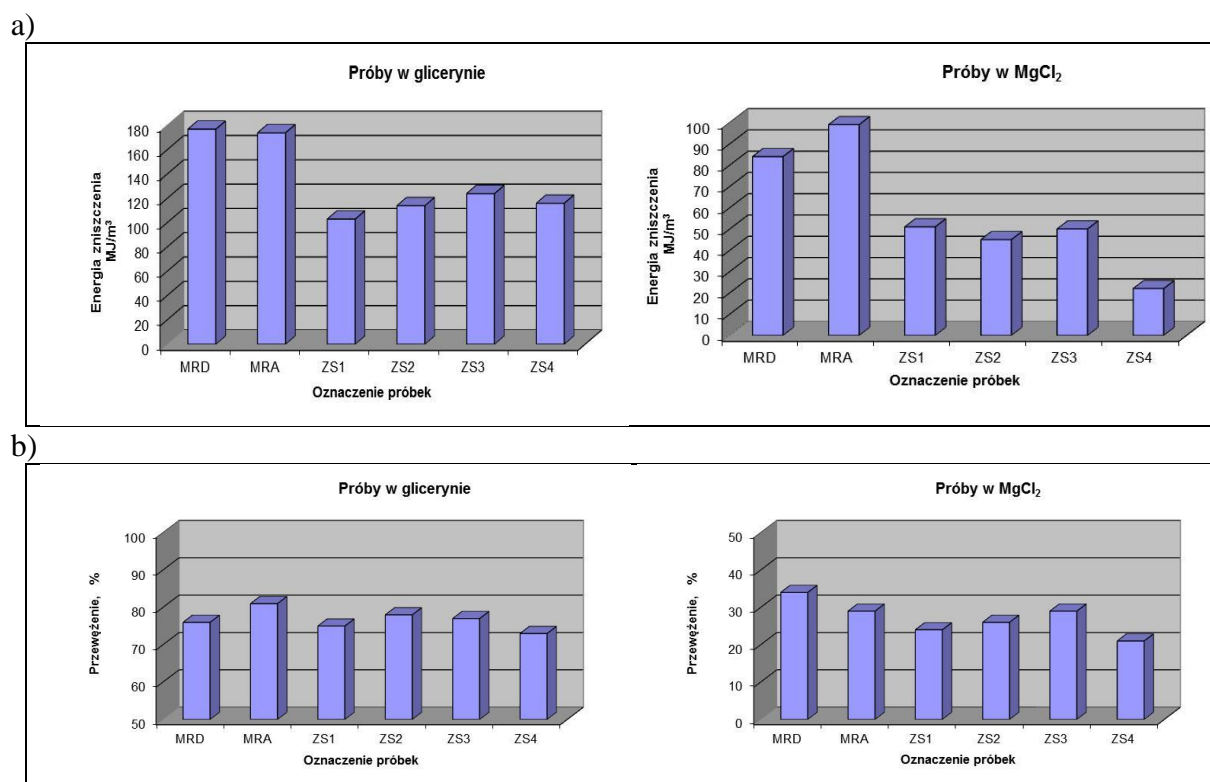


Rys. 8.71. Widok próbek po próbach SSRT w środowisku korozyjnym i obojętnym. (ze złącza spawanego nr 3)



Rys. 8.72. Widok próbek po próbach SSRT w środowisku korozyjnym i obojętnym. (ze złącza spawanego nr 4)

Na wykresach – rys. 8.73 przedstawiono porównanie energii zniszczenia oraz przewężenia próbek po testach SSRT. Wszystkie próbki spawane podczas ekspozycji we wrzącym $MgCl_2$ zerwały się po stronie stali duplex. Porównując wielkości przewężenia oraz energii zniszczenia widać, że najniższe wartości notowane były dla złącza nr 4, pozostałe złącza wykazywały zbliżone wartości.

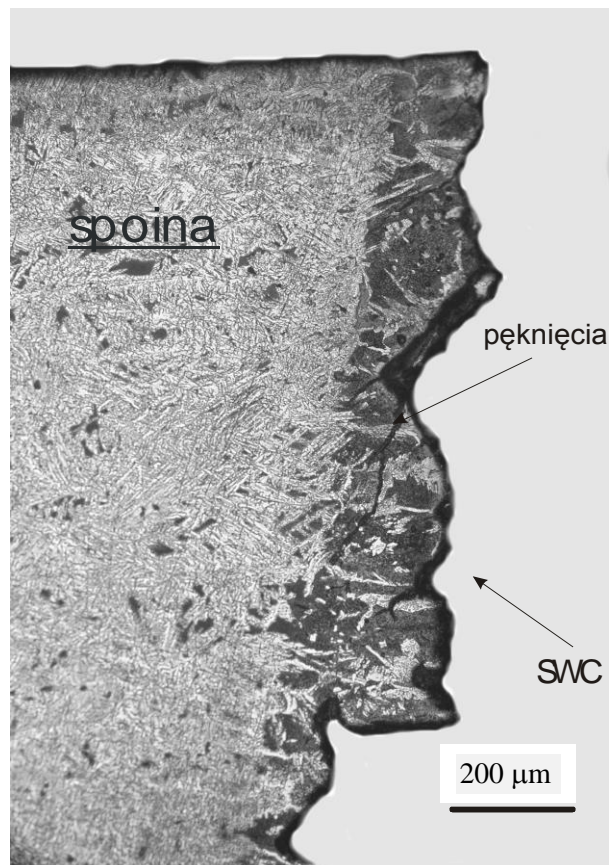


Rys. 8.73. Energia zniszczenia (a) oraz przewężenie (b) próbek z materiałów rodzimych oraz ze złączami spawanymi po testach SSRT w glicerynie oraz we wrzącym roztworze $MgCl_2$

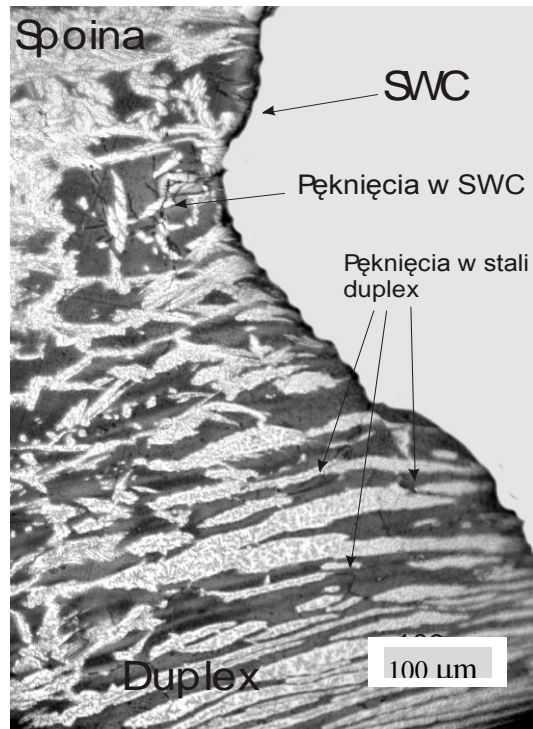
Próbki ze złączem spawanym rozciągane w środowisku obojętnym zrywały się w materiale o niższej wytrzymałości – po stronie stali austenitycznej wykazując duże odkształcenia plastyczne. Próbki ze złączem spawanym rozciągane w środowisku wrzącego roztworu $MgCl_2$ pękały z przeciwnej strony złącza, od strony stali duplex 2205, wykazując niewielkie odkształcenia plastyczne obszaru zrywania (rys. 8.70 – 8.72). Naprężenia przy których następowało zerwanie tych próbek były niższe w stosunku do naprężenia zrywającego próbki ze stali austenitycznej 316L. Wszystkie próbki zerwały się w SWC lub w obszarze materiału rodzimego w sąsiedztwie SWC w stali duplex. Wyniki prób wyraźnie wskazują, iż czynnik środowiskowy decydował o wytrzymałości złącza.

Obniżenie odporności korozyjnej w SWC stali duplex należy wiązać ze strukturą tego obszaru oraz uczuleniem materiału poprzez oddziaływanie spawalniczego cyklu cieplnego. Zwiększona ilość ferrytu oraz jego gruboziarnista struktura sprzyjała postępowi naprężeniowego pęknięcia korozyjnego. W złączach nr 1, 2 i 3 wielkość energii liniowej spawania oraz sposób przygotowania krawędzi nie spowodowały istotnych różnic w rejestrowanych parametrach charakteryzujących podatność do pęknięcia korozyjnego. Natomiast w próbkach pobranych ze złącza nr 4 wyraźnie widać zwiększoną podatność obszaru SWC od strony stali duplex do naprężeniowego pęknięcia korozyjnego, tabl. 8.25.

Charakter oraz drogi propagacji pęknięć w SWC stali duplex przedstawiono na rys. 8.74 i 8.75. Pęknięcia na ogół inicjowane były na granicy fazowej austenit-ferryt, propagacja pęknięć natomiast przebiega wzdłuż granic rozrośniętych ziaren ferrytu.



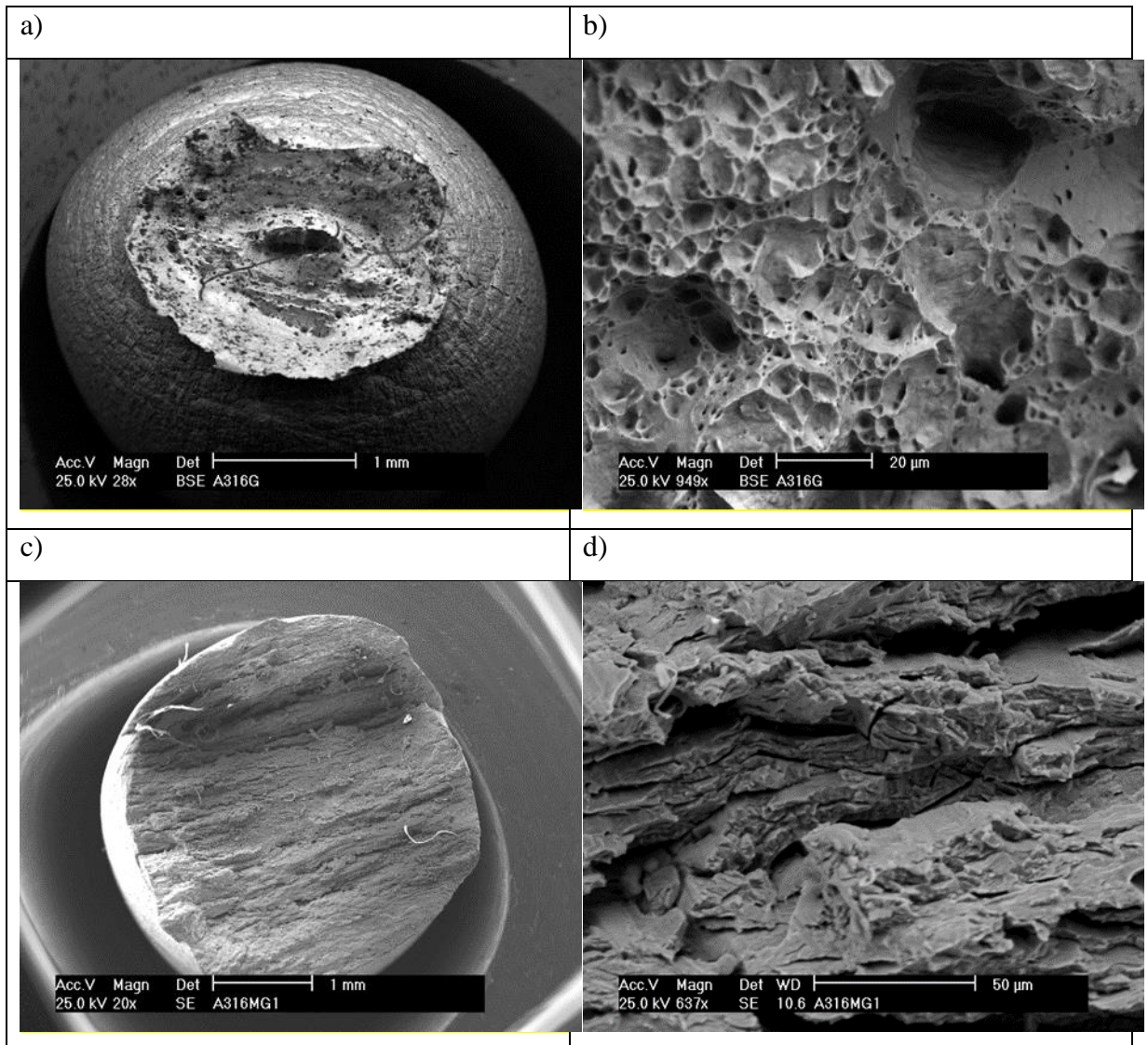
Rys. 8.74. Przebieg pęknięć korozyjnych w SWC złącza nr 4 od strony stali duplex. Próbką po testach SSRT we wrzącym roztworze $MgCl_2$



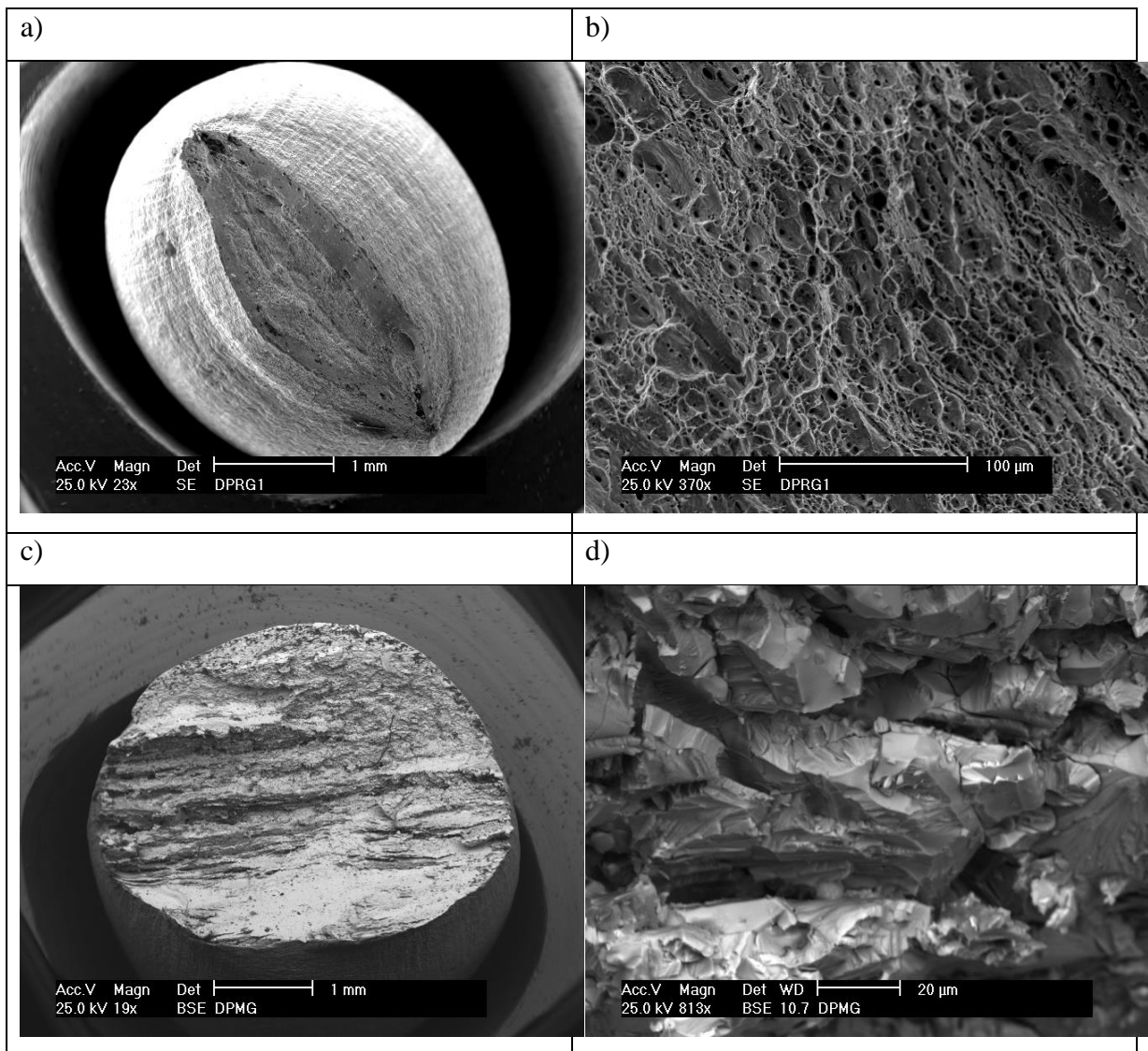
Rys. 8.75. Strefa wpływu ciepła złącza nr 4 od strony stali duplex. Wtórne pęknięcia w SWC. Próbka po testach SSRT w roztworze $MgCl_2$

Badania przelomów po próbach rozciągania z małą prędkością wykonano w celu określenia charakteru przelomów próbek badanych w środowisku obojętnym i korozyjnym. Widoki przelomów badanych próbek przedstawiono na rys. 8.76 – 8.80.

Próbki pobrane z materiałów rodzimych rozciągane w środowisku obojętnym (glicerynie) wykazywały wysokie własności plastyczne, a przelomy ich były całkowicie ciągliwe (rys. 8.76a,b – 8.77a,b). Próbki ze stali duplex i austenitycznej rozciągane we wrzącym roztworze $MgCl_2$ zrywały się krucho, a ich przelomy miały charakter mieszany z przewagą łupliwego. Na rys. 8.77d widać przelom próbki ze stali duplex o charakterze kamienistym, co wyraźnie kontrastuje z przelomem ciągliwym uzyskanym podczas prób w środowisku obojętnym. Tak zasadnicza zmiana charakteru pęknięcia z ciągliwego na łupliwy nastąpiła w wyniku oddziaływania korozji naprężeniowej.

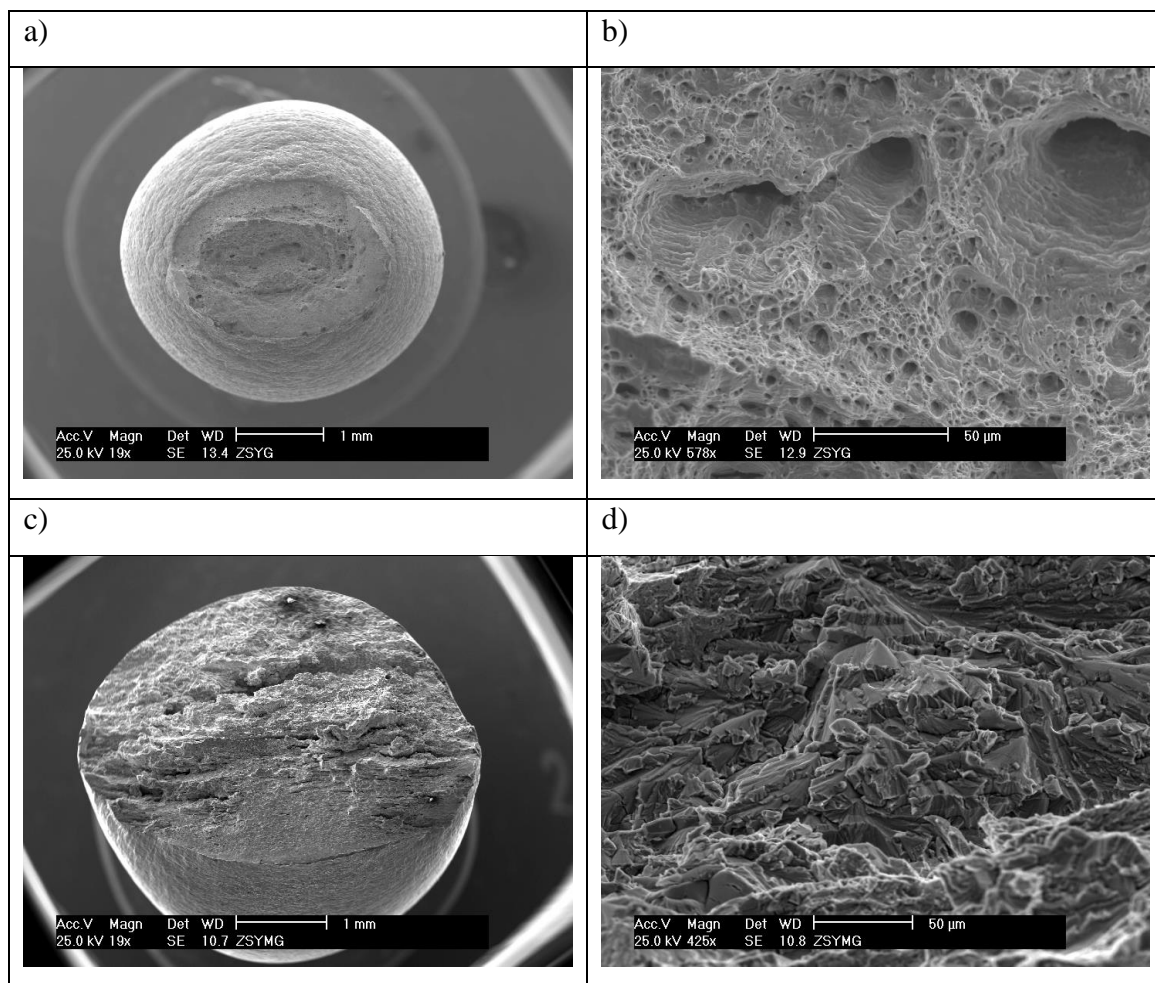


Rys. 8.76. Przełomy próbek ze stali 316L a), b) – próbki zrywane w środowisku gliceryny,
c), d) – próbki zrywane w $MgCl_2$

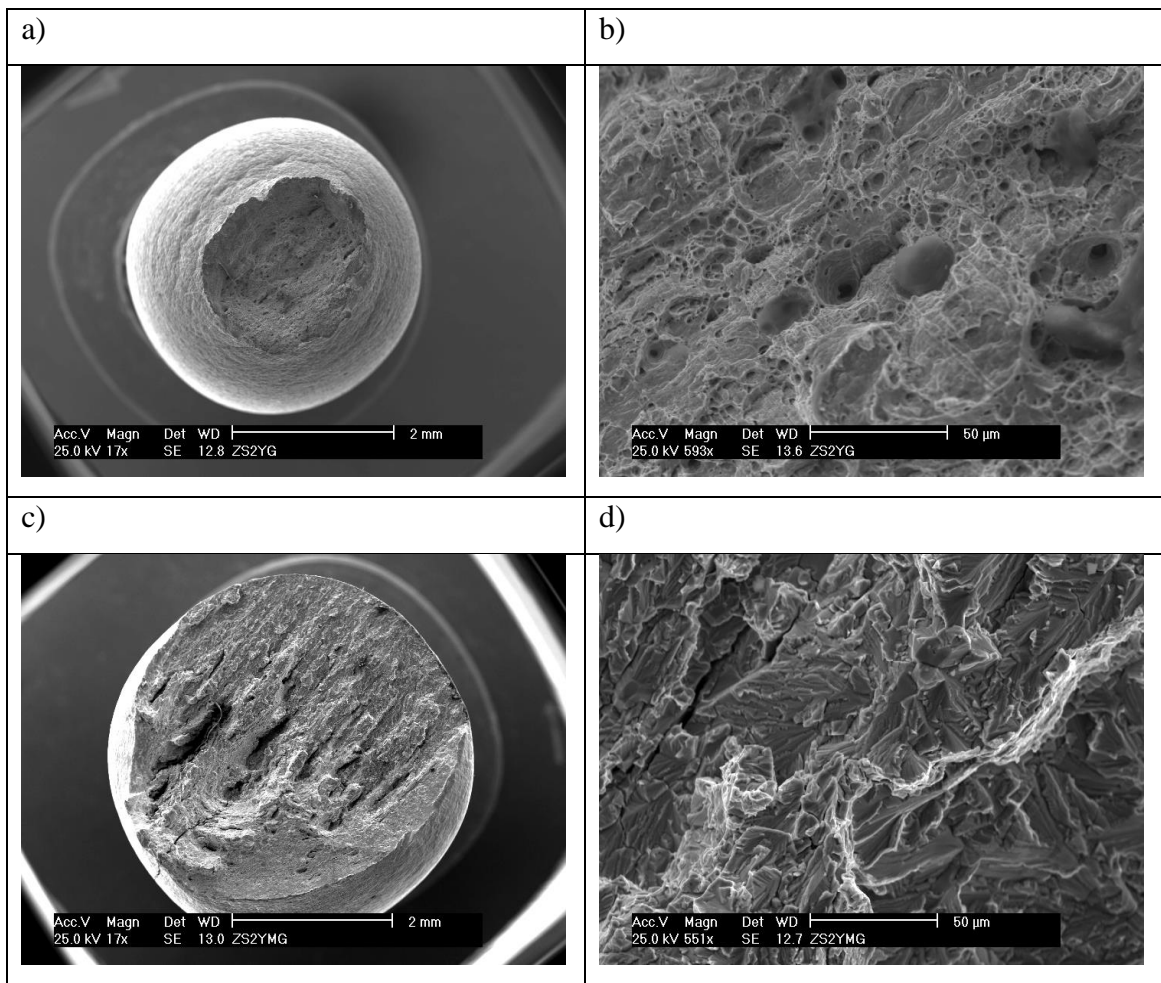


Rys. 8.77. Przełomy próbek ze stali duplex 2205 a), b) – próbki zrywane w środowisku gliceryny, c), d) – próbki zrywane w $MgCl_2$

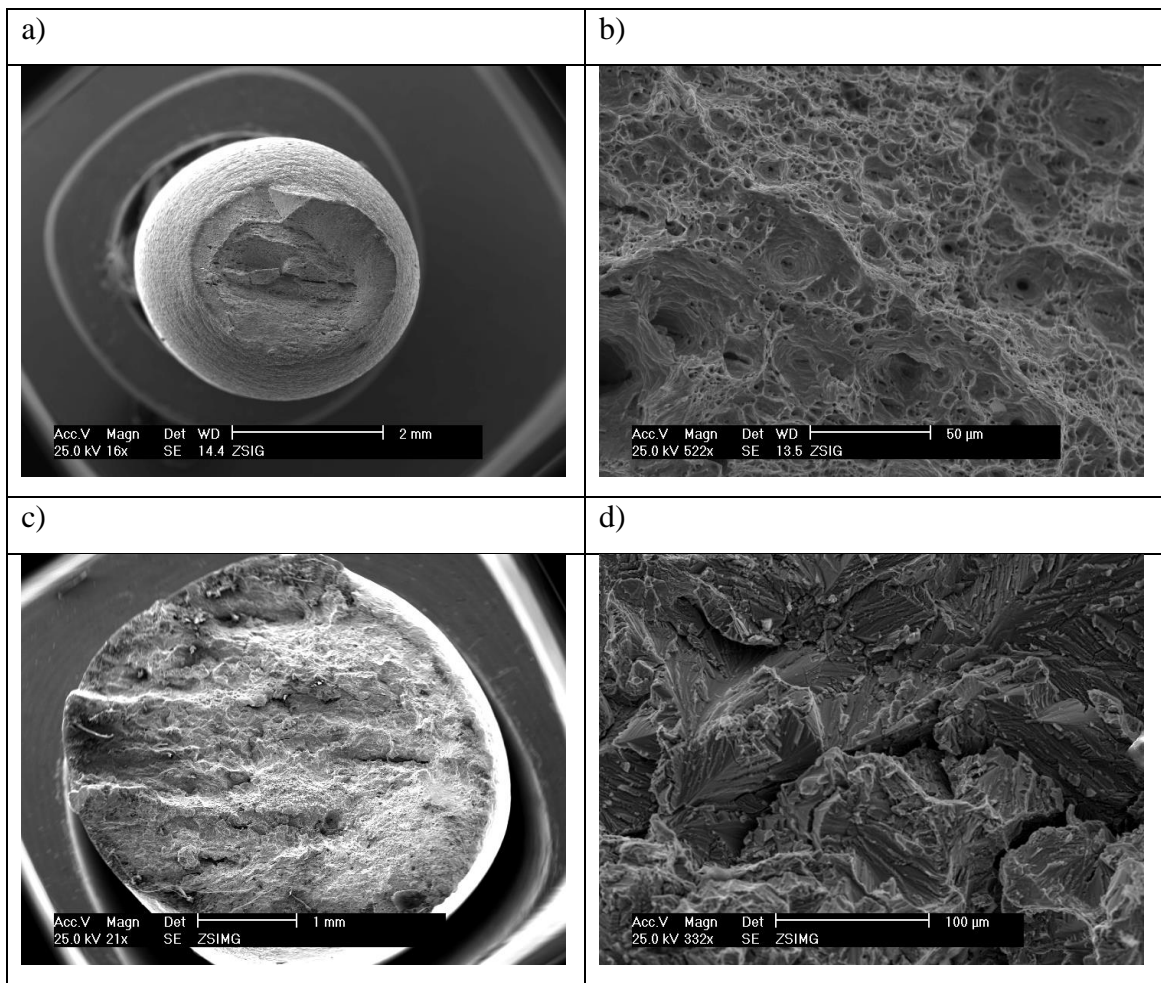
Próbki ze złączem spawanym rozciągane w środowisku obojętnym zrywały się po stronie stali austenitycznej i wykazywały charakter ciągliwy. Próbki ze złączem spawanym rozciągane w środowisku $MgCl_2$ zrywały się krucho, po stronie stali duplex przy małych odkształceniach plastycznych i wykazywały przełom niemal całkowicie łupliwy (rys. 8.78 – 8.80).



Rys. 8.78. Przelomy próbek ze złącza nr 2 (typu „Y”) a), b) – próbki zrywane w środowisku gliceryny, c), d) – próbki zrywane w $MgCl_2$



Rys. 8.79. Przełomy próbek ze złącza nr 3 (typu „2Y”) a), b) – próbki zrywane w środowisku gliceryny, c), d) – próbki zrywane w $MgCl_2$



Rys. 8.80. Przełomy próbek ze złącza nr 4 (typu „I”) a), b) – próbki zrywane w środowisku gliceryny, c), d) – próbki zrywane w $MgCl_2$

9. Dyskusja wyników badań

Spawanie automatyczne łukiem krytym pod topnikiem zostało opracowane w latach 30 i 40 XX wieku i od tego czasu jest szeroko stosowane. Pomimo pewnych ograniczeń zapewnia dużą wydajność spawania oraz uzyskiwanie połączeń o wysokiej jakości. Metoda SAW jest używana do łączenia różnych stali i coraz częściej w przemyśle stoczniowym przy konstrukcji chemikaliowców. Koncepcja jednościegowego spawania blach bez ukosowania brzegów (na I) przy użyciu jednego drutu spawalniczego była dotychczas uważana za niewłaściwa ze względu na pogorszenie odporności korozyjnej złączy spawanych stali odpornych na korozję.

Jednak dotychczas nie ma jednoznacznego osądu tej opinii. W odniesieniu do spawania stali typu duplex istnieje pogląd, że zastosowany duża ilość ciepła podczas spawania może doprowadzić do wydzielania węglików oraz faz międzymetalicznych z powodu małej szybkości studzenia złącza. W przypadku stali austenitycznych jednościegowe spawanie jest uważane jako niepożądane, ponieważ duża ilość ciepła wprowadzonego podczas spawania może powodować zbyt małą ilość ferrytu w spoinie i stwarzać sprzyjające warunki do wydzielania się faz międzymetalicznych.

Podjęta praca miała wyjaśnić aktualność niektórych opinii związanych ze spawaniem automatycznym łukiem krytym stali odpornych na korozję, zwłaszcza dla złączy różnoimiennych stali duplex ze stalą austenityczną.

Uzyskane wyniki badań potwierdzają postawioną tezę, że spawanie automatyczne łukiem krytym stali różnoimiennych, austenitycznej AISI 316L oraz ferrytyczno-austenitycznej typu duplex 2205, może być stosowane do wydajnego łączenia blach grubych stosowanych m. in. w budownictwie okrętowym, a właściwości złączy spełniają wymagania okrętowych towarzystw klasyfikacyjnych.

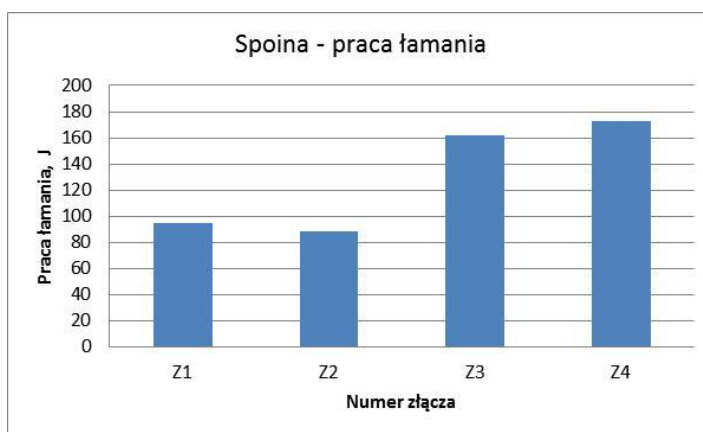
Wykonano badania złączy spawanych automatycznie łukiem krytym z zastosowaniem energii liniowych w zakresie od 1,2 do 3,5 kJ/mm z zastosowaniem spoiwa typu duplex 2209 oraz trzech różnych sposobów przygotowania krawędzi blach do spawania. Wyniki badań porównano do wymagań przepisów Towarzystwa Klasyfikacyjnego Det Norske Veritas [23]. Stwierdzono jednoznacznie, że wszystkie badane złącza spełniają wymagania DNV w zakresie właściwości mechanicznych.

Statyczne próby rozciągania złączy spawanych dały wynik pozytywny. Próbki zrywały się w materiale rodzimym stali austenitycznej poza obszarem spoiny. Taki wynik prób był oczekiwany ze względu na niższą granicę plastyczności oraz wytrzymałości na rozciąganie stali 316L w stosunku do stali duplex 2205 oraz stopiwa drutu typu 2209. W próbach wykazano,

że obszary SWC po obu stronach złączy, pomimo zaistniałych zmian w mikrostrukturze, nie osłabiają złączy spawanych.

Próby zginania złączy spawanych przeprowadzane do kąta 120° z rozciąganiem lica i grani spoin dały wynik pozytywny nie wykazując pęknięć i naderwań. Wynik ten świadczy o dobrej plastyczności spoin oraz obszarów SWC z obu stron złączy.

Próby udarności złączy spawanych wykonano w temperaturze -40°C na próbkach typu Charpy V z karbem naciętym w osi spoin, linii wtopienia oraz w odległościach 2 i 5 mm od linii wtopienia po obu stronach spoiny. Przepisy DNV wymagają przeprowadzenia prób udarności dla stali typu duplex w temperaturze -20°C , a więc przyjęte warunki prób były ostrzejsze w stosunku do wymagań DNV. Wyniki wszystkich prób przekraczały wartość minimalną pracy łamania ustaloną na 27 J (próbki poprzeczne). Najniższe wartości pracy łamania w poszczególnych złączach wykazywały próbki z karbem naciętym w obszarze spoiny (rys. 8.38 - 8.41). Porównanie średniej pracy łamania tego typu próbek z badanymi złączami pokazano na rys. 9.1.



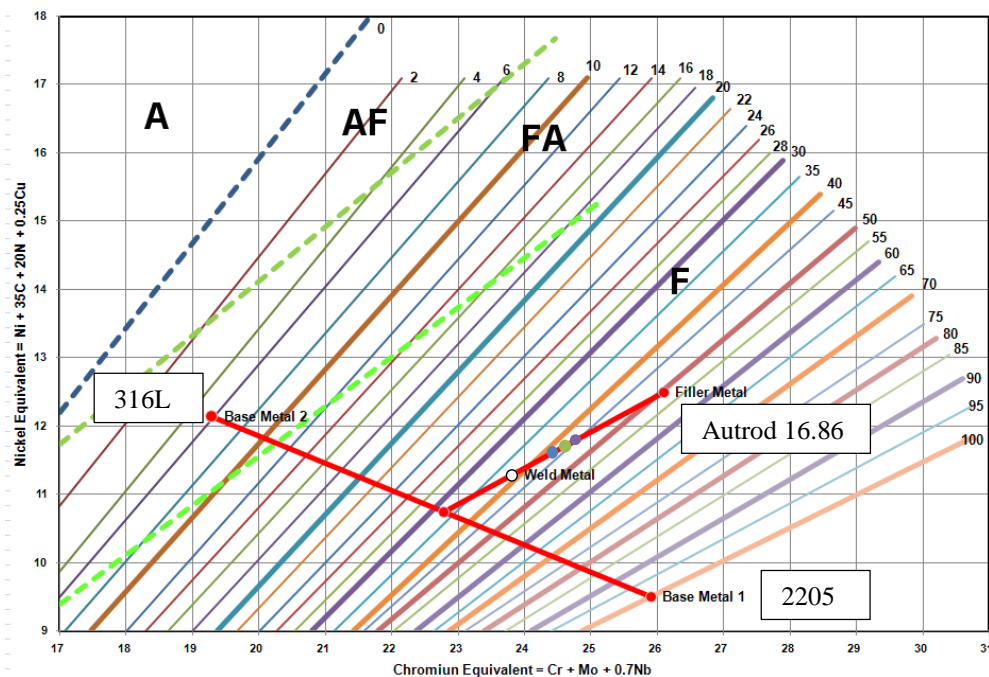
Rys. 9.1. Porównanie średnich wartości pracy łamania próbek z karbem naciętym w osi spoin złączy nr 1, 2, 3 i 4

Z rys 9.1 widać, że udarność spoin złączy ukosowanych na V i spawanych wielościgowo z niższymi energiami liniowymi (max. do $2,8 \text{ kJ/mm}$) jest wyraźnie niższa w porównaniu do spoin dwuwarstwowych typu „2Y” oraz „I” wykonanych przy użyciu wyższych energii liniowych spawania (max. $3,48 \text{ kJ/mm}$).

Drugim istotnym wnioskiem jest to, że obszary SWC po obu stronach złączy nie wykazały istotnego spadku udarności wykazując wyższe wartości pracy łamania w stosunku do spoin.

Wyjaśnienie takiego zachowania badanych złączy można oprzeć na analizie mikrostruktury i budowy fazowej poszczególnych obszarów złączy spawanych.

Z wykresów WRC-1992 dla użytych materiałów do spawania (rys. 9.2) można odczytać przewidywaną zawartość ferrytu w spoinach złączy wyrażoną poprzez liczbę ferrytową FN. Przeliczenie FN na zawartość ferrytu w % nie jest jednoznaczne i zależy od zawartości pierwiastków stopowych w stali. Norma EN ISO 8249 wskazuje współczynnik od 1,3 do 1,5 dla przeliczania FN na wartości w % dla wyższych (powyżej 10%) zawartości ferrytu w stali.



Rys. 9.2. Wykres WRC-1992 dla badanych złączy różnoimiennych

- złącze Nr 4 stopień wymieszania S= 69,0%
- złącze Nr 3 stopień wymieszania S= 52,9%
- złącze Nr 2 stopień wymieszania S= 50,2%
- złącze Nr 1 stopień wymieszania S= 50,1%

W tabeli 9.1 porównano teoretyczne i rzeczywiste zawartości ferrytu w spoinach badanych złączy. Uzyskane w badaniach wyniki są niższe w stosunku do teoretycznych, jednak zachowany jest trend malejącej zawartości ferrytu w spoinach w miarę wzrostu energii liniowej spawania i stopnia wymieszania materiałów. Wartości udziału ferrytu otrzymane metodą magnetyczną są w większości przypadków niższe od wartości otrzymanych metodą metalograficzną. Należy nadmienić, że wartości rzeczywiste przedstawione w tabeli 9.1 są średnimi wartościami z obszarów lica, środka i grani spoin. W tych obszarach również występowały różnice zawartości ferrytu w badanych złączach.

Tabela 9.1. Przewidywana i rzeczywista zawartość ferrytu w spoinach badanych złączy

Złącze nr	Stopień wymieszania, %	Przewidywana wartość FN wg WRC-1992	Przewidywana zawartość ferrytu w %	Śred. zawartość ferrytu w spoinie, % bad. metalograficzne	Śred. zawartość ferrytu w spoinie, % bad. magnetyczne
Z1	50,1	43	55,9 – 64,5	52,2	52,3
Z2	50,2	43	55,9 – 64,5	52,7	49,7
Z3	52,9	41	53,3 – 61,5	45,6	44,6
Z4	69,0	38	49,4 - 57	48,4	47,9

Widać zatem, że na wartość pracy łamania w spoinie wpływa stosunek zawartości faz ferrytu i austenitu. Im więcej austenitu w spoinie tym wyższa praca łamania. Nie jest to jednak jedyny czynnik wpływający na ciągliwość spoin. Należy brać również pod uwagę występowanie wydzieleni faz wtórnych: węglików, azotków i faz międzymetalicznych. Obecności tych wydzieleni jednak nie stwierdzono w badanych spoinach za pomocą obserwacji na mikroskopie świetlnym. Wpływ na udarność spoin może mieć także rozkład pierwiastków stopowych w obrębie spoiny. W złączach różnoimiennych ma to szczególne znaczenie zwłaszcza, gdy spawane materiały istotnie różnią się składem chemicznym. W badanych złączach takiej sytuacji nie było. Stopiwo i materiały rodzime różniły się zawartością chromu nikiel i molibdenu w zakresie wskazanym w tabeli 9.2.

Tabela 9.2. Zawartość pierwiastków stopowych w materiałach rodzimych i spoiwie

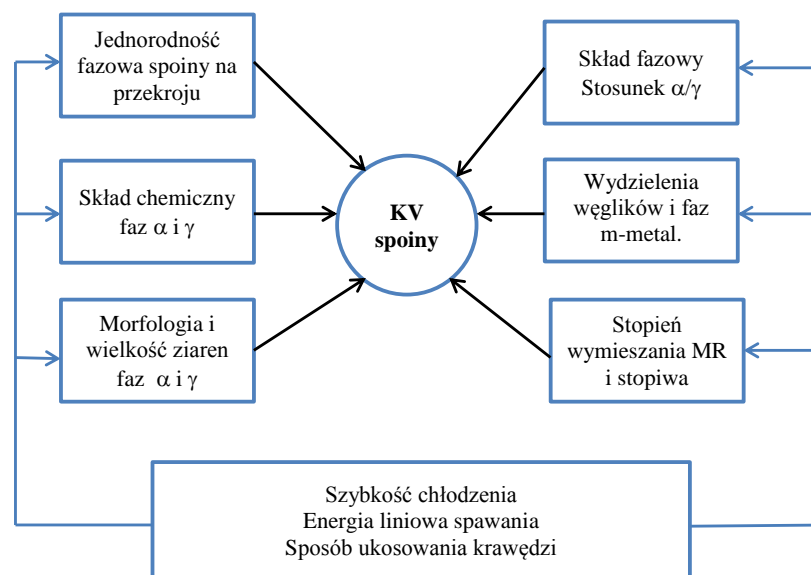
	Cr, %	Ni, %	Mo, %
Dupleks 2205, wytop 40978	22,8	5,33	3,11
AISI316L, wytop 812843	17,2	9,90	2,01
ESAB OK Autrod 1686	23,0	8,50	3,10

Z analizy wykresów przedstawionych na rys. 8.34 i 8.35 wynika, że stopień wymieszania stopiwa z materiałami rodzimymi spawanych stali miał wpływ na rozkład pierwiastków stopowych na przekroju poprzecznym spoiny. Duży stopień wymieszania w złączach 3 i 4 spowodował obniżenie zawartości chromu w spoinie do poziomu 22%, podczas gdy w złączach 1 i 2 zawartość Cr była o ok. 1% wyższa. Podobną zależność obserwowano dla Ni, gdzie zawartość tego pierwiastka była wyższa w spoinach złączy 1 i 2. Molibden utrzymywał się na poziomie 2,5-3,0% we wszystkich spoinach. Zwraca uwagę większe

wahanie zawartości pierwiastków wzdłuż przekroju spoin złączy nr 1 i 2 w stosunku do złączy 3 i 4. Można to wyjaśnić wielościegową techniką spawania złączy 1 i 2 z niższą energią liniową.

Stwierdzone makroskopowe różnice w składzie chemicznym badanych spoin wynikają głównie z różnic w stopniu wymieszania z materiałami rodzimymi. Na obserwowane różnice w składzie chemicznym wpływa stosunek ilościowy faz ferrytycznej i austenitycznej, jednak, jak wykazały dokładniejsze badania, istotne znaczenie ma również zawartość głównych pierwiastków stopowych (Cr, Ni, Mo) w poszczególnych fazach. W tabl. 8.8-8.12 wykazano, że różnice w zawartości głównych pierwiastków stopowych pomiędzy austenitem i ferrytem w spoinach są dużo mniejsze niż w materiale rodzimym stali duplex. W spoinie złącza nr 4, wykazującej największą pracę łamania KV, odnotowano najmniejsze różnice pomiędzy składem chemicznym austenitu i ferrytu. Różnice w składzie chemicznym austenitu i ferrytu mogą wpływać na właściwości mechaniczne stali, ale również mogą decydować o odporności korozyjnej stali ze względu na zmiany indeksu PRE obu faz, który powinien być zbliżony dla obu faz.

Przeprowadzone badania i analiza dowodzą, że właściwości mechaniczne, a zwłaszcza udatność spoin złączy różnoimiennych ze stali typu duplex i austenitycznej zależy nie tylko od struktury wyrażonej ilościowym stosunkiem fazy austenitycznej i ferrytycznej ale również w dużej mierze od innych czynników wskazanych na rys. 9.3.



Rys. 9.3. Czynniki wpływające na udatność spoin złączy różnoimiennych stali austenitycznej 316L i stali typu duplex 2205

Krytycznymi obszarami badanych różnoimiennych złączy spawanych są SWC od strony stali duplex oraz od strony stali austenitycznej. Obszary te są narażone na oddziaływanie spawalniczego cyklu cieplnego spawania, który może inicjować niekorzystne

przemiany strukturalne i procesy wydzieleniowe. Przeprowadzone badania metalograficzne dowiodły, iż struktura SWC złączy spawanych z wysokimi energiami liniowymi w niewielkim stopniu odbiega od struktury uzyskanej przy zastosowaniu niskich energii liniowych. W SWC złączy od strony stali duplex zarejestrowano zawartości ferrytu w zakresie 57-73% (tabl. 8.3), podczas gdy przepisy towarzystw klasyfikacyjnych wymagają by w strukturze złączy stali duplex zawartość ferrytu nie przekraczała 70%. Większą skłonność do stabilizacji ferrytu w SWC obserwowano w złączach 1 i 2 spawanych z niższymi energiami liniowymi, gdzie szybkość chłodzenia była wysoka. W złączu nr 4 zawartość ferrytu w SWC nie osiągnęła 70%. Można, zatem uznać, że w zakresie zastosowanych energii liniowych spawania od 1,2 kJ/mm do 3,5 kJ/mm dla blachy grubej (15 mm) nie wystąpiło niebezpieczeństwo nadmiernego udziału ferrytu w SWC. Również szerokości SWC od strony stali duplex nie różniły się znacząco w badanych złączach. Obserwowano zróżnicowaną szerokość tej strefy w licu, środku grubości i w grani spoin, jednak nie przekraczała ona wartości 0,4 mm. Stwierdzono niewielki wpływ energii liniowej spawania w zakresie 1,2 kJ/mm do 3,5 kJ/mm na szerokość SWC stali duplex.

W strukturze SWC od strony stali austenitycznej nie stwierdzono nadmiernego rozrostu ziaren austenitu oraz obecności pęknięć krystalizacyjnych. Obserwowano wydłużone ziarna ferrytu δ tworzące nieciągłą sieć wokół ziaren austenitu. Zawartość ferrytu w tych obszarach badanych złączy wahała się w granicach 14-29%, natomiast szerokość SWC wynosiła 150- 250 μm niezależnie od zastosowanej energii liniowej spawania.

Wąskie strefy materiału o niekorzystnej strukturze w mniejszym stopniu wpływają na właściwości mechaniczne złączy, natomiast mogą mieć decydujące znaczenie dla odporności korozyjnej złącza. W badaniach na mikroskopie świetlnym nie stwierdzono obecności innych faz poza ferrytem i austenitem w SWC złączy. Badania TEM cienkich folii pobranych z tych obszarów potwierdziły jednak zajście procesów wydzieleniowych i obecność niewielkich ilości węglików M_{23}C_6 i M_7C_3 w mikrostrukturze. Wydzielania węglików typu M_{23}C_6 i M_7C_3 w mikrostrukturze SWC jest niekorzystne dla właściwości złączy spawanych pomimo dużej dyspersji i lokalnego występowania. Utworzenie się węglików powoduje niebezpieczeństwo zaistnienia dalszych przemian strukturalnych łącznie z wydzieleniem fazy σ , której obecność drastycznie pogarsza właściwości plastyczne oraz odporność korozyjną złączy [101].

Badania odporności korozyjnej złączy różnoimiennych dowiodły, iż najbardziej podatnym obszarem do korozji wżerowej i międzykrystalicznej jest materiał rodzimy stali austenitycznej. Stal duplex, spoina typu duplex oraz obszar SWC od strony stali duplex wykazały wyższą odporność korozyjną. Zwiększenie energii liniowej spawania do 3,5 kJ/mm nie obniżyło odporności korozyjnej złączy.

Wyniki przeprowadzonych badań korozyjnych w próbie ASTM G48-92A jednoznacznie wskazują, iż obszarem złączy o najniższej odporności na korozję wżerową jest materiał rodzimy stali austenitycznej AISI 316L. We wszystkich badanych złączach stwierdzono obecność wżerów korozyjnych na powierzchniach walcowanych lub na powierzchniach przekroju złączy w stali 316L. Wżery również występowały w strefie wtopienia złączy od strony stali austenitycznej. W ferrytyczno-austenitycznych spoinach nie stwierdzono obecności wżerów. Stal duplex 2205 oraz SWC złączy od strony stali duplex były również wolne od wżerów.

Wynik testów korozyjnych nie jest zaskakujący, gdyż powszechnie przyjęty wskaźnik odporności na korozję wżerową określany przez indeks odporności na korozję wżerową PRE_N wyraźnie wskazuje na większą podatność korozyjną materiału stali austenitycznej 316L w stosunku do stali duplex 2205 oraz użytego spoiwa typu duplex 2209 (tabl. 9.3).

Tabela 9.3. Wskaźnik PRE_N dla badanych stali i spoiwa

Materiał	Stal duplex 2205	Stal austenityczna 316L	Spoiwo typu duplex 2209
PRE_N	35,82	24,60	35,79

Testy korozyjne wykazały, że procesy spawania, które determinują zmiany składu chemicznego spoin oraz strukturę poszczególnych stref złączy, nie wpłynęły negatywnie na odporność na korozję wżerową. Stopiwo oraz SWC od strony stali duplex wykazały wyższą odporność na korozję wżerową w stosunku do stali austenitycznej. Nie stwierdzono istotnego wpływu warunków spawania (zastosowanej energii liniowej oraz sposobu ukosowania krawędzi blach) na odporność korozyjną złączy w warunkach testu. Wżery korozyjne we wszystkich badanych złączach występowały w tych samych obszarach – w stali austenitycznej oraz niekiedy w obszarze wtopienia od strony stali austenitycznej.

Ubytki masy badanych próbek mierzone po 24-godzinnym teście korozyjnym G48-92A we wszystkich badanych złączach przekraczały znacznie wartość 20 mg (lub $4g/m^2$). Nie można jednak stosować tego kryterium do oceny podatności do korozji wżerowej złączy różnoimiennych stali o znacznie różniące się odporności na korozję wżerową.

Potwierdzeniem dużej różnicy w odporności korozyjnej stali austenitycznej 316L i stali duplex 2205 były badania potencjału przebicia krytycznego korozji wskazujące, na jakość i stabilność warstwy pasywnej złączy spawanych. Badania elektrochemiczne złączy spawanych wykazały, że przebicie warstwy pasywnej nastąpiło na powierzchni stali austenitycznej lub w SWC od strony stali austenitycznej przy zbliżonych potencjałach. Interesujący wynik dało

badanie fragmentu złącza spawanego nr 3 obejmującego stal dupleks, SWC oraz połowę szerokości spoiny. Badania elektrochemiczne ujawniły w tej próbce miejsce o najniższym potencjale przebicia obejmujące obszar SWC. Wartości potencjału przebicia nie były dużo większe w stosunku do stali austenitycznej. Na taki wynik niewątpliwie miała wpływ gruboziarnista struktura SWC zawierająca duży udział fazy ferrytycznej oraz wydzielenia węglików $M_{23}C_6$ oraz M_7C_3 .

Wyniki testów SSRT wykazały podatność materiałów rodzimych, stali dupleks oraz stali austenitycznej do korozji naprężeniowej w warunkach rozciągania w środowisku wrzącego chlorku magnezowego. Próbki pękały krucho wykazując nieznaczne odkształcenia plastyczne przed zerwaniem. Badania na próbkach ze złączami spawanymi wykazały największą podatność obszaru SWC od strony stali dupleks na korozję naprężeniową. Wszystkie próbki ze złączem spawanym zrywały się krucho po stronie stali dupleks, pomimo wyższej wytrzymałości mechanicznej tego obszaru w stosunku do stali austenitycznej. Obniżenie odporności korozyjnej w SWC stali dupleks należy wiązać ze strukturą tej strefy. Zwiększona ilość ferrytu oraz jego gruboziarnista struktura sprzyjała postępowi naprężeniowego pęknięcia korozyjnego. Różnice energii liniowej spawania w poszczególnych złączach nie spowodowały istotnych różnic w rejestrowanych parametrach charakteryzujących podatność do pęknięcia korozyjnego.

Charakter oraz drogi propagacji pęknięć w SWC stali dupleks obserwowano na przekrojach próbek po testach korozyjnych (rys. 8.74). Zauważono, że pęknięcia te na ogół inicjowane są na granicy fazowej austenit-ferryt. Propagacja pęknięć przebiega wzdłuż granic rozrośniętych ziaren ferrytu. Z uwagi na to, że na granicach ziaren ferrytu zarodkuje austenit, pęknięcia przebiegają po granicy faz. Obserwowano również transkryystaliczną propagację pęknięć przez ziarna ferrytu. Zauważono, że niektóre pęknięcia przecinające ziarna ferrytu zostały zatrzymane na wydłużonych ziarnach austenitu usytuowanych prostopadle do kierunku propagacji pęknięcia. O intensywności procesów pęknięcia korozyjnego w strefie wpływu ciepła badanych złączy świadczy duża liczba zainicjowanych, krótkich pęknięć przebiegających głównie na granicy międzyfazowej ferryt-austenit lub poprzez ziarna ferrytu (rys.8.75).

Należy nadmienić, że badania korozji naprężeniowej przeprowadzono w bardzo agresywnym ośrodku korozyjnym (wrzący roztwór $MgCl_2$). Wynik testów należy traktować jako wskazanie, iż SWC od strony stali dupleks badanych złączy może być miejscem inicjacji korozji naprężeniowej i należy przeprowadzać badania korozyjne złączy w rzeczywistym środowisku, w którym złącza różnoimienne będą eksploatowane.

10. WNIOSKI

1. Przeprowadzone badania i analizy pozwoliły na potwierdzenie tezy pracy, iż spawanie automatyczne łukiem krytym pod topnikiem stali różnoimiennych, austenitycznej AISI 316L oraz ferrytyczno-austenitycznej typu dupleks 2205 może być zastosowane do wydajnego łączenia blach grubych stosowanych w budowie konstrukcji morskich.
2. Właściwości mechaniczne uzyskanych złączy spawanych spełniają wymagania Okrętowych Towarzystw Klasyfikacyjnych.
3. Spawanie dwuścięgowe blach o grubości 15 mm przy zastosowaniu wysokich energii liniowych spawania (do 3,5 kJ/mm) przy ukosowaniu krawędzi na 2Y lub bez ukosowania (typu I) dało złącza o najwyższej udarności.
4. Nie potwierdzono prezentowanego w literaturze założenia, iż udarność spoin typu dupleks zależy wprost od zawartości ferrytu w mikrostrukturze. Wykazano, że poza zawartością ferrytu należy brać pod uwagę inne czynniki, takie jak morfologia oraz skład chemiczny faz austenitu i ferrytu, wielkość ziaren, stopień wymieszania materiałów podstawowych i stopiwa oraz jednorodność fazową na przekroju spoiny.
5. Spawanie złączy różnoimiennych z wysokimi energiami liniowymi (do 3,5 kJ/mm) nie powoduje istotnych zmian w mikrostrukturze SWC złączy zarówno od strony stali dupleks jak i od strony stali austenitycznej. Obszar SWC złączy nie jest krytycznym ze względu na właściwości mechaniczne złączy różnoimiennych.
6. Badania metalograficzne na transmisyjnym mikroskopie elektronowym wykazały obecność drobnych wydzieleni węglików $M_{23}C_6$ i M_7C_3 w obszarze SWC złączy spawanych z zastosowaniem wysokich energii liniowych. Wydzielenia te nie wpłynęły negatywnie na właściwości mechaniczne złączy, lecz mogą mieć wpływ na odporność korozyjną.
7. Badania odporności korozyjnej złączy różnoimiennych dowiodły, iż obszarem najbardziej podatnym na korozję wżerowej i międzykrystaliczną jest materiał rodzimy stali austenitycznej. Stal dupleks, spoina typu dupleks oraz obszar SWC od strony stali dupleks wykazały wyższą odporność korozyjną. Zwiększenie energii liniowej spawania do 3,5 kJ/mm nie obniżyło odporności korozyjnej złączy.
8. Testy powolnego odkształcania w bardzo agresywnym środowisku wrzącego roztworu $MgCl_2$ przeprowadzone na próbkach ze złączami spawanymi wykazały największą

podatność na korozję naprężeniową obszaru SWC od strony stali duplex. Próbki pękały w SWC stali duplex pomimo wyższej wytrzymałości mechanicznej tego obszaru. Jest to istotne spostrzeżenie, wskazujące na konieczność przeprowadzania badań rozpoznawczych w rzeczywistym środowisku, w którym złącza różnoimienne będą eksploatowane.

LITERATURA

1. ASM Speciality Handbook, Stainless Steels. ASM International, 1994.
2. Astrom H., Nicholson F., Stridh L.: Welding of stainless steel in the building of chemical tankers. *Welding in the World*, Vol.36,1995,181-189.
3. Avery R.E., Guidelines for welding dissimilar metals. Nickel Development Institute, No 14018, 1991.
4. Bala Srinivasa P., Muthupandai V., Dietzel W., Sivan V., An assessment of impact strength and corrosion behaviour of shielded metal arc welded dissimilar weldments between UNS 31803 and IS 2062 steels. *Materials and Design*, 27 (2006), 182-191.
5. Balachandran G., Balasubramanian V., et al., Stainless steel processing to meet advanced applications. *Advanced Materials Research*, 794 (2013), 135-143.
6. Barcik J., Procesy wydzielenia fazy sigma w chromowo-niklowych stalach austenitycznych. Uniwersytet Śląski, Katowice, 1979.
7. Barnhouse E.J., Lippold J.C., Microstructure/ property relationships in dissimilar welds between duplex stainless steels and carbon steels. *Welding Journal*, 12 (1998), 477-487.
8. Bekkers K.: Practice in welding duplex and super-duplex stainless steel worldwide. *Welding in the World*, 36 (1995), 111-123.
9. Berez T., Szabo P.: Misorientation between austenite and σ -phase in duplex stainless steel, 2005.
10. Blicharski M., Inżynieria materiałowa. Stal., WNT Warszawa 2004.
11. Brózda J., Łomozik M., Spawanie stali nierdzewnych o strukturze dwufazowej (duplex). Własności złączy spawanych. *Biuletyn Instytutu Spawalnictwa*, 2 (2001), 25-33.
12. Buddy R. K., Chauhan N. L., Role P. M., Investigations of microstructure and mechanical properties of 60-mm-thick type 316L stainless steel welded plates by multipass tungsten inert gas welding and electron beam welding for fusion reactor applications. *Fusion Science and Technology*, 65(2) (2014), 248-254.
13. Capello E., Chiarello P., Previtali B., Vedani M., Laser welding and surface treatment of a 22Cr–5Ni–3Mo duplex stainless steel. *Materials Science and Engineering: A*, 351(1) (2003), 334-343.
14. Castro E., de Cadenet J.J., *Welding metallurgy of stainless and heat resisting steels*. Cambridge University Press. Cambridge 1974.
15. Charles J., Why and where duplex stainless steels. *Duplex Stainless Steels 97. 5th World Conference (1997)* 29.
16. Charles J., Vincent B., Duplex stainless steels for chemical tankers. *Proc. Conf. Duplex Stainless Steel 97*. KCI Publishing 1997, 727-736.
17. Charles J.: The duplex stainless steels: materials to meet your needs. *Mat. Konfer. " Duplex stainless steels '91"* Beaune, France. Publ. Les Editions de Physique. Les Ulis Cedex, (1991).
18. Chen T. H., Weng K. L., Yang J. R., The effect of high-temperature exposure on the microstructural stability and toughness property in a 2205 duplex stainless steel. *Materials Science and Engineering: A*, 338(1) (2002), 259-270.

19. Chern T. S., Tseng K. H., Tsai H. L., Study of the characteristics of duplex stainless steel activated tungsten inert gas welds. *Materials & Design*, 32 (1) (2011), 255-263.
20. Czyżowicz S., Odporność korozyjna nowych austenityczno-ferrytycznych stali odpornych na korozję, *Prace IMŻ 1-2* (1990), 35.
21. Da Costa-Mattos H. S., Bastos I. N., Gomes J. A., A simple model for slow strain rate and constant load corrosion tests of austenitic stainless steel in acid aqueous solution containing sodium chloride. *Corrosion Science*, 50(10) (2008), 2858-2866.
22. Det Norske Veritas, Offshore Standard, Dnv-Os-B101 Metallic Materials, April 2009.
23. Det Norske Veritas. Rules for Classification. Ships. Part 2 Materials and welding. Chapter 4. Fabrication and testing, October 2015.
24. Det Norske Veritas. Rules for Classification. Ships. Part 2, Materials and welding. Chapter 2. Metallic materials, October 2015.
25. Eghlimi A., Shamanian M., Raeissi K., Effect of current type on microstructure and corrosion resistance of super duplex stainless steel claddings produced by the gas tungsten arc welding process. *Surface and Coatings Technology*, 244 (2014), 45-51.
26. Ferro P., Bonollo F., A semi empirical model for sigma-phase precipitation in duplex and superduplex stainless steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 43(4) (2012), 1109-1116.
27. Frodigh J., Nicholls J., Mechanical properties of Sandvik duplex stainless steels. R&D Centre AB Sandvik Steel. 1994.
28. Gooch T.G., Corrosion resistance of welds in duplex stainless steels. *Mat. konf. "Duplex Stainless Steels '91"*, Les Ulis, France, Les Editions de Physique (1991), 325-345.
29. Griffiths A.J., Turnbull A., Performance of duplex stainless steel coupled to carbon steel in oilfield environments. *Proc. Conf. Duplex Stainless Steel'97*. KCI Publishing 1997, 597-606.
30. Gunn, R. (Ed.), *Duplex stainless steels: microstructure, properties and applications*. Elsevier, 1999.
31. Heuser H., Grosh V., Ladwein T., Hot cracking problems with submerged arc welding of heavy wall components from 22% chromium duplex stainless steels. *Proc. Conf. Duplex stainless steel 97*. KCI Publishing (1997), 347-352.
32. Holmberg B., *How to perform welding in duplex stainless steels to obtain optimum weld metal properties*. Avesta Sheffield Publication, No 3 1997.
33. Huhtala T., Svenssone., Rigdal S., Development in submerged arc welding of duplex and superduplex stainless steels. *Proc. Conf. Duplex stainless steel 97*. KCI Publishing (1997), 465-470.
34. International Stainless steel forum, <http://www.worldstainless.org/>
35. Jing Wang, Min-xu Lu, Lei Zhang, Wei Chang, Li-ning Xu, Li-hua Hu., Effect of welding process on the microstructure and properties of dissimilar weld joints between low alloy steel and duplex stainless steel, *Int. Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*, 19(6) (2011), 518.
36. Jones R. H., *Stress-corrosion cracking, materials, performance and evaluation*, ASM International, Materials Park Ohio, 1993.

37. Kacar R., Orhan B., An investigation of microstructure/property relationship in dissimilar welds between martensitic and austenitic stainless steels. *Materials and Design* 25 (2004), 317-329.
38. Karlsson L., Intermetallic phase precipitation in duplex stainless steel and welded metals: metallurgy, influence on properties, welding and testing aspects. *Welding Research council. Bulletin* 438 January 1999.
39. Karlsson L., Rigdal R., Anderson S.L., Welding of highly alloyed austenitic and duplex stainless steel. *Welding in the World*, Vol.39, 1997, 99-110.
40. Karlsson L., Spawanie stali odpornych na korozję -Stale duplex i superduplex. *Biuletyn Instytutu Spawalnictwa*, 1 (1999), 28-33.
41. Karlsson L., *Stainless Steels – Past, Present and Future*. Svetsarem, 1 (2004).
42. Karlsson L., *Welding duplex stainless steels – a review of current recommendations*. *Welding in the World*, 56, (2012).
43. Karlsson L., *Welding of dissimilar metals*. *Welding in the World*. 36 (1995), 125-132.
44. Kotecki D.J., *Extension of the WRC Ferrite Number System*. *American Welding Journal*, 62 (1982), 352.
45. Kotecki D.J., *Ferrite Measurement in duplex stainless welds*. *Proc. Conf. Duplex Stainless Steel'97*. KCI Publishing 1997, 957-966.
46. Kotecki D.J., Siewert T.A.: *WRC-1992 Constitution Diagram for Stainless Steel Weld Metals: A Modification of the WRC-1988 Diagram*. *Welding Journal* 71(5) (1992), 171-178.
47. Kovach C. W., *High-Performance Stainless Steels*. (www.stainless-steel-world.net/pdf/11021.pdf).
48. Lefebvre J., *Guidance on specifications of ferrite in stainless steel weld metal*. *IIW Doc.IX-1695-92*.
49. Leffler B., Groth H., Bergquist A., *Advantages and limitations of 2205 and other duplex stainless steels for the transport of chemicals*. *Proc. Conf. Duplex Stainless Steel 97*. KCI Publishing 1997, 785-791.
50. Liljas M., *The welding metallurgy of duplex stainless steel*. *Duplex Stainless Steel*, Glasgow, Scotland, 13-16 November 1994.
51. Long C.J., De Long W.T., *The ferrite content of austenitic stainless steel weld metal*. *Welding Journal*, 52(7) (1973), 281-297.
52. Łabanowski J., *Dwufazowe stale odporne na korozję*. *Przegląd Mechaniczny*, 23-24, (1995), 7-12.
53. Łabanowski J., *Effect of microstructure on mechanical properties of duplex stainless steel for marine applications*. *Marine Technology Transactions*. 10 (1999), 213-226.
54. Łabanowski J., Krzysztofowicz K., Samson K., *Badania podatności na korozję naprężeniową spawanych złączy ze stali austenitycznej oraz duplex*. *Przegląd Spawalnictwa*, 5-6 (2006), 46-49.
55. Łabanowski J., Krzysztofowicz K., Samson K., *Wpływ mikrostruktury stali Duplex na podatność do naprężeniowego pęknięcia korozyjnego* W: *MECHANIKA 2005 : konferencja*

naukowa : Gdańsk, 4 luty 2005, red. K. Krzysztofowicz ; Politechnika Gdańska Wydział Mechaniczny. – Gdańsk : P. Gdańsk Wydz. Mech., 2005. - S. 155-160 (069735)

56. Łabanowski J., Samson K., Investigations of dissimilar stainless steels welded joints for chemical tankers construction. International Conference on Innovative Materials and Technologies for Surface Transport, INMAT 2005. Ship Design and Research Centre SA. Gdańsk 7-8 November 2005, Gdańsk, Poland. 163-172.
57. Łabanowski J., Samson K., Odporność korozyjna złączy różnoimiennych stali odpornych na korozję. *Materiały i Technologie*, 4(1) (2006), 141-148.
58. Łabanowski J., Samson K., Właściwości mechaniczne złączy różnoimiennych stali odpornych na korozję. *Materiały i Technologie*. 3(1) (2005), 96-101.
59. Łabanowski J., Stress corrosion cracking susceptibility of duplex stainless steel welded joints. *Marine Technology Transactions*, 11 (2000), 195-202.
60. Łabanowski J., Świerczyńska A., Topolska S., Effect of microstructure on mechanical properties and corrosion resistance of 2205 duplex stainless steel. *Polish Maritime Research*, 21(4) (2014), 108-112.
61. Łabanowski J., Właściwości i spawalność dwufazowych stali odpornych na korozję typu duplex. *Przegląd Spawalnictwa*, 79 (2007), 35-40.
62. Łabanowski J., Stale duplex - nowoczesny materiał dla przemysłu chemicznego. *Inżynieria i Aparatura Chemiczna*, 36(2) (1997), 3-10.
63. Łabanowski J., Stale odporne na korozję i ich spawalność, 2015. (w przygotowaniu)
64. McPherson N.A., Chi K., Baker T.N., Submerged arc welding of stainless steel and the challenge from the laser welding process. *Materials Processing Technology*. 134 (2003), 174-179.
65. Messner C., Silberschmidt V., Werner E.A., Thermally induced surface roughness in austenitic-ferritic duplex stainless steels. *Acta Materialia* 51 (2003), 1525.
66. Michalska J., Sozańska M., Qualitative and quantitative analysis of σ and χ phases in 2205 duplex stainless steel. *Materials Characterization*, 56(4) (2006), 355-362.
67. Miyano Y, Kudo G, et al., Mechanical properties of friction stir welded high nitrogen containing austenitic stainless steels. *Proceedings of the 1st International Joint Symposium on Joining and Welding: Osaka, Japan, 6-8 November 2013*.
68. Mourad A. I., Khourshid A., Sharef T., Gas tungsten arc and laser beam welding processes effects on duplex stainless steel 2205 properties. *Materials Science and Engineering: A*, 549 (2012), 105-113.
69. Nassau L., Meelker H., Hilkes J., Welding duplex and super-duplex stainless steels. *Welding in the World*, 31(5) (1993).
70. Nelson T.W., Lippold J.C., Mills M.J., Nature and evaluation of the fusion boundary in ferritic-austenitic dissimilar weld metals. Part 2. On-cooling transformations. *Welding Journal*, 10 (2000), 267-277.
71. Nelson T.W., Lippold J.C., Mills M.J., Nature and evolution of the fusion boundary in ferritic-austenitic dissimilar weld metals, Part 1: Nucleation and growth. *Welding Journal* 78(10) (1999), 329-337.
72. Niagaj J., Mazur Ł., Pomiar ferrytu w stali lean duplex S32101 i jej złączach spawanych. *Biuletyn Instytutu Spawalnictwa w Gliwicach*, 55 (2011), 45-52.

73. Nilsson J. O., Super duplex stainless steels. *Materials Science and Technology*, 8(8) (1992), 685-700.
74. Nowacki J., Rybicki P., Wpływ energii liniowej spawania stali UNS S31803 metodą SAW na odporność korozyjną złączy. *Przegląd Spawalnictwa*, 9-10 (2006).
75. Nowacki J., Łukojć A., Microstructural transformations of heat affected zones in duplex steel welded joints. *Materials Characterization*, 56(4) (2006), 436-441.
76. Nowacki J., Materiałowo-technologiczne aspekty spawania stali duplex w przemyśle okrętowym. *Inżynieria Materiałowa*, 6 (2003), 746-750.
77. Nowacki J., Problemy spawania stali duplex w budowie statków do transportu chemikaliów. *Przegląd Spawalnictwa*, 9-10 (2003).
78. Nowacki J., *Stal dupleks i jej spawalność*. Wydawnictwa Naukowo - Techniczne Warszawa, 2009.
79. Nowacki J., *Stal dupleks w konstrukcjach spawanych* WNT Warszawa, 2013
80. Offshore standard DNV-OS-F101, Submarine Pipeline Systems, DNV, August 2012.
81. Pan C., Zhang Z.: Morphologies of the transition region in dissimilar austenitic-ferritic welds. *Materials Characterization*. 36 (1996), 5-10.
82. Pohl M., Storz O., Glogowski T., Effect of intermetallic precipitations on the properties of duplex stainless steel. *Materials Characterization*, 58(1) (2007), 65-71.
83. Practical guidelines for the fabrication of Duplex Stainless Steels, International Molybdenum Association 2001.
84. Przetakiewicz W., Tomczak R., Niektóre aspekty spawalności ferrytyczno-austenitycznych stali typu dupleks i superdupleks. *Przegląd Spawalnictwa*, 3 (1995), 1-7.
85. Ramirez A. J., Lippold J. C., Brandi S. D., The relationship between chromium nitride and secondary austenite precipitation in duplex stainless steels. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 34(8) (2003), 1575-1597.
86. Rowe R.D., Nelson T.W., Lippold J.C.: Hydrogen induced cracking along the fusion boundary of dissimilar metal welds, *Welding Journal*, February 1999,31-37.
87. Schaeffler A.L., Constitution diagram for stainless steel weld metal. *Metal Progress* 56(11) (1949), 680-680.
88. Sekhar N.C., Russell J.D., Mc Pherson N.A., Autogenous Nd:YAG laser welding of 6 mm thick dissimilar steels. Proc. Conf. ICALEO 2001 International Congress on Application of Laser& Electro-optics. 15-18 October 2001 , Jacksonville, FL, USA.
89. Shek C.H., Dong C., Lai J.K.L., Wong W., Early-stage Widmanstätten growth of the γ phase in a duplex steel. *Metallurgical and Materials Transactions A* 31A (2000), 15-19.
90. Shek C.H., Shen G.J., Lai J.K.L., Duggan B.J., Early stages of decomposition of ferrite in duplex stainless steel. *Materials Science and Technology*, 10 (1994), 253-261.
91. Sievert T.A., Mc Cowan C.N. Olson D.L., 1988 ferrite Number prediction to 100 FN in stainless steel weld metal. *Welding Journal*, 67(12), 289-298.
92. Stromberg J., *Welding materials and technology for chemical tankers in duplex stainless steel*. Proc. Conf. Duplex stainless Steels '91, Les Ulis, France, Les Editions de Physique. 1991, 1065-1073.

93. Sun Z., Feasibility of producing ferritic/austenitic dissimilar metal joints by high energy density laser beam process. *Int. Journal Pres. Ves. & Piping*, 68 (1996), 153-160.
94. Sun Z., Karppi R., The application of electron beam welding for the joining of dissimilar metals: an overview. *Journal of Materials Processing Technology*, 59 (1996), 257-267.
95. Sunil Kumar B., Kain V., Macro and micro electrochemical techniques to study influence of sigma phase formation in a duplex stainless steel. *Advanced Materials Research*, 794 (2013), 583-591.
96. Świerczyńska A., Niszczenie wodorowe złączy spawanych ze stali ferrytyczno – austenitycznych typu superdupleks. Praca doktorska, Politechnika Gdańska, 2014.
97. Tasak E., Ziewiec A., Spawalność materiałów konstrukcyjnych, tom 1 Spawalność stali, Wyd. JAK, Kraków 2009.
98. Tasak E., Metalurgia spawania, Wyd. JAK, Kraków 2008.
99. Neissi R., Shamanian M., Hajihashemi M., The effect of constant and pulsed current gas tungsten arc welding on joint properties of UNS2205 to AISI316L. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2016 (w druku).
100. Topolska S., Łabanowski J., Impact-toughness investigations of duplex stainless steels. *Materials and technology*, 49(4) (2015), 481–486.
101. Topolska S., Łabanowski J., Effect of microstructure on impact toughness of duplex and superduplex stainless steels *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*. - Vol. 36, iss. 2 (2009), s. 142-149.
102. Urena A., et al., Weldability of a 2205 duplex stainless steel using plasma arc welding. *Journal of Materials Processing Technology*, 182(1) (2007), 624-631.
103. Wang S., Ma Q., Li Y., Characterization of microstructure , mechanical properties and corrosion resistance of dissimilar welded joint between 2205 duplex stainless steel and 16MnR. *Materials and Design*, 32 (2011), 831-837.
104. Własności stali odpornych na korozję, Euro Inox, 2002. (www.euro-inox.org/pdf/map/StainlessSteelProperties_PL.pdf).
105. Woollin P., Gooch T.G., Welding processes for stainless steels. *Welding in the World*, 36 (1995), 75-82.

WYKAZ NORM

- ASTM E562 Standard test method for determining volume fraction by systematic manual point count.
- ASTM E1245 Standard practice for determining the inclusion or second-phase constituent content of metals by automatic image analysis.
- ASTM-G 36 Standard practice for evaluating stress-corrosion-cracking resistance of metals and alloys in a boiling magnesium chloride solution.
- ASTM G 48 Standard test methods for pitting and crevice corrosion resistance of stainless steels and related alloys by use of ferritic chloride solution.
- PN EN 1011: 2009 Spawanie. Zalecenia dotyczące spawania metali. Część 1: Ogólne wytyczne dotyczące spawania łukowego.

- PN-EN ISO 3452-1: 2013-08 - Badania nieniszczące - Badania penetracyjne - Część 1: Zasady ogólne
- PN-EN ISO 4136: 2013-05 -Badania niszczące złączy spawanych metali - Próba rozciągania próbek poprzecznych.
- PN-EN ISO 5173: 2010 - Badania niszczące spoin w materiałach metalowych - Badanie na zginanie.
- PN-EN ISO 5817: 2014-05 Spawanie. Złącza spawane ze stali, niklu, tytanu i ich stopów (z wyjątkiem spawanych wiązek). Poziomy jakości według niezgodności spawalniczych.
- PN-EN 6507-1: 2007 Metale. Pomiar twardości sposobem Vickersa. Część 1: Metoda badań.
- PN-EN ISO 7539-7: 2006 Korozja metali i stopów. Badanie korozji naprężeniowej. Część 7: Badanie metodą odkształcania z małą prędkością.
- PN EN ISO 8249: 2005 Spawanie - Określanie liczby ferrytu (FN) w stopiowie nierdzewnych chromowo-niklowych stali austenitycznych i ferrytyczno-austenitycznych dupleks.
- PN-EN ISO 9015-1: 2011 Badania niszczące złączy spawanych metali. Badanie twardości. Część 1: Badanie twardości złączy spawanych łukowo.
- PN-EN ISO 9016: 2013-05 -Badania niszczące złączy spawanych metali - Badanie udarności - Usytuowanie próbek, kierunek karbu i badanie.
- PN-EN 10027: Systemy oznaczania stali. Część 1: Znaki stali.
- PN EN 10088-1: 2014: 12 Stale odporne na korozję. Część 1: Wykaz stali odpornych na korozję.
- PN EN 10088-2: 2014: 12 Stale odporne na korozję. Część 2: Warunki techniczne dostawy blach cienkich/grubych i taśm ze stali nierdzewnych ogólnego przeznaczenia.
- PN-EN ISO 10675-1: 2013-12 -Badania nieniszczące spoin -Kryteria akceptacji badań radiograficznych - Część 1: Stal, nikiel, tytan i ich stopy.
- PN EN 14175: 2009 Materiały dodatkowe do spawania. Gazy i mieszaniny gazów do spawania i procesów pokrewnych.
- PN-EN ISO 15614-1: 2008 Specyfikacja i kwalifikowanie technologii spawania metali. Badanie technologii spawania. Część 1: Spawanie łukowe i gazowe stali oraz spawanie łukowe niklu i stopów niklu.
- PN-EN ISO 17636-1: 2013-06 - Badania nieniszczące spoin - Badanie radiograficzne - Część 1: Techniki promieniowania X i gamma z błoną.
- PN-EN ISO 17637: 2011 - Badania nieniszczące złączy spawanych - Badania wizualne złączy spawanych.
- PN-EN ISO 23277: 2015-05 - Badania nieniszczące spoin - Badania penetracyjne - Poziomy akceptacji.

ZAŁĄCZNIKI

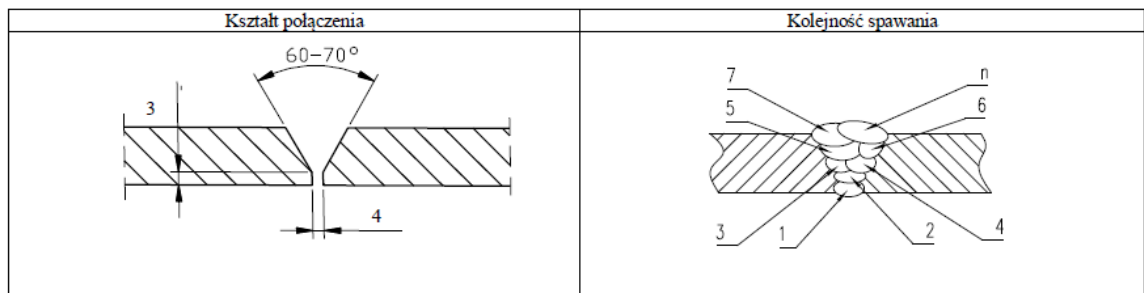
- A. pWPS złącze nr 1
- B. pWPS złącze nr 2
- C. pWPS złącze nr 3
- D. pWPS złącze nr 4

ZALĄCZNIK A

PG	INSTRUKCJA SPAWALNICZA PRODUCENTA <i>WELDING PROCEDURE SPECIFICATION</i> pWPS	pWPS 1/05
----	---	----------------------------

Miejscowość: **Gdańsk**
Instrukcja Technologiczna Spawania Wytwórcy: **1/05**
WPAR nr : --
Wytwórca: **PG**
Proces spawania: **136/121**
Rodzaj spoiny: **BW**
Szczegóły przygotowania do spawania (schemat)*

Rodzaj przygotowania i czyszczenia: **Cięcie mechaniczne, szlifowanie**
Specyfikacja materiału podstawowego: **Grupa materiałowa wg CR ISO 15608: 8,10; Materiał wg PN-EN 10088-2: X2CrNiMo17-12-2 (1.4404), X2CrNiMoN22-5-3 (1.4462)**
Grubość materiału [mm]: **15**
Średnica zewnętrzna [mm]:
Pozycja spawania: **PA**



Szczegóły dotyczące spawania

Ścieg	Proces	Wymiar spoiny [mm]	Natężenie prądu [A]	Napięcie prądu [V]	Rodzaj prądu/biegunowość	Prędkość podawania drutu [m/min]	Długość ściegu /prędkość posuwu* [mm/s]	Ilość wprowadzonego ciepła* [kJ/mm]
1-2	136	1,2	200+215	28	DC (+)	9,8	4,76	0,98
3-5	121	3,2	500+520	31	DC (+)	--	13,33	1,21
6-8	121	3,2	520+540	31	DC (+)	--	13,33	1,21
9-10	121	3,2	580	32	DC (+)	--	10	1,86

Oznaczenie materiałów dodatkowych:
136: PN-EN ISO 17632: 1,2 Bohler CN 22/9 N-FD
121: 3,2 ESAB OK. Autrod 16.86
Specjalne zalecenia suszenia: **300**
Gaz ochronny/topnik: Esab OK. Flux 10.93
- gaz ochronny (osłona): **136:** PN-EN ISO 14175: M21 (82%Ar+18%CO₂)
- ochrona przetopu (podkładka): --
Prędkość przepływu gazu:
- gaz ochronny (osłonowy): **15+18 l/min**
- gaz formujący: --
Rodzaj i średnica elektrody wolframowej/wymiar *Tungsten electrode type/size*:
Średnica dyszy: **12+16 mm**
Szczegóły złożenia/podkładek: -- \PS10
Minimalna temperatura otoczenia: **5°C**
Temperatura podgrzewania wstępnego: --
Temperatura międzyściegowa: **max 150 °C**

Inne informacje*: --
np.: układanie ściegów zakosowych (max. szerokość ściegu): --
Oscylacja: amplituda, częstotliwość, czas przerwy: --
Szczegóły spawania łukiem pulsującym: --
Wolny wylot elektrody/przedmiot obrabiany: **15+20mm**
Szczegóły spawania plazmowego: --
Kąt ustawienia uchwytu: --

Szczepianie - stopiwo:
- spoin na metr/obwód:
- długość spoin:
Obróbka cieplna po spawaniu: --
Czas, temperatura, metoda: --
Prędkość nagrzewania i chłodzenia*: --

Uwagi:

1. Krawędzie elementów ze stali odtłuścić np. benzyną ekstrakcyjną.
2. Utrzymać stałą długość łuku.
3. Ilość warstw zależy od wielkości spoiny.

Krzysztof Samson

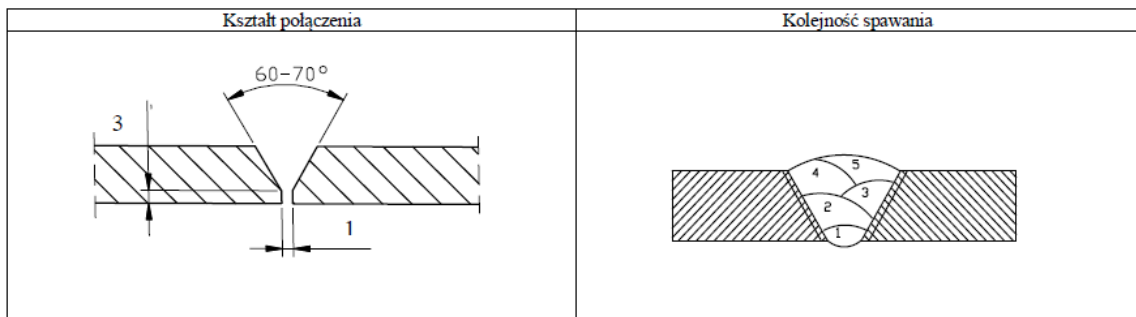
.....
Wytwórca
Nazwisko, data, podpis
*) jeśli wymagane

ZALĄCZNIK B

PG	INSTRUKCJA SPAWALNICZA PRODUCENTA <i>WELDING PROCEDURE SPECIFICATION</i> pWPS	pWPS 2/05
----	---	--------------

Miejscowość: **Gdańsk**
Instrukcja Technologiczna Spawania Wytwórcy: 2/05
WPAR nr : --
Wytwórca: PG
Proces spawania: 136/121
Rodzaj spoiny: BW
Szczegóły przygotowania do spawania (schemat)*

Rodzaj przygotowania i czyszczenia: Cięcie mechaniczne, szlifowanie
Specyfikacja materiału podstawowego: Grupa materiałowa wg CR ISO 15608: 8,10; Materiał wg PN-EN 10088-2: X2CrNiMo17-12-2 (1.4404), X2CrNiMoN22-5-3 (1.4462)
Grubość materiału [mm]: 15
Średnica zewnętrzna [mm]: --
Pozycja spawania: PA



Szczegóły dotyczące spawania

Ścieg	Proces	Wymiar spoiny [mm]	Natężenie prądu [A]	Napięcie prądu [V]	Rodzaj prądu/biegunowość	Prędkość podawania drutu [m/min]	Długość ściegu /prędkość posuwu* [mm/s]	Ilość wprowadzonego ciepła* [kJ/mm]
1	136	1,2	200÷220	27-28	DC (+)	9,7	4,16	1,18
2	121	3,2	400-460	31	DC (+)		10,83	1,31
3	121	3,2	480÷520	31	DC (+)		8,33	1,93
4	121	3,2	500÷540	32	DC (+)		6,16	2,80
5	121	3,2	470÷500	34	DC (+)		5	2,72

Oznaczenie materiałów dodatkowych:

136: PN-EN ISO 17632: 1,2 Bohler CN 22/9 N-FD

121: 3,2 ESAB OK. Autrod 16.86

Specjalne zalecenia suszenia: --

Gaz ochronny/topnik: Esab OK. Flux 10.93

- gaz ochronny (osłona): 136: PN-EN ISO 14175: M21

(82%Ar+18%CO₂)

- ochrona przetopu (podkładka): --

Prędkość przepływu gazu:

- gaz ochronny (osłonowy): 15÷18 l/min

- gaz formujący: --

Rodzaj i średnica elektrody wolframowej/wymiar *Tungsten electrode type/size*:

Średnica dyszy: 12÷16 mm

Szczegóły żłobienia/podkładek: -- /PS10

Minimalna temperatura otoczenia: 5°C

Temperatura podgrzewania wstępnego: --

Temperatura międzyścięgowa: max 150 °C

Inne informacje*: --

np.: układanie ściegów zakosowych (max. szerokość ściegu): --

Oscylacja: amplituda, częstotliwość, czas przerwy: --

Szczegóły spawania łukiem pulsującym: --

Wolny wylot elektrody/przedmiot obrabiany: 15÷20mm

Szczegóły spawania plazmowego: --

Kąt ustawienia uchwytu: --

Szczepianie - stopiwo:

- spoin na metr/obwód:

- długość spoin:

Obrobka cieplna po spawaniu: --

Czas, temperatura, metoda: --

Prędkość nagrzewania i chłodzenia*: --

Uwagi:

1. Krawędzie elementów ze stali odfuszyć np. benzyną ekstrakcyjną.
2. Utrzymać stałą długość łuku.
3. Ilość warstw zależy od wielkości spoiny.

Krzysztof Samson

Wytwórca

Nazwisko, data, podpis

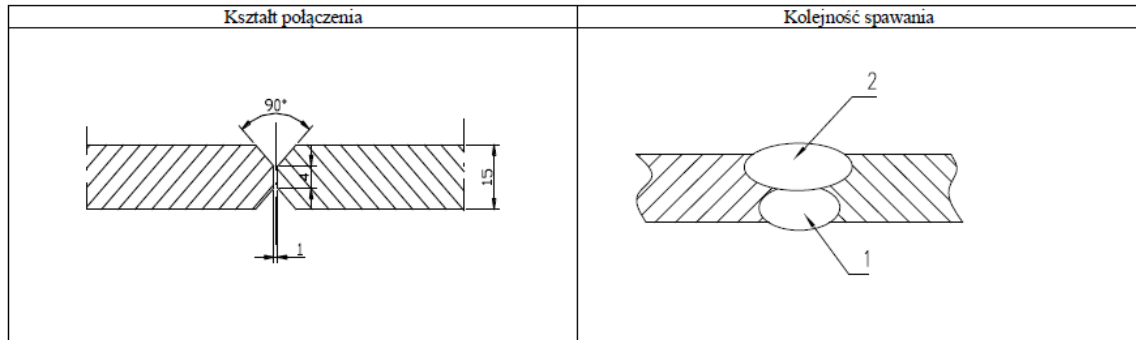
*) jeśli wymagane

ZALĄCZNIK C

PG	INSTRUKCJA SPAWALNICZA PRODUCENTA <i>WELDING PROCEDURE SPECIFICATION</i> pWPS	pWPS 3/05
----	---	----------------------------

Miejscowość: **Gdańsk**
Instrukcja Technologiczna Spawania Wytwórcy: 3/05
WPAR nr : --
Wytwórca: PG
Proces spawania: **121**
Rodzaj spoiny: **BW**
Szczegóły przygotowania do spawania (schemat)*

Rodzaj przygotowania i czyszczenia: **Cięcie mechaniczne, szlifowanie**
Specyfikacja materiału podstawowego: **Grupa materiałowa wg CR ISO 15608: 8,10; Material wg PN-EN 10088-2: X2CrNiMo17-12-2 (1.4404), X2CrNiMoN22-5-3 (1.4462)**
Grubość materiału [mm]: **15**
Średnica zewnętrzna [mm]:
Pozycja spawania: **PA**



Szczegóły dotyczące spawania

Ścieg	Proces	Wymiar spoiwa [mm]	Natężenie prądu [A]	Napięcie prądu [V]	Rodzaj prądu/biegunowość	Prędkość podawania drutu [m/min]	Długość ściegu /prędkość posuwu* [mm/s]	Ilość wprowadzonego ciepła* [kJ/mm]
1	121	3,2	460÷500	32	DC (+)	--	6,33-6,67	2,4
2	121	3,2	560÷580	33	DC (+)	--	5	3,48

Oznaczenie materiałów dodatkowych:

121: 3,2 ESAB OK. Autrod 16.86
Specjalne zalecenia suszenia: --
Gaz ochronny/topnik: **Esab OK. Flux 10.93**
- gaz ochronny (osłona): --
- ochrona przetopu (podkładka): --
Prędkość przepływu gazu:
- gaz ochronny (osłonowy): --
- gaz formujący: --
Rodzaj i średnica elektrody wolframowej/wymiar *Tungsten electrode type/size*:
Średnica dyszy: --
Szczegóły złobienia/podkładek: --
Minimalna temperatura otoczenia: **5°C**
Temperatura podgrzewania wstępnego: --
Temperatura międzyściegowa: **max 150 °C**

Inne informacje*:

--
np.: układanie ściegów zakosowych (max. szerokość ściegu): --
Oscylacja: amplituda, częstotliwość, czas przerwy: --
Szczegóły spawania łukiem pulsującym: --
Wolny wylot elektrody/przedmiot obrabiany: **15÷20mm**
Szczegóły spawania plazmowego: --
Kąt ustawienia uchwytu: --
Szczepianie - stopiwo:
- spoin na metr/obwód:
- długość spoin:
Obróbka cieplna po spawaniu: --
Czas, temperatura, metoda: --
Prędkość nagrzewania i chłodzenia*: --

Uwagi:

1. Krawędzie elementów ze stali odfusnąć np. benzyną ekstrakcyjną.
2. Utrzymać stałą długość łuku.
3. Ilość warstw zależy od wielkości spoiny.

Krzysztof Samson

.....
Wytwórca
Nazwisko, data, podpis

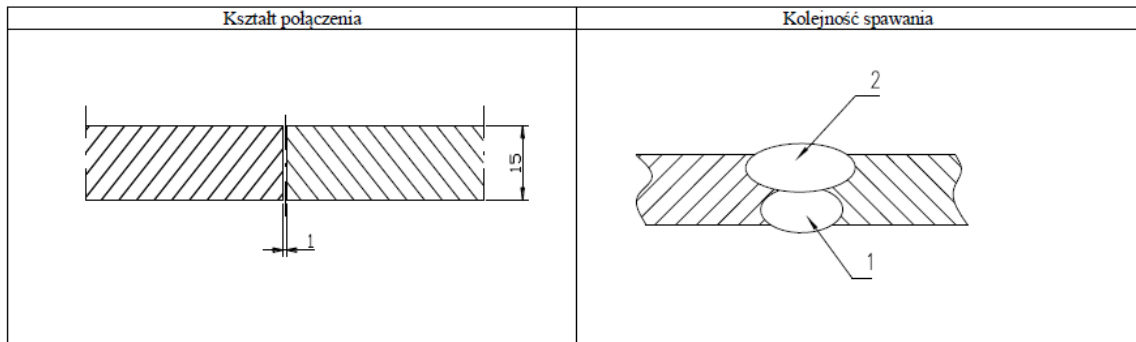
*) jeśli wymagane

ZALĄCZNIK D

PG	INSTRUKCJA SPAWALNICZA PRODUCENTA <i>WELDING PROCEDURE SPECIFICATION</i> pWPS	pWPS 4/05
----	---	----------------------------

Miejscowość: **Gdańsk**
Instrukcja Technologiczna Spawania Wytwórcy: 4/05
WPAR nr : --
Wytwórca: PG
Proces spawania: 121
Rodzaj spoiny: BW
Szczegóły przygotowania do spawania (schemat)*

Rodzaj przygotowania i czyszczenia: Cięcie mechaniczne, szlifowanie
Specyfikacja materiału podstawowego: Grupa materiałowa wg CR ISO 15608: 8,10; Materiał wg PN-EN 10088-2: X2CrNiMo17-12-2 (1.4404), X2CrNiMoN22-5-3 (1.4462)
Grubość materiału [mm]: 15
Średnica zewnętrzna [mm]:
Pozycja spawania: PA



Szczegóły dotyczące spawania

Ścieg	Proces	Wymiar spoiny [mm]	Natężenie prądu [A]	Napięcie prądu [V]	Rodzaj prądu/biegunowość	Prędkość podawania drutu [m/min]	Długość ściegu /prędkość posuwu* [mm/s]	Ilość wprowadzonego ciepła* [kJ/mm]
1	121	3,2	550÷570	34	DC (+)	--	6,67	2,91
2	121	3,2	560÷600	33	DC (+)	--	6,33-6,67	3,06

Oznaczenie materiałów dodatkowych:

121: 3,2 ESAB OK. Autrod 16.86

Specjalne zalecenia suszenia: --

Gaz ochronny/topnik: Esab OK. Flux 10.93

- gaz ochronny (osłona): --

- ochrona przetopu (podkładka): --

Prędkość przepływu gazu:

- gaz ochronny (osłonowy): --

- gaz formujący: --

Rodzaj i średnica elektrody wolframowej/wymiar *Tungsten electrode type/size*:

Średnica dyszy: --

Szczegóły złobienia/podkładek: --

Minimalna temperatura otoczenia: 5°C

Temperatura podgrzewania wstępnego: --

Temperatura międzyściegowa: max 150 °C

Inne informacje*: --

np.: układanie ściegów zakosowych (max, szerokość ściegu): --

Oscylacja: amplituda, częstotliwość, czas przerwy: --

Szczegóły spawania łukiem pulsującym: --

Wolny wylot elektrody/przedmiot obrabiany: 15÷20mm

Szczegóły spawania plazmowego: --

Kąt ustawienia uchwytu: --

Szczepianie - stopiwo:

- spoin na metr/obwód:

- długość spoin:

Obróbka cieplna po spawaniu: --

Czas, temperatura, metoda: --

Prędkość nagrzewania i chłodzenia*: --

Uwagi:

1. Krawędzie elementów ze stali odłuszczyć np. benzyną ekstrakcyjną.
2. Utrzymać stałą długość łuku.
3. Ilość warstw zależy od wielkości spoiny.

Krzysztof Samson

Wytwórca

Nazwisko, data, podpis

*) jeśli wymagane