



**POLITECHNIKA
RZESZOWSKA**
im. IGNACEGO ŁUKASIEWICZA



**WYDZIAŁ
BUDOWY MASZYN
I LOTNICTWA**
POLITECHNIKI RZESZOWSKIEJ

mgr inż. Agnieszka Nalborczyk-Kazanecka

Rozprawa doktorska
realizowana w ramach programu
„Doktorat wdrożeniowy”

***Wpływ czynników technologicznych i materiałowych na właściwości
i jakość złączy spawanych metodami wysokoenergetycznymi ze stali 17-4PH
oraz stopu niklu Inconel 718***

Praca wykonana pod kierunkiem: dr hab. inż. Grażyna Mrówka-Nowotnik, prof. PRz

Promotor pomocniczy: dr inż. Marcin Zawadzki

Rzeszów 2023

Składam serdeczne podziękowania:

dr hab. inż. Grażynie Mrówce-Nowotnik, prof. PRz za życzliwość, cenne uwagi, opiekę naukową oraz nieocenioną pomoc podczas realizacji pracy,

dr inż. Małgorzacie Wierzińskiej, dr hab. inż. Andrzejowi Nowotnikowi, prof. PRz oraz dr inż. Markowi Porębie za pomoc podczas prowadzenia badań oraz poświęcony czas,

Pracownikom Pratt & Whitney za okazaną pomoc i wsparcie.

DATA OZNACZENIA (RRRR-MM-DD)	2023-09-19	NR PRACOWNICZY: (P...)	P534952
-------------------------------------	------------	-------------------------------	---------



Zaznacz jeśli dokument **nie zawiera** lub
danych technicznych.

Wpisz wszystkie kody klasyfikacyjne, występujące w dokumencie zgodnie z wytycznymi.

Kod klasyfikacyjny musi być zawsze podany w polach U.S. oraz Outside U.S. Klasyfikacja lokalna musi być zawsze podana gdy osoba wypełniająca tabelę znajduje się poza terenem Stanów Zjednoczonych.	KLASYFIKACJA		
	LOKALIZACJA	REGULACJE U.S.	
		EAR	ITAR
	U.S.	P-ECCN	P-USML
	OUTSIDE U.S.	ECCN	USML
		REGULACJE LOKALNE	
	POLSKA	PL/UE	

Spis treści

WPROWADZENIE.....	7
2. STUDIUM LITERATURY.....	11
2.1. Historia rozwoju procesów spawalniczych.....	11
2.2. Spawanie – metody spawalnicze.....	12
2.2.1. Spawanie elektrodą nietopliwą w osłonie gazu obojętnego TIG	14
2.2.2. Spawanie wiązka elektronów EBW	15
2.3. Wpływ parametrów technologicznych na jakość złączy	18
2.3.1. Rodzaje i właściwości spawalniczych źródeł ciepła	18
2.3.2. Wpływ spawania na mikrostrukturę i właściwości złącza spawanego	22
2.4. Wady i niezgodności spawalnicze powstałe w procesie spawania	24
2.5. Stale odporne na korozję	27
2.5.1. Charakterystyka stali odpornych na korozję umacnianych wydzieleniowo	29
2.5.2. Stale martenzytyczne umacniane wydzieleniowo.....	31
2.5.3. Stal nierdzewna 17-4PH	32
2.5.3.1. Obróbka cieplna stali 17-4PH.....	32
2.5.3.2. Spawalność stali 17-4PH	39
2.6. Charakterystyka nadstopów niklu.....	47
2.6.1. Obróbka cieplna nadstopu na osnowie niklu Inconel 718.....	51
2.6.2. Spawalność nadstopu na osnowie niklu Inconel 718	53
3. STAN ZAGADNIENIA W ŚWIETLE LITERATURY ORAZ CEL PRACY	63
4. BADANIA WŁASNE.....	67
4.1. Materiał do badań.....	67
4.2. Program badań	70
4.3. Spawanie elektrodą nietopliwą w osłonie gazu objętego (TIG)	74
4.4. Spawanie wiązką elektronów (EBW).....	76
4.5. Obróbka cieplna	77
4.6. Badania nieniszczące.....	79
4.7. Badania mikrostruktury	80
4.8. Badania właściwości mechanicznych.....	80
4.9. Naprężenia własne.....	81

5. WYNIKI BADAŃ.....	82
5.1. Stal 17-4PH	82
5.1.1. Kontrola nieniszcząca	82
5.1.2. Obserwacje powierzchni	87
5.1.3. Rozmiary spoiny	90
5.1.4. Mikrostruktura złącza spawanego ze stali 17-4PH otrzymanego metodą TIG i EBW	91
5.1.5. Właściwości mechaniczne	107
5.1.6. Naprężenia własne	124
5.2 Nadstop niklu IN718.....	125
5.2.1 Kontrola nieniszcząca	125
5.2.2. Obserwacje powierzchni	128
5.2.3. Rozmiary spoiny	131
5.2.4. Mikrostruktura złącza spawanego z nadstopu na osnowie niklu IN718 otrzymanego metodą TIG i EBW	132
5.2.5. Właściwości mechaniczne	146
6. PODSUMOWANIE	159
6.1. Wpływ czynników technologicznych	159
6.2. Wpływ czynników materiałowych	165
7. WNIOSKI	182
Literatura:	185

WPROWADZENIE

Przedsiębiorstwo *Pratt&Whitney* Rzeszów S.A jest światowej klasy producentem silników lotniczych oraz szerokiej gamy komponentów lotniczych stosowanych do najnowocześniejszych na świecie samolotów cywilnych oraz wojskowych, jak i śmigłowców. Wytwarzane produkty muszą charakteryzować się najwyższą jakością - przy jednoczesnym zachowaniu optymalnego kosztu, aby zapewnić bezpieczeństwo lotu. Do ich produkcji wykorzystuje się liczne, wysoko zaawansowane procesy produkcyjne. Z pośród wielu stosowanych technologii, jednym z kluczowych jest proces trwałego łączenia elementów, umożliwiający wytwarzanie bardzo złożonych elementów konstrukcji silników lotniczych. Obecnie do najczęściej stosowanych w firmie *Pratt&Whitney* procesów łączenia elementów konstrukcyjnych należą: spawanie, lutowanie lub zgrzewanie.

We współczesnym przemyśle stosuje się wiele metod spawania. Każda z nich ma własną specyfikę oraz charakterystyczny obszar zastosowań. Konkretnie rozwiązania dobiera się z uwzględnieniem parametrów spawanych materiałów, w tym także wymaganej jakości i właściwości mechanicznych złączy. Poszczególne metody różnią się między innymi sposobem dostarczania ciepła (źródłem ciepła), rodzajem i sposobem wprowadzania materiału dodatkowego, ochroną przed działaniem powietrza oraz stopniem zmechanizowania. Do metod pozwalających uzyskać wysoką jakość złączy należą:

- spawanie łukowe elektrodą wolframową w osłonie gazu obojętnego,
- plazmowe,
- wiązką elektronów,
- wiązką lasera.

W niniejszej pracy doktorskiej przeanalizowano zagadnienia dotyczące specyfiki i zastosowania różnych metod spawania, ze szczególnym uwzględnieniem spawania wiązką elektronów EBW oraz spawania łukowego elektrodą wolframową w osłonie gazu obojętnego TIG. Wybór tych metod był podyktowany ich dominującą rolą w obecnie stosowanych procesach produkcyjnych przedsiębiorstwa oraz zdolnością do wytwarzania wysokiej jakości połączeń spawanych pozbawionych wad i niezgodności spawalniczych. Spawanie wiązką elektronów EBW, dzięki działaniu bardzo skoncentrowanej wiązki, umożliwia spawanie zarówno cienko jak i grubościennych elementów konstrukcyjnych, a także otrzymanie bardzo precyzyjnych, wysokiej jakości połączeń. Z kolei spawanie metodą TIG jest raczej dedykowane do spawania cienkościennych elementów konstrukcji lotniczych. Za pomocą tej metody proces spawania można wykonywać manualnie, ale także w sposób zautomatyzowany co daje bardzo dużą przewagę w porównaniu ze spawaniem ręcznym, np.: wysoką jakość i powtarzalność, większa wydajność, niższe koszty pracy oraz mniejsza ilość odpadów.

Firma Pratt&Whitney Rzeszów S.A., aby utrzymać swoją konkurencyjność na globalnym rynku, musi nieustannie doskonalić, optymalizować i automatyzować swoje procesy produkcyjne, a także dbać o najwyższą jakość wytwarzanych produktów. Z tego powodu kluczowym jest właściwe określenie czynników technologicznych oraz materiałowych wpływających na proces produkcji i jakość uzyskiwanych złączy spawanych. Komponenty lotnicze są narażone na zmienne obciążenia, trudne środowisko pracy, czy też zmienne i długotrwałe działanie wysokiej temperatury. Z tego względu wykorzystywane materiały muszą charakteryzować się między innymi wysokimi właściwościami mechanicznymi oraz dobrą odpornością na korozję. Obecnie w przemyśle lotniczym na komponenty silników lotniczych znajdują zastosowanie między innymi nadstopy niklu, kobaltu oraz stale odporne na korozję.

Do badań w niniejszej pracy, ze względu na ich szerokie zastosowanie w komponentach lotniczych, zostały wybrane dwa materiały: odporna na korozję stal martenzytyczną 17-4PH oraz nadstop na osnowie niklu Inconel IN718. Stal 17-4PH charakteryzuje się wysoką granicą plastyczności $R_{e0.2}$, wytrzymałością na rozciąganie R_m , a także dobrą odpornością na korozję. Dzięki wprowadzeniu dodatku miedzi, możliwa jest jej obróbka cieplna – umacnianie wydzieleniowe - składająca się z przesycania i starzenia. W wyniku tych zabiegów, w całej objętości stopu wydzielają się drobne cząsteczki faz międzymetalicznych powodujące jego umocnienie.

Podobnie właściwości wytrzymałościowe stopu IN718 mogą być kształtowane poprzez obróbkę cieplną składającą się z przesycania i starzenia. Dobra odporność na korozję nadstopu

na osnowie niklu IN718 wynika z obecności dodatków stopowych takich jak chrom i aluminium. Ze względu na swoje szczególne właściwości, tj. żaroodporność i żarowytrzymałość, stopy te są stosowane w wysoko obciążonych komponentach silników lotniczych. Dobre właściwości mechaniczne, odporność na korozję czy możliwość kształtowania właściwości poprzez obróbkę cieplną sprawiają, że te materiały są z powodzeniem wykorzystywane w wielu gałęziach przemysłu, poza lotnictwem.

Zarówno stal 17-4PH jak i nadstop niklu IN718 są opisywane w literaturze jako materiały dobrze spawalne. Jednak doświadczenia w produkcji pokazują, że spawanie tych materiałów może prowadzić do problemów jakościowych, z którymi na co dzień zmagają się zespoły technologiczne. Prowadzonych było wiele projektów jakościowych w celu wyeliminowania niezgodności i poprawy jakości złączy spawanych dla obydwu materiałów. Projekty te bazują zarówno na danych empirycznych, jak i obserwacjach z bieżącej produkcji, często bez prowadzenia głębszych badań metalurgicznych. Dlatego kluczowe jest pełne zrozumienie wpływu czynników technologicznych i materiałowych, aby uzupełnić i połączyć wiedzę zdobytą przez wieloletnie doświadczenie praktyczne z wiedzą popartą wynikami badań eksperymentalnych.

Stal 17-4PH jest używana w konstrukcjach nośnych, dla których kluczowe jest zapewnienie wysokiej jakości i wytrzymałości. Elementy konstrukcyjne wykonane z tej stali są niejednokrotnie bardzo skomplikowane i składają się z licznych podzespołów, łączonych wieloma spoinami. Jedna z części produkowanych w przedsiębiorstwie Pratt&Whitney o długości ok. 1,5m zawiera w przybliżeniu 250 spoin. Przy jej wykonaniu pojawia się wiele problemów, jak np. powstawanie mikropęknięć w obszarze strefy wpływu ciepła. Z kolei nadstop na osnowie niklu IN718, ze względu na swoje wyjątkowe właściwości, może być używany w komponentach lotniczych pracujących w podwyższonej temperaturze. Dla tych elementów priorytetowe jest również zapewnienie bardzo dobrych właściwości wytrzymałościowych oraz najwyższej jakości połączeń spawanych. W praktyce zauważalne są także problemy jakościowe w postaci pęknięć czy porowatości występującej na licu jak i grani złącza spawanego.

Stal 17-4PH spawana jest zarówno w stanie przesyconym jak i przestarzonym, natomiast nadstop na osnowie niklu IN718 wyłącznie w stanie przesyconym. Części te przechodzą procedury naprawcze po przeprowadzonej obróbce cieplnej, która obejmuje przesykanie i starzenie. Istotne jest zrozumienie, jak początkowy stan materiału wpływa na jakość połączeń spawanych.

W pracy doktorskiej podjęto się określenia wpływu czynników technologicznych, procesowych oraz materiałowych na właściwości oraz jakość złączy spawanych otrzymywanych metodami wysokoenergetycznymi. Bazując na zgromadzonych danych literaturowych, przeprowadzonych badaniach oraz analizie otrzymanych wyników, praca dostarcza praktycznych wskazówek, jak zoptymalizować proces spawania dla danego materiału, jakie parametry są najbardziej odpowiednie i jakie potencjalne problemy jakościowe mogą się pojawić podczas spawania elementów konstrukcyjnych z martenzytycznej stali 17-4PH oraz stopu niklu IN718.

Określenie wpływu czynników materiałowych jak i technologicznych na jakość otrzymywanych połączeń, dostarczy cennej i praktycznej wiedzy, która będzie wdrożona w firmie Pratt&Whitney Rzeszów S.A.. Dzięki wynikom uzyskanym w pracy doktorskiej możliwe będzie zredukowanie ilości napraw wykonywanych na spoinach, a w konsekwencji usprawni to przepływ części na linii produkcyjnej oraz pomoże zoptymalizować czas wykonywania zadań na poszczególnych etapach wytwarzania gotowych wyrobów.

2. STUDIUM LITERATURY

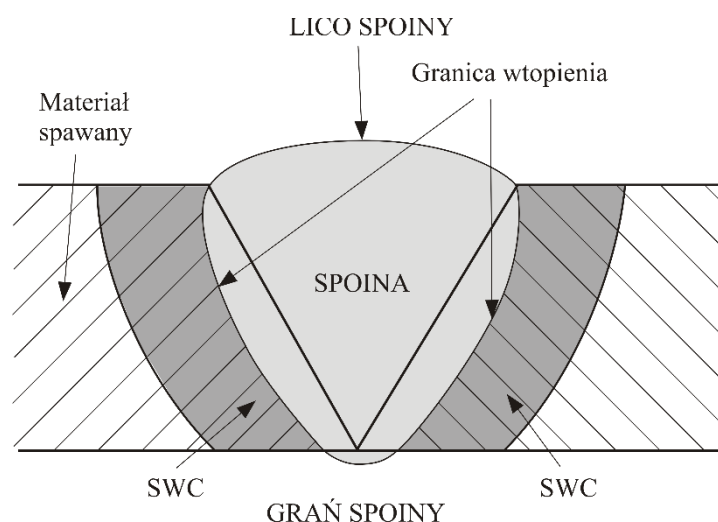
2.1. Historia rozwoju procesów spawalniczych

Spawanie jest procesem pozwalającym na łączenie dwóch lub więcej elementów metalowych poprzez lokalne ich stopienie bez wywierania siły dociskającej. Technika spawania jest stosowana od wieków i ewoluowała wraz z postępem technologicznym. Procesy łączenia metali z wykorzystaniem ciepła znane były już w starożytności, jednak wówczas spajanie wyrobów ze złota, srebra, miedzi, mosiądzu czy brązu, następowało w wyniku zgrzewania ogniskowego. Pierwsze przykłady spawania można odnaleźć już w starożytnym Rzymie, gdzie spawano rury ołowiane, czy w Egipcie i Mezopotamii gdzie stosowano techniki spawania miedzi i jej stopów. W średniowieczu spawanie było stosowane głównie do łączenia elementów wykonanych z żelaza i jego stopów. Z chwilą odkrycia i rozpoczęcia produkcji stali stała się ona podstawowym surowcem do wyrobu narzędzi i broni, a zgrzewanie stali w ognisku kowalskim rozpowszechniło się jako podstawowa, stosowana przez rzemieślników i kowali technologia łączenia elementów stalowych. Metoda ta praktycznie bez większych zmian wykorzystywana była przez stulecia, aż do XIX wieku. Wraz z nadejściem rewolucji przemysłowej i rozwojem technologii, spawanie zaczęło odgrywać coraz większą rolę w wielu obszarach przemysłu. Prawdziwy przełom nastąpił jednak w XIX wieku, kiedy wynaleziono nowe, precyzyjne metody spawania: gazowe, termiczne i elektryczne. Szczególnie istotne było odkrycie zjawiska łuku elektrycznego, które zaowocowało opatentowaniem spawania łukowego (w Polsce zaczęło ono być stosowane po I wojnie światowej). Spawanie łukiem elektrycznym stało się innowacyjną technologią łączenia metali, stosowaną w wielu gałęziach przemysłu. Możliwości, jakie dawało ówczesne spawalnictwo, zaczęto wykorzystywać na szeroką skalę wytwarzając m.in. dźwigi, wagony, kotły, statki oraz konstrukcje budynków. W XX wieku dokonano znaczących postępów w dziedzinie spawania. Powstały różne, nowe

techniki spawalnicze, takie jak spawanie gazowe, elektryczne oporowe, łukiem gazowym czy spawanie łukiem elektrycznym z elektrodą otuloną. W ostatnich 20 latach pojawiły się nowe technologie łączenia i cięcia metali wykorzystujące ciepło łuku plazmowego i energię wiązki elektronów i światła laserowego. Procesy te nadal są modyfikowane w celu spełnienia coraz to nowszych i trudniejszych wymagań przemysłu. Techniki te umożliwiły łączenie na dużą skalę konstrukcji stalowych oraz innych rodzajów metali i ich stopów. Współcześnie spawanie jest niezwykle istotnym procesem w wielu branżach, takich jak przemysł samochodowy, lotniczy, stoczniowy, naftowy, budowlany i wielu innych. Techniki spawania stale się rozwijają, wprowadzane są nowe materiały spawalnicze, a procesy stają się coraz bardziej precyzyjne i zautomatyzowane [1-8].

2.2. Spawanie – metody spawalnicze

Spawanie jest jedną z technologii spajania. Dzięki spawaniu uzyskuje się trwałe połączenie, w wyniku nadtopienia elementów spawanych w obszarze złącza. Źródło ciepła topi elementy spawane tworząc jeziorko spawalnicze. Proces ten można prowadzić bez materiału dodatkowego lub z materiałem dodatkowym, którego topienie następuje w jeziorku spawalniczym. Jeziorko spawalnicze może przybierać różny kształt lub rozmiar, w zależności od zastosowanej metody spawania. Przemieszczanie się jeziorka spawalniczego oraz jego krystalizacja, prowadzi do utworzenia spoiny (rys. 2.1). Pomiędzy spoiną, a materiałem podstawowym wstępuje tak zwana granica wtopienia. Ciepło dostarczone przez źródło spawania powoduje nagrzanie sąsiadującego materiału – obszar ten nosi nazwę strefy wpływu ciepła - SWC. Spoina, granica wtopienia oraz strefa wpływu ciepła stanowią złącze spawane. Rozmiar strefy wpływu ciepła jest zależy od metody spawania, warunków prowadzenia procesu, a także od właściwości fizycznych materiału takich jak temperatura topienia czy przewodność cieplna. Temperatura oddziaływania zmniejsza się wraz z odległością od spoiny dlatego mikrostruktura strefy wpływu ciepła może być niejednorodna [2-4].



Rys. 2.1. Schemat złącza spawanego [2]

Spawalność jest to zdolność materiału do tworzenia połączeń spawanych spełniających stawiane im wymagania. Zależy ona od: materiału spawanego, materiału dodatkowego, metody oraz technologii spawania, a także rozwiązań konstrukcyjnych. Z tego względu rozróżnia się spawalność metalurgiczną, technologiczną oraz konstrukcyjną.

Spawalność metalurgiczna jest związana z właściwościami, składem chemicznym i mikrostrukturą materiału spawanego.

Spawalność technologiczna jest związana z metodą i technologią procesu spawania. Wyróżnia się wiele metod spawania, które różnią się od siebie spawalnością technologiczną, jakością złączy, wydajnością spawania, temperaturą łuku spawalniczego czy osłoną ochronną obszaru spawania.

Spawalność konstrukcyjna wiąże się z rodzajem i kształtem konstrukcji spawanej, sztywnością konstrukcji, a także zależy od wielkości i przekroju spoin, wartości naprężeń eksploatacyjnych lub spawalniczych w obszarze złączy spawanych [3,4].

Spawanie jest istotnym procesem wytwarzania konstrukcji znajdującym zastosowanie w wielu gałęziach przemysłu. Konstrukcje spawane znajdziemy w każdej dziedzinie życia poczynając od dużych konstrukcji budowlanych, poprzez konstrukcje statków, samochodów, po drobne elementy dla elektrotechniki. Procesowi spawania stawiana się różne wymagania, są obszary gdzie liczy się wydajność i szybkość prowadzenia procesu, czy też szeroko rozumiane aspekty ekonomiczne. W innych przypadkach najważniejszym kryterium jest jakość połączeń spawanych. Aktualnie stosowanych jest wiele metod spawania, a każda z metod ma charakterystyczny obszar zastosowań.

Poszczególne metody spawania różnią się sposobem dostarczania ciepła (źródłem ciepła), rodzajem i sposobem wprowadzania materiału dodatkowego, ochroną przed działaniem

powietrza oraz stopniem zmechanizowania. Wyróżnia się następujące metody: spawanie ręczne łukowe elektrodą otuloną, spawanie elektrodą topliwą w osłonie gazu aktywnego lub obojętnego (MIG/MAG), elektrodą nietopliwą w osłonie gazu obojętnego (TIG), łukiem krytym, elektrożuzłowe, plazmowe (PAW), wiązką elektronów (EBW) oraz wiązką lasera (LBW).

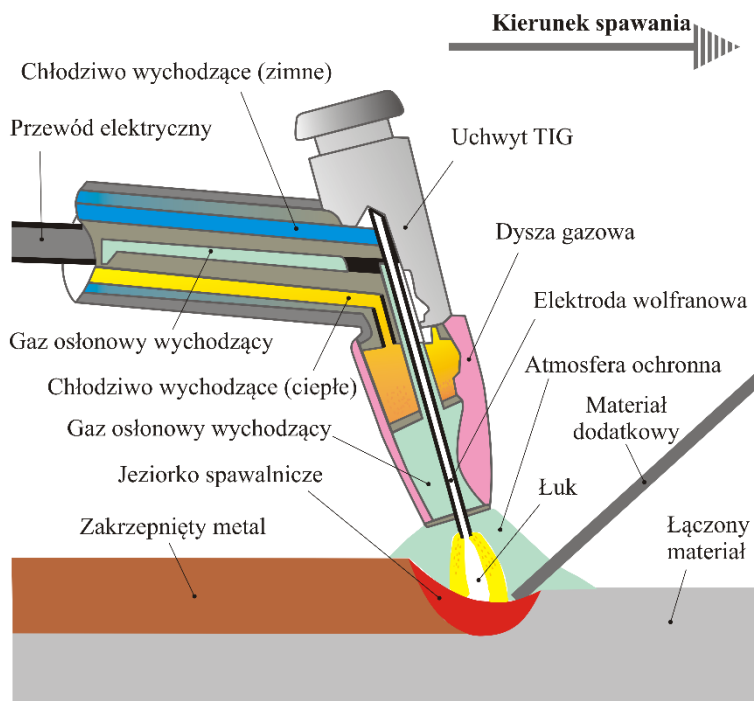
W przemyśle lotniczym znajdują zastosowanie metody spawania, które charakteryzuje najwyższa jakość połączeń spawanych. Elementy silników przenoszą bardzo wysokie obciążenia dlatego wytrzymałość stanowi ważne kryterium przy doborze odpowiedniej techniki spawania. Do metod spawania najczęściej stosowanych do spawania konstrukcji dla przemysłu lotniczego należą między innymi spawanie metodą TIG oraz wiązką elektronów EBW [2-6].

2.2.1. Spawanie elektrodą nietopliwą w osłonie gazu obojętnego TIG

Spawanie łukowe elektrodą nietopliwą w osłonie gazu obojętnego TIG (ang. Tungsten Inert Gas) umożliwia łączenie większości materiałów (rys. 2.2). Łuk jarzący się między elektrodą nietopliwą, a materiałem spawanym stapia go tworząc jeziorko spawalnicze. Gaz osłonowy wprowadzany jest przez dyszę w celu utworzenia atmosfery ochronnej dla jeziorka spawalniczego, przylegającego do niego nagrzanego materiału podstawowego oraz nietopliwej elektrody przed kontaktem z powietrzem. Materiał dodatkowy jest podawany z zewnątrz, w jeziorku spawalniczym następuje jego topienie oraz mieszanie. Jeziorko spawalnicze po krystalizacji tworzy spoinę (rys. 2.1) nadając trwałe połączeniem elementom spawanym. W procesie spawania łukowego elektrodą nietopliwą w osłonie gazu obojętnego TIG stosuje się elektrody wykonane z wolframu oraz stopów wolframu. Najczęściej stosowanym gazem osłonowym jest argon, hel lub ich mieszanki [5].

Urządzenie spawalnicze w metodzie TIG składa się ze źródła energii spawalniczej, źródła gazu ochronnego - zwykle dostarczanego w butli, a także z uchwytu spawalniczego, gdzie generowany jest łuk spawalniczy. Obecne źródła spawania najczęściej umożliwiają spawanie prądem stałym jak i prądem przemiennym - AC/DC (z ang. *alterentive current/direct current*). Prąd stały DC stosowany jest do łączenia większości materiałów m.in. stali, stopów niklu, kobaltu czy tytanu. Prąd przemienny charakteryzuje się odwróceniem polaryzacji z częstotliwością około 60Hz. Przepływ prądu przemiennego zmienia się od dodatniego do ujemnego i z powrotem, wiele razy na sekundę. Szybko zmieniająca się polaryzacja daje efekt czyszczenia katodowego, które jest wykorzystywane od usunięcia tlenków na powierzchni spawanego materiału. Dlatego spawanie z prądem przemiennym

stosowane jest do spawania aluminium i jego stopów czy stopów magnezu. Spawanie przy użyciu metody TIG posiada wiele zalet, jednak pojawiają się również pewne wady i ograniczenia (tab. 2.1) [5].



Rys. 2.2. Schemat spawania metodą TIG [9]

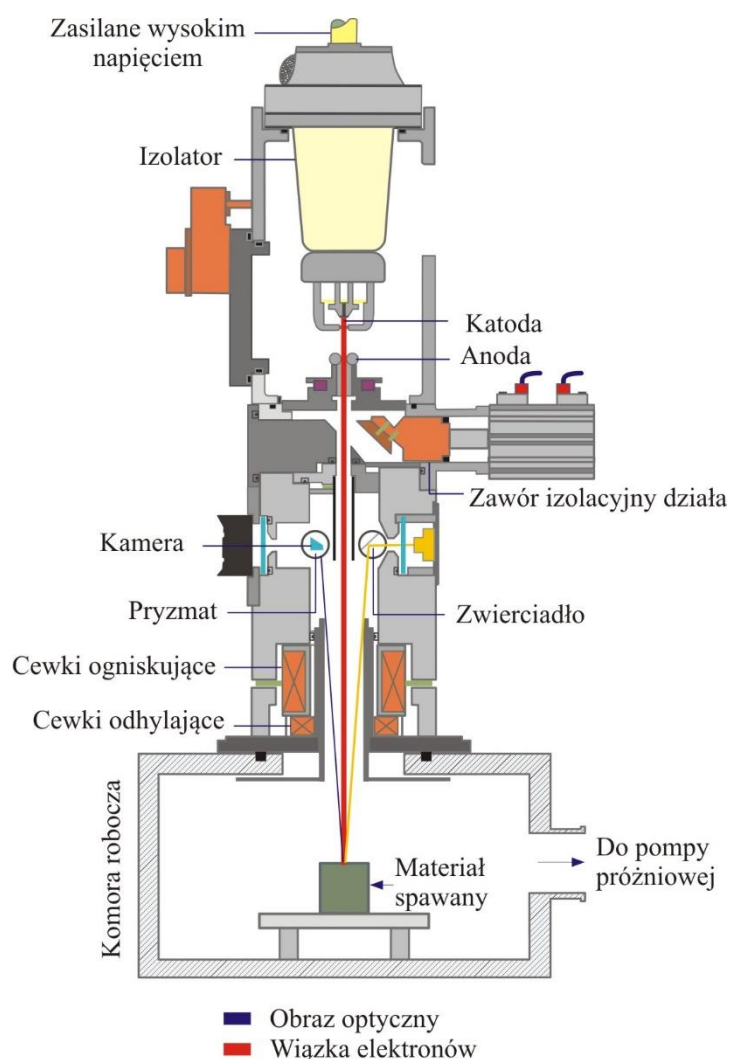
Tabela 2.1. Zalety i wady spawania łukowego elektrodą nietopliwą w osłonie gazu obojętnego TIG [5]

Zalety metody TIG	Wady/ograniczenia metody TIG
<ul style="list-style-type: none"> • Bardzo wysoka jakość połączeń spawanych • Możliwość łączenia wielu metali oraz ich stopów, a także możliwość łączenia różnych gatunków metali • Możliwość spawania z materiałem dodatkowym lub bez • Możliwość spawania manualnego, półautomatycznego oraz automatycznego, zrobotyzowanie procesu spawania • Brak odprysków spawalniczych • Precyzyjna kontrola dostarczania ciepła spawania 	<ul style="list-style-type: none"> • Wymagana wysoka umiejętność oraz doświadczenie spawacza • Proces mało ekonomiczny np. w odniesieniu do metody MIG • Możliwość spawania wyłącznie materiałów cienkościennych • Wymagane zapewnienie środowiska wolnego od przeciągów • Wtrącenia elektrody wolframowej w spoinie przy styku elektrody z jeziorkiem spawalniczym • Mała odporność na zanieczyszczenia

2.2.2. Spawanie wiązki elektronów EBW

Spawanie wiązką elektronów wykorzystuje zjawisko energii kinetycznej elektronów poruszających się z dużą prędkością w próżni. Przykładowy schemat budowy urządzenia

do spawania oraz wytwarzania i modyfikowania wiązką elektronów przedstawiano na rysunku 2.3. W procesie spawania EBW powierzchnia spawanych elementów jest bombardowana przez elektrony silnie skoncentrowanej wiązki, których główna część energii kinetycznej ulega przekształceniu w energię ciepłą, penetrującą spawany materiał, prowadzącą do jego roztopienia. Wiązka elektronów jest wytwarzana w dziele elektronowym w wysokiej próżni 10^{-6} hPa. Działo składa się z katody, źródła ciepła (emitera elektronów) oraz elektrody sterującej. Wiązka elektronów o natężeniu regulowanym przez elektrodę sterującą jest przyspieszana w polu elektrostatycznym między katodą a anodą.



Rys. 2.3. Schemat budowy urządzenia do spawania oraz wytwarzania i modyfikowania wiązką elektronów [10]

Wiązka jest ogniskowana w polu elektromagnetycznym cewki ogniskującej i może być odchylana przez cewki odchylające. Skoncentrowana i uformowana wiązka trafia do komory roboczej, gdzie zamocowany jest element poddawany procesowi spawania. W komorze

roboczej, podczas spawania metodą EBW, również panuje próżnia rzędu 10^{-2} - 10^{-4} hPa wytwarzana przez system pomp próżniowych. Stosowanie próżni jest konieczne, aby możliwe było poruszanie się elektronów w dziale jak i komorze roboczej bez start energii, w wyniku zderzeń z cząstkami i atomami obecnymi w powietrzu. Poruszanie się elementów spawanych w komorze roboczej możliwe jest dzięki wyposażeniu urządzenia w odpowiednie oprzyrządowanie. Możliwy jest także roboczy ruch wiązki elektronów. W celu umożliwienia obserwacji procesu spawania stanowisko jest wyposażone w kamerę.

Elektrony penetrujące materiał spawany można podzielić na elektrony pierwotne, odbite oraz wtóre. Elektrony pierwotne po zderzeniu z powierzchnią przekształcają energię kinetyczną w ciepło, tym samym biorą udział w tworzeniu spoiny. Niewielka ilość elektronów ulega odbiciu sprężystemu przy odbiciu z atomami materiału lub dyfundują w materiał i tracąc energię opuszczają materiał. Elektrony mogą ulegać także zderzeniu niesprężystemu z tzw. elektronami wtórnymi opuszczającymi materiał. Niesprężystym zderzeniom elektronów pierwotnych towarzyszy emisja promieniowania rentgenowskiego, będąca skutkiem ubocznym procesu spawania wiązką elektronów EBW.

Spawanie wiązką elektronów EBW umożliwia uzyskanie spoin kształtem zbliżonych do spoin charakterystycznych dla metod łukowych dzięki zastosowaniu niskiego prądu czy też rozogniskowaniu wiązki elektronów. Przewagą tej metody jest możliwość spawania z głębokim wtopieniem, dzięki spawaniu z dużą gęstością mocy q_s , wynoszącą 10^5 - 10^7 W/cm². Możliwe jest uzyskanie dużo większej gęstości mocy q_s w porównaniu do metod konwencjonalnych. Skoncentrowana wiązka tworzy kanał, gdzie następuje ciągłe topienie materiału. Transport ciekłego metalu następuje wokół wiązki elektronów. Materiał ulega roztopieniu zgodnie z kierunkiem spawania, zaś tylna część kanału ulega krystalizacji tworząc spoinę. Spawanie wiązką elektronów zawiera wiele zalet, jak np. wysoka jakość spoin, możliwość łączenia cienko i grubościennych detali z różnych gatunków metali i ich stopów w trudnodostępnych miejscach. Nie jest jednak pozbawione wad. Do głównych zaliczyć należy wysokie koszty urządzeń spawalniczych oraz samego procesu spawania (tab. 2.2) [5].

Tabela 2.2. Zalety i wady spawania wiązką elektronów EBW [5,11]

Zalety metody EBW	Wady/ograniczenia metody EBW
<ul style="list-style-type: none"> • Bardzo wysoka jakość połączeń spawanych • Brak utlenienia spoin ze względu na stosowaną próżnię • Możliwość łączenia wielu metali oraz ich stopów, a także możliwość łączenia różnych gatunków metali • Możliwość spawania cienko oraz grubościennych materiałów • Możliwość spawania trudnodostępnych miejsc • Redukcja deformacji spawalniczych 	<ul style="list-style-type: none"> • Kosztowne urządzenia spawalnicze • Drogi proces (wymagane uzyskanie próżni) • Wymagane dokładne pasowanie materiałów spawanych

2.3. Wpływ parametrów technologicznych na jakość złączy

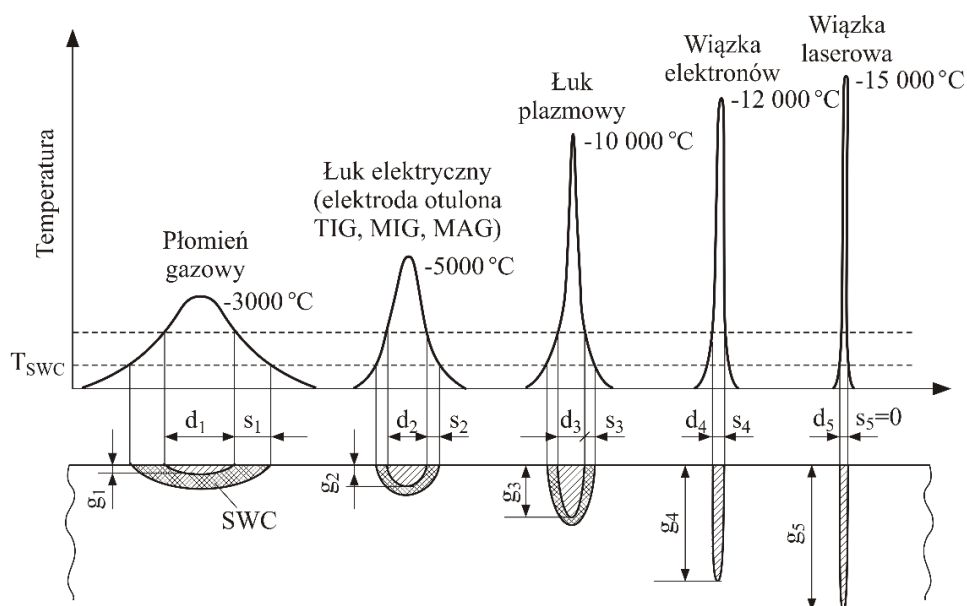
Parametry technologiczne w procesie spawania mogą różnić się w zależności od rodzaju zastosowanej metody spawania oraz właściwości i stanu materiałów, które mają zostać połączone. Niemniej jednak niezależnie od zastosowanej metody spawania wyróżnić można ogólne parametry technologiczne, które decydują o uzyskaniu wysokiej jakości połączeń spawanych pozbawionych niezgodności i wad spawalniczych, a także pożądanymi właściwościami (fizycznych, chemicznych, mechanicznych i eksploatacyjnych), trwałości i niezawodności. Parametry technologiczne, kontrolowane w czasie procesu spawania scharakteryzowano w rozdziale 2.3.1.

2.3.1. Rodzaje i właściwości spawalniczych źródeł ciepła

Procesy spawalnicze prowadzone są na ogół przy zastosowaniu skupionych źródeł ciepła powodujących miejscowe nagrzanie do temperatury uzależnionej od właściwości materiałów spajanych [6,7]. Do nagrzewania elementów poddawanych procesom spawania stosuje się różnorodne źródła ciepła (tab. 2.3), które są uzyskiwane w wyniku przetwarzania różnych rodzajów energii w spawalniczych urządzeniach technologicznych. Zadaniem ciepła pochodzącego z tych źródeł jest stopienie materiałów, z których powstaje złącze spawane. W celu uzyskania wysokiej sprawności energetycznej i wydajności procesu spawania, a także zminimalizowania negatywnych zjawisk jak np.: niekorzystne zmiany mikrostruktury i właściwości mechanicznych, nadmierne odkształcenia oraz naprężenia cieplne, w większości procesów spawalniczych dąży się do tego aby nieodzowna ilość ciepła została doprowadzona w sposób najbardziej zlokalizowany, najlepiej silnie skoncentrowanym źródłem ciepła.

Źródła ciepła w poszczególnych procesach spawania zależą od rodzaju stosowanych źródeł energii i charakteryzują się bardzo zróżnicowaną mocą i gęstością czyli koncentracją

strumienia energii. Charakterystycznymi spawalniczymi źródłami ciepła są: płomień gazowy, łuk elektryczny, wiązka światła, wiązka elektronów oraz opór elektryczny. W zależności od gęstości mocy źródła ciepła zastosowanego w procesie spawania, można wpływać na parametry technologiczne procesów spawania takie jak: temperatura źródła, głębokość wtopienia g , szerokość stopionego metalu d oraz strefę wpływu ciepła SWC (s – strefa wpływu ciepła). Uzyskanie jak największej koncentracji energii cieplnej zapewnia wyższą sprawność procesu, głębsze wtopienie w spawany metal, większą prędkość spawania oraz węższą strefę wpływu ciepła (rys. 2.4). Moc wymienionych wiązek zwiększa się począwszy od płomienia gazowego, poprzez łuk elektryczny, na wiązce energii kończąc [6].



Rys. 2.4. Wpływ wybranych źródeł ciepła różniących się gęstością mocy na temperaturę źródła, szerokość stopionego materiału d , głębokość wtopienia g oraz strefę wpływu ciepła SWC [6]

Innym technologicznym parametrem spawalniczym mającym duży wpływ na jakość spoiny oraz liczbę występujących w spoinie wad jest ilość wprowadzonego do materiału ciepła Q .

$$Q = k \frac{I \cdot U}{v_s} \cdot 10^{-3} \quad (2.1)$$

Gdzie: Q – ilość wprowadzonego ciepła [kJ/mm]; I – natężenie prądu [A], U – napięcie [V]; v_s – prędkość spawania [mm/s]; k – współczynnik sprawności cieplnej metody spawania.

Współczynnik sprawności cieplnej metody spawania η jest to stosunek ilości ciepła Q_m wnikaącego do materiału spawanego do całej zużytkowanej ilości ciepła Q_e .

$$\eta = \frac{Q_m}{Q_e} \quad (2.2)$$

W procesie spawania tylko pewna ilość ciepła wprowadzonego do materiału jest zużyta na stopienie materiału podstawowego i dodatkowego (utworzenie spoiny). Reszta ciepła nagrzewa przyległy do spoiny metal w efekcie czego zachodzą niepożądane zmiany mikrostruktury, naprężeń i odkształceń. Aby uniknąć tych zmian podczas spawania należy stosować metody spawania o wysokiej sprawności spawalniczego źródła ciepła [6.7].

Tabela 2.3. Wartości współczynnika sprawności cieplnej dla wybranych metod spawania [6]

Metoda spawania	Współczynnik η	k^*
łukiem krytym (SAW)	0,80÷0,95	1,0
elektrodami otulonymi	0,70÷0,85	0,8
drutem proszkowym MIG/MAG,	0,65÷0,75	0,8
TIG i plazmowe TIG (PAW)	0,45÷0,65	0,6
wiązka elektronów (EBW)	0,85÷0,95	1,0
wiązka laserowa (LBW)	0,20÷0,30	0,3
*wartości k zalecane w normie PN-EN 1011-1:2001 do stosowania w obliczeniach cieplnych		

Jednym z podstawowych parametrów technologicznych kontrolowanych w procesie spawania jest energia liniowa spawania E , czyli ilość ciepła przypadająca na jednostkę długości spoiny l , którą można wyrazić za pomocą wzoru:

$$E = \frac{I \cdot U}{v_s} \quad (2.3)$$

Gdzie: E – liniowa [kJ/mm]; I - natężenie prądu [A], U - napięcie [V]; v_s – prędkość spawania [mm/s]; k - współczynnik sprawności cieplnej metody spawania.

Niedostosowanie zakresu energii liniowej spawania E może prowadzić do uszkodzenia, odkształcenia materiału lub powstania niezgodności i wad spawalniczych. Zbyt mała ilość energii może prowadzić do niepełnego wypełnienia spoiny i słabej jakości połączenia, podczas gdy zbyt duża ilość energii może spowodować przegrzewanie materiału i powstanie defektów, takich jak pęknięcia czy odkształcenia.

Istotny wpływ na jakość uzyskanego połączenia spawanego ma także gęstość mocy źródła ciepła q_s tj. stosunek ilości energii cieplnej Q do jednostki powierzchni A , którą wyrazić można zależnością:

$$q_s = \frac{Q}{A} \quad (2.4)$$

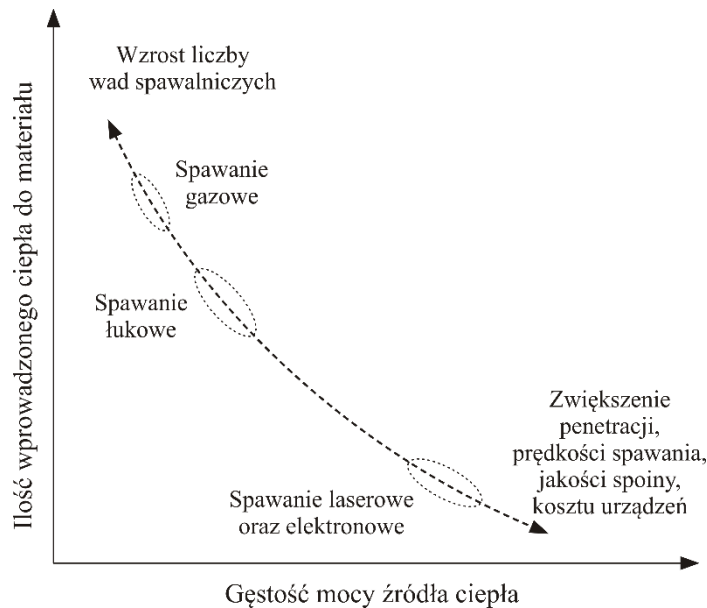
Gdzie: q_s – gęstość mocy źródła ciepła [W/m²]; Q – ilości energii cieplnej [W]; A - jednostka powierzchni [m²]

Jest to ważny parametr technologiczny w procesach spawania, ponieważ wpływa na szybkość i jakość spawania oraz może mieć wpływ na kontrolę strefy wpływu ciepła. Gęstość mocy źródła ciepła q_s zależy od różnych czynników, takich jak np.: rodzaj procesu spawania, rodzaj elektrody (jeśli dotyczy), prędkość spawania, prąd spawania oraz napięcie. Różne procesy spawania, takie jak spawanie łukowe, plazmowe, laserowe czy oporowe, mają różne charakterystyki gęstości mocy źródła ciepła (tab. 2.4).

Tabela 2.4. Wartości gęstości mocy podstawowych spawalniczych źródeł ciepła [6]

Rodzaj źródła ciepła		Gęstość mocy q_s , W/m ²
Płomień acetylenowo - tlenowy		10÷15
Łuk elektrod otulonych		100÷200
Łuk elektrody wolframowej przy spawaniu GTAW w osłonie argonu		100÷500
Wiązka elektronów	Ciągła	$10^3 ÷ 10^8$
	Impulsowa	$10^5 ÷ 10^6$
Wiązka laserowa	Ciągła	$10^2 ÷ 10^7$
	Impulsowa	$10^4 ÷ 10^{11}$

Największą intensywność przekazywania ciepła - gęstość mocy źródła ciepła q_s - wykazują wiązka laserowa i elektronowa, a stosunkowo małą płomień gazowe (tab. 2.4). Jak pokazano na rysunku 2.4 wraz ze wzrostem gęstości mocy źródła ciepła q_s , ilość energii cieplnej Q wprowadzonej do materiału, wymaganej do jego spawania zmniejsza się. Materiał spawany przy wykorzystaniu płomienia gazowego nagrzewa się tak wolno, że zanim nastąpi przetopienie, duża ilość ciepła jest odprowadzana do otoczenia strefy spawanej. Nadmierne nagrzewanie spawanych elementów może spowodować ich uszkodzenie, osłabienie właściwości i zniekształcenie oraz wzrost gęstości wad [6]. Z drugiej strony, ten sam materiał wystawiony na działanie ostro skupionej wiązki elektronów lub lasera może nadmiernie się stopić, a nawet odparować, co w konsekwencji może prowadzić do powstania niezgodności i wad spawalniczych np. w postaci por lub pustek. Niemniej jednak odpowiednio dobrane parametry w procesie spawania laserowego wiązką o dużej gęstości mocy ma więcej zalet niż wad. Wyższa gęstość mocy wiązki laserowej umożliwi szybsze spawanie (ponieważ większa ilość energii jest dostarczana do spawanego obszaru w krótszym czasie), zwiększenie penetracji, głębsze wtopienie spoiny oraz lepszą jakość spoiny z mniejszą liczbą niezgodności i wad (rys. 2.5) [8,13].



Rys. 2.5. Wpływ gęstości mocy źródła ciepła na ilość ciepła wprowadzonego do materiału podczas spawania różnymi metodami [8]

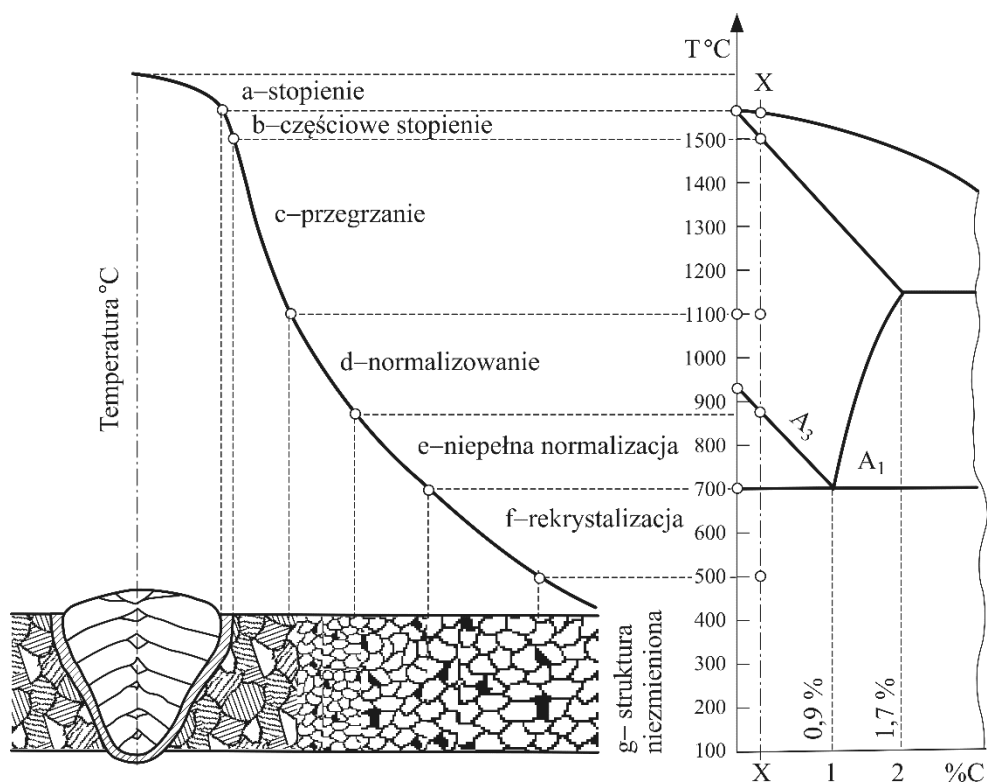
Dlatego ostateczna gęstość mocy źródła ciepła q stosowana w konkretnym procesie spawania jest dobierana w zależności od rodzaju spawanego materiału, grubości elementów, wymagań dotyczących jakości spoiny i innych czynników w celu osiągnięcia pożądaných rezultatów.

2.3.2. Wpływ spawania na mikrostrukturę i właściwości złącza spawanego

Złącze spawane składa się z materiału rodzimego, strefy wpływu ciepła (SWC) oraz spoiny (rys. 2.1). Wymienione trzy obszary złącza spawanego różnią się mikrostrukturą, a w konsekwencji również właściwościami, które zależą od gatunku materiału spawanego, zastosowanego spoiwa oraz cyklu cieplnego spawania [6]. W obszarze materiału rodzimego – w strefie złącza – nie zachodzą żadne zmiany mikrostruktury, ponieważ temperatura tej części złącza nie przekracza dla stali 500°C. W przypadku metali i stopów niskotopliwych, temperatura uznawana za graniczną dla materiału rodzimego jest oczywiście zdecydowanie niższa.

Natomiast wyraźne zróżnicowanie mikrostruktury występuje szczególnie w strefie wpływu ciepła (SWC). W tym obszarze złącza spawanego zmiany mikrostruktury i właściwości są wynikiem przemian alotropowych, fazowych, jak również odkształcenia sieci krystalicznej. Nadmienić należy, że w przypadku metali nieprzechodzących przemian alotropowych (np. Al, Cu, stale ferrytyczne) zmiany mikrostruktury w SWC ograniczają się jedynie do zmiany wielkości ziarna. Ze wzrostem temperatury i czasu jej oddziaływania następuje zwiększenie wielkości ziaren. Można jednak uniknąć rozrostu ziaren stosując bardzo

dużą prędkość spawania. W metalach, w których ze wzrostem temperatury zachodzą przemiany alotropowe lub fazowe SWC charakteryzuje się występowaniem kilku obszarów o zróżnicowanej mikrostrukturze i właściwościach (rys. 2.6) [6,12].



Rys. 2.6. Mikrostruktura spoiny i przyległej strefy wpływu ciepła SWC z uwzględnieniem temperatury występowania poszczególnych obszarów [6,12]

Ze względu na charakter cyklu cieplnego spawania w mikrostrukturze spoiny i przyległej strefy wpływu ciepła (SWC) złącza spawanego można wyróżnić następujące obszary (rys. 2.6):

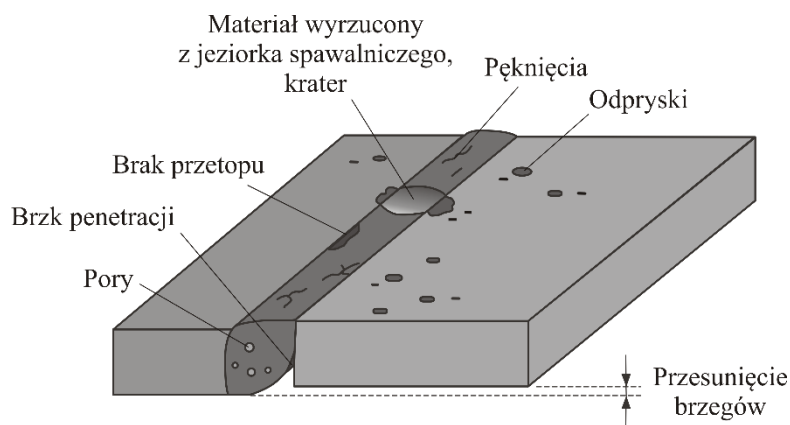
- obszar a – *stopienie*. W wyniku oddziaływania źródła ciepła na materiał rodzimy (spawanie łukowe, plazmowe, laserowe czy oporowe ciepła łuku elektrycznego), ulega on lokalnemu nagraniu powyżej temperatury topnienia;
- obszar b - *częściowe stopienie*. Obszar ten tworzy się w zakresie między temperaturą solidusu i likwidusu, jest bardzo wąski i przylega do bocznej powierzchni spoiny;
- obszar c – *przegrzanie*. W tym obszarze maksymalna temperatura cyklu cieplnego spawania znacznie przekracza temperaturę A_{C3} , dochodząc do temperatury solidusu, co sprzyja znacznemu rozrostowi i niejednorodności ziarn austenitu;
- obszar d - *normalizowanie*. Maksymalna temperatura w tym obszarze nieznacznie przekracza temperaturę A_{C3} . Obszar ten charakteryzuje się drobnoziarnistą mikrostrukturą, najkorzystniejszą ze wszystkich obszarów;

- obszar e - *niepełna normalizacja*. Maksymalna temperatura cyklu cieplnego spawania w tym obszarze mieści się w zakresie pomiędzy temperaturami A_{C3} a A_{C1} ;
- obszar f – *rekrytalizacja*. Maksymalna temperatura cyklu cieplnego spawania w tym obszarze nie przekracza temperatury A_{C1} . W stalach odkształconych plastycznie na zimno zachodzą w tym obszarze procesy rekrytalizacji i zdrowienia; - obszar g - *materiał rodzimy*. W obszarze tym nie zachodzą żadne zmiany mikrostruktury [6,12].

Mikrostruktura spoiny krystalizującej z ciekłego jeziora jest charakterystyczna dla stanu lanego, zazwyczaj dendrytyczna.

2.4. Wady i niezgodności spawalnicze powstałe w procesie spawania


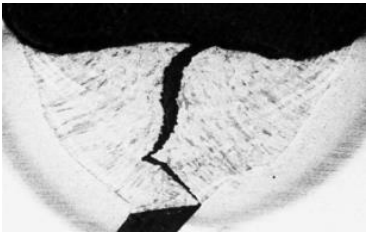


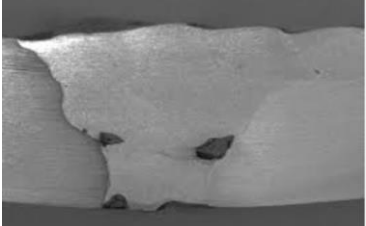
Jakość połączeń spawanych odgrywa szczególną rolę w przypadku elementów obciążonych w czasie eksploatacji. Wszelkie odstępstwa od prawidłowej technologii i techniki spawania mogą być przyczyną powstawania w złączach spawanych błędów, które na ogół powodują obniżenie wytrzymałości oraz czasu użytkowania wyrobów spawanych. W niektórych przypadkach błędy te mogą być przyczyną poważnych awarii konstrukcji, a w związku z tym również dużych strat materialnych lub nawet zagrozić życiu ludzkiemu. Należy zatem dążyć do tego, aby rodzaj, ilość i wielkość błędów w wykonywanych złączach była ograniczona do poziomu technicznie akceptowalnego. Sprzyja temu znajomość problemów związanych z ich systematyką, charakterystyką, przyczynami powstawania, wykrywalnością itp.. Zgodnie z normą EN ISO 6520:2009 rozróżnia niezgodność spawalniczą od wady, i tak *niezgodność spawalnicza* to nieciągłość w spoinie lub odchylenie od zamierzonej geometrii, która nie musi powodować dyskwalifikacji spoiny, o ile nie przekracza norm granicznych. Natomiast terminem *wada* określa się niedopuszczalną niezgodność spawalniczą, która nie spełnieniu określonych kryteriów ustalonych przed procesem spawania do tego stopnia iż powoduje dyskwalifikację spoiny [14,15]. Do głównych wad powstających podczas spawania materiałów metalicznych należą: porowatość, pęknięcia, odpryski, brak penetracji i inne (rys. 2.7). Przykłady głównych wad spawalniczych oraz możliwe przyczyny ich powstawania zestawiono w tabeli 2.5.



Rys. 2.7. Główne wady powstające w procesie spawania laserowego [16]

Tabela 2.5. Główne wady powstające w procesie spawania oraz możliwe przyczyny ich powstawania [17,18]

Wada	Przykład	Możliwe przyczyny powstawania:
nadmierna penetracja		<ul style="list-style-type: none"> • zbyt duża ilość ciepła dostarczanego do spoiny • zbyt duża szczelina powietrzna w złączy
brak penetracji		<ul style="list-style-type: none"> • wadliwie zaprojektowane lub źle wykonane złącze • nadmierna długość łuku • zbyt duża średnica elektrody • nadmierna prędkość spawania • zbyt niska energia liniowa
przesunięcie brzegów		<ul style="list-style-type: none"> • niewłaściwe spasowanie złącza przed spawaniem • odkształcenia podczas spawania • pękanie spoin szepnych podczas spawania • niewłaściwa tolerancja podzespołów spawalniczych
porowatość		<ul style="list-style-type: none"> • niedostateczna osłona gazowa • wilgotna elektroda • zanieczyszczenie obszaru złącza spawanego np. rdza • niewłaściwa biegunowość

podtopienie		<ul style="list-style-type: none"> • wydłużony i szeroki łuk powstający przy małym prądzie lub dużej prędkości spawania • niewłaściwy kąt ustawienia elektrody • zbyt rozległe ruchy zakosowe podczas układania spoiny • zbyt duży prąd spawania
pęknięcia (np. na gorąco)		<ul style="list-style-type: none"> • zbyt mała szerokość w stosunku do głębokości – proporcja spoiny • znaczne naprężenia spowodowane dużą rozszerzalnością cieplną • niewłaściwy dobór materiału dodatkowego • powierzchnia metalu rodzimego pokryta olejem, żwirem, płynem, rdzą itp. • zbyt duża prędkość spawania
pęknięcia kraterów i kraterzy z wgłębieniami		<ul style="list-style-type: none"> • natychmiastowe krzepnięcie dużego jeziorka spawalniczego po zgaszeniu łuku • w metodach MIG/MAG oraz TIG powstaje na skutek nieodpowiedniej techniki zakończenia spawania – zbyt szybkie odsunięcie palnika od spoiny.
Odpryski		<ul style="list-style-type: none"> • błędne ustawienie parametrów spawania • zbyt długi łuk/ wysokie napięcie • wilgotne, zanieczyszczone lub • uszkodzone elektrody
wtrącenia żużli		<ul style="list-style-type: none"> • źródłem żużli jest często poprzednio ułożona warstwa spoiny • niewystarczające usunięcie żuźla • zbyt mała ilość dostarczanego ciepła • nadpływanie żuźla przed łuk spawalniczy • zbyt mały odstęp w grani lub nadmierna wysokość progu

Spawanie jest skomplikowanym procesem, który wymaga dużego doświadczenia i precyzji. Błędy operatora, takie jak niewłaściwe ustawienie parametrów spawania, nieprawidłowa obsługa sprzętu czy brak umiejętności, mogą prowadzić do powstawania wad w złączach spawanych. Podstawowymi przyczynami powstawania niezgodności oraz wad w złączach spawanych są:

- zastosowanie niewłaściwej metody spawania do gatunku spawanego materiału, niewłaściwe przygotowanie spawanych powierzchni;
- zanieczyszczenia materiału (tłuszcz, brud, rdza, farba czy inne substancje, które mogą wpływać na proces spawania);
- niedopasowanie lub nieprawidłowe działanie urządzenia spawalniczego;

- brak pełnej zgodności z wymaganymi parametrami procesu spawania (moc prądu roboczego, długość łuku itp.);
- niewłaściwy dobór strumieni ochronnych lub gazów oraz naruszenie technologii ich stosowania;
- warunki środowiskowe, takie jak: temperatura, wilgotność, czy przepływ powietrza;
- niewystarczające kwalifikacje spawacza, niesprawność urządzeń spawalniczych itp.

Poznanie przyczyn powstawania niezgodności pozwala na łatwiejszą i precyzyjniejszą interpretację jakości badanych złączy metodami nieniszczącymi, ocenę wpływu tych niezgodności na własności eksploatacyjne złączy oraz podjęcie działań, umożliwiających wyeliminowanie niezgodności w procesie wytwarzania konstrukcji spawanych.

2.5. Stale odporne na korozję

Odporność korozyjna stali stopowych związana jest z naturalnym tworzeniem się szczelnej, niewidocznej warstwy pasywnej, która znacząco zmniejsza szybkość korozji i charakteryzuje się zdolnością do odtwarzania w wielu środowiskach. Tworzenie się warstwy pasywnej zapewnia dodatek chromu w stali, a jej stabilność wzrasta wraz ze wzrostem zawartości tego pierwiastka stopowego. Minimalna zawartość chromu, umożliwiająca wytworzenie się cienkiej, szczelnej warstwy pasywnej na powierzchni stali, wynosi 10,5%. Wzrost zużycia stali odpornych na korozję (nierdzewnych) jest efektem zwiększenia wymagań antykorozyjnych konstrukcji pracujących w coraz bardziej zanieczyszczonym i agresywnym środowisku. Rosnące wymagania odnośnie niezawodności urządzeń oraz dążenie do obniżenia kosztów utrzymania i eksploatacji wszelkiego rodzaju sprzętu i konstrukcji – w tym lotniczych, przyczyniło się do ciągłego wzrostu zużycia stali odpornych na korozję w wielu gałęziach przemysłu. Światowa produkcja stali w 2022 roku wyniosła 1 mld 951 mln ton [19]. Wydawać by się mogło, że tak niewielki udział w światowym rynku stali nierdzewnych świadczy o niewielkiej potrzebie konsumpcji tych materiałów w przemyśle. Jednak w rzeczywistości stale te zajmują bardzo ważną pozycję w wielu kluczowych dla rozwoju gospodarki gałęziach przemysłu takich jak: przemysł lotniczy, motoryzacyjny, energetyczny, wydobywczy, chemiczny i petrochemiczny oraz niemal wszystkich dziedzinach techniki. Stale stopowe odporne na korozję są powszechnie stosowane jako materiał konstrukcyjny nie tylko ze względu na wysoką odporność korozyjną, ale również atrakcyjny wygląd powierzchni oraz wysoki wskaźnik wytrzymałości na rozciąganie w stosunku do masy [20].

Wzrost zastosowania tych stali w kluczowych gałęziach przemysłu wymaga od producentów wytworzenia konstrukcji, często o skomplikowanych kształtach, których

poszczególne elementy muszą zostać ze sobą połączone. Podstawowym sposobem łączenia elementów urządzeń czy konstrukcji ze stali nierdzewnej są procesy spawania. Spoina łącząca powinna charakteryzować się właściwościami wytrzymałościowymi, co najmniej takimi samymi jak każdy z łączonych elementów. W praktyce można to osiągnąć przede wszystkim w połączeniach spawanych (spawanie łukowe elektrodą nietopliwą w osłonie gazu obojętnego - TIG; spawanie laserowe - LBW; spawanie wiązką elektronów - EBW), a nie np. lutowanych czy zgrzewanych tarciovo FSW.

W celu sprostania 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 mikrostrukturą, 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. 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. Oczywiście o zastosowaniu stali nierdzewnej w miejsce innego materiału decydują przede wszystkim względy ekonomiczne [21, 22].

Gatunki stali odpornych na korozję klasyfikuje się ze względu na: właściwości użytkowe, zawartość głównych pierwiastków stopowych oraz rodzaj mikrostruktury wg PN-EN 10088-1 [26]. Biorąc pod uwagę mikrostrukturę stali odpornych na korozję, która bezpośrednio wynika z ich składu chemicznego oraz decyduje o właściwościach wytrzymałościowych i użytkowych, wyróżnia się stale:

- ferrytyczne,
- austenityczne,
- martenzytyczne,
- austenityczno-ferrytyczne (dupleks),
- umacniane wydzieleniowo.

W tabeli 2.6 przedstawiono podział stali odpornych na korozję ze względu na mikrostrukturę, zawartość głównych dodatków stopowych oraz przykładowe gatunki stali z poszczególnych grup i ich skład chemiczny.

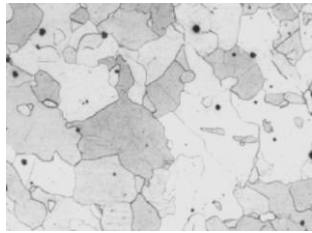
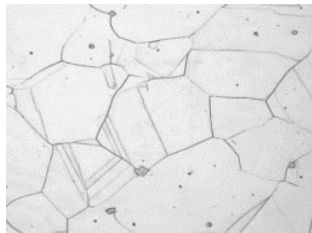
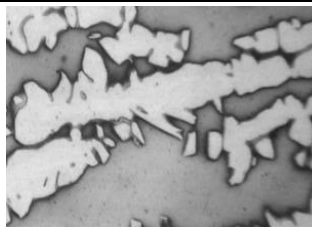
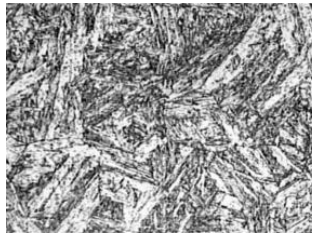
2.5.1. Charakterystyka stali odpornych na korozję umacnianych wydzieleniowo

Rozwój wielu gałęzi przemysłu wymusza zapotrzebowanie na materiały metaliczne charakteryzujące się szczególnymi właściwościami fizycznymi i mechanicznymi. Poszukiwania nowych materiałów zainicjowało już w latach czterdziestych XX wieku badania nad grupą stali umacnianych wydzieleniowo. Pierwszym odkrytym gatunkiem, dającym początek rozwojowi grupy stali umacnianych wydzieleniowo była stal S17600. Stale umacniane wydzieleniowo odznaczają się wysokimi właściwościami mechanicznymi przy zachowaniu bardzo dobrej odporności na korozję dlatego też, dzięki połączeniu unikalnych właściwości znalazły szerokie zastosowanie w przemyśle lotniczym, kosmicznym, chemicznym oraz nuklearnym [23-24]. Wysokie właściwości wytrzymałościowe tych stali uzyskiwane są dzięki obróbce cieplnej - procesowi umacniania wydzieleniowego, składającego się z przesycania i starzenia. Aby możliwe było umacnianie wydzieleniowe stali odpornych na korozję cząstkami faz umacniających, do składu chemicznego stali wprowadza się pierwiastki stopowe takie jak aluminium, tytan, miedź, niob lub molibden, których rozpuszczalność zwiększa się ze wzrostem temperatury, umożliwiając przesycenie osnowy tymi pierwiastkami poprzez szybkie schłodzenie do temperatury pokojowej. Podczas starzenia z przesyconej osnowy wydzielają się dyspersyjne cząstki międzymetalicznych faz umacniających powodując umocnienie wydzieleniowe - wzrost właściwości mechanicznych [26,27]. Stale odporne na korozję, umacniane wydzieleniowo, ze względu na rodzaj mikrostruktury dzielimy na trzy podstawowe grupy:

- Stale austenityczne umacnianie wydzieleniowo;
- Stale ferrytyczno-austenityczne umacnianie wydzieleniowo;
- Stale martenzytyczne umacnianie wydzieleniowo.

Powyższa klasyfikacja stali opiera się na temperaturze początku M_s i końca przemiany martenzytycznej M_f . W przypadku stali martenzytycznej temperatura M_s jest wyższa od temperatury pokojowej. Temperatura startu przemiany martenzytycznej w stalach ferrytyczno-austenitycznych jest niższa od 0°C . Stale austenityczne charakteryzują się stabilnym austenitem dzięki odpowiednio skomponowanemu składowi chemicznemu [22].

Tabela. 2.6. Wybrane gatunki stali odpornych na korozję - podział ze względu na mikrostrukturę [26,27]

Grupa stali/ Główne składniki	Mikrostruktura	Znak stali	Zawartość pierwiastków, %mas							
			C	Cr	Ni	Mo	Mn	N	Inne	
Ferrytyczne 10.5 – 26.0% Cr Max. 0.25%C		X2CrNi12	≤0.030	11,5	-	-	-	-	Ni 0,65	
		X6CrAl13	≤0.08	13,0	-	-	-	-	Al 0,2	
		X6CrMo17-1	≤0.08	17,0	-	1,15	-	-	-	
		X2CrMoTi17-1	≤0.025	17,0	-	1,25	-	-	Ti 0,45	
		X2CrNbZr17	≤0.030	16,8	-	-	-	-	Nb 0,45; Zr≥7(C+N) + 0,15	
Austenityczne 16.5 – 21.0% Cr 8.0 – 26.0% Ni 2.0 – 7.0% Mo Max. 0.08%C		X10CrNi18-8	0,10	17,5	7,8	≤0,8	≤2,0	-	N ≤0,11	
		X1CrNiMoN25-22-2	≤0.02	25,0	22,0	2,3	≤2,0	-	N 0,14	
		X2CrNiMo18-14-3	≤0.03	18,0	13,8	2,8	≤2,0	-	N ≤0,11	
		X12CrMnNi17-7-5	≤0.15	17,0	4,5	-	6,5	-	N 0,18	
		X1NiCrMoCuN25-20-7	≤0.02	20,0	25,0	6,5	-	-	Cu 0,8, N 0,21	
Ferrytyczno austenityczne 21.0 – 26.0% Cr 4.5– 8.0% Ni 2.5 – 4.0% Mo Max. 0.08%C		X2CrNiN23-4	≤0.03	23,0	4,5	0,4	-	0.13	Cu 0.35	
		X3CrNiMoN27-5-2	≤0.05	26,5	5,5	1,7	-	0.13	-	
		X2CrNiMoSi18-5-3	≤0.03	18,5	4,8	2,7	-	0.07	Si 0.16	
Martensytyczne 12.0 – 18.0% Cr 0.75– 7.2% Ni 2.5 – 4.0% Mo 0.12 – 1.0%C		X3CrNiMo13-4	≤0.05	13,0	0,50	4,00	-	-	N≥0.02	
		X4CrNiMo16-5-1	≤0.06	16,0	1,15	5,00	-	-	N≥0.02	
		Stale martenzytyczne - umacniane wydzieleniowo							-	-
		X7CrNiAl17-7	≤0.09	17,0	7,15	-	-	-	Al 1,10	
		X5CrNiCuNb16-4	≤0.07	16,0	4,0	≤0.06	-	-	Cu 4,0; Nb5xC-0,45	
X5CrNiMoCuNb14-5	≤0.07	14,0	5,50	1,60	-	-	Cu 1,6; Nb 0,38			

2.5.2. Stale martenzytyczne umacniane wydzieleniowo

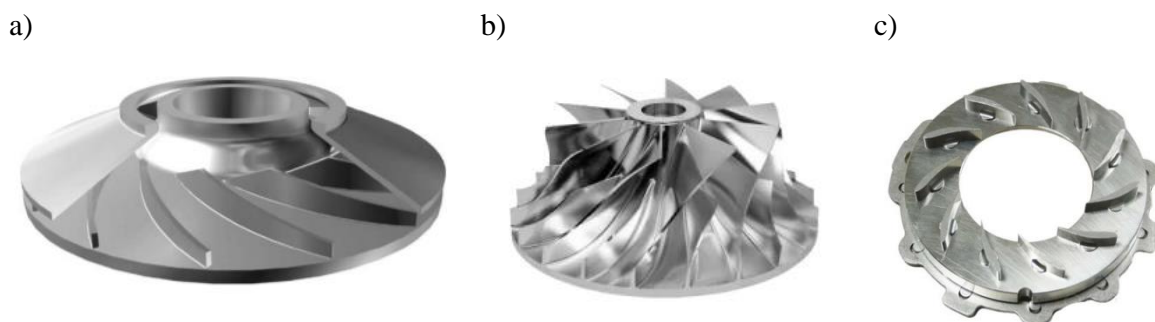
Stale martenzytyczne umacniane wydzieleniowo (PH z ang. „*precipitation hardening*”) dzięki połączeniu wysokich właściwości mechanicznych oraz bardzo dobrej odporności na korozję znajdują zastosowanie w przemyśle lotniczym, nuklearnym, chemicznym oraz petrochemicznym [25, 28, 29]. Wśród gatunków stali martenzytycznych umacnianych wydzieleniowo, znajdujących szerokie zastosowanie komercyjne wyróżnić można następujące stale: 17-4PH, 15-5PH, 13-8PH (13-8Mo), Custom 450 oraz Custom 455. Półfabrykaty mogą występować w postaci, odkuwek, prętów, blach walcowanych na zimno lub na gorąco, a także w postaci elementów odlewanych [23].

Stale martenzytyczne umacnianie wydzieleniowo krystalizują jako ferrytyczne, natomiast ich dalsza obróbka cieplna kształtuje mikrostrukturę martenzytyczną [30]. Procesem obróbki cieplnej stosowanym dla tej grupy stali jest umacnianie wydzieleniowe. Podczas wyżarzania stali w wysokiej temperaturze wymaganej do rozpuszczenia pierwiastków stopowych w osnowie i następnie szybkiego chłodzenia w celu przesylenia, zachodzi także przemiana martenzytyczna. Umocniane wydzieleniowo stale martenzytyczne po hartowaniu charakteryzują się niskowęglową osnową martenzytyczną, tak zwanym miękkim martenzytem. Oprócz martenzytu w mikrostrukturze tych stali może występować δ -ferryt, a także austenit szczątkowy. Przykładowo stal 17-4PH może zawierać aż do 10% δ -ferrytu. Taka mikrostruktura nie jest korzystna ze względu na gorsze właściwości mechaniczne. Dlatego też rozwój badań nad stalami martenzytycznymi umacnianymi wydzieleniowo jest ukierunkowany na modyfikację ich składu chemicznego w celu zredukowania w osnowie δ -ferrytu oraz austenitu szczątkowego. W stalach martenzytycznych umacnianych wydzieleniowo ogranicza się zawartość węgla, azotu, krzemu oraz manganu, ponieważ obniżają temperaturę początku przemiany martenzytycznej (M_s). Redukcji ilości δ -ferrytu sprzyja zmniejszenie zawartości chromu oraz zwiększanie zawartości niklu. Chrom wpływa jednak korzystnie na odporność korozyjną. Dlatego w stalach zawierających mniej chromu, aby zachować dobrą odporność na korozję do składu chemicznego wprowadzany jest molibden. Zwiększanie zawartości molibdenu ogranicza także tworzenie się podczas przesylenia austenitu szczątkowego [23]. Do pierwiastków stopowych umożliwiających stosowanie procesu umacniania wydzieleniowego stali martenzytycznych należą: miedź, aluminium, tytan oraz niob, a fazami umacniającymi są wydzielenia: Cu, $Ni_3(Al,Ti)$, NiAl, Cr_2N , węglików i fazy Lavesa. W stalach 15-5PH oraz 17-4PH głównym pierwiastkiem stopowym dodawanym w celu umocnienia wydzieleniowego jest miedź, która podczas starzenia wydziela się w postaci cząstek faz umacniających o dużym stężeniu miedzi CRPs

(ang. *Cu-rich phase*). Stal 13-8PH umacniania jest cząstkami fazy β -NiAl, natomiast Custom 455 cząstkami fazy Ni₃Ti [23].

2.5.3. Stal nierdzewna 17-4PH

Stal 17-4PH (inne oznaczenia: X5CrNiCuNb16-4; 1.4542; AISI 630; UNS S17400; ASTM A564) to jeden z najpopularniejszych i najczęściej stosowanych gatunków stali nierdzewnych martenzytycznych umacnianych wydzieleniowo. Po raz pierwszy wyprodukowana została komercyjnie przez firmę Armco w 1948 roku. Zawiera 15,0-17,0% mas. Cr; 3,0-5,0% mas. Ni oraz 3,0-5,0% mas. Cu, dzięki której jest umacniana wydzieleniowo (PH). Bardzo dobre właściwości mechaniczne stali 17-4PH można dodatkowo zwiększać na drodze przeróbki plastycznej. Stal 17-4PH charakteryzuje się bardzo dobrą odpornością na korozję, dobrymi właściwościami wytrzymałościowymi oraz ciągliwością. Połączenie bardzo dobrych właściwości antykorozyjnych i ciągliwej matrycy martenzytycznej z efektem wzmocnienia przez nanocząstki faz umacniających sprawiło, że stal 17-4PH stała się jednym z najbardziej atrakcyjnych materiałów wykorzystywanych szczególnie na konstrukcje w przemyśle morskim, w reaktorach jądrowych, na turbiny gazowe, w kosmonautyce oraz na elementy konstrukcyjne dla przemysłu lotniczego (rys. 2.8) [25].



Rys. 2.8. Przykłady zastosowania stali 17-4 PH: a) wirnik sprężarki, b) wirnik kompresora, c) pierścień sterujący [29,31]

2.5.3.1. Obróbka cieplna stali 17-4PH

Stal 17-4PH – jak już wspomniano wcześniej - w celu dodatkowego zwiększenia właściwości mechanicznych jest poddawana umacnianiu wydzieleniowemu. Stosowanie tego rodzaju obróbki cieplnej umożliwia obecność w składzie chemicznym tej stali pierwiastków stopowych głównie Cu oraz Ni i Cr, których rozpuszczalność w osnowie zwiększa się ze wzrostem temperatury.

Obróbka cieplna stali martenzytycznych umacnianych wydzieleniowo jest złożona. Zabiegowi wyżarzania/austenizowania i następnie chłodzenia w celu przesylenia

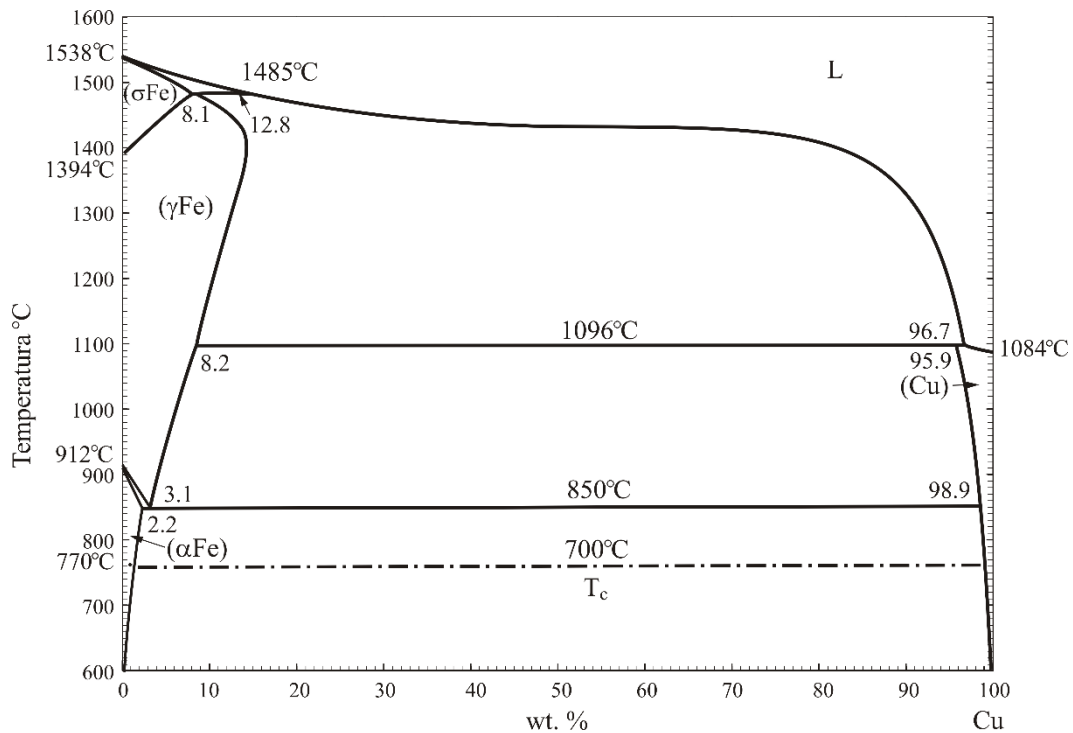
towarzyszy zjawisko przemiany austenitycznej oraz martenzytycznej. Podczas nagrzewania stali 17-4PH pierwiastki stopowe rozpuszczają się w roztworze stałym, a stop ulega przemianie w austenit [23,24]. Temperatura oraz czas procesu przesycania muszą być precyzyjnie dobrane, aby umożliwić pełną przemianę w austenit, w celu ujednorodnienia mikrostruktury w całej objętości stopu oraz rozpuszczenia i przesycenia roztworu stałego pierwiastkami stopowymi. Zbyt wysoka temperatura przesycania lub zbyt długie wytrzymanie w temperaturze austenitowania wpływa na rozrost ziarn austenitu. Natomiast zbyt niska temperatura, lub zbyt krótki czas wytrzymania mogą skutkować niskim przesyconieniem austenitu pierwiastkami stopowymi lub otrzymaniem niejednorodnego austenitu. Powstała w wyniku wyżarzania mikrostruktura austenityczna jest mikrostrukturą wyjściową i jej cechy wpływają na rezultat dalszych procesów oraz finalne właściwości mechaniczne stali. Podczas austenitacji ważną rolę odrywają także węgliki, których rozpuszczalność zależy od siły wiązań między węglem, a pierwiastkiem wchodzącym w skład węglika. Węgliki typu MC m.in. NbC rozpuszczają się w stosunkowo wysokiej temperaturze przekraczającej temperaturę równowagi austenitu i są określane jako najtrudniej rozpuszczalne. Nierozpuszczone węgliki oraz azotki hamują rozrost ziarn austenitu, ale także powodują zubożenie austenitu w węgiel i pierwiastki stopowe. Oddziaływanie węglików na rozrost ziarna zależy od ich ilości, wielkości oraz dyspersji. Większe wydzielania węglików potrzebują dłuższego czasu do rozpuszczenia w osnowie, ponieważ droga dyfuzji atomów z dużych wydzieleni zwiększa się w porównaniu do niewielkich wydzieleni, równomiernie rozmieszczonych, które ulegają szybkiemu rozpuszczaniu w osnowie. Dlatego wydzielania węglików o dużej dyspersji skuteczniej hamują rozrost ziarn [32].

Kolejnym zabiegiem w procesie przesycania jest chłodzenie. Aby uzyskać przesyconą pierwiastkami stopowymi osnowę, ważne jest zastosowanie odpowiedniej prędkości chłodzenia. Podczas chłodzenia następuje przemiana austenitu (γ) o sieci krystalicznej regularnej ściennie centrowanej RSC (FCC – ang. *face-centered cubic*) w martenzyt. Martenzyt to roztwór stały żelaza przesycony węglem, powstaje w wyniku przemiany bezdyfuzyjnej poprzez deformację sieci krystalicznej. W stopach żelaza może przekształcać się w różne typy sieci krystalicznej: $\gamma \rightarrow \alpha'$ regularną przestrzennie centrowaną lub tetragonalną przestrzennie centrowaną (BCC ang. *body-centered cubic* lub BCT *body-centered tetragonal*), $\gamma \rightarrow \varepsilon$ heksagonalną zwartą (HPC ang. *hexagonal closest packed*) lub γ tetragonalną ściennie centrowaną (FCT ang. *face-centered tetragonal*). Martenzyt o sieci ε występuje w stalach, w których austenit charakteryzuje się niską energią błędu ułożenia, natomiast martenzyt

o sieci γ występuje bardzo rzadko. Najczęściej powstaje martenzyt o strukturze charakterystycznej dla fazy α' w postaci listwowej lub płytkowej [33].

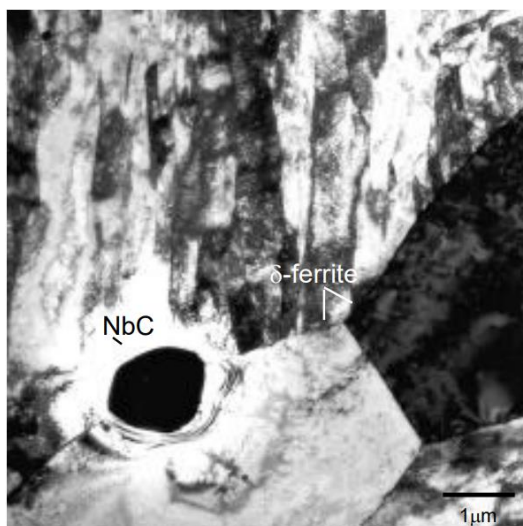
Warunkiem przebiegu przemiany martenzytycznej jest przechłodzenie przesyconego roztworu do temperatury początku przemiany martenzytycznej M_s (z ang. *martensite start*). Chłodzenie musi być prowadzone z minimalną szybkością – tak zwaną krytyczną szybkością chłodzenia v_{kr} umożliwiającą utworzenie martenzytu. Jeśli nie zostanie osiągnięta minimalna szybkość podczas chłodzenia wówczas wystąpi przemiana dyfuzyjna (np. w perlit lub ferryt) tym samym przemiana martenzytyczna nie zostanie osiągnięta [32, 34]. Po przekroczeniu temperatury początku przemiany M_s następuje tworzenie martenzytu, przemiana zachodzi z bardzo dużą szybkością przybliżoną do rozchodzenia się dźwięku w stali - 1100m/s. Podczas przemiany martenzytycznej występują zjawiska zarodkowania oraz rozrostu martenzytu. Oba procesy wymagają pewnej energii aktywacji. Natomiast wartość tej energii jest mała, ponieważ nie zachodzi proces dyfuzji [35]. Przemiana ulega zakończeniu po przekroczeniu temperatury końca przemiany martenzytycznej M_f (ang. *martensite finish*). W mikrostrukturze może pozostać pewna ilość nieprzemienionego austenitu, który nosi nazwę austenitu szczątkowego [32, 34]. Przyczyną pozostania części austenitu jest zmiana objętości martenzytu względem austenitu. Objętość martenzytu wzrasta powodując ściskanie austenitu. Austenit ten nie może ulec przemianie, ponieważ nie ma możliwości zwiększania swojej objętości. Martenzyt charakteryzuje się wysoką twardością oraz kruchością. Twardość martenzytu w dużej mierze zależy od zawartości węgla. Zmniejszenie zawartości węgla w stali obniża znacząco twardość martenzytu. Natomiast austenit szczątkowy nie jest jednoznacznie zdefiniowany jako faza szkodliwa. Wpływa na obniżenie twardości oraz odporności korozyjnej, natomiast poprawia odporność na zmęczenie oraz zmniejsza skłonność do pękania na gorąco [34].

W celu przesylenia stal 17-4PH martenzytyczna umacniana wydzieleniowo jest wyżarzana w temperaturze $1040 \pm 15^\circ\text{C}$ w czasie około 1 godziny i chłodzona [23,25,36]. Temperatura A_{c1} oraz A_{c3} wynoszą odpowiednio około 627 oraz 704°C [37,38]. Prowadzenie przesylenia w niższej temperaturze powoduje obniżenie właściwości wytrzymałościowych w skutek mniejszego rozpuszczenia węgla i miedzi w austenicie. Natomiast prowadzenie przesylenia w zbyt wysokiej temperaturze prowadzi do obniżenia właściwości wytrzymałościowych w wyniku zatrzymania austenitu w osnowie oraz rozrostu ziarn austenitu [23,25,39]. Rozpuszczalność miedzi w temperaturze 1040°C wynosi około 7% (rys. 2.9), natomiast zawartość miedzi w stali 17-4PH wynosi 3-5 wt.%. Podczas wyżarzania następuje całkowite rozpuszczenie miedzi w osnowie i przesylenie osnowy atomami miedzi podczas chłodzenia [23,25,36].



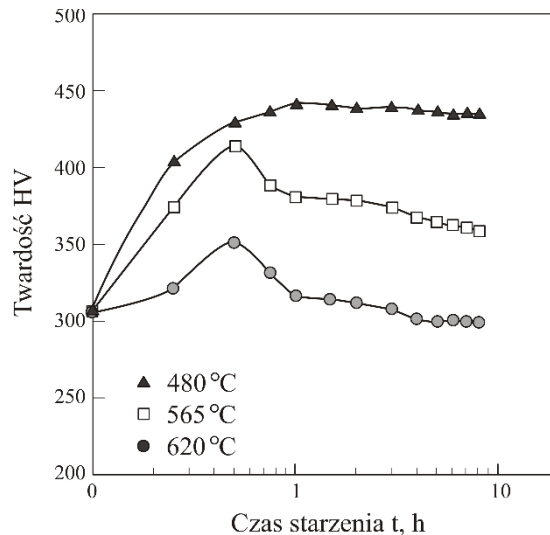
Rys. 2.9. Układ równowagi fazowej Fe-Cu [36]

Podczas chłodzenia stali 17-4PH do przesylenia z dużą szybkością zachodzi przemiana przesyconego austenitu w martenzyt. Temperatura początku przemiany martenzytycznej M_S wynosi 130°C, natomiast końca M_f 30°C [23]. W wyniku szybkiego chłodzenia powstaje przesycony pierwiastkami stopowymi niskowęglowy martenzyt listwowy o sieci regularnej przestrzennie centrowanej (BCC). Martenzyt ten charakteryzuje się dużą gęstością dyslokacji [40,41]. W mikrostrukturze mogą występować mikrobliźniaki [25]. Stan stali w stanie przesyconym określany jest w literaturze jako stan A (ang. *condition A*). Oprócz martenzytu listowego w mikrostrukturze może występować δ -feryt oraz węgliki (rys. 2.10) [39,41]. W δ -ferycie zaobserwowano drobne wydzielenia faz, dodatkowo stężenie atomowe chromu w ferycie pozostaje większe niż w powstałym martenzycie listowym [41]. W stali 17-4PH po przesycaeniu może występować aż do 10% δ -ferytu. Na obecność ferytu (ang. *retained ferrite*) oprócz obróbki cieplnej ma także wpływ skład chemiczny stali [23].



Rys. 2.10. Mikrostruktura stali 17-4PH w stanie przesyconym z widocznym martenzytem listowym, δ - ferrytem oraz węglikiem NbC [41]

Podczas starzenia tworzą się fazy umacniające bogate w miedź określane jako *CRPs* (ang. *Cu-rich precipitates*) [42,43]. W początkowej fazie starzenia tworzą się klastry atomów pierwiastków stopowych (Cu, Ni i Cr) rozpuszczonych w osnowie, koherentne z przesyconą osnową. Następnie wydzielają się fazy, które po przekroczeniu krytycznej wartości ich średnicy tracą koherencję z osnową. Wydzielenia koherentne z osnową o strukturze *BCC* ulegają przemianom w częściowo koherentne wydzielenia o strukturze *9R*. Wydzielenia faz bogatych w miedź o strukturze *BCC* oraz *9R* osiągają średnice rzędu kilku nm [25,40,44-46]. Dalsze prowadzenie procesu starzenia prowadzi do całkowitej utraty koherencji cząstek z osnową oraz przekształcenie cząstek w wydzielenia o strukturze *FCC*. Schemat wydzielenia cząstek bogatych w miedź jest następujący: *BCC* \rightarrow *9R* \rightarrow *FCC* [25,40,44]. Kształt wydzielenia ulega zmianie, począwszy od kształtu kulistego, poprzez elipsoidalny ostatecznie przechodząc w kształt pręcików/pałeczek [43]. Najwyższe właściwości wytrzymałościowe są uzyskiwane podczas starzenia w temperaturze 480°C przez 1 godzinę (rys. 2.11). Standardowo starzenie jest także wykonywane w zakresie temperatury 495-620°C przez 4 godziny co poprawia plastyczność natomiast obniża właściwości wytrzymałościowe (tab. 2.7) [23].



Rys. 2.11. Wpływ temperatury i czasu starzenia na twardość stali 17-4PH [25]

W wyniku starzenia w temperaturze 480°C przez 1 godzinę zostaje zachowana duża gęstość dyslokacji [25]. Rozmiar wydzieleni faz umacniających jest rzędu kilku nanometrów [39]. Wydzielenia pozostają koherentne z osnową [25]. Podczas starzenia w temperaturze 520°C przez 4 godziny wielkość cząstek wynosi od 10 do 20 nm [39]. Stal starzona w temperaturze 620°C przez 4 godziny odznacza się przybliżonymi właściwościami wytrzymałościowym do stali w stanie przesyconym (tab. 2.8) [25]. Natomiast rozmiar wydzieleni faz umacniających bogatych w miedź wynosi 40-100nm [39,47]. Wydzielenia faz bogatych w miedź o strukturze FCC wykazują z osnową zależność krystalograficzną Kurdjumowa-Sachsa (równoległość płaszczyzn i kierunków sieciowych) [25].

Tabela 2.7. Standardowe obróbki cieplne stali 17-4PH [48]

Stan stopu	Temperatura starzenia, °C	Czas starzenia, h
H900	482	1
H925	496	4
H1025	551	4
H1075	580	4
H1100	593	4
H1150	621	4
H1150+1150	621	4
	621	ponowne 4
H1150M	760	2
	621	ponowne 4

Tabela 2.8. Właściwości mechaniczne stali 17-4PH [49]

Właściwość	Stan przesycony	Stan starzony					
	A	H900	H925	H1025	H1075	H1150	H1150-M
R _m , MPa	1103	1379	1310	1172	1138	1034	945
R _{0,2} , MPa	793	1275	1207	1138	1103	896	765
A ₅ , %	5	9	9	10	11	12	17
HRC	35	45	43	38	37	33	31

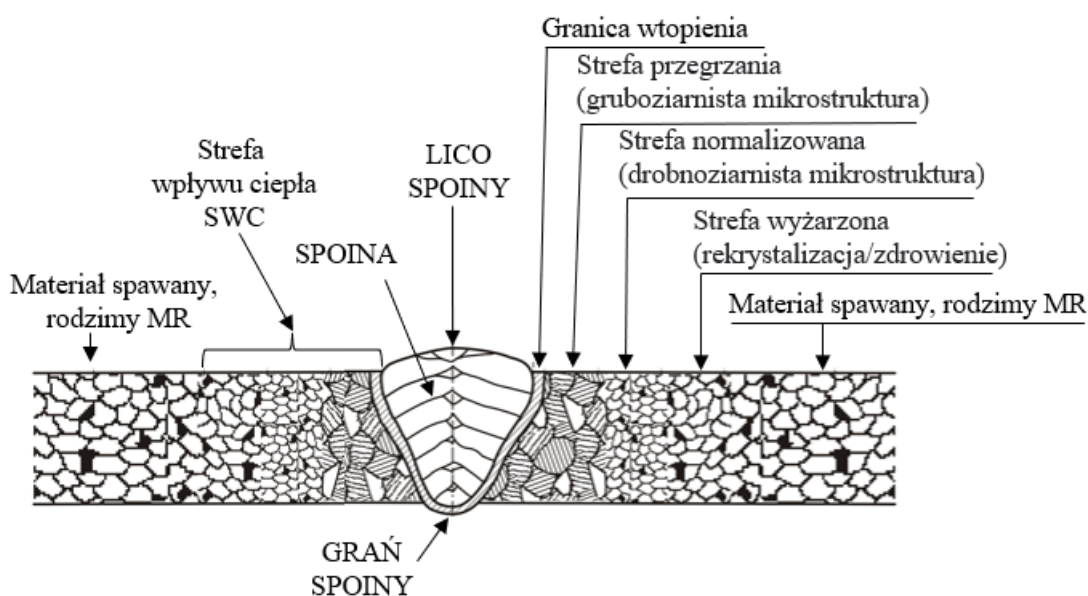
W wyniku przeprowadzonego procesu starzenia w mikrostrukturze pojawia się austenit wtórny [25]. Wraz ze wzrostem temperatury starzenia ilość austenitu wzrasta. Austenit utworzony w niższej temperaturze starzenia zawiera znacznie więcej pierwiastków stabilizujących austenit takich jak nikiel, mangan czy miedź, co w konsekwencji obniża temperaturę początku i końca przemiany martenzytycznej [50]. Podczas starzenia powstają wydzielania cząstek faz *CRPs* o dużej dyspersji. Fazy mogą tworzyć miejsca uprzywilejowane do zarodkowania austenitu wtórnego, ponieważ zarówno fazy miedzi jak i austenit występują w tej samej strukturze FCC oraz mają zbliżone parametry sieci. Dużą rolę podczas starzenia odgrywa proces dyfuzji, ponieważ powstają obszary wzbogacone w pierwiastki stabilizujące austenit znajdujące się w sąsiedztwie wydzielen miedzi. Ponadto wzrost austenitu powoduje zubożenie martenzytu w znaczenie ilości miedzi oraz niklu, ponieważ ich rozpuszczalność w austenicie jest znacznie wyższa co w konsekwencji sprzyja tworzeniu się austenitu wtórnego. Zależność pomiędzy austenitem wtórnym, a osnową martenzytyczną określano jest jako zależność Nishiyama-Wassermana [25].

Prowadzone badania za pomocą technologii Tomografii Sondy Atomowej (APT ang. Atom Probe Tomography) pokazują, że podczas starzenia tworzą się klastry miedzi z których wraz z czasem starzenia powstają fazy bogate w miedź. Zaobserwowano również tworzenie się obszarów wzbogaconych w atomy niobu [40,43]. Podczas starzenia w temperaturze 450°C największa objętość względna V_v cząstek faz umacniających zostaje osiągnięta po 30 minutach starzenia. Natomiast dla temperatury starzenia wynoszącej 590°C maksimum zostało osiągnięte zaledwie po 10 minutach starzenia. W wyniku dalszego starzenia cząstki ulegają rozrostowi zmniejszając tym samym objętość w osnowie [43]. Podczas starzenia (ok. 30 godzin) w temperaturze 450 – 480°C zostaje zaobserwowane wzbogacenie cząstek *CRPs* w inne pierwiastki stopowe: Ni, Mn oraz Si [51].

2.5.3.2. Spawalność stali 17-4PH

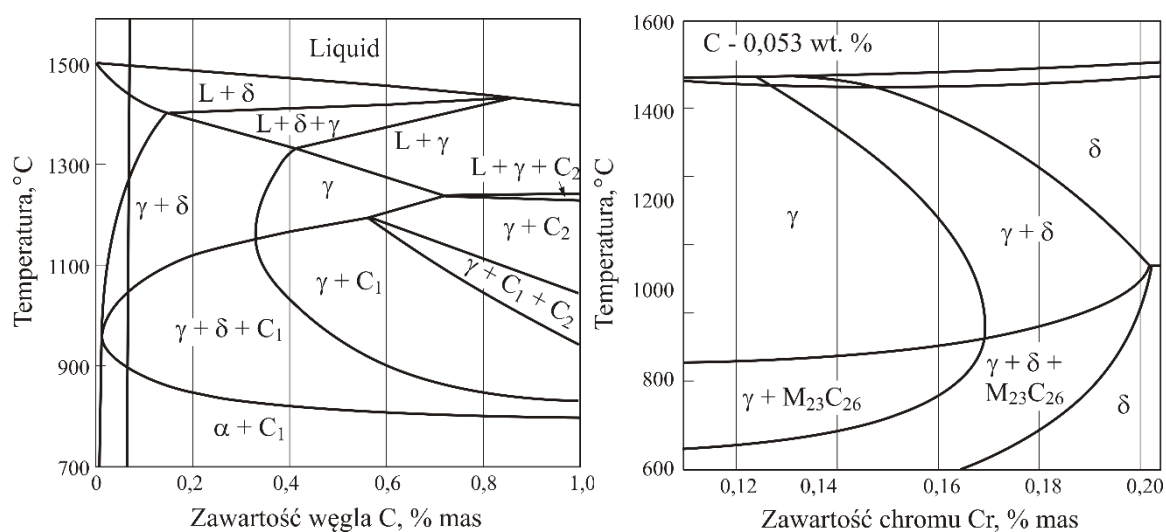
Stal 17-4PH znajduje szczególne zastosowanie na silnie obciążane elementy konstrukcyjne w przemyśle lotniczym czy nuklearnym, dlatego wytwarzane połączenia spawane muszą odznaczać się wysoką jakością i wytrzymałością. Do głównych metod spawalniczych wykorzystywanych do łączenia elementów konstrukcyjnych ze stali 17-4PH należą: spawanie elektrodą wolframową w osłonie gazu obojętnego (TIG) oraz metody wysokoenergetyczne takie jak spawanie wiązki elektronów (EBW), spawanie przy użyciu wiązki laserowej (LBW) oraz spawanie hybrydowe (HLAW). Łączeniu podlegają zarówno elementy cienkościennie, jak również profile i blachy o grubości kilkudziesięciu milimetrów. Elementy konstrukcyjne ze stali 17-4PH spajane w procesach spawania mogą być dostarczone w różnych stanach bez i po obróbce cieplnej. Spawanie stali 17-4PH w stanie starzonym (480°C przez 1h) nie jest zalecane ze względu na wysoką twardość oraz duże prawdopodobieństwo powstawania niezgodności spawalniczych. Rekomendowane jest spawanie stali 17-4PH w stanie przesyconym lub przestarzonym (580-620°C). Spawanie może być wykonywane zarówno bez materiału dodatkowego jak i z materiałem dodatkowym. Najczęściej jako dodatkowy stosowany jest materiał z tego samego gatunku stali [24,56].

Podczas spawania, niezależnie od zastosowanej metody, ciepło pochodzące z łuku spawalniczego, wiązki laserowej czy elektronów oddziałuje na krawędzie spawanych elementów, które ulegają stopieniu w skutek czego powstaje jeziorko spawalnicze. Przemieszczanie się jeziorka w kierunku spawania i jego krystalizacja prowadzi do utworzenia spoiny. Powstałe w wyniku spawania tak zwane złącze spawane składa się ze spoiny – S, strefy wpływu ciepła – SWC oraz materiału spawanego/rodzimego – MR (rys. 2.12).



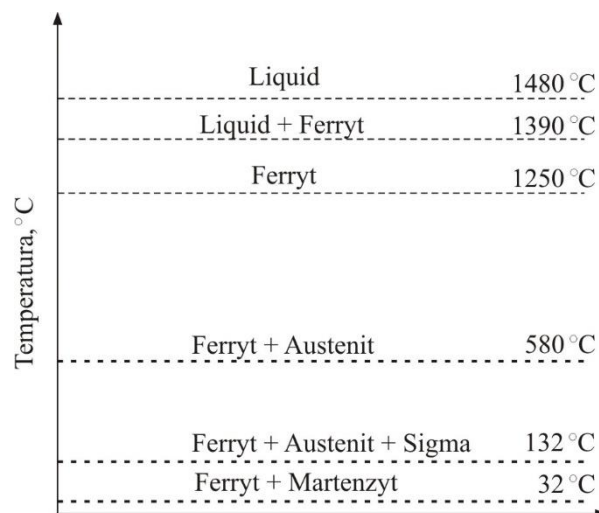
Rys. 2.12. Schemat złącza spawanego [6,12]

Aby omówić mikrostrukturę spoiny stali 17-4PH należy najpierw rozważyć ścieżkę jego krystalizacji. Wanjara i Jahazi [37] oraz inni [38] w swoich pracach wykazali, że posługując się wykresem równowagi fazowej Fe-Cr-C (rys. 2.13a) oraz obliczonym pseudo-podwójnym wykresem Fe-Cr-Ni (rys. 2.13b) można przy znanej zawartości węgla i chromu w stali ustalić temperaturę przemian fazowych oraz sekwencję faz krystalizujących podczas chłodzenia spoiny z zakresu ciekłego stopu, jak również określić zmiany w mikrostrukturze spawanego materiału pod wpływem nagrzewania do spawania (rys. 2.13). Zgodnie z trójskładnikowym wykresem równowagi fazowej Fe-Cr-C przy zawartości węgla 0,07% mas, z ciekłego stopu krystalizuje ferryt δ , który podczas chłodzenia przemienia się w austenit γ i dalej, w warunkach równowagowego chłodzenia, austenit ulega przemianom w ferryt α i węgliki $M_{23}C_6$. Jednak w warunkach, nierównowagowego, szybkiego chłodzenia - takich jakie występują w procesie spawania, zahamowana jest częściowo przemiana ferrytu δ w austenit γ . Dalsze chłodzenie spoiny z dużą prędkością prowadzi do przemiany austenitu w martenzyt. Mikrostruktura otrzymanej spoiny, składa się zatem z osnowy martenzytu listwowego oraz niewielkiej ilości nieprzemienionego δ -ferrytu w osnowie martenzytu.



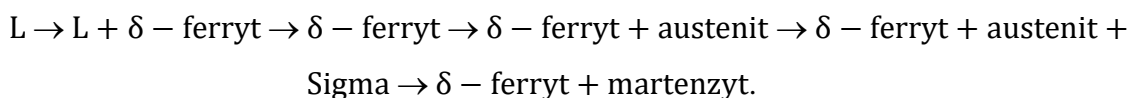
Rys. 2.13. (a) Schemat trójskładnikowego układu równowagi fazowej Fe-Cr-C przy 17% mas Cr, w którym zachodzą zmiany fazowe podobne do stali 17-4 PH. C_1 i C_2 to odpowiednio węgliki $M_{23}C_6$ i M_7C_3 [2]. Oraz b) obliczony pseudo-podwójny wykres dla Fe-Cr-Ni-0,053% C [37, 38]

Mechanizm krzepnięcia stali 17-4 PH oraz sekwencję przemian fazowych podczas spawania łukowego w swojej pracy badali również Liu W. i inni [52]. Ustalili podobnie jak Wanjara [37], że w początkowej fazie krystalizacji ciekłego jeziora spawalniczego, gdy temperatura spada poniżej 1480°C , ferryt δ jako główny składnik fazowy krystalizuje z ciekłego stopu (rys. 2.14).



Rys. 2.14. Sekwencja faz tworzących się podczas chłodzenia - krystalizacji - ciekłego jeziora martenzytycznej stali nierdzewnej PH w procesach spawania [37,52]

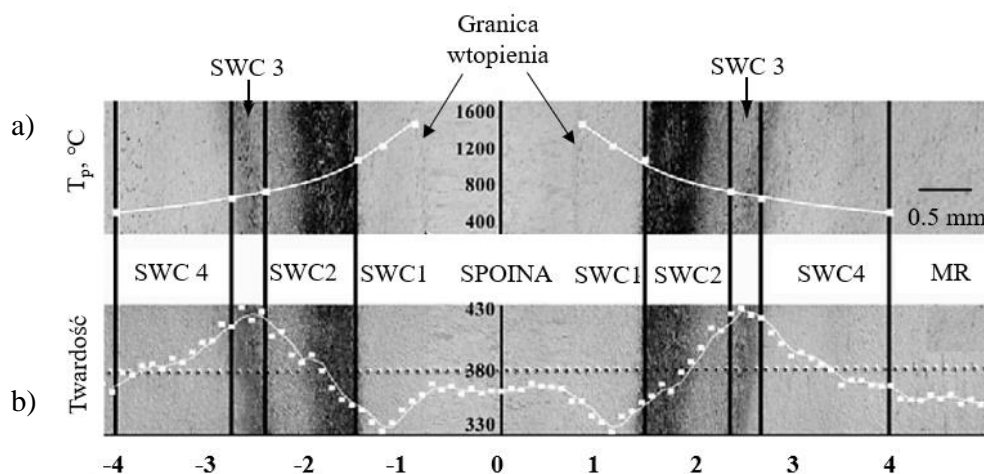
Podczas dalszego chłodzenia poniżej temperatury 1250°C w wyniku dyfuzji w stanie stałym, ferryt w dużej mierze przekształca się w austenit z domieszką nieprzemienionego δ -ferrytu. W wyniku dalszego, szybkiego chłodzenia, w temperaturze przemiany martenzytycznej (132 do 32°C), większość austenitu przekształca się w martenzyt. Powstała spoina składa się zatem z osnowy martenzytu listwowego oraz niewielkiej ilości nieprzemienionego δ -ferrytu [37,52]. Sekwencję tworzenia się składników fazowych podczas chłodzenia ciekłego jeziora można przedstawić za pomocą schematu:



Zmiany mikrostruktury podczas spawania stali 17-4PH zachodzą nie tylko w spoinie. Ciepło powstałe podczas spawania stali 17-4 PH wpływa również na materiał rodzimy (MR) przyległy do spoiny (S), czyli tzw. strefę wpływu ciepła - SWC. W zależności od metody oraz parametrów spawania strefa ta może charakteryzować się różną szerokością. Strefa wpływu ciepła otrzymana w wyniku spawania metodami EBW lub LBW, dzięki dużej koncentracji energii na wąskim obszarze oraz bardzo szybkiemu chłodzeniu jest niewielka (rys. 2.4). W przypadku spawania metodami TIG strefa wpływu ciepła jest szersza niż w przypadku spawania metodą EBW czy LBW [38,55].

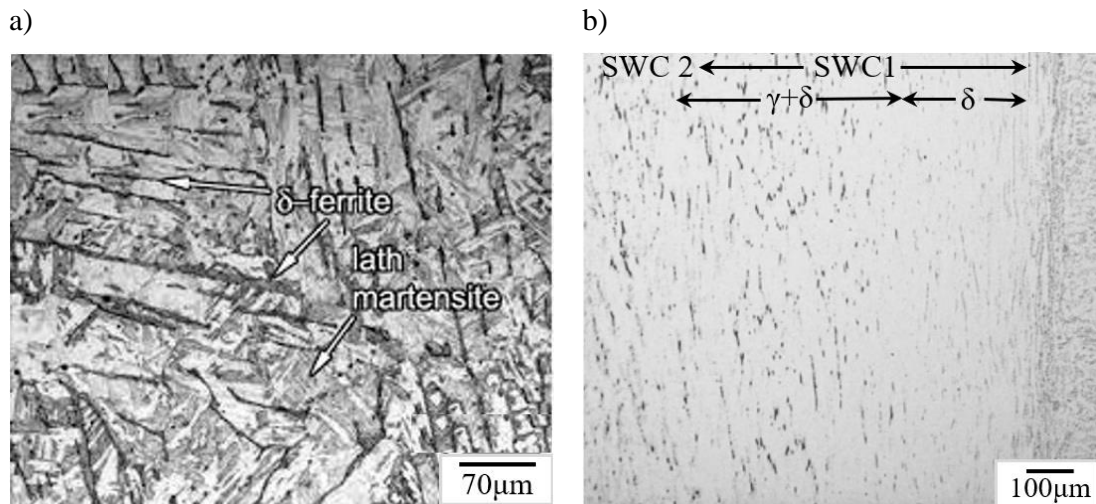
Strefę wpływu ciepła można podzielić na kilka obszarów, w których zmienia się mikrostruktura oraz twardość (rys. 2.6, 2.12 i 2.15). Zmiany mikrostruktury i twardości w poszczególnych obszarach SWC wynikają z wartości temperatury jaka oddziałuje na materiał rodzimy podczas procesu spawania. Temperatura oddziaływania przy linii wtopienia

jest najwyższa, następnie zmniejsza się wraz z odległością od linii wtopienia [47]. Czynnikiem który również wpływa na otrzymaną mikrostrukturę w strefie wpływu ciepła jest historia cieplna materiału podstawowego znajdującego się w strefie wpływu ciepła (rys. 2.15) [37, 38].



Rys 2.15. Mikrostruktura złącza spawanego ze stali 17-4 PH spawanej metodą EBW pokazująca spoinę, granicę wtopienia, wielokrotną strefę wpływu ciepła SWC i materiał spawany/rodzimy MR: a) prognozowany profil temperaturowy (T_p) oparty na zmianie mikrostruktury i b) zmiana mikrotwardości na przekroju złącza [37]

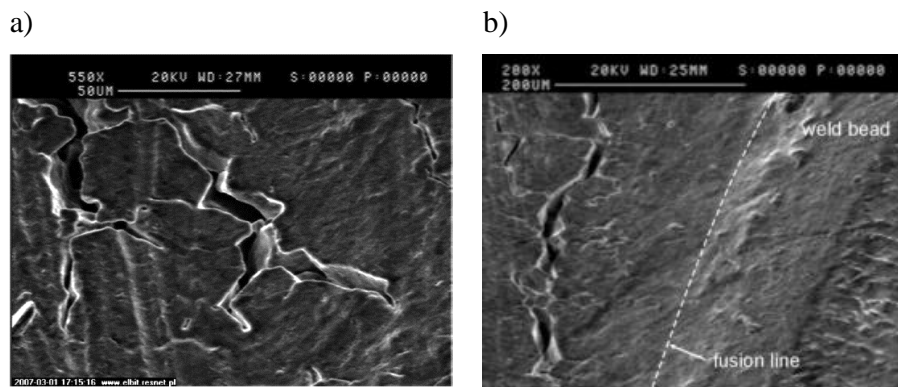
Podczas procesu spawania materiał podstawowy zostaje podgrzewany, a tym samym mikrostruktura w strefie wpływu ciepła ulega przemianom. W czasie nagrzewania podczas spawania stali 17-4PH martenzyt przemienia się kolejno w austenit, a następnie w ferryt. Dodatkowo ze wzrostem temperatury wydzielania faz bogatych w miedź oraz węgliki mogą ulec rozpuszczeniu. Krystalizacja jeziora spawalniczego zachodzi z dużą prędkością chłodzenia, dlatego część ferrytu nie ulega ponownej przemianie w austenit i pozostanie w mikrostrukturze w postaci nieprzemienionego δ -ferrytu. Ferryt ten zlokalizowany jest na granicach ziarn martenzytu (rys. 2.16a), a także widoczny jest na linii wtopienia, gdzie temperatura oddziaływania na materiał jest najwyższa (rys. 2.16b) [37,38,47].



Rys. 2.16. Mikrostruktura stali 17-4PH po spawaniu: a) δ -ferryt zlokalizowany na granicach ziarn martenzytu [47], b) zmiany morfologiczne δ -ferrytu w SWC1 [37]

W kolejnym obszarze strefy wpływu ciepła materiał zostaje podgrzany do temperatury z zakresu istnienia austenitu. Austenit podczas chłodzenia ulega ponownej przemianie w nowo powstały martenzyt. W zakresie temperatury 700-900°C może następować wydzielanie węglików chromu. Aby mógł rozpocząć się proces wydzielania węglików, minimalny czas wytrzymania w zakresie tej temperatury jest mniejszy niż minuta [38]. W zakresie tym można także zachodzić rozrost obecnych wydzieleni węglików [37]. Kolejny obszar zostaje podgrzany w zakresie temperatur A_{c1} a A_{c3} . Część martenzytu może ulec przemianie w austenit. W wyniku chłodzenia powstanie ponownie nowoutworzony martenzyt. W mikrostrukturze tego obszaru współistnieją martenzyt nieprzemieniony, nowoutworzony martenzyt, a także austenit wtóry. Podgrzanie materiału do temperatury w zakresie 480-620°C może rozpocząć proces wydzielania się faz umacniających bogatych w miedź. Jednak ze względu na dużą prędkość chłodzenia wydzielanie zostanie zahamowane na wczesnym etapie [37,38].

Wyniki badań [37, 52, 53] prowadzonych od wielu lat wskazują, że proces spawania stali 17-4PH nie jest do końca zbadany i wciąż występuje problem powstawania w złączach spawanych wielu wad i niezgodności spawalniczych. Stal 17-4PH narażona jest na występowanie mikropęknięć w strefie wpływu ciepła (rys. 2.17), porowatość oraz pęknięcia krystalizacyjne w spoinie. Mikropęknięcia często mają charakter pęknięć powstałych na gorąco, przebiegających po granicach ziarn. Połączenia spawane są wrażliwe na naprężenia dlatego podczas spawania oraz przygotowania materiału do spawania należy unikać czynników powodujących koncentrację naprężeń [53].



Rys. 2.17. Charakter mikropęknięć w stali 17-4PH [53]

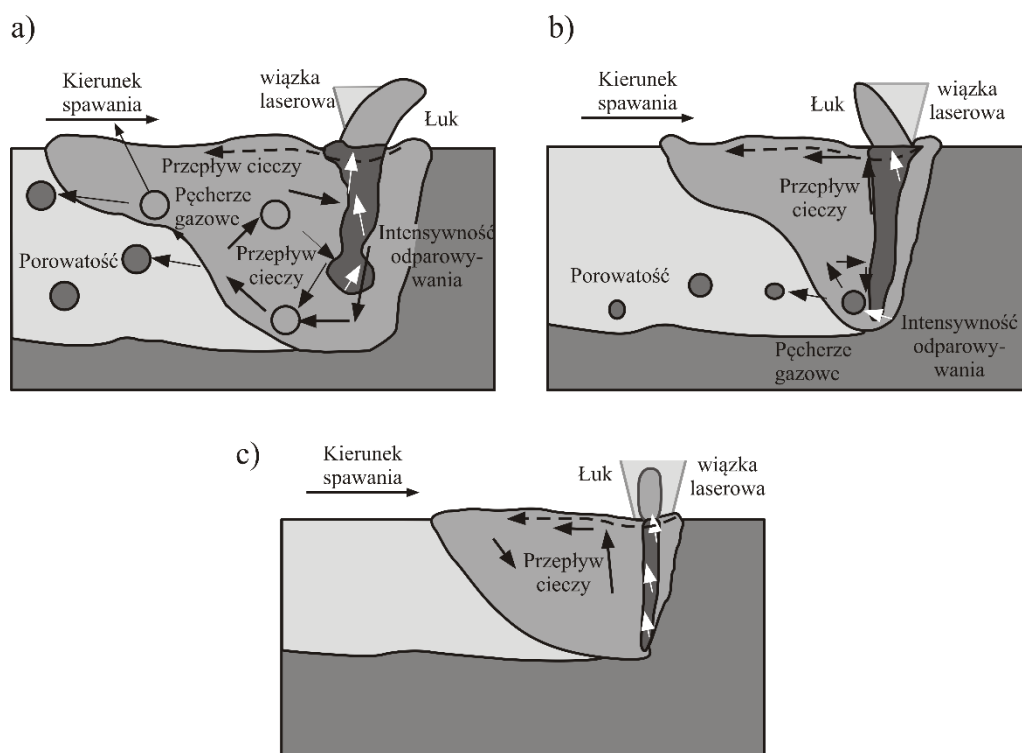
Wyniki prowadzonych badań wskazują [53], że obecność miedzi w stali 17-4PH powoduje zakolorowanie w strefie wpływu ciepła i w konsekwencji pojawienie się pęknięć w złączu spawanym. Zjawiska tego nie eliminuje nawet zastosowanie gazu osłonowego np. argonu o wysokiej czystości. W próbkach po procesie spawania obserwowano wzbogacenie w miedź w pobliżu pęknięcia znajdującego się w SWC oraz na krawędziach pęknięcia. Temperatura wrzenia miedzi wynosi 2567°C i jest niższa niż temperatura wrzenia niklu czy chromu. Podczas spawania miedź ulega odparowaniu z jeziora spawalniczego i w wyniku działania gazu ochronnego osiada na materiał w sąsiedztwie spoiny. Mikropęknięcia występują w pobliżu miejsc pokrytych warstwą tlenków. Tlenki te składają się z żelaza i chromu z niewielką domieszką miedzi, są nietrwałe i ulegają częściowemu odpadaniu. Pod warstwą tlenków chromu i żelaza powierzchnia jest wzbogacona niklem i miedzią, natomiast zubożona w chrom. Miedź z niklem nie ulegają utlenieniu w obecności chromu i żelaza. Zjawisko takie nosi nazwę selektywnego utlenienia stali. Gładka powierzchnia pod tlenkami sugeruje powstanie ciekłej warstwy bogatej w miedź. W wyniku skurczu spawalniczego powstają naprężenia i odkształcenia. Obecność fazy ciekłej i naprężeń sugeruje, że pęknięcia powstają w wyniku zjawiska nazywanego kruchością ciekło metaliczną.

Podczas spawania laserowego oraz hybrydowego grubościennych elementów ze stali 17-4PH odnotowano problem z powstawaniem wad spawalniczych w postaci por lub pustek [52]. Przyczyną powstawania porowatości jest niestabilność kanału parowego (gazodynamicznego; z ang. *keyhole*) podczas spawania z głębokim wtopieniem. Porowatość może powstawać w wyniku zapadania się kanału parowego. W tym przypadku porowatość charakteryzuje się dużą średnicą por zlokalizowanych w grani spoiny [54].

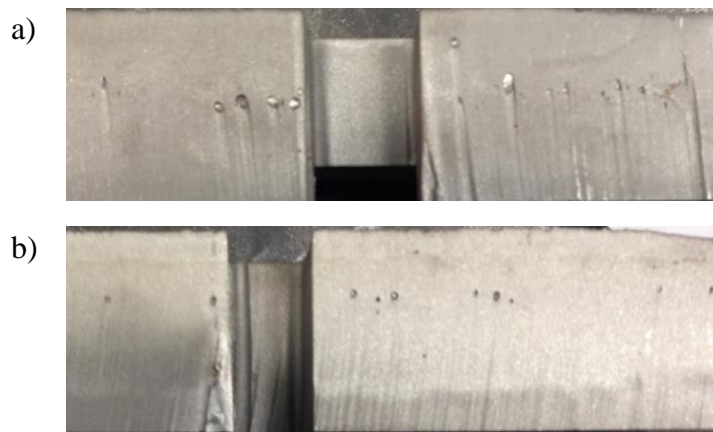
Również parametry spawania wpływają na stabilność procesu spawania laserowego oraz powstawanie wad spawalniczych w postaci por lub pustek. Zastosowanie małej prędkości spawania oraz dużej średnicy wiązki sprzyja tworzeniu się pęcherzy i porowatości (rys. 2.18a).

Aby ograniczyć powstanie pęcherzy i por podczas spawania laserowego należy zmniejszyć średnicę wiązki oraz zwiększyć prędkość spawania i gęstość mocy wiązki lasera (rys. 2.18b). Zwiększenie ilości doprowadzonego ciepła podczas spawania laserem o dużej gęstości mocy i mniejszej średnicy wiązki oraz wzrost prędkości spawania wpływają pozytywnie na stabilność kanału parowego, jednocześnie prawie całkowicie eliminując powstanie pęcherzy i por w spoinie (rys. 2.18b) [52].

Oprócz parametrów spawania wpływ na stabilność kanału parowego może mieć także nieprawidłowa pozycja drutu spawalniczego. Nieprawidłowe podawanie materiału dodatkowego może powodować zapadanie się ścianek utworzonego kanału. W przypadku gdy szybkość krystalizacji jest większą niż prędkość wypełniania kanału ciekłym metalem powstają pustki przy granicy spoiny (rys. 2.19a) [30]. Gaz osłonowy spełnia rolę osłony jeziora przed utlenieniem, ale także może przyczyniać się do powstania porowatości w spoinie. W efekcie zastosowania dużej prędkości krystalizacji gaz może zostać zatrzymany w spoinie. Pory powstałe w wyniku uwięzienia gazu w spoinie charakteryzują się niewielkimi rozmiarami (rys. 2.19b) [54].



Rys. 2.18. Schemat przedstawiający wpływ przepływu ciekłego stopu na powstawanie pęcherzy i porów podczas spawania laserowego przy zastosowaniu różnych prędkości spawania: a) mała prędkość, b) średnia prędkość oraz c) duża prędkość [52]



Rys. 2.19. Porowatość powstała w wyniku: a) zapadnięcia kanału parowego (gazodynamicznego), b) uwięzienie gazu osłonowego w spoinie [52]

Do innych problemów pojawiających się podczas spawania laserowego oraz wiązką elektronów z głębokim wtopieniem zaliczyć można występowanie austenitu powodujące powstawanie pęknięć krystalizacyjnych przy grani w osi spoiny. Stale austenityczne są bardziej podatne na powstanie pęknięć niż stale krystalizujące jako fertyczne. Obecność austenitu w mikrostrukturze przyczynia się zatem do powstania pęknięć w spoinie. Do innych przyczyn powstania pęknięć zaliczyć można również, występowanie zjawiska segregacji zanieczyszczeń podczas krystalizacji jeziora spawalniczego. Przeciwdziałać temu można poprzez nagrzanie materiału przed spawaniem do temperatury 300°C, co skutecznie redukuje powstawanie pęknięć [52].

Podczas spawania wiązką elektrów również zaobserwowano powstawanie pęknięć. Skuteczną metodą ograniczającą powstawanie niezgodności jest redukcja prędkości spawania powodująca zmianę mikrostruktury w spoinie na kolumnową. Przy spawaniu z większą prędkością stosunek długości do szerokością ziarna wynosi 5 i zmniejsza się do 2 wraz ze zmniejszeniem prędkości spawania [37]. Pomimo tego, że stal 17-4PH w literaturze określana jest jako dobrze spawalna w wielu ośrodkach zarówno światowych jak i krajowych wciąż prowadzone są badania, których wyniki ujawniają problemy z uzyskaniem dobrej jakości złączy spawanych otrzymywanych różnymi metodami spawania. Nadal prowadzone są badania w kierunku poznania zjawisk zachodzących w spawanym materiale oraz optymalizacją czynników zarówno technologicznych i jak materiałowych w celu uzyskania dobrej jakości połączeń spawanych.

2.6. Charakterystyka nadstopów niklu

Nikiel i jego stopy ze względu na ich unikalne właściwości fizyczne i mechaniczne oraz zdolność do pracy w wyjątkowo niekorzystnych warunkach eksploatacyjnych, często będących kombinacją agresywnego środowiska, wysokiej temperatury i zmiennych, dynamicznych obciążeń, stanowią niezwykle ważną grupę materiałów znajdujących zastosowanie w wielu gałęziach przemysłu. Bardzo dobre właściwości mechaniczne oraz żarowytrzymałość i żaroodporność to właściwości charakterystyczne dla grupy stopów określanych terminem nadstopy, a także superstopy (z ang. *superalloys*). Wysoka odporność na działanie agresywnego środowiska korozyjnego przy zachowaniu wysokich właściwości mechanicznych sprawiają, że stopy niklu znajdują zastosowanie w przemyśle lotniczym na obciążone elementy silników lotniczych, takie jak komory spalania, elementy układów wydechowych, dopalaczy, łopatki czy obudowy pracujące w wysokiej temperaturze. Podzespoły tworzące komponenty silników lotniczych mogą występować w postaci odlewów zarówno monokrystalicznych jak i polikrystalicznych, a także blach, odkuwek czy prętów.

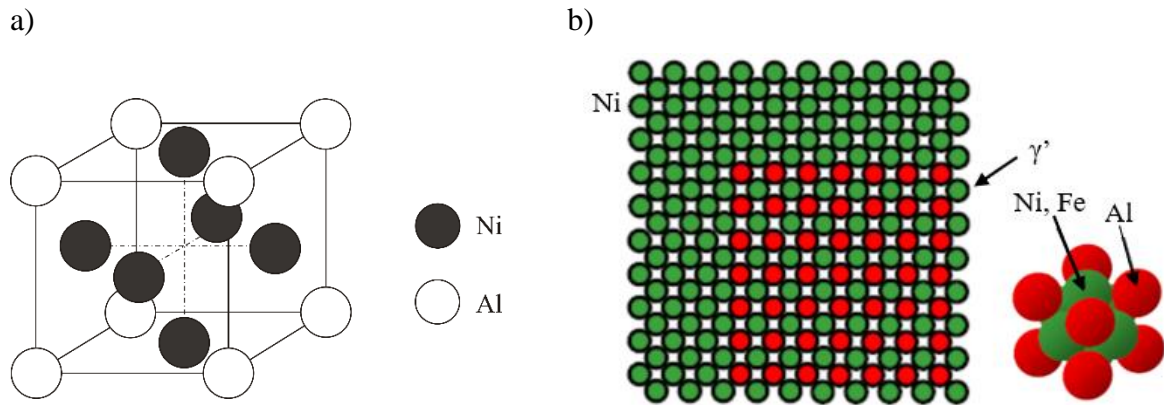
Osnowę nadstopów niklu tworzy **faza γ -austenit**, krystalizująca w sieci RSC (A1 - ściennie centrowanej układu regularnego, z ang. *face centered cubic*). Faza γ jest roztworem stałym, różnowęzłowym o parametrze sieci 0,3553nm. Rozpuszczone w osnowie niklu pierwiastki stopowe, w wyniku zniekształcenia sieci - różnice średnic atomowych - umacniają stop roztworowo. Większość nadstopów na osnowie niklu w swoim składzie chemicznym zawiera chrom, kobalt, aluminium i tytan czy żelazo, a także niewielkie ilości boru, cyrkonu oraz węgla [57,58]. Innymi stosowanymi dodatkami stopowymi są wolfram, ren, hafn, tantal z bloku 5d oraz ruten, niob, molibden czy cyrkon z bloku 4d. Pierwiastki takie jak nikiel, kobalt, żelazo, chrom, ruten, molibden, ren oraz wolfram stabilizują austenit γ . Niektóre nadstopy na osnowie niklu, takie jak IN718 oraz IN706 zawierają znaczne ilości żelaza. Żelazo jest dodawane ze względów ekonomicznych. Ważną rolę odgrywają pierwiastki tworzące umacniające fazy międzymetaliczne γ' oraz γ'' takie jak: aluminium, tytan, tantal oraz niob, które pozytywnie wpływają na właściwości wytrzymałościowe stopów niklu. Bor, węgiel oraz cyrkon wykazują tendencję segregacji do granic ziarn osnowy γ . Chrom, wolfram, tantal, niob, tytan i molibden są pierwiastkami węglcotwórczymi. Ponadto obecność w składzie nadstopów chromu, molibden oraz tytanu wpływa także na tworzenie się borków. Odporność na korozję poprawia obecność chromu i aluminium w składzie chemicznym stopu. Pierwiastki te tworzą na powierzchni stopów tlenki: Al_2O_3 oraz Cr_2O_3 . Niekorzystny wpływ na odporność na korozję ma dodatek żelaza, ponieważ tlenki żelaza wykazują mniejszą przyczepność do podłoża [58]. Molibden i wolfram skutecznie poprawiają odporność na pełzanie w podwyższonej

temperaturze. Zawartość pierwiastków takich jak krzem, fosfor, siarka, tlen oraz azot powinny być kontrolowane i ograniczane podczas procesu odlewania [57,58]. Zawartość bizmutu, ołowiu oraz selenu, zwłaszcza w przypadku części krytycznych, powinna być ograniczona do ppm [58].

W osnowie nadstopów niklu mogą występować także inne fazy międzymetaliczne takie jak węgliki, azotki, borki, fazy γ' , γ'' , δ , η oraz fazy Lavesa. Zarówno faza γ' , γ'' są fazami międzymetalicznymi, które poprawiają właściwości mechaniczne i wydzielają się w wyniku przeprowadzonej obróbki cieplnej [58].

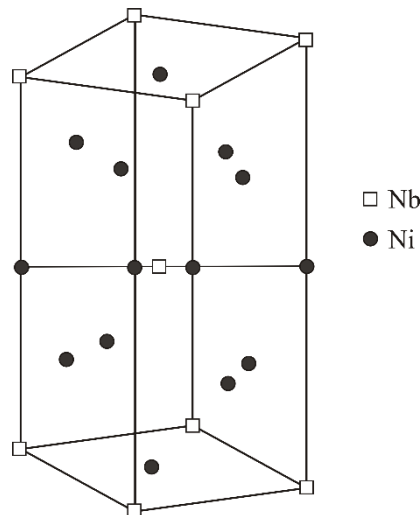
Faza γ' - Ni_3Al stanowi główną fazę umacniającą większości umacnianych wydzieleniowo nadstopów na osnowie niklu. Tak samo jak osnowa, faza γ' krystalizuje w sieci regularnej ściennie centrowanej (FCC), jest koherentna z osnową i odpowiada za umocnienie stopu oraz poprawę właściwości żaroodpornych. Wykazuje stabilność w wysokiej temperaturze sięgającej aż do 1100°C . Jej udział w osnowie stopów odlewniczych może wynosić nawet powyżej 60%, natomiast w większości stopów komercyjnych wynosi od 20% do 45%. Komórka elementarna fazy γ' jest uporządkowana, atomy aluminium zajmują miejsce w narożach komórki elementarnej, natomiast atomy niklu znajdują się na jej ścianach (rys. 2.20). Zarówno atomy aluminium jak i niklu znajdują się w stałej pozycji. Uporządkowana komórka elementarna poprawia właściwości wytrzymałościowe, ponieważ wymagana jest wyższa energia do ruchu dyslokacji. Zawartość aluminium w fazie γ' jest ograniczona w zakresie 23-27%. Zarówno atomy aluminium jak i niklu mogą zostać zastąpione atomami innych pierwiastków. Aluminium może zostać zastąpione tytanem i niobem, natomiast nikiel atomami kobaltu czy żelaza (rys. 2.20b) [58].

Naprężenie sieci osnowy jest niewielkie dzięki małej różnicy parametru sieciowego a . Parametr sieci a dla czystego niklu wynosi $0,3517\text{nm}$, natomiast dla fazy γ' - Ni_3Al $0,3570\text{nm}$. Z danych literaturowych [58] wynika, że naprężenie sieci wpływa na morfologię wydzieleni fazy γ' . W przypadku małych naprężeń (0,2%) wydzielenia mają kształt sferyczny (*spherical*), natomiast wzrost naprężeń (0,5-1%) zmienia kształt wydzieleni na sześcienny (*cubical*). Również objętość względna V_v fazy γ' wpływa na jej morfologię. Wzrost objętości względnej V_v fazy γ' w osnowie zmienia jej kształt z kulistego na sześcienny. Wraz ze wzrostem objętości względnej V_v fazy γ' zwiększają się również właściwości wytrzymałościowe. Objętość względna V_v fazy γ' oraz jej morfologia mogą być kontrolowane poprzez odpowiednio dobrane parametry obróbki cieplnej. W celu uzyskania dużej objętości względnej V_v fazy γ' przeprowadza się dwu lub trzy etapowe starzenie. W przypadku dużego udziału objętościowego fazy γ' pogarsza się jednak spawalność oraz ciągliwość [59].



Rys. 2.20. Komórka elementarna fazy γ' Ni_3Al [35] oraz fazy γ' $(\text{Ni, Fe})_3\text{Al}$ [60]

W przypadku niektórych stopów na osnowie nikiel-żelazo, na przykład nadstop IN718, główną fazą umacniającą jest koherentna z osnową, metastabilna **faza γ''** - Ni_3Nb o strukturze tetragonalnej przestrzennie centrowanej, parametrach sieciowych wynoszących odpowiednio $a = 0,2624\text{nm}$ i $c = 0,7406\text{nm}$ (rys. 2.21). Faza γ'' jest stabilna do temperatury około 650°C i powoduje silne umocnienie nadstopów w niskiej i średniej temperaturze. Faza γ'' może współistnieć z fazą γ' . W nadstopie na osnowie niklu IN718 zawierającym dodatek Nb (5%) oraz Al (0,5%) obie fazy zarówno γ'' jak i γ' umacniają stop, przy czym główną fazą umacniającą pozostaje faza γ'' [57,58,61].



Rys. 2.21. Komórka elementarna fazy umacniającej γ'' [58]

Poprawnie wykonana obróbka cieplna jest szczególnie ważna dla stopów umacnianych fazą γ'' . W wyniku niepoprawnie przeprowadzonej obróbki cieplnej - nagrzania stopu powyżej

temperatury 650°C – dochodzi do przemiany fazy γ'' w fazę δ -Ni₃Nb i w konsekwencji do zmniejszenia właściwości wytrzymałościowych stopu [59].

Faza δ - Ni₃Nb krystalizuje w układzie orotorombowym, jest niekoherentna z osnową, dlatego nawet duża objętość względna fazy δ nie wpływa korzystnie na poprawę właściwości wytrzymałościowych stopu [58,68]. Faza ta powstaje w zakresie temperatury 650–980°C, głównie zarodkuje na granicach ziarn. Rzadziej może wydzielać się w ziarnach osnowy w obecności fazy γ'' . Temperatura solvus fazy δ wynosi około 1000°C. Faza ta w niewielkich ilościach sprzyja kontroli wielkości ziarna, a tym samym przyczynia się do poprawy odporności na zmęczenie i pełzanie. Natomiast wydzielanie się fazy δ podczas eksploatacji elementów wykonanych z nadstopów niklu przyczynia się do pogorszenia ich właściwości mechanicznych [58]. Ponieważ wzrost objętości względnej V_v fazy δ następuje kosztem fazy γ'' powodując zubożenie stopu w fazę umacniającą γ'' i obniżenie właściwości [61].

Ważną rolę w zwiększaniu właściwości wytrzymałościowych nadstopów niklu odgrywają także węgliki, które głównie wzmacniają granice ziarn. W nadstopach na osnowie niklu węgliki zwykle wydzielają się na granicach ziarn, natomiast w nadstopach na osnowie kobaltu czy żelaza w ziarnach osnowy. W przypadku nadstopów na osnowie niklu najczęściej występują węgliki typu MC, M₂₃C₆ oraz M₆C, gdzie pozycję M mogą zajmować węglilotwórcze pierwiastki takie jak chrom, molibden, tytan, tantal, niob czy hafn. W wielu nadstopach węgliki typu MC, wydzielają się w wysokiej temperaturze z fazy ciekłej w przestrzeniach międzydendrytycznych osnowy [58]. Tego typu węgliki (MC) podczas obróbki cieplnej lub długotrwałej eksploatacji w temperaturze około 750°C mogą się rozpaść i wówczas na granicach ziaren, w wyniku rozpadu węglików MC wg reakcji: $MC + \gamma \rightarrow M_{23}C_6 + \gamma'$, tworzą się węgliki typu M₂₃C₆ oraz M₆C [57,58].

W stopie IN 718 powstają głównie węgliki typu MC, inne typy są rzadkością, ale mogą występować także węglikoazotki [61,62,65]. Węgliki, które tworzą się na granicach ziarn podczas procesu spawania mogą tworzyć ciekłą błonkę wywołując kruchość stopu. W mikrostrukturze mogą występować także borki, które również umacniają granice ziarn. Borki tworzą takie pierwiastki jak Mo, Ti i Cr. Zawartość boru powyżej 60 ppm w stopie IN718 wpływa niekorzystnie na spawalność, ponieważ przyczynia się do powstania pęknięć na gorąco [61].

W nadstopach występują także fazy typu TCP (ang. *topologically close-packed*) μ , σ , fazy Laves'a [58]. Fazy Laves'a tworzą takie pierwiastki jak (Ni, Fe, Cr)₂(Nb, Mo, Ti, Si) np. Fe₂Nb, Fe₂Ti. Tworzenie się faz Lavesa powoduje zubożenie w pierwiastki stopowe, a tym samym niekorzystny wpływ na właściwości mechaniczne, plastyczność czy odporność

na korozję. Dlatego ich obecność w stopach jest niepożądana [57]. Fazy Lavesa tworzą się w odlewach stopu IN718 w wyniku silnej segregacji niobu podczas krystalizacji. Faza ta powstaje gdy stężenie masowe niobu przekracza 12% mas. [58].

2.6.1. Obróbka cieplna nadstopu na osnowie niklu Inconel 718

Nieskomplikowana obróbka cieplna, łatwość wytwarzania oraz dobra spawalność czyni nadstop na osnowie niklu Inconel 718 jednym z najważniejszych stopów wykorzystanych w lotnictwie. Nadstopy na osnowie niklu, w tym stop IN718, poddaje się obróbce cieplnej składającej się z przesycań i starzenia. Wydzielanie się faz umacniających z przesyconego stopu ma za zadanie poprawę jego właściwości wytrzymałościowych. Główną fazą umacniającą stop IN718 jest faza bogata w niob γ'' - Ni_3Nb , dodatkowo dzięki zawartości aluminium w składzie stopu wydzielają się cząstki drugiej fazy umacniającej γ' - Ni_3Al . Dla stopu Inconel 718 obróbka cieplna jest najczęściej przeprowadzona w 3-ech krokach (cyklach). Pierwszym krokiem jest przesycań, kolejnym etapem jest starzenie wykonywane w dwóch cyklach [63].

Przesycań prowadzone jest w celu rozpuszczenia części węglików i faz międzymetalicznych w osnowie, ujednorodnienia mikrostruktury oraz przesycań osnowy pierwiastkami stopowymi. Wyższa temperatura przesycań zwiększa wielkość ziarn osnowy, poprawiając jednocześnie odporność na pełzanie (ang. *creep resistance*). W przypadku gdy pożądana jest mikrostruktura drobnoziarnista należy stosować niższą temperaturę przesycań. Oprócz faz umacniających, w stopie IN718 występuje faza δ . Przeprowadzanie przesycań powyżej temperatury 1000°C prowadzi do rozpuszczenia fazy δ i wzbogacenia osnowy w niob. W przypadku przesycań poniżej temperatury solvus fazy δ , faza ta pozostaje nierozpuszczona. Obecność fazy δ na granicach ziarn sprzyja tworzeniu się struktury drobnoziarnistej i umożliwia kontrolę wielkości ziarna. Podczas wyżarzania do przesycań stop należy wytrzymać w odpowiedniej temperaturze przez czas zapewniający przesycań w całej objętości materiału i następnie ochłodzić go z dużą szybkością w celu zatrzymania pierwiastków stopowych w osnowie. Podczas przesycań częściowemu rozpuszczaniu mogą ulec dodatkowo węgliki MC, wzbogacając osnowę w węgiel.

W przypadku przesycań w temperaturze 980°C, zaobserwowano obecność pierwotnych węglików oraz węglikoazotków [66,67]. Przesycań w temperaturze 1080°C wpływa na znaczny rozrost ziarn osnowy, powoduje rozpuszczenie fazy δ [66], a także zmniejszenie twardości [64]. Węgliki i węglikoazotki podczas przesycań w tej temperaturze pozostają nienaruszone. Rozpuszczenie fazy δ skutkuje uwolnieniem atomów niobu, które przesycają osnowę i tworzą fazę umacniającą podczas starzenia, co pozytywnie wpływa

na właściwości wytrzymałościowe. Zmiana temperatury przesycaenia w znaczący sposób wpływa na mikrostrukturę i właściwości stopu i dlatego powinna zostać starannie dobrana w zależności od pożądanych finalnych właściwości materiału [66].

W kolejnym etapie obróbki cieplnej przesycony stop, w celu zwiększenia właściwości wytrzymałościowych, zostaje poddany zabiegowi starzenia. Podczas starzenia w zakresie temperatury 600-900°C, z przesyconej osnowy γ wydzielają się cząstki faz umacniających γ' i γ'' o dużej dyspersji [63,68,69,70]. Podczas starzenia wydzielają się także węgliki MC wzmacniając granice ziarn [61].

W pracach [71,79] zaobserwowano, że wydzielenia umacniającej fazy γ'' oraz γ' mogą tworzyć strukturę „kanapkową” $\gamma'/\gamma''/\gamma'$ lub $\gamma''/\gamma'/\gamma''$. Pierwsze wydzielenia fazy γ'' oraz γ' pojawiają się po około 500s starzenia w temperaturze około 700°C [79]. Faza δ do temperatury 900°C jest termodynamicznie bardziej stabilna niż γ'' , natomiast ze względu na małą prędkość wydzielenia jej pojawienie jest poprzedzone tworzeniem się metastabilnej fazy γ'' [68]. Ilość wydzielonej fazy γ'' jest około 2,5- 4 krotnie większa niż fazy γ' , z tego powodu określana jest mianem głównej fazy umacniającej. Metastabilna faza γ'' występuje w postaci dysków (*disk shape*), koherentnych z osnową w płaszczyźnie $\{100\}$. Natomiast wydzielenia fazy γ' - również koherentne z osnową przyjmują kształt sferyczny [72,73,74]. Starzenie przeprowadzane w dwóch etapach pozwala uzyskać dużą objętość względną V_v faz umacniających γ' i γ'' oraz małą fazę δ [77].

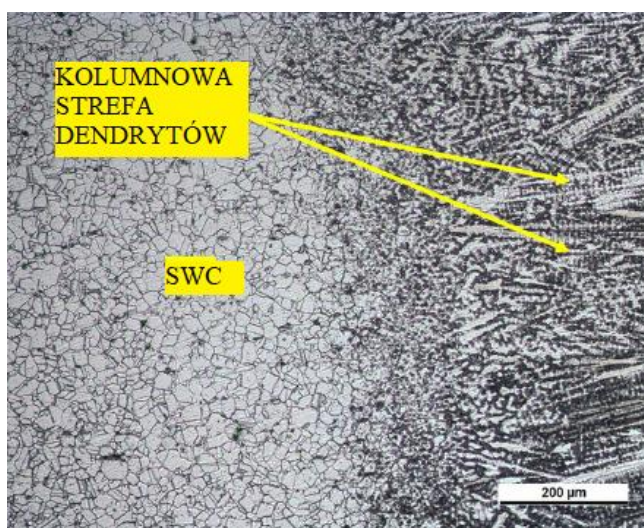
Faza δ wydziela się w zakresie temperatury od 700°C do temperatury solvus wynoszącej około 1000°C. Prędkość wydzielenia jest najwyższa w temperaturze około 900°C [68]. Temperatura starzenia wpływa na morfologię oraz zawartość fazy δ . Wraz ze wzrostem temperatury starzenia zmienia się kształt wydzieleni fazy δ , od krótkich prętów do kulistych (granularnych) wydzieleni znajdujących się na granicy ziarn. Wytrzymałość zmęczeniowa może ulec pogorszeniu, ponieważ podczas wydzielenia faz δ mogą powstawać pustki [78]. Podczas długotrwałego starzenia powyżej temperatury 650°C metastabilna faza γ'' ulega transformacji w stabilną fazę δ [70,75].

Podczas starzenia stopu IN718 w wyższej temperaturze, w wyniku tworzenia się węglików pogarsza się odporność na korozję ogólną, jak i wżerową. Na przykład chrom tworzy na powierzchni stopu zwartą warstewkę tlenków silnie poprawiającą odporność na korozję. Podczas starzenia chrom z przesyconej osnowy dyfunduje do tworzących się węglików. Zubożenie osnowy w chrom oraz inne pierwiastki poprawiające odporność na korozję prowadzi do jej pogorszenia [63].

2.6.2. Spawalność nadstopu na osnowie niklu Inconel 718

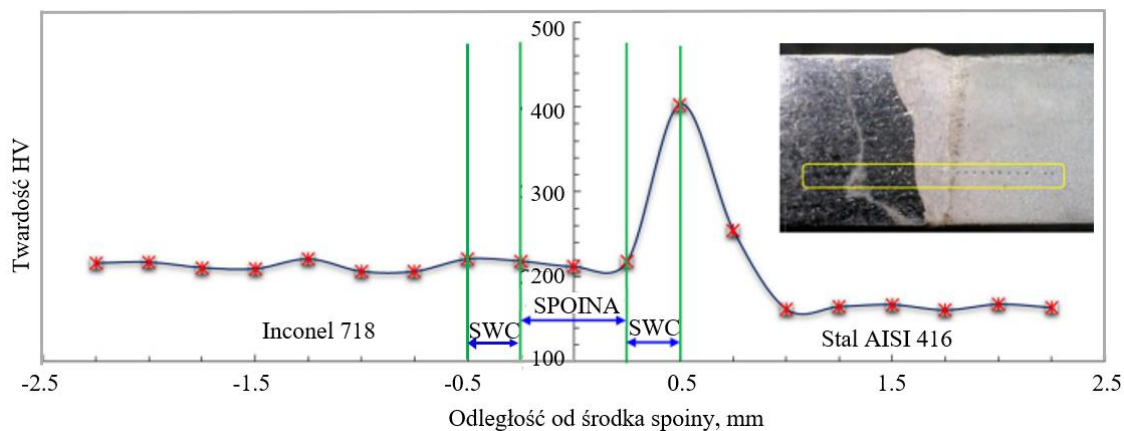
Ze względu na szerokie zastosowanie stopu IN718 w przemyśle lotniczym, jego spawalność stanowi ważną właściwość, która decyduje o możliwości wykorzystania stopu na skomplikowane elementy konstrukcyjne pracujące w podwyższonej temperaturze. Na żywotność zespołu konstrukcji lotniczej wpływa jakość otrzymanych złączy spawanych. Spawalność stopu IN718 w literaturze określana jest jako bardzo dobra, lecz praktyka produkcyjna wskazuje na problemy z powstaniem pęknięć gorących zarówno w spoinie jak i strefie wpływu ciepła. Pęknięcia są szczególnie niebezpieczne, dlatego zostały przeprowadzone liczne badania w celu ustalenia czynników wpływających na ich powstawanie.

Krystalizacja jeziorka spawalniczego stopu IN718 rozpoczyna się reakcją $L \rightarrow \gamma$, następuje wzbogacenie cieczy znajdującej się w strefach między dendrytycznych w pierwiastki stopowe: Nb, Mo, Ti i C. Krystalizacja kończy się powstaniem eutektyki $L \rightarrow (\gamma + \text{faza Laves'a})$. Tworzyć się może także eutektyka $(\gamma + \text{NbC})$, natomiast ze względu na niewielką ilość węgla w składzie chemicznym stopu jest ilość jest ograniczona. Powstanie kruchej fazy Lavesa wymaga osiągnięcia stężenia niobu wynoszącego około 12 %. Podczas krystalizacji mogą się tworzyć fazy Laves'a o różnym składzie chemicznym i zmiennej temperaturze solvus, jest to zależne od warunków krystalizacji [67]. Spoina składa się z dendrytów (rys 2.2), w przestrzeniach między dendrytycznych występują kruche fazy Lavesa, węgliki niobu czy tytanu [76,80].



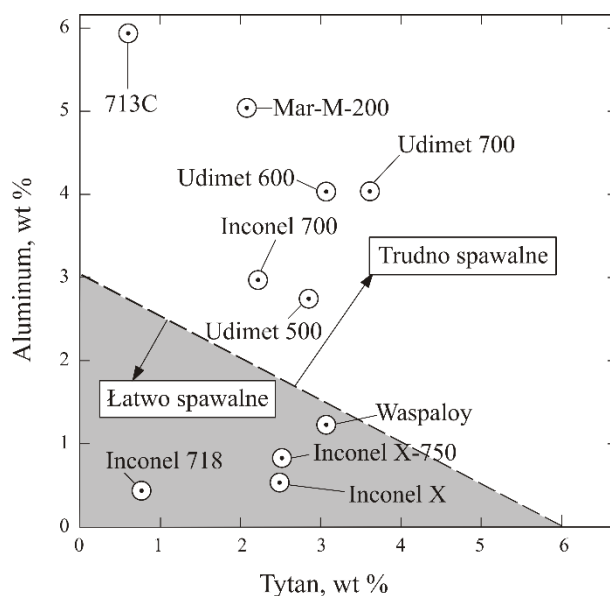
Rys. 2.22. Mikrostruktura złącza spawanego ze stopu IN718 - kolumnowa strefa dendrytów roztworu stałego γ [81]

W przypadku spawania nadstopu IN718 strefa wpływu ciepła SWC nie odznacza się zasadniczo od materiału podstawowego, dlatego jej granica jest ciężka do identyfikacji. Pomiar twardości także nie wykazuje dużych zmian w obszarze strefy wpływu ciepła (rys. 2.23) [83].



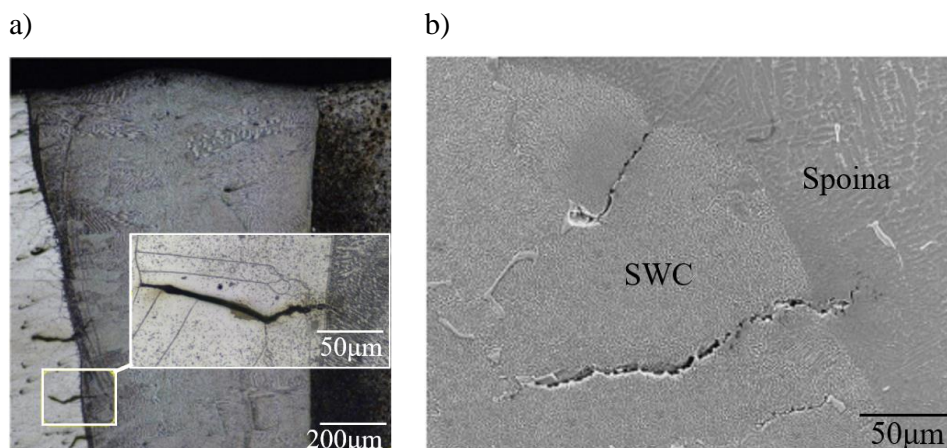
Rys. 2.23. Profil mikrotwardości złączy spawanych laserowo nadstopu niklu IN718 i stali AISI 416 [82]

W nadstopach na osnowie niklu często spotykanym problemem jest powstawanie pęknięć starzeniowo-odkształceniowych (ang. „*strain-age cracking*”). Pęknięcia te tworzą się w złączu spawanym w czasie przeprowadzanej obróbki cieplnej. W wyniku wydzielania się faz umacniających podczas starzenia następuje wzrost naprężeń i powstają pęknięcia w spoinie bądź w strefie wpływu ciepła SWC. Problem ten dotyczy głównie stopów umacnianych fazą γ' zawierających znaczne domieszki aluminium i tytanu. Stop IN718 odznacza się niską podatnością na tego rodzaju pękanie (rys. 2.24), ponieważ niob jest głównym pierwiastkiem umacniającym, a dodatek Al i Ti jest stosunkowo nieduży.



Rys. 2.24. Wpływ Al i Ti na pękanie starzeniowe [8]

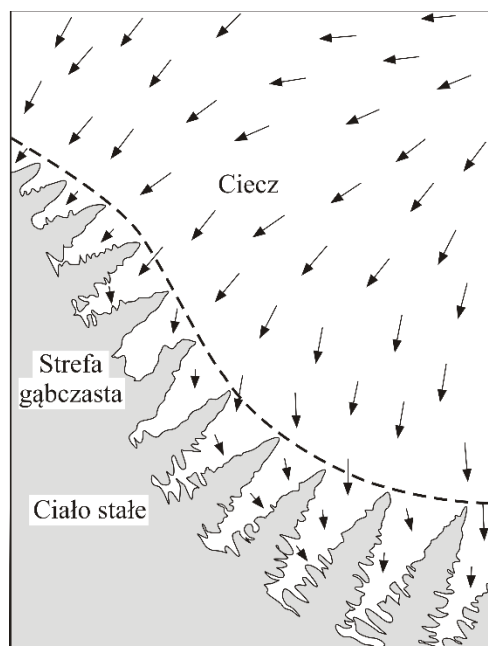
Stop IN718 jest wrażliwy na powstanie pęknięć na gorąco takich jak pęknięcia krystalizacyjne oraz pęknięcia w strefie wpływu ciepła (rys. 2.25).



Rys. 2.25. Mikrostruktury złącza spawanego: a) metodą EBW - widoczne pęknięcia na granicy wtopienia i SWC od strony IN718 [82], b) pęknięcia międzykrystaliczne w obszarze SWC w obrobionej cieplnie przed spawaniem próbce IN718 [84]

Powstawanie pęknięć jest uzależnione zarówno od składu chemicznego jak i fazowego stopu. Zwiększona zawartość pierwiastków takich jak S (>0,008 wt%), B (0,01 wt%) czy P (>0,025 wt%) zwiększa podatność na pęknięcie krystalizacyjne [61]. Zwiększona zawartość domieszki węgla wpływa na tworzenie węglików, dodatek boru sprzyja segregacji do granic ziarn, a także wydzielaniu borków [85]. Przy równocześnie zwiększonym stężeniu węgla i boru, nie zaobserwowano obecności borków, natomiast wystąpiła segregacja boru do granic ziarn oraz udział boru w węglkach. Zwiększone stężenie fosforu, także wpływa niekorzystnie na spawalność stopu IN718 [86,85,87]. Połączenie dodatku fosforu i boru sprzyja segregacji zarówno boru jak i fosforu, co ma szczególnie niekorzystny wpływ na spawalność stopu [85].

Pęknięcia krystalizacyjne są obecne w stopie IN718 na ich powstanie ma wpływ wiele czynników zarówno metalurgicznych jak i mechanicznych. Pierwszym czynnikiem który gra ważną rolę jest zakres krystalizacji, który jest definiowany jako różnica między temperaturą likwidus a solidus [7]. Najlepszym przykładem stopów wykazujących różnicę między temperaturą likwidus a solidus są stopy na bazie żelaza, w których rolę odgrywa obecność siarki i fosforu. Siarka obniża temperaturę solidus w stali z 1400°C do 988°C, tym samym znacząco zwiększając zakres krystalizacji. Na granicy skrzystalizowanej spoiny i ciekłego jeziora spawalniczego występuje obszar składający się z dwóch faz: ciekłej i stałej, określanej w literaturze strefą gąbczastą (z ang. *mushy zone*) (rys. 2.26). Rozszerzony obszar ciekło-stały przyczynia się do powstania większych odkształceń i naprężeń skurczowych, co zwiększa podatność na pęknięcie w obszarze złącza spawanego [88].



Rys. 2.26. Strefa gąbczasta [7,8]

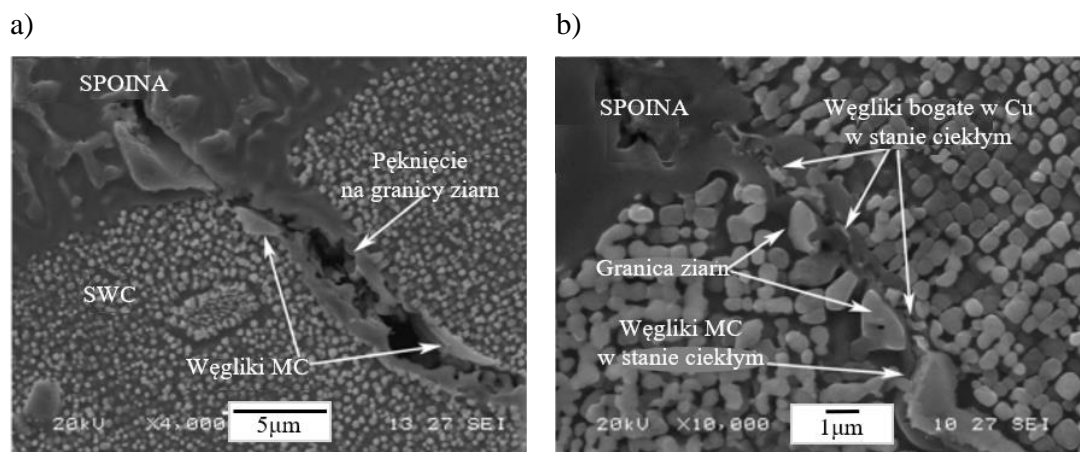
Główną przyczyną powstania pęknięć krystalizacyjnych jest końcowy etap krystalizacji jeziorka spawalniczego. Zakres temperatury krystalizacji stopu IN718 wynosi około 150°C. Temperatura początku krystalizacji ciekłego stopu (L) wynosi 1362°C. Krystalizacja stopu kończy się utworzeniem eutektyki w temperaturze około 1198°C, w zależności od składu chemicznego eutektyki [89]. Obecność niskotemperaturowej eutektyki wpływa zasadniczo na skłonność stopów na pękanie krystalizacyjne. W przypadku zwiększenia udziału objętościowego eutektyki zmniejszeniu ulega napięcie powierzchniowe i faza rozplywa się po granicach ziarn tworząc „ciekły film”, jednocześnie zwiększając podatność na pęknięcie. Przy małej zawartości eutektyki około 1% napięcie powierzchniowe wzrasta, krople cieczy są izolowane zmniejszając wrażliwość na powstanie pęknięć. Strefa gąbczasta cieczo-faza stała znajdująca się tuż za jeziorkiem spawalniczym jest miejscem inicjowania pęknięć w wyniku wzrostu objętości fazy stałej, która utrudnia swobodą cyrkulację cieczy [8]. Granice styku krystalitów nie są zdolne do przenoszenia odkształceń. Podczas krystalizacji występuje skurcz, który wprowadza naprężenia rozciągające [7,90]. Odkształcenia przyczyniają się do powstania pęknięć [7]. Pęknięcie następuje w ostatnim stadium krystalizacji, w którym zawartość fazy ciekłej wynosi mniej niż 10 % [90].

Kształt i wielkość ziarn także mają wpływ na tworzenie się pęknięć. Pęknięcia krystalizacyjne najczęściej powstają wzdłuż granic ziarn, ze względu na występującą segregację na ich granicach. Zmniejszenie wielkości ziarna poprawia odporność na pękanie [88]. Powstanie ziarn kolumnowych wzrastających w kierunku spawania jest również niekorzystne. Struktura komórkowo-dendrytyczna jest mniej skłonna do pęknięć niż

komórkowa. W strukturze komórkowej pękaniu sprzyjają gładkie powierzchnie granic ziarn, w których występuje silna segregacja. W przypadku struktury dendrytycznej powierzchnia granic ziarn zwiększa się i ilość niskotopliwych faz na jednostkę powierzchni zmniejsza się. Pękaniu sprzyja również występowanie zanieczyszczeń, które ulegają segregacji w centralnej linii spoiny przyczyniając się do powstania pęknięć [88,91].

Podczas spawania może wystąpić zjawisko wypełnienia powstałych w wyniku skurczu przestrzeni międzydendrytycznych przez ciekły metal (ang. „*back filling*”). Powstałe w wyniku skurczu mikropęknięcia mogą zostać wypełnione przez ciekły metal dzięki działaniu siły kapilarnej. Wypełnienie przestrzeni międzydendrytycznych oraz pęknięć przez ciekły metal jest ściśle związane z napięciem powierzchniowym. W przypadku gdy pozostała faza ciekła zwilża dendryty może napływać w przestrzenie międzydendrytyczne, wypełniając puste przestrzenie i „zaleczając” powstałe pustki i szczeliny [88].

Pęknięcia także mogą tworzyć się w strefie wpływu ciepła w wyniku nadtopienia węglików i eutektyki. Powstała ciecz zwilża granice ziarn rozpluwając się po nich. Podczas krystalizacji eutektyki w obecności skurczu powstają pęknięcia na granicach ziarn. Jako przyczynę powstania pęknięć w strefie wpływu ciepła (*microfissuring, liquation cracking*) określa się segregację pierwiastków na granicach ziarn. Pęknięcia powstają w wyniku obecności węglików NbC, a także faz międzymetalicznych δ oraz faz Laves’a (rys. 2.27) [92,93].

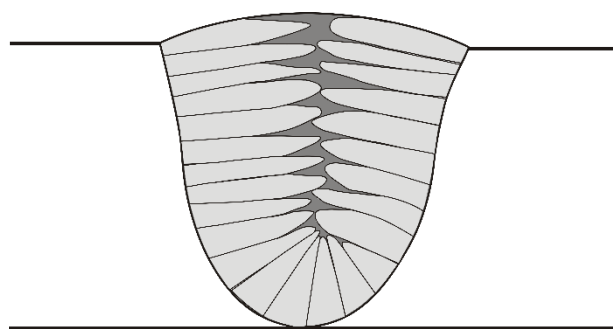


Rys. 2.27. Mikrostruktura strefy wpływu ciepła IN718 a) pęknięcie w sąsiedztwie wydzielen węglików b) nadtopienie węglików przy granic wtopienia [94]

Wiele badań prowadzonych jest w kierunku znalezienia przyczyn powstawania pęknięć na gorąco będących głównym problemem podczas spawania stopu IN 718 oraz ich wyeliminowania. Pozytywne rezultaty daje zastosowanie spawania wiązką laserową, wiązką elektronów oraz elektrodą nietopliwą w osłonie gazu obojętnego TIG. Dla metody spawania TIG badania skupiają się na określeniu wpływu parametrów spawania, np. energii liniowej spawania E , na skłonność do powstania pęknięć. Zastosowanie spawania z prądem pulsacyjnym – zmiennym natężeniem prądu I - niesie ze sobą pozytywny wpływ na mikrostrukturę złączy [80]. Prąd o wysokim natężeniu (prąd główny) jest stosowany przez określony czas, po czym stosuje się przepływ prądu o niskim natężeniu, co znacznie ochładza jeziorko spawalnicze. Spoina nie jest przegrzewana, wzrasta prędkość jej krystalizacji co sprzyja tworzeniu się mikrostruktury charakteryzującej się mniejszym ziarnem [67, 80].

Zmiana wartości natężenia prądu I powoduje cykliczne zmiany temperatury podczas spawania, a co za tym idzie zmniejszenie gradientu temperatury w jeziorku spawalniczym [67,95]. Ponadto zwiększa się przepływ cieczi, co wpływa na geometrię jeziorka spawalniczego – zmienia się jego wielkość i kształt. Cykliczne zmiany temperatury mogą powodować nadtapianie i łamanie rosnących dendrytów, które stają się miejscem rozrostu heterogonicznego. Zwiększona cyrkulacja cieczi może doprowadzać do mechanicznych uszkodzeń dendrytów. Zmiana kształtu jeziorka spawalniczego wpływa na zmianę kierunku maksymalnego gradientu temperatury (największego przechłodzenia) w czasie. Nowe dendryty krystalizują w kierunku uprzywilejowanym - gdy zmienia się orientacja gradientu temperatury, zmienia się kierunek wzrostu dendrytów. Zaobserwowano, że w przypadku spoin spawanych ze zmiennym natężeniem prądu, stężenie niobu w dendrytach jest większe [67]. Z tego względu ilość faz Laves'a jest mniejsza w spoinach spawanych prądem z pulsacją ze względu na mniejszą segregację niobu w wyniku zwiększonej prędkości chłodzenia [67,95,96]. Na ilość faz międzymetalicznych duży wpływ ma prędkość chłodzenia, która jest także związana z prędkością spawania v_s czy natężeniem prądu I . Wolniejsze chłodzenie zwiększa objętość względną V_v wydzielanych faz [96,97,98]. Zmiana parametrów spawania wpływa także na morfologię, w tym rozmiar wydzielen. Duże wydzielania kruchych faz międzymetalicznych są miejscem inicjacji pęknięć oraz ich propagacji. W przypadku zastosowania zmiennego natężenia prądu I występujące w przestrzeniach między dendrytycznych fazy Laves'a mają mniejszy rozmiar [99]. Takie połączenia spawane odznaczają się większą odpornością na pełzanie. Spawanie prądem bez pulsacji sprzyja tworzeniu się ziaren kolumnowych wzrastających w kierunku osi spoiny, sprzyjających powstawaniu pęknięć krystalizacyjnych, obniżeniu właściwości mechanicznych oraz

plastycznych spoiny [67]. Podczas spawania z dużą wartością energii liniowej spawania E dostarczane są znaczne ilości ciepła, zmniejsza się prędkość chłodzenia co sprzyja segregacji [100]. Zmniejszanie energii liniowej spawania E dla metody TIG wpływa także na zmniejszenie wielkości wydzieleni faz Laves'a oraz zmniejszanie odległości między dendrytami [101]. Dla spoin wykonanych metodą TIG zaobserwowano nadtopienie węglików, lecz nie odnotowano pęknięć w strefie wpływu ciepła [102, 103]. Wyżarzanie ujednorodniające przeprowadzone przed procesem spawania materiałów odlewanych, skutecznie zmniejsza podatność na powstanie pęknięć w strefie wpływu ciepła ze względu na ograniczenie segregacji. Wielkość pęknięć w strefie wpływu ciepła zmniejsza się wraz z obniżeniem wartości energii liniowej spawania E [101,104]. Obniżenie energii liniowej spawania E skutecznie zmniejsza tendencję do tworzenia się ostrej granicy przechodzącej przez oś spoiny, wskutek zmiany kierunku wzrostu ziarna z prostopadłego do osi spoiny na promienisty (rys. 2.28) [90]. Zwiększona szybkość chłodzenia oraz rozproszenie ciepła sprzyja tworzeniu struktury dendrytów równoosiowych [67,95].



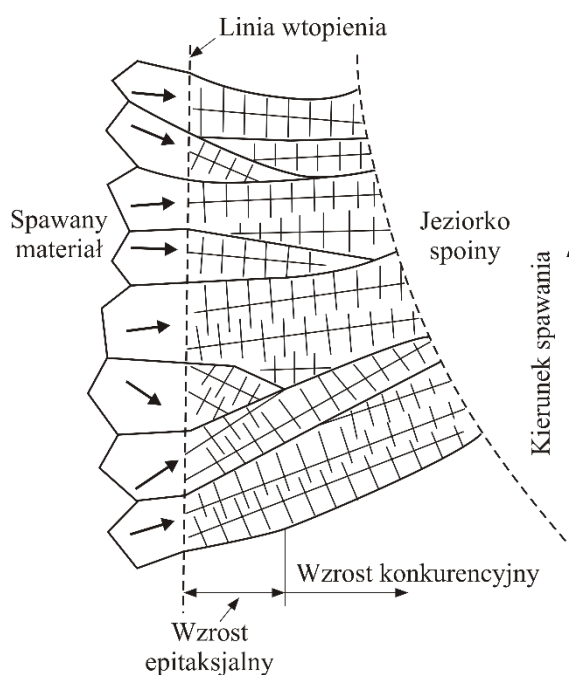
Rys. 2.28. Krystalizacja jeziora z tendencją do tworzenia linii w osi spoiny [7]

Mikrostruktura złączy spawanych, otrzymanych metodami wysokoenergetycznymi, o mniejszej energii liniowej spawania E , większej szybkości chłodzenia i mniejszej ilości doprowadzonego ciepła różni się zasadniczo od złączy wykonanych metodami spawania łukowego. Z tego względu spoiny otrzymane metodą spawania laserowego czy wiązka elektronów mogą znacznie różnić się od spoin otrzymanych metodą TIG. Ze względu na możliwość skoncentrowania wiązki na małym obszarze, zastosowania większych prędkości spawania oraz prędkości chłodzenia, otrzymane złącza charakteryzują się mniejszą szerokością oraz małym ziarnem [66,76,105,106].

Spoiny otrzymane dzięki skoncentrowaniu energii na małym obszarze wykazywały wrażliwość na pękanie [107,108]. Spawanie ściśle skoncentrowaną wiązką przy jednoczesnym zastosowaniu dużych prędkości wywołuje bardzo duży gradient temperatury w obszarze złącza

spawanego, który generuje naprężenia. Wielkość naprężeń zależy od wielkości gradientu, który można kontrolować za pomocą ilości ciepła wprowadzonego do spoiny. Podczas spawania pojawienie się cieczy na granicach ziarn, ogranicza zdolność spoiny do przenoszenia naprężeń przyczyniając się do powstania pęknięć. W przypadku doprowadzenia większej ilości ciepła gradient temperatury jest niższy generując jednocześnie mniej naprężeń. W przypadku gdy występuje nadtopienie granic ziarn przy jednoczesnym działaniu naprężeń powstaje pęknięcie, które może zostać zalane przez ciekły stop jeżeli graniczy z ciekłym obszarem spoiny. W wyniku działania siły kapilarnej ciecz może zostać zaciągnięta, a pęknięcie „uleczone”. Natomiast w przypadku dużej prędkości krystalizacji jeziora spawalniczego zjawisko zaleczania powstałych pęknięć czy pustek w wyniku napływu cieczy zostaje ograniczone [107]. Natomiast duża prędkość spawania przy jednoczesnym ograniczeniu ilości wprowadzonego ciepła zapobiega segregacji i worzeniu dużych włączy faz międzymetalicznych [65]. Zarówno w spoinach otrzymanych metodą spawania laserowego jak i wiązką elektronów zaobserwowano pęknięcia w strefie wpływu ciepła [65,76,108,109].

W spoinie otrzymanej metodą spawania laserowego zaobserwowano wzrost epitaksjalny przy granicy wtopienia, co świadczy o krystalizacji epitaksjalnej (rys. 2.29) [76]. Rosnące kryształy mają tę samą orientację krystalograficzną jak ziarna będące zarodkami. W przypadku gdy osie kryształitów są zorientowane pod większym kątem w stosunku do gradientu temperatury ich wzrost jest wolniejszy. Większemu rozrostowi ulegają ziarna korzystnej zorientowane, co prowadzi do blokowania rozrostu ziarn mniej uprzywilejowanych. Zjawisko to określane jest mianem wzrostu konkurencyjnego [7].



Rys. 2.29. Wzrost epitaksjalny [7]

Dane literaturowe wskazują, że przyczyną powstania pęknięć, oprócz upłynnienia granic ziarn, może być także powstała w trakcie spawania mikoporowatość i obecność eutektyki przy granicy wtopienia. Porowatość tworzy się również w wyniku nadtopienia granic ziarn i skurczu spawalniczego. Upłynniony materiał znajdujący się w sąsiedztwie chłodniejszego materiału rodzimego, którego kurczenie się jest ograniczone, może zostać niezalany przez ciekły metal tworząc drobne pustki znajdujące się w sąsiedztwie eutektyki. Pory znajdujące się na granicach ziarn mogą ulec łączeniu i przyczynić się do powstania pęknięć na gorąco [76].

Również prędkość spawania v_s wpływa na skłonność do powstawania pęknięć, szczególnie materiałów o grubym ziarnie. Zredukowanie prędkości spawania v_s z 1270 na 1140 mm/s zmniejszono ilość pęknięć w złączy [109].

Mikrostruktura złączy spawanych metodami wysokoenergetycznymi (EBW i LBW) składa się dendrytów kolumnowych, w osi spoiny mogą tworzyć się dendryty równoosiowe w zależności od zastosowanych parametrów spawania [66,110]. Objętość względna V_v faz Laves'a występujących w połączeniach spawanych otrzymanych metodą spawania laserowego różni się w zależności od charakteru dendrytów. W obszarze gdzie występują dendryty kolumnowe objętość względna faz V_v jest większa - rzędu 6,8%, natomiast w obszarze składającym się dendrytów równoosiowych wynosi 4,2%. Zawartość niobu w wykrytych fazach Laves'a wynosiła 13,4-16,2% [66]. W rdzeniach dendrytów następuje zubożenie w takie pierwiastki jak Nb, Mo oraz Ti oraz występuje niewielkie wzbogacenie w Fe, Cr i Al w odniesieniu do składu chemicznego materiału podstawowego [111]. W próbkach podgrzanych przed spawaniem zaobserwowano w nadtopionych obszarach w SWC segregację Mo i Nb oraz zubożenie w Cr i Fe. W wyniku nadtopienia węglików NbC oraz segregacji Mo i Nb podczas ponownej krystalizacji powstaje eutektyka (Faza Lavesa + γ). Lokalna segregacja na granicach ziarn może obniżyć temperaturę topnienia, co zwiększa zakres temperatury krystalizacji na granicach ziarn i zwiększa podatność na pękanie [76].

Złącza spawane otrzymane metodami wysokoenergetycznymi, poddane różnym wariantom obróbki cieplnej odznaczają się zmienną mikrostrukturą i właściwościami. W przypadku złączy spawanych poddanych bezpośredniemu starzeniu (z pominięciem ponownego przesycania) nie zauważono dużych różnic w mikrostrukturze w stosunku do złączy spawanych bez obróbki cieplnej. W spoinie pozostały nierozpuszczone kruche fazy Lavesa, które niekorzystnie wpływają na ciągliwość otrzymanego złącza [66]. Z drugiej strony inne badania pokazały, zwieszoną ciągliwość i większą wytrzymałość na rozciąganie złączy poddanych starzeniu w porównaniu do złączy poddanych zarówno przesycaniu i starzeniu [65].

W przypadku ponownie przeprowadzonego przesycańia po spawaniu w temperaturze 980°C zaobserwowano częściową przemianę mikrostruktury dendrytycznej [89]. W obszarach przyległych do faz Laves'a występują wydzielenia faz δ w postaci igieł, a także pozostały pewne ilości faz Laves'a co świadczy o ich niekompletnym rozpuszczaniu ich w obszarze spoiny [66,89]. W złączach spawanych po przesycańiu i dwustopniowym starzeniu zaobserwowano obecność fazy umacniającej jak i fazy δ [112]. Pełne rozpuszczenie faz Laves'a zostało osiągnięte podczas przesycańia w temperaturze 1080°C, natomiast wyższa temperatura przesycańia wiąże się z rozrostem ziarna osnowy [66,89]. Złącza spawane poddane pełnej obróbce cieplnej składającej się z przesycańia i starzenia odznaczają się wyższą twardością, właściwościami wytrzymałościowymi oraz ciągliwością w stosunku do próbek poddanych bezpośredniemu starzeniu [66].

3. STAN ZAGADNIENIA W ŚWIETLE LITERATURY ORAZ CEL PRACY

Obecnie wiele elementów konstrukcyjnych łączonych jest za pomocą spawania oraz zgrzewania. Proces spawania pomimo szerokiego zastosowania w przemyśle, ciągle jest niedoskonały, dlatego wciąż istnieje potrzeba ulepszania i rozwoju technologii spawalniczych. Szczególny obszar zastosowania i wymagania wysokiej jakości połączeń stanowi przemysł lotniczy czy nuklearny, gdzie złącza spawane muszą charakteryzować się nie tylko bardzo wysoką jakością, ale także dużą wydajnością procesu. Rozwój spawalnictwa wiąże się z polepszaniem jakości procesów spawalniczych, ale także z możliwością automatyzacji i robotyzacji spawania w celu przyśpieszenia procesu oraz eliminacji czynnika ludzkiego. Wraz z rozwojem spawalnictwa na przestrzeni lat powstało wiele metod, ale te najbardziej precyzyjne znajdują zastosowanie w wymagającym przemyśle lotniczym. Do metod tych należą: spawanie elektrodą nietopliwą w osłonie gazu obojętnego, spawanie plazmowe, laserowe czy wiązka elektronów oraz metody pokrewne. Spawanie wiązką elektronów EBW umożliwia spawanie materiałów zarówno cienko jak i grubościennych. W metodzie tej dzięki skoncentrowanej wiązce ciepło doprowadzane jest precyzyjnie w ściśle określone miejsce. Dodatkową zaletą metody EBW jest możliwość spawania z pełną penetracją, a także spawanie z niepełnym wtopieniem – dzięki bardzo dużej powtarzalności. Spawanie metodą TIG umożliwia łączenie przede wszystkim cienkościennych elementów, a otrzymane spoiny charakteryzują się najwyższą jakością z pośród metod łukowych. Rozwój tej technologii doprowadził do możliwości zrobotyzowania tej metody, co stanowi bardzo duży atut dla rozwiązań przemysłowych.

W technice lotniczej bardzo ważną rolę odgrywają także materiały stosowane w konstrukcjach lotniczych, od których wymaga się stabilnych właściwości, często w bardzo

trudnych warunkach pracy. Na obciążone elementy silników lotniczych stosuje się wysokowytrzymałe stale odporne na korozję, stopy tytanu, nadstopy niklu czy kobaltu.

Ze względu na bardzo dobre właściwości mechaniczne oraz możliwość łączenia w procesach spawania, stal 17-4PH jak i nadstop na osnowie niklu IN718, znajdują się wśród materiałów stosowanych w istniejących już konstrukcjach lotniczych, ale także wykorzystane będą do nowych rozwiązań konstrukcyjnych. Materiały te stosowane są także w innych gałęziach przemysłu takich jak przemysł nuklearny, energetyczny czy chemiczny, dlatego też ciągle stanowią przedmiot prowadzonych badań naukowych, których wyniki są przedstawiane w literaturze. Pomimo wielu publikacji istnieją wciąż obszary, w których wiedza na ich temat wymaga uzupełnienia. Analiza literatury pokazuje, że np.: zagadania związane zarówno ze spawaniem jak i obróbką cieplną tych stopów są ciągłym przedmiotem prowadzonych badań. Zarówno nadstop na osnowie niklu IN718 jak i stal 17-4PH w danych literaturowych określane są jako materiały dobrze spawalne, lecz doświadczenie własne jak i literatura w dalszym ciągu pokazują problemy jakościowe otrzymywanych złącz spawanych [37,52,53,90,94,100,101,103,109].

W przypadku nadstopu na osnowie niklu IN718, występują wciąż problemy z jakością złącz spawanych, objawiające się występowaniem wad takich jak: pęknięcia czy porowatość w obszarze złącza spawanego. Nadstop na osnowie niklu IN718 jest wielofazowym stopem umacnianym wydzieleniowo, w którym krystalizacja jeziorka spawalniczego kończy się powstaniem eutektyki $L \rightarrow (\gamma + \text{faza Laves'a})$ lub $(\gamma + \text{NbC})$. Podczas krzepnięcia jeziorka spawalniczego, w zależności od warunków krystalizacji, mogą się tworzyć fazy Laves'a o różnym składzie chemicznym i zmiennej temperaturze solvus. Dodatkowo w stopie tworzy się faza δ , a w wyniku starzenia przesyconego stopu cząstki umajającej fazy γ'' , γ' . Zarówno parametry spawania, warunki prowadzenia procesu, a także zastosowana obróbka cieplna mają duży wpływ na jakość, wytrzymałość oraz mikrostrukturę otrzymanych połączeń spawanych. Dlatego dla różnych metod oraz warunków spawania można uzyskać różnej jakości złącza spawane [61,62,65-67,76,80-90,92-110]. W literaturze określa się, że materiał ten jest dobrze spawalny w stanie przesyconym, a stan starzony nie jest zalecany do spawania. Jednak w praktyce produkcyjnej może zająć potrzeba spawania elementów konstrukcji w różnych stanach materiału, np.: wytworzonym bez obróbki cieplnej, po różnych procesach obróbki cieplnej lub odkształconym plastycznie. Dlatego tak ważne jest dokładne zbadanie wpływ stanu wyjściowego materiału na proces spawania i jakość uzyskanych złączy z nadstopu na osnowie niklu IN718.

Stal 17-4PH należy do grupy stali martenzytycznych, umacnianych wydzieleniowo. Charakteryzuje się wysoką wytrzymałością na rozciąganie, wysoką granicą plastyczności, a także dobrą odpornością na korozję. Przeprowadzone badania w dużej mierze skupiają się na wpływie obróbki cieplnej na mikrostrukturę złączy spawanych, a także na zmianach zachodzących w obszarze złącza w trakcie procesu spawania [30,37,38,47,50-56]. Częściowo poruszane są zagadnienia występowania niezgodności spawalniczych takich jak: mikropęknięcia występujące w strefie wpływu ciepła, porowatość oraz pęknięcia krystalizacyjne [37,52,53]. Według literatury, stanem rekomendowanym do spawania dla stali 17-4PH jest stan przesyconym lub przestarzony, spawanie w stanie starzonym nie jest zalecane. W dostępnej literaturze nie ma natomiast zbyt wielu danych dotyczących wpływu poszczególnych stanów stopu na jakość połączeń spawanych.

Przeprowadzona analiza stanu zgadania w świetle literatury dostarczyła wiedzy na temat właściwości i spawalności obydwu materiałów, co stanowi cenną wartość dodaną oraz zrozumienie poruszanych zagadnień. Natomiast w pełni nie odpowiada na występujące problemy natury jakościowej w przedsiębiorstwie *Pratt&Whitney* Rzeszów. Ważne jest aby w pełni rozumieć jaki wpływ na jakość i trwałość uzyskanych połączeń spawanych ma wybrana metoda spawania, sposób przygotowania materiałów do spawania, warunki prowadzenia procesu spawania, a także stanu materiału dostarczanego do spawania.

Dlatego głównym celem tej pracy doktorskiej jest określenie wpływu różnych czynników - technologicznych, procesowych oraz materiałowych - na właściwości i jakość złączy spawanych, wytworzonych metodami wysokoenergetycznymi EBW i TIG.

Do zrealizowania założonego celu będą prowadzone badania przy zastosowaniu dwóch metod spawania – spawanie wiązką elektronów EBW oraz zrobotyzowanego spawania TIG. W celu otrzymania dobrej jakości złączy spawanych zostanie przeprowadzona kontrola NDT. Po wytypowaniu optymalnych parametrów, w dalszej części zostanie określony wpływ procesu spawania oraz stanu wyjściowego materiału spawanego na mikrostrukturę i właściwości wytrzymałościowe złączy spawanych. W ostatnim etapie złącza spawane zostaną poddane obróbce cieplnej stosowanej w celu nadania częściom finalnych właściwości mechanicznych. Po zastosowanej obróbce cieplnej złącza zostaną poddane badaniom nieniszczącym NDT oraz niszczącym w celu określenia wpływu poszczególnych etapów procesu produkcyjnego na jakość, mikrostrukturę i właściwości mechaniczne złączy spawanych.

Analiza przeprowadzonych badań pozwoli dokładnie określić wpływ przygotowania powierzchni próbek do spawania, procesu spawania, a także czynników materiałowych na jakość otrzymanych złączy. Na podstawie analizy wyników zdefiniowany zostanie standard przygotowania powierzchni do procesu spawania. Pozwoli to określić wpływ zanieczyszczeń produkcyjnych w celu eliminacji lub ograniczenia ich niekorzystnego wpływu. Poznanie wpływu stanu wyjściowego materiału spawanego pozwoli na lepsze projektowanie całego procesu produkcyjnego już u podstaw, a także dostarczy cennej wiedzy dotyczącej wykonywania spoin naprawczych w stanie starzonym materiałów spawanych.

Dzięki przeprowadzonym badaniom znajomość procesu spawania oraz materiałów IN718 oraz stali 17-4PH zostanie poszerzona. Wiedza ta zostanie wykorzystana w celu optymalizacji procesów produkcyjnych, poprawy jakości otrzymanych złączy co będzie wiązało się z redukcją kosztów poprzez eliminację złej jakości połączeń oraz podniesieniem standardu produkowanych części. Przedsiębiorstwo w swojej polityce kieruje się głównymi wartościami jakimi są szeroko rozumiana jakość i bezpieczeństwo. Przeprowadzone badania wpisują się w ważne wartości dla Przedsiębiorstwa, ale także dostarczają bardzo cennej wiedzy zarówno praktycznej jak i naukowej.

4. BADANIA WŁASNE

4.1. Materiał do badań

Do badań własnych prowadzonych w pracy przyjęto dwa materiały: stal nierdzewną 17-4PH (AMS5604) oraz nadstop na osnowie niklu Inconel 718 (AMS5596). Obydwa materiały znajdują zastosowanie na elementy konstrukcyjne silników lotniczych wykorzystanych w obecnych konstrukcjach wytwarzanych w firmie *Pratt & Whitney Rzeszów*, a także mających zastosowanie w nowych programach silnikowych. Stal nierdzewna 17-4PH należy do grupy stali martenzytycznych umacnianych wydzieleniowo. Połączenie bardzo dobrych właściwości antykorozyjnych oraz wytrzymałościowych przy zachowaniu stosunkowo dobrej ciągliwości martenzytycznej osnowy, wzmocnionej przez nanocząstki faz umacniających sprawiło, że stal nierdzewna 17-4PH stała się jednym z najbardziej atrakcyjnych materiałów dla nowoczesnych konstrukcji inżynierskich stosowanych w wielu dziedzinach techniki. Stal ta stosowana jest m.in. na elementy konstrukcyjne - nośne, które narażone są na duże obciążenia w czasie eksploatacji. Drugim materiałem wybranym do badań jest nadstop na osnowie niklu Inconel 718 (IN718). Stop ten należy do grupy superstopów łączących bardzo dobre właściwości fizyczne, chemiczne oraz mechaniczne. Jego główną cechą jest bardzo dobra odporność na korozję i wysoka wytrzymałość w podwyższonej temperaturze. Ze względu na swoje unikalne właściwości materiały te znajdują zastosowanie w nowoczesnych silnikach lotniczych. Elementy konstrukcyjne stosowane do budowy silnika lotniczego wykonane z obydwu materiałów stanowią odpowiedzialne części konstrukcji silników lotniczych, które są łączone w procesach spawania. Dlatego wymaga się od nich wysokich właściwości wytrzymałościowych oraz bardzo dobrej jakości połączeń spawanych.

Materiały stosowane do badań w pracy zakupiono w postaci blach, w stanie przesyconym. Pierwszy materiał stanowiła stal martenzytyczna umacniana wydzieleniowo 17-4PH (AMS5604), w postaci blachy o grubości 1,6mm. Stal zakupiono w stanie przesyconym z temperatury 1040°C. Skład chemiczny stali przedstawiono w tabeli 4.1. Nadstop na osnowie niklu IN718 (AMS5596) zakupiono również w postaci blachy o grubości 1,2mm, w stanie przesyconym z temperatury 960°C. Skład chemiczny nadstopu na osnowie niklu IN718 przedstawiono w tabeli 4.2. Próbkę z obydwu materiałów przeznaczoną do spawania i dalszych badań były wycinane z blachy przy użyciu lasera CO₂ – Laserdyne 780. Rozmiar próbek wynosił 2,5x12,7mm lub 5x12,7mm. Z próbek o większej szerokości wycięto próbki do statycznej próby rozciągania.

Tabela 4.1. Skład chemiczny stali 17-4PH

Pierwiastek	Zawartość pierwiastków stopowych, %mas
C	0,5
Cr	15,3
Ni	4,21
Cu	4,5
Mo	0,11
Mn	0,46
Si	0,46
S	0,003
P	0,029
Fe	pozostałe

Tabela 4.2. Skład chemiczny nadstopu niklu IN718

Pierwiastek	Zawartość pierwiastków stopowych, %mas
C	0,009
Mn	0,32
Si	0,11
P	0,002
S	0,003
Cr	20,1
Ni	53,4
Mo	3,1
Nb	4,98
Ti	0,89
Al	0,57
Co	0,57
Ta	0,02
Fe	pozostałe

Powierzchnia próbek przed operacją spawania została zacyzyszczona w miejscu przeznaczonym do spawania. Zacyzyszczanie polegało na mechanicznym usunięciu tarczą listkową tlenków z powierzchni próbek, aż do ujawnienia metalicznej powierzchni pozbawianej zanieczyszczeń. W celu usunięcia produktów powstałych w procesie zacyzyszczania próbki były przedmuchiwane strumieniem sprężonego powietrza. Bezpośrednio przed spawaniem całe próbki oczyszczano za pomocą chusteczek nasączonych alkoholem izopropylowym.

W ramach badań wpływu procesu technologicznego na jakość złączy, próbki płaskie zostały zanieczyszczone substancjami stosowanymi w procesach wytwarzania elementów konstrukcyjnych silników lotniczych, takimi jak chłodziwo pochodzące z procesów obróbki mechanicznej oraz magnezją wykorzystywaną w procesie kontroli. Przeprowadzono także badania wpływu operacji ślusarskich na jakość powierzchni (tab. 4.3).

Tabela 4.3. Oznaczenie próbek w zależności od stosowanego materiału, wprowadzonych zanieczyszczeń oraz sposobu przygotowania powierzchni do procesu spawania

Nazwa próbki	Materiał	Przygotowanie powierzchni
I1	IN718	Zanieczyszczenie chłodziwem (2tyg przed spawaniem) → zaczyszczanie powierzchni i krawędzi przeznaczonych do spawania → przemycie alkoholem izopropylowym
S1	17-4PH	Zanieczyszczenie chłodziwem (2tyg przed spawaniem) → zaczyszczanie powierzchni i krawędzi przeznaczonych do spawania → przemycie alkoholem izopropylowym
I2	IN718	Zaczyszczanie powierzchni i krawędzi przeznaczonych do spawania → zanieczyszczenie chłodziwem (2tyg przed spawaniem) → przemycie alkoholem izopropylowym
S2	17-4PH	Zaczyszczanie powierzchni i krawędzi przeznaczonych do spawania → zanieczyszczenie chłodziwem (2tyg przed spawaniem) → przemycie alkoholem izopropylowym
I3	IN718	Zanieczyszczenie chłodziwem 4h przed spawaniem (próbka mokra) → przemycie alkoholem izopropylowym
S3	17-4PH	Zanieczyszczenie chłodziwem 4h przed spawaniem (próbka mokra) → przemycie alkoholem izopropylowym
I4	IN718	Zabrudzenie magnezją
S4	17-4PH	Zabrudzenie magnezją

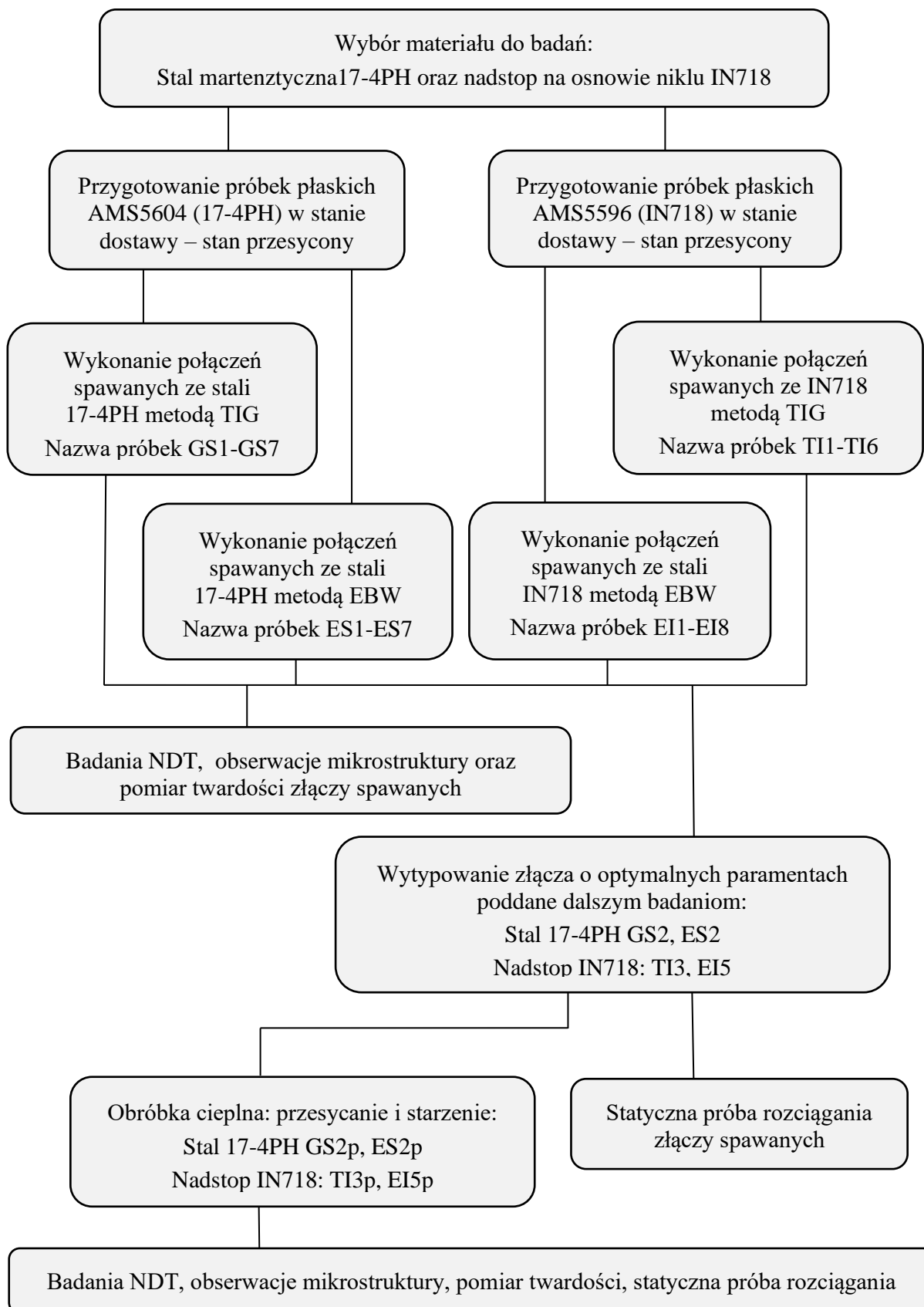
4.2. Program badań

Badania własne prowadzono według schematu przedstawionego na rysunkach 4.1. oraz 4.2. Połączenia spawane na próbkach płaskich wykonano dwiema metodami: TIG (elektroda nietopliwa w osłonie gazu obojętnego) oraz EBW (wiązka elektronów). Otrzymane złącza spawane poddano badaniom nieniszczącym – NDT (kontrola wizualna, fluorescencyjna kontrola penetracyjna - FPI, kontrola rentgenowska - RTG), obserwacjom mikrostruktury, a także wykonano pomiar twardości złącz. Na podstawie wyników kontroli NDT oraz oceny wizualnej zarówno stali 17-4PH oraz nadstopu na osnowie niklu IN718 wytypowano parametry, według których przygotowano próbki do dalszych badań. Wybrane złącza zostały poddane obróbce cieplnej składającej się z przesycania i starzenia. Złącza po procesie umacniania wydzieleniowego poddano badaniom nieniszczącym oraz niszczącym.

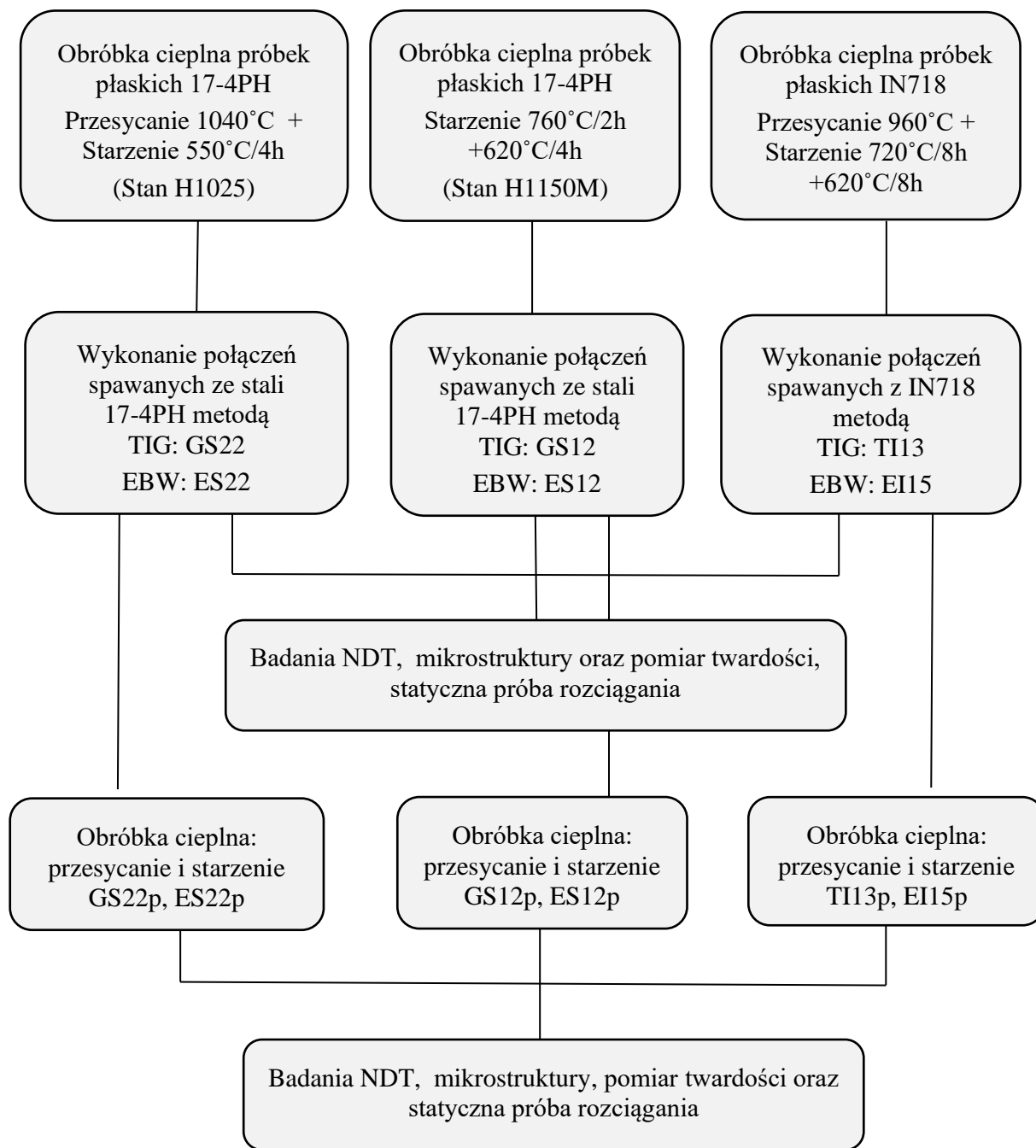
Obróbce cieplnej - przesycaniu i starzeniu, poddano również próbki płaskie ze stopu IN718 przed procesem spawania. Natomiast dla próbek ze stali 17-4PH przeprowadzono zabieg przestarzenia, a w drugim wariantcie przesycania i starzenia. Próbki po obróbce cieplnej pospawano metodami TIG oraz EBW przy zastosowaniu wytypowanych wcześniej parametrów. Otrzymane złącza standardowo zostały poddane badaniom nieniszczącym oraz

niszczącym (obserwacje mikrostruktury, pomiar twardości oraz próba statyczna rozciągania). W kolejnym etapie złącza zostały poddane pełnej obróbce cieplnej składającej się z przesycań i starzenia. Złącza po pełnej obróbce cieplnej również poddano badaniom niszczącym oraz nieniszczącym (rys. 4.3).

Badania wpływu procesu technologicznego na jakość złączy próbek zanieczyszczonych substancjami pochodzącymi z procesów technologicznych, obróbki mechanicznej oraz zabrudzenia magnezją (tab. 4.3) przeprowadzono dla próbek wykonanych wg parametrów jak dla próbek TI3 oraz GS2.



Rys. 4.1. Schemat prowadzenia prac badawczych



Rys. 4.2. Schemat prowadzenia prac badawczych

4.3. Spawanie elektrodą nietopliwą w osłonie gazu objętego (TIG)

Spawanie metodą TIG stali 17-PH oraz nadstopu na osnowie niklu IN718 prowadzono za pomocą robota spawalniczego ABB IRB2600ID oraz źródła spawania Fronius MagicWave 4000, przy użyciu elektrody WC20 o średnicy 3,2mm i kącie ostrzenia 30°. Gazem osłonowym w procesie spawania był argon o czystości 99,999%. Natężenie przepływu gazu osłonowego od strony lica wynosiło $6\pm 0,5$ L/min, natomiast od strony grani $2,5\pm 0,5$ L/min. Zadane parametry spawania zostały dobrane na podstawie badań prowadzonych w pracy doktorskiej. Natomiast warunki prowadzenia procesu dobrano na podstawie wymaganych standardów technologicznych stosowanych w przedsiębiorstwie *Pratt & Whitney Rzeszów*. Spawanie wykonano na przyrządzie spawalniczym posiadającym wkładki miedziane w celu odprowadzenia ciepła. Spawania metodą TIG prowadzono z prądem pulsacyjnym, przebieg prądowy przedstawiono na rysunku 4.3

Parametry spawania stali 17-4PH i nadstopu IN718 przedstawiono w tabelach 4.4 i 4.5. Opis stosowanych skrótów dla parametrów spawania przedstawionych na rysunku 4.3 oraz tabelach 4.4 i 4.5 przedstawiono poniżej:

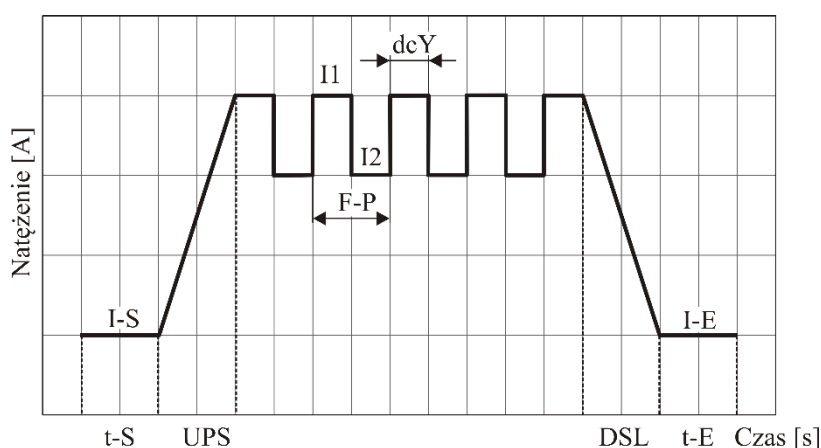
- I-S – prąd startowy
- UPS – czas przejścia prądu startowego do prądu głównego I-1
- I-1 – prąd główny
- I-2 – prąd dolny
- DSL – czas przejścia prądu głównego do prądu końcowego I-E
- I-E – prąd końcowy
- F-P – częstotliwość
- dcY – czas trwania prądu głównego wyrażony w procentach
- t-S – czas trwania prądu startowego
- t-E – czas trwania prądu końcowego
- V_s – prędkość spawania
- U – napięcie

Tabela 4.4. Parametry spawania stali 17-4PH metodą TIG

Numer próbki	Parametry											
	I-S [A]	UPS [s]	I-1 [A]	I-2 [A]	DSL [s]	I-E [A]	F-P [Hz]	dcY [%]	t-S [s]	t-E [s]	V _s [mm/s]	U [V]
GS1	50	0,5	80	40	1,0	8	7	60	0,5	0,5	3	8,7
GS2	50	0,5	90	45	1,0	9	7	60	0,5	0,5	3	8,7
GS3	50	0,5	100	40	1,0	10	7	60	0,5	0,5	3	8,7
GS4	50	0,5	110	55	1,0	11	7	60	0,5	0,5	4	8,7
GS5	50	0,5	80	40	1,0	8	7	60	0,5	0,5	2	8,7
GS6	50	0,5	90	45	1,0	9	2	60	0,5	0,5	3	8,7
GS7	50	0,5	90	45	1,0	9	30	60	0,5	0,5	3	8,7

Tabela 4.5. Parametry spawania nadstopu IN718 metodą TIG

Numer próbki	Parametry											
	I-S [A]	UPS [s]	I-1 [A]	I-2 [A]	DSL [s]	I-E [A]	F-P [Hz]	dcY [%]	t-S [s]	t-E [s]	V _s [mm/s]	U [V]
TI1	16	0,5	80	48	1,0	8	5	50	1,0	0,5	4,0	8,8
TI2	16	0,5	80	48	1,0	8	5	50	1,0	0,5	4,5	8,8
TI3	17	0,5	85	55	1,0	8,5	5	50	1,0	0,5	4,5	8,8
TI4	17	0,5	85	55	1,0	8,5	15	50	1,0	0,5	4,5	8,8
TI5	17	0,5	85	55	1,0	8,5	2	50	1,0	0,5	4,5	8,8
TI6	17	0,5	85	55	1,0	8,5	2	35	1,0	0,5	4,5	8,8



Rys. 4.3. Przebieg zmiany natężenia prądu podczas spawania z prądem pulsacyjnym

4.4. Spawanie wiązką elektronów (EBW)

Połączenia spawane dla stali 17-4PH uzyskano przy użyciu urządzenia spawalniczego STEIGERWALD STRAHLTECHNIK KS54-G150KM, natomiast dla nadstopu IN718 STEIGERWALD STRAHLTECHNIK KS15-G150KM. Dokładne parametry stosowane w procesach spawania podano w tabelach 4.6 i 4.7. Podczas spawania stosowano próżnię 10^{-4} T. Na końcach próbek wykonano spoiny punktowe (przechwywanie) w celu uniknięcia powstawania szczeliny w trakcie spawania.

Parametry spawania wiązką elektronów (EBW) stali 17-4PH i nadstopu IN718 przedstawiono w tabelach 4.6 i 4.7. Opis stosowanych skrótów dla parametrów spawania przedstawiono poniżej:

- U – napięcie [kV],
- I – natężenie [mA],
- FOC – prąd ogniskowania wiązki elektronów [mA],
- V – prędkość spawania [mm/s];
- Odchylenie: b – kształt oscylacji wiązki elektronów,
- x – odchylenie w osi x [mm],
- y – odchylenie w osi y [mm],
- Hz – częstotliwość [Hz]

Tabela 4.6. Parametry spawania stali 17-4PH metodą EBW

Numer próbki	Operacje	U [kV]	I [mA]	FOC [mA]	V [mm/s]	Odchylenie			
						x[mm]	y[mm]	Hz	b
ES1	Przechwywanie	120	5	-10	20	0,6	0,6	800	kołowe
	Spawanie	120	14,5	-40	20	0,9	0,9	800	kołowe
	Wyglądanie	120	9,5	90	20	1,9	1,9	800	kołowe
ES2	Przechwywanie	120	5	-10	20	0,6	0,6	800	kołowe
	Spawanie	120	14,5	-40	20	0,9	0,9	800	kołowe
ES3	Przechwywanie	120	5	-10	20	0,6	0,6	800	kołowe
	Spawanie	120	7	0	20	0,2	0,2	800	kołowe
ES4	Przechwywanie	120	5	-10	20	0,6	0,6	8000	kołowe
	Spawanie	120	14,5	-40	20	0,9	0,9	8000	kołowe
ES5	Przechwywanie	120	5	-10	20	0,6	0,6	800	kołowe
	Spawanie	120	7	0	20	0,2	0,2	8000	kołowe
	Wyglądanie	120	7	90	20	1,2	1,2	8000	kołowe
ES6	Przechwywanie	120	5	-10	20	0,6	0,6	800	kołowe
	Spawanie	120	7	0	20	0,2	-	8000	w X-ie
ES7	Przechwywanie	120	5	-10	20	0,6	0,6	800	kołowe
	Spawanie	120	14,5	-40	20	0,9	-	8000	w X-ie

Tabela 4.7. Parametry spawania IN718 metodą EBW

Numer próbki	Operacje	U [kV]	I [mA]	FOC [mA]	V [mm/s]	Odchylenie			
						x[mm]	y[mm]	Hz	b
EI1	Przechwywanie	120	1,5	0	16	0,2	0,2	800	kołowe
	Spawanie	120	7,2	-10	16	1,2	1,2	800	kołowe
	Wyglądanie	120	6,5	120	20	1,2	1,2	800	kołowe
EI2	Przechwywanie	120	1,5	0	16	0,2	0,2	800	kołowe
	Spawanie	120	7,2	-10	16	1,2	1,2	800	kołowe
EI3	Przechwywanie	120	1,5	0	16	0,2	0,2	800	kołowe
	Spawanie	120	3,3	-10	16	0,3	0,3	800	kołowe
EI4	Przechwywanie	120	1,5	0	16	0,2	0,2	800	kołowe
	Spawanie	120	4,1	-10	16	0,3	0,3	800	kołowe
EI5	Przechwywanie	120	1,5	0	16	0,2	0,2	800	kołowe
	Spawanie	120	4,5	-10	16	0,3	0,3	800	kołowe
EI6	Przechwywanie	120	1,5	0	16	0,2	0,2	8000	kołowe
	spawanie	120	7,2	-10	16	1,2	1,2	8000	kołowe
EI7	Przechwywanie	120	1,5	0	16	0,2	0,2	8000	kołowe
	Spawanie	120	4,8	-10	16	0,3	0,3	8000	kołowe
EI8	Przechwywanie	120	1,5	0	16	0,2	0,2	8000	kołowe
	Spawanie	120	4,1	-10	16	0,3	0,3	8000	kołowe

4.5. Obróbka cieplna

Próbki dostarczono w stanie przesyconym zgodnie z normami AMS5604 (17-4PH) oraz AMS5596 (IN718). Część próbek przed procesem spawania została poddana obróbce cieplnej. Próbki ze stali 17-4PH poddano przesycaaniu w temperaturze 1040°C/1h i starzeniu 550°C/4h (rys. 4.4) oraz przestarzeniu w temperaturze 760°C/2h+550°C/4h (rys. 4.5). Próbki z nadstopu na osnowie niklu IN718 poddano przesycaaniu 960°C/1h i starzeniu 720°C/8h +620°C/8h (rys. 4.6). Obrobione cieplnie blachy zostały poddane spawaniu wg wcześniej wytypowanych parametrów, nazwy próbek przedstawiono w tabelach 4.8 oraz 4.9.

Następnie uzyskane złącza spawane poddano obróbce cieplnej zwanej „finalną” obróbką cieplną. Finalna obróbka cieplna dla stali jak i nadstopu na osnowie niklu IN718 składała się z zabiegów przesycaania i starzenia. Złącza spawane ze stali 17-4PH poddano obróbce cieplnej zgodnej z rysunkiem 4.4, natomiast IN718 z rysunkiem 4.6. Złącza spawane poddane obróbce cieplnej oznaczono dodatkowo literą „p” - przykładowo złącze spawane z parametrami GS2 poddane obróbce przyjęło nazwę GS2p.

Obróbkę cieplną stali 17-4PH przeprowadzono w piecu Seco/Warwick 2,0-VVPEH-8656MH, natomiast nadstopu na osnowie niklu IN718 w Seco/Warwick VP-4050/72H.

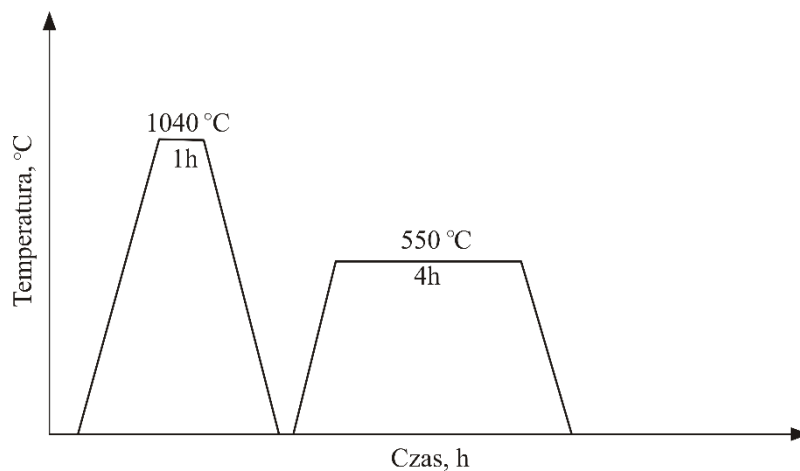
Wartości temperatury oraz czasu wytrzymania dla operacji przesycania oraz starzenia obrano zgodnie z danymi przedstawionymi w literaturze.

Tabela 4.8. Oznaczenia otrzymanych złączy spawanych ze stali 17-4PH w zależności od stanu wyjściowego materiału podstawowego

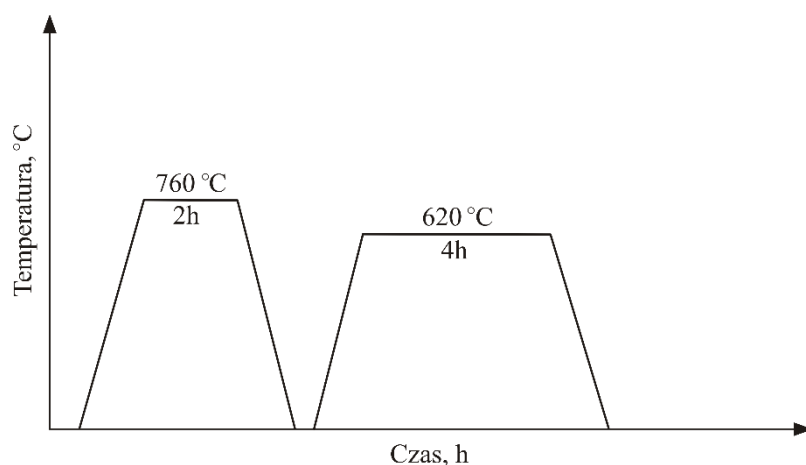
Parametry spawania	Nazwa próbki	
	Przestarzenie 760°C/2h + 620°C/4h	Przesycanie 1040°C/1h + starzenie 550°C/4h
GS2	GS12	GS22
ES2	E12	ES22

Tabela 4.9. Oznaczenia otrzymanych złączy spawanych z nadstopu niklu IN718 w zależności od stanu wyjściowego materiału podstawowego

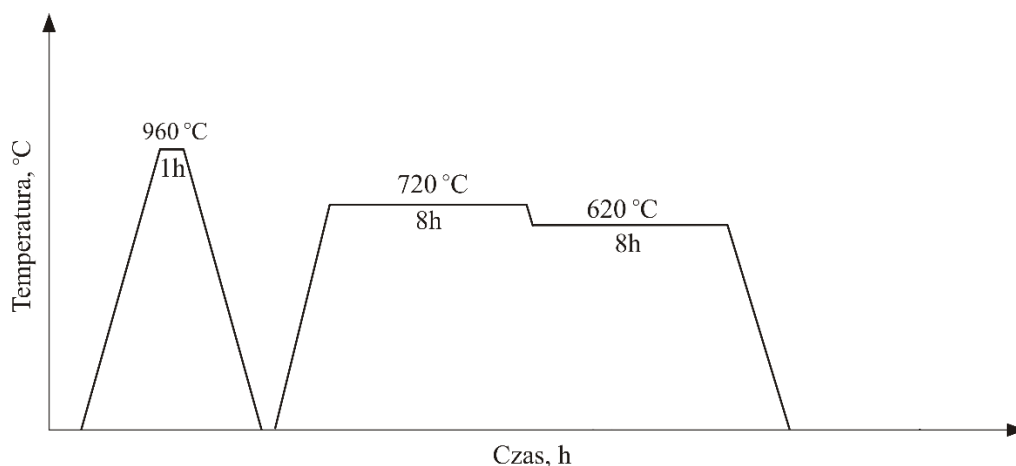
Parametry spawania	Nazwa próbki
	Przesycanie 960°C/1h + starzenie 720°C/8h + 620°C/8h
TI3	TI13
EI5	EI15



Rys. 4.4. Schemat procesu umacniania wydzieleniowego stali 17-4PH: przesycania oraz starzenia sztucznego



Rys. 4.5. Schemat zabiegu przestarzenia stali 17-4PH



Rys. 4.6. Schemat procesu umacniania wydzieleniowego nadstopu niklu IN 718: przesycanie oraz starzenie sztuczne

4.6. Badania nieniszczące

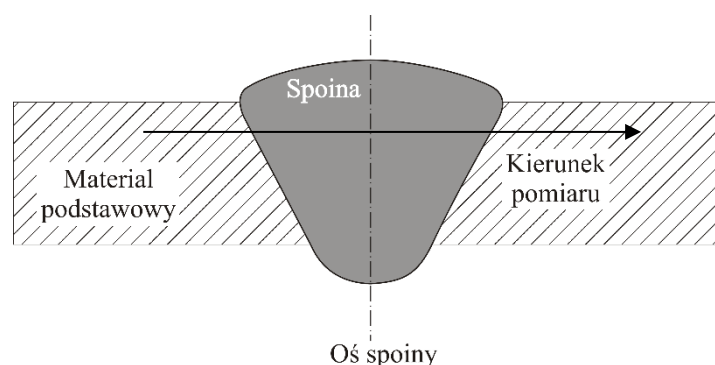
W ramach badań nieniszczących przeprowadzono fluoroscencyjną kontrolę penetracyjną (FPI) oraz kontrolę rentgenowską (RTG). Do kontroli FPI wykorzystano penetrant o wysokiej czułości Magnaflux ZL-67 oraz wywoływacz Magnaflux ZP-4B. Czas oddziaływania penetrantu na otrzymane złącze oraz czas wywoływania wynosił 15 ± 5 minut. Kontrolę RTG wykonano wykorzystując radiografię cyfrową przy użyciu lampy mikroogniskowej Open Microfocus ZXWT-225-RAC, detektora Varex XRD 3025N-G22-J, pixel pitch $100 \mu\text{m}$.

4.7. Badania mikrostruktury

Badania mikrostruktury złączy spawanych prowadzono z użyciem mikroskopów optycznych Nikon Epiphot 300 i DMI 3000M firmy Leica oraz skaningowego mikroskopu elektronowego SEM Hitachi S-3400N z przystawką EDS do mikroanalizy rentgenowskiej. Zgłady metalograficzne ze stali 17-4PH oraz nadstopu niklu IN718 przygotowano metodami standardowymi. Wypolerowane próbki trawiono chemiczne odczynnikami Kalling'a.

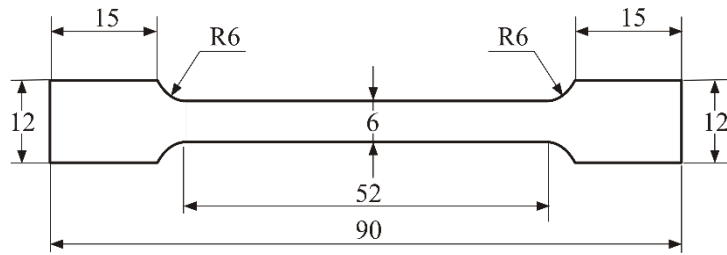
4.8. Badania właściwości mechanicznych

Badania właściwości mechanicznych obejmowały pomiary twardości oraz próbę statyczną rozciągania. Pomiar twardości złączy spawanych wykonano z użyciem twardościomierza Innovatest Nexus 4303, metodą Vickersa przy obciążeniu 500g ($HV_{0,5}$) dla stali 17-4PH oraz 300g ($HV_{0,3}$) dla nadstopu na osnowie niklu IN718. Pomiary wykonano w obszarze złącza spawanego. Punkt „0” znajdował się w osi spoiny jak schematycznie przedstawiono rysunku 4.7. Na każdej próbce wykonano serię pomiarów obejmując materiał rodzimy oraz złącze spawane. Pomiary wykonano na przekroju poprzecznym próbek szlifowanych oraz polerowanych.



Rys. 4.7. Schemat przedstawiający kierunek i sposób prowadzenia pomiaru mikrotwardości w obszarze złącza

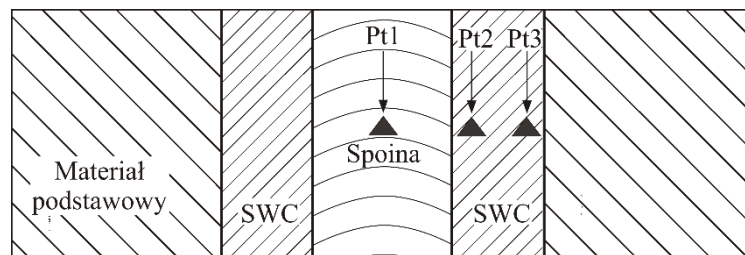
W ramach badań właściwości mechanicznych otrzymanych złączy przeprowadzono również próbę statyczną rozciągania, która została wykonana zgodnie z normą PN-EN ISO 6892-1:2020-05 na uniwersalnej maszynie wytrzymałościowej INSTRON 8801. Zastosowano próbki płaskie o wymiarach podanych na rysunku 4.8. Wyznaczono umowną granicę plastyczności $R_{0,2}$, wytrzymałość na rozciąganie R_m oraz wydłużenie względne A_5 .



Rys. 4.8. Kształt i wymiary próbek stosowanych do wyznaczenia właściwości mechanicznych w statycznej próbie rozciągania

4.9. Naprężenia własne

Naprężenia własne w obszarze złącza spawanego określono z użyciem dyfraktometru ProtoiXRD firmy Proto Manufacturing. Do obliczenia wartości naprężeń własnych stosowano metodę $\sin^2\psi$ oraz program komputerowy XRD Win 2.0. Stosowano wiązkę promieniowania rentgenowskiego $\text{CuK}\alpha$ o długości fali $\lambda = 0,154 \text{ nm}$ i średnicy 1 mm, napięcie anodowe 20 kV i prąd anodowy 4 mA. Naprężenia własne wyznaczono dla siedmiu różnych wartości kąta ψ w zakresie od -30° do 30° . Wartość naprężeń własnych określono dla próbek ze stali 17-4 PH. Materiał spawany cechował się różnym stanem po obróbce cieplnej: ES2 - próbka przesycona $1040^\circ\text{C}/1\text{h}$, ES12 - próbka przestarzona $760^\circ\text{C}/2\text{h} + 620^\circ\text{C}/4\text{h}$ oraz ES22 - próbka przesycona $1040^\circ\text{C}/1\text{h}$ i starzona $550^\circ\text{C}/4\text{h}$. Pomiaru zostały wykonane w 3 punktach (rys. 4.9). Punkt pierwszy znajdował się w spoinie, punkt drugi w strefie wpływu ciepła SWC tuż przy granicy wtopienia, ostatni punkt w strefie wpływu ciepła SWC w odległości szerokości spoiny.



Rysunek 4.9. Rozmieszczenie punktów pomiaru naprężeń własnych w próbkach

5. WYNIKI BADAŃ

5.1. Stal 17-4PH

5.1.1. Kontrola nieniszcząca

W celu oceny jakości złączy spawanych przeprowadzono kontrolę nieniszcząca, która obejmowała kontrolę wizualną, fluorescencyjną kontrolę penetracyjną (FPI) oraz kontrolę rentgenowską (RTG) (tab. 5.1-5.2). W pierwszym kroku, w celu wykrycia wad powierzchniowych takich jak: nieciągłości spoiny, brak przetopu, pory, pęknięcia, podcięcia czy podtopienia wykonano kontrolę wizualną złączy spawanych. Obniżenia lica spoiny o wartości nieprzekraczającej 0,15mm nie zostały zakwalifikowane jako wady spawalnicze.

Tabela 5.1. Wyniki kontroli nieniszczącej próbek ze stali 17-4PH spawanych metodą TIG

Numer próbki	Kontrola wizualna	Kontrola FPI	Kontrola RTG
GS1	Brak przetopu	Brak przetopu	Brak przetopu Pora w osi spoiny
GS2	Brak wad	Brak wad	Brak wad
GS2p	Brak wad	Brak wad	Brak wad
GS3	Brak wad	Brak wad	Brak wad
GS4	Brak wad	Brak wad	6 por na krawędzi spoiny
GS5	Brak wad	Brak wad	Drobna pora na krawędzi spoiny
GS6	Brak wad	Brak wad	Brak wad
GS7	Brak wad	Brak wad	Brak wad
GS12	Brak wad	Brak wad	Brak wad
GS12p	Brak wad	Brak wad	Brak wad
GS22	Brak wad	Brak wad	Brak wad
GS22p	Brak wad	Brak wad	Brak wad

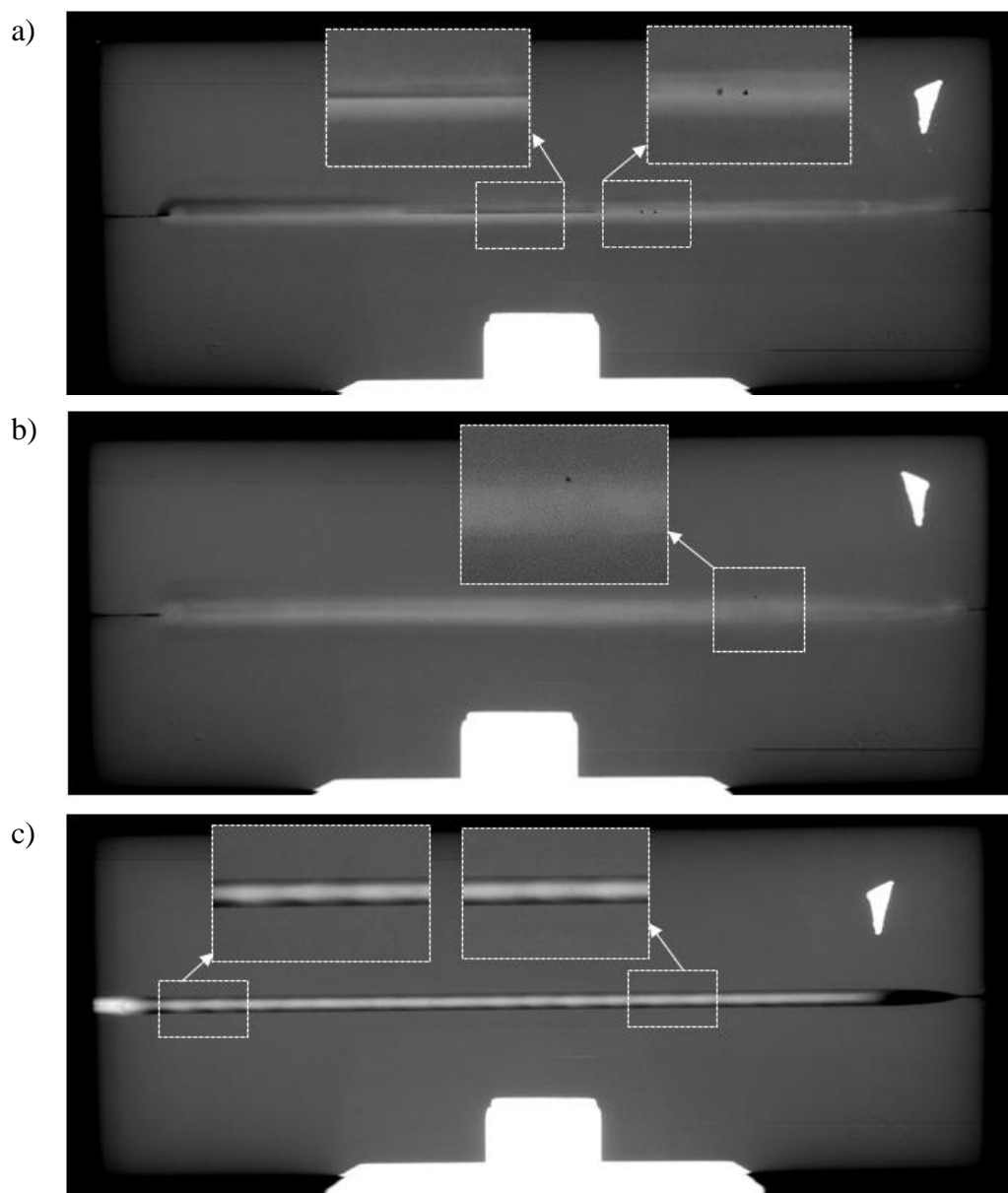
Tabela 5.2. Wyniki kontroli nieniszczącej próbek ze stali 17-4PH spawanych metodą EBW

Numer próbki	Kontrola wizualna	Kontrola FPI	Kontrola RTG
ES1	Brak wad	Brak wad	Brak wad
ES2	Brak wad	Brak wad	Brak wad
ES2p	Brak wad	Brak wad	Brak wad
ES3	Brak wad	Brak wad	Brak wad
ES4	Podtopienie	Brak wad	Podtopienie
ES5	Brak wad	Brak wad	Brak wad
ES6	Podtopienie	Brak wad	Podtopienie
ES7	Podtopienie	Brak wad	Podtopienie
ES12	Brak wad	Brak wad	Brak wad
ES12p	Brak wad	Brak wad	Brak wad
ES22	Brak wad	Brak wad	Brak wad
ES22p	Brak wad	Brak wad	Brak wad

Przeprowadzono również kontrolę FPI, której zadaniem było ujawnienie pęknięć, mikropęknięć, przyklejeń i innych wad powierzchniowych. Kontrola RTG miała za zadanie ujawnienie wad znajdujących się złącza spawanym, najczęściej wykrywaną wadą była porowatość. Wyniki kontroli przedstawiono w tabelach 5.1, 5.2.

Na próbce GS1 (rys 5.1a) ujawniony jest brak przetopu w części środkowej próbki widoczny w postaci ostrej krawędzi. W dalszej części próbki widoczne są pory znajdujące się w osi spoiny, równocześnie będąc w linii z niezatopioną krawędzią. Wady w postaci por umiejscowionych w osi spoiny są spotykane w obszarze produkcyjnym. Praktyka produkcyjna oraz wyniki otrzymane na próbce potwierdzają, że dla stali 17-4PH porowatość ułożona w „łańcuszku” w osi spoiny bezpośrednio wiąże się z niepoprawnie dobranymi parametrami spawania. W przypadku zbyt niskiego prądu spawania mogą pojawiać się wady w postaci niezatopionej krawędzi materiału spawanego jak i porowatości występującej na krawędziach łączonych materiałów. W takim przypadku zalecane jest zwiększenie parametrów prądowych. Potwierdza to wykonanie próbki GS2, gdzie w odniesieniu do próbki GS1 zostały zwiększony górny prąd spawania I-1 o 10A oraz prąd dolny I-2 o 5A. Zapewniło to wykonanie złącza spawanego bez wad (tab. 5.1). Na próbce GS5 na granicy wtopienia występuje drobna porowatość (rys 5.1b). Próbką ta była spawana z najniższą prędkością z spośród wytypowanych parametrów spawania. Przygotowanie do spawania próbek było jednakowe dla wszystkich złączy. Porowatość taka może być spowodowana nieodpowiednim doбором parametrów spawania. Dobór parametrów obejmuje zarówno parametry prądowe jak i parametry związane z przepływem gazu ochronnego. Powodem występowania wad spawalniczych może być niepoprawne dostarczenie gazu ochronnego, nieodpowiednie natężenie gazu zarówno od strony lica jak i grani, czy też nierównomierny strumień gazu wynikający z zanieczyszczenia

sitka palnika lub oprzyrządowania. Warunki krystalizacji jeziora spawalniczego mogą także przyczynić się do powstania por czy pustek na granicy wtopienia. Obecność drobnych por w złączach na reprezentatywnych próbkach potwierdza skłonność do powstawania tego typu wad dla badanej stali 17-4 PH.



Rys. 5.1. Zdjęcia po kontroli RTG: a) próbka GS1, b) próbka GS5, c) próbka ES7

W praktyce produkcyjnej podczas spawania w trybie pół-automatyzowanym mają miejsce przypadki występowania dużych skupisk porowatości przy granicy wtopienia. Wady takie naprawiane są przez ponowne spawanie. Na próbkach reprezentatywnych wady te nie zostały odtworzone w skali umożliwiającej przeprowadzenia analizy określenia jednoznacznego źródła powstania wad. Ilość wskazań dopuszczalnych jest zależna od

wymagań jakie są narzucone od strony konstrukcyjnej. Część porowatości niewystępującej w skupiskach jest dopuszczalna w praktyce produkcyjnej zgodnie z przyjętymi standardami. Natomiast celem postawionym przez firmę *Pratt & Whitney* jest dążenie do uzyskania złączy, w których wskazania występowania wad są ograniczone do minimum. W przypadku spawania wiązką elektronów (EBW) otrzymane złącza nie posiadały wad w postaci porowatości. Natomiast zarówno kontrola wizualna jak i kontrola RTG ujawniła obniżenia na spoinie występujące przy krawędziach wtopienia. Wada ta jest efektem zastosowania zbyt dużego prądu spawania i miejscowym obniżeniem zlokalizowanym przy licu spoiny (rys 5.1c).

Zastosowanie obróbki cieplnej materiału podstawowego, która zmieniła stan wyjściowy materiału przyjętego do spawania i badań, a także zastosowanie „finalnej” obróbki cieplnej na wykonanych złączach spawanych nie wpłynęło negatywnie na jakość złączy. Na podstawie wyników kontroli nieniszczącej, wizualnej oceny złącza oraz szerokości lica spoiny wybrano parametry reprezentatywne, wg których prowadzono dalsze badania. Parametry te mogłyby znaleźć zastosowanie w technologii produkcji części konstrukcyjnych wytwarzanych w firmie *Pratt & Whitney* charakteryzujących się taką samą grubością materiałów spawanych.

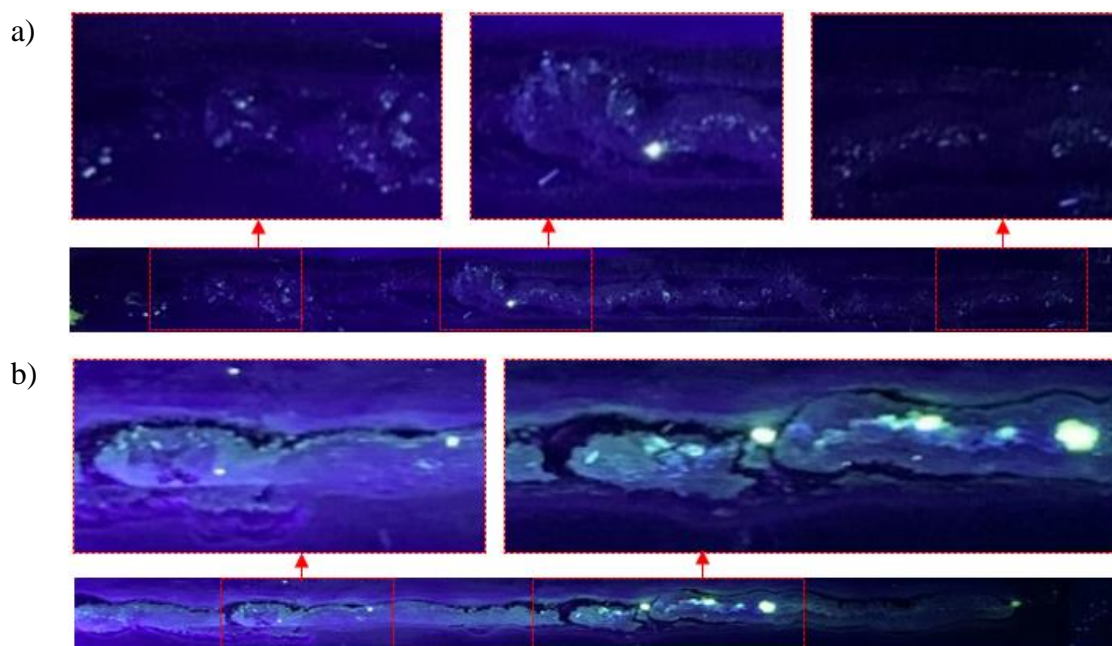
Kontrolę NDT przeprowadzono również dla próbek, których proces przygotowania do spawania był różny od standardowego procesu technologicznego stosowanego w zakładzie produkcyjnym. Celem badania było określenie wpływu zanieczyszczeń podchodzących z innych procesów produkcyjnych na jakość złączy spawanych. Schemat przygotowania do spawania oraz wprowadzone zanieczyszczenia wraz z wynikami kontroli zostały przedstawione w tabeli 5.3.

Wprowadzenie zanieczyszczeń miało za zadanie określenie wpływu ich występowania na jakość otrzymanych złączy spawanych. Zanieczyszczenie chłodziwem, pochodzącym z procesu obróbki mechanicznej, pozostawionym na próbkach przez dwa tygodnie nie wpłynęło na powstanie wad w złączu spawanym. W przypadku spawania próbki zanieczyszczonej chłodziwem bezpośrednio przed spawaniem i przemyciu próbek alkoholem powstały wskazania drobnych wad spawalniczych ujawnione podczas kontroli FPI. Część chłodziwa mogła nie zostać całkowicie usunięta w trakcie przemywania alkoholem i podczas spawania chłodziwo mogło ulec parowaniu w wyniku działania ciepła łuku, co przyczyniło się do powstania wad.

Tabela 5.3. Wyniki kontroli próbek określających wpływ procesu przygotowania do spawania na jakość złączy

Numer próbki	Przygotowanie powierzchni	Kontrola FPI	Kontrola RTG
S1	Zanieczyszczenie chłodziwem (2tyg przed spawaniem) → zacyzyszczenie powierzchni i krawędzi przeznaczonych do spawania → przemycie alkoholem izopropylowym	Zgodna	Zgodna
S2	Zacyzyszczenie powierzchni i krawędzi przeznaczonych do spawania → zanieczyszczenie chłodziwem (2tyg przed spawaniem) → przemycie alkoholem izopropylowym	Zgodna	Zgodna
S3	Zacyzyszczenie powierzchni i krawędzi przeznaczonych do spawania → Zanieczyszczenie chłodziwem 4h przed spawaniem (próbka mokra) → przemycie alkoholem izopropylowym	Drobne wskazania od strony lica	Zgodna
S4	Zabrudzenie magnezją	Niezgodna	Zgodna

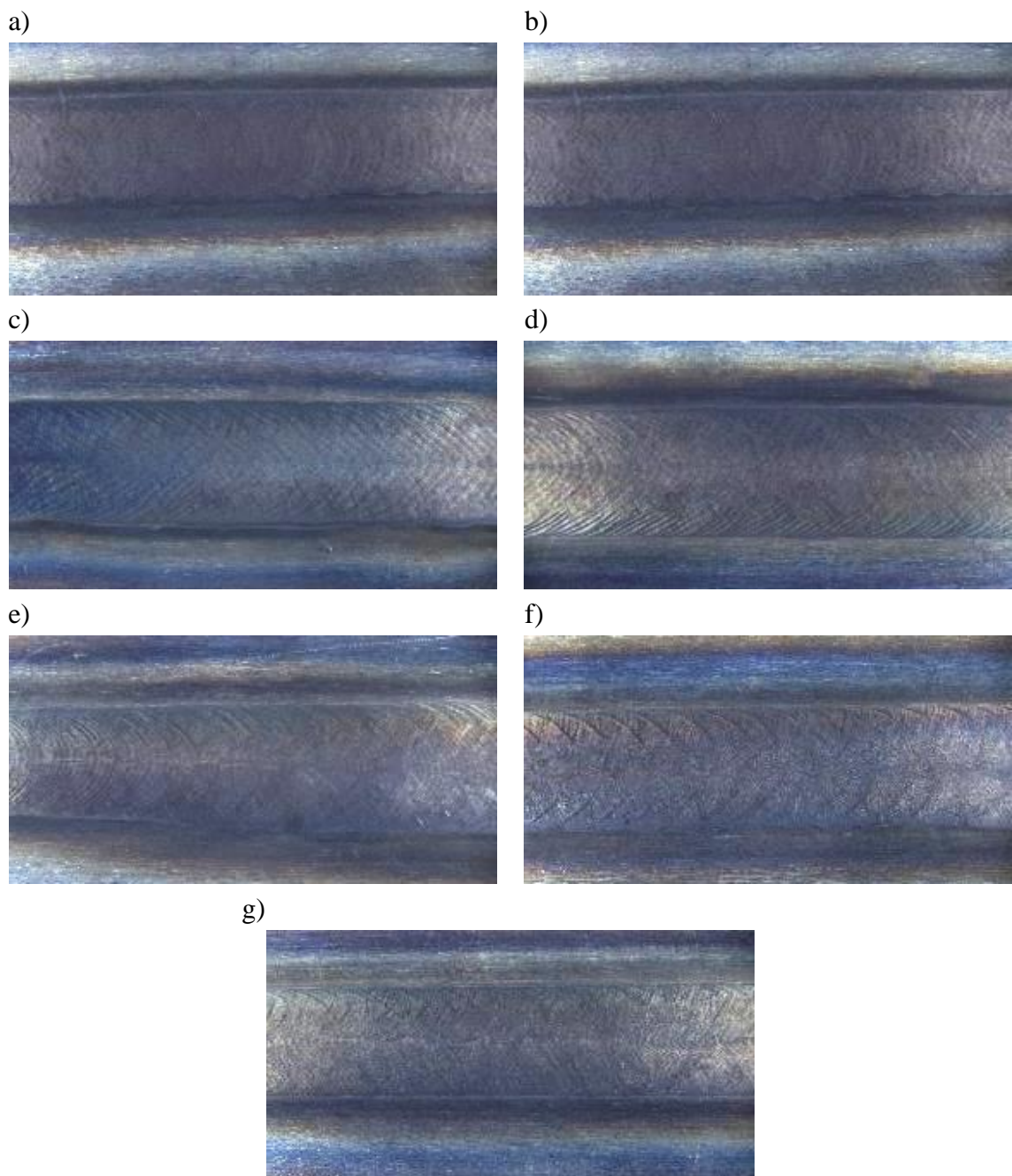
Zanieczyszczenie magnezją znacząco wpłynęło na jakość złącza spawanego. Widoczne są liczne wskazania zarówno na licu jak i na grani spoiny (rys. 5.2). Potwierdza to tezę, że zanieczyszczenie powierzchni oraz myjek przeznaczonych do mycia detali magnezją jak i chłodziwem przed spawaniem, ma kluczowe znaczenie na jakość złączy wykonanych ze stali 17-4PH. Ważne jest zatem, aby czystość w procesie przygotowania próbek do spawania, jak i podczas spawania, była kluczowym czynnikiem podlegającym kontroli. Zarówno czystość w ośrodkach myjących, stopień zanieczyszczania jak i częstość wymiany środka myjącego będą znacząco wpływały na jakość otrzymanych złączy spawanych. Części przeznaczone do spawania powinny być chronione przed potencjalnym zanieczyszczeniem pochodzącym ze środowiska zewnętrznego.



Rys. 5.2. Próbką S4: a) lico spoiny oraz b) grań spoiny z wadami wykrytymi podczas kontroli FPI

5.1.2. Obserwacje powierzchni

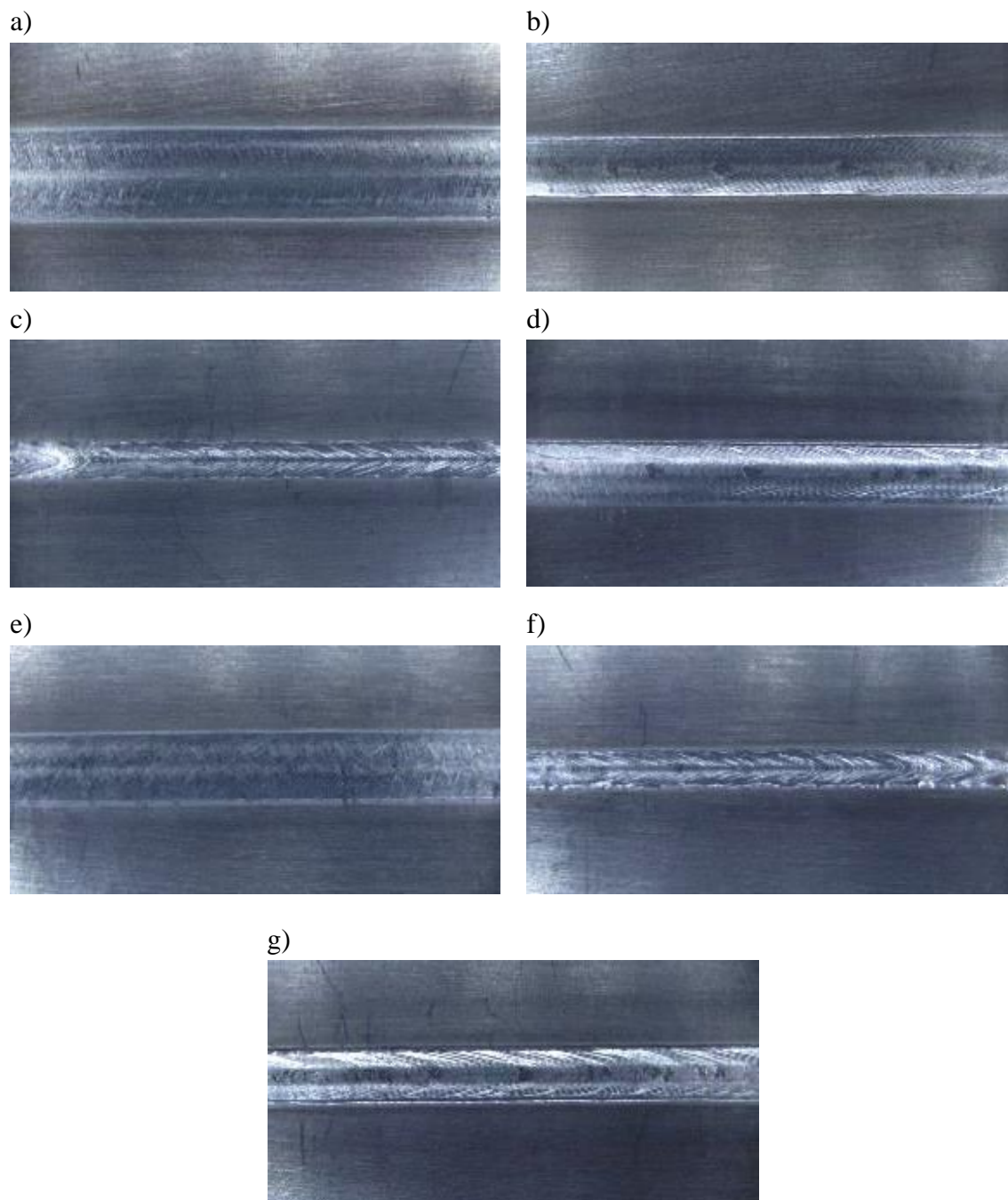
Obserwacje makroskopowe powierzchni złączy ze stali 17-4PH otrzymanych po procesie spawania metodą TIG oraz EBW przedstawiono na rysunkach 5.3 i 5.4. Obserwacje próbek spawanych metodą TIG wykazały, że lico spoiny oraz materiał rodzimy przyległy do spoiny zostały utlenione. Na powierzchni próbek, pomimo stosowania osłony gazu obojętnego, widoczne są od strony lica spoiny tlenki o różnych kolorach. W przypadku stali 17-4PH widoczna jest „łuska” powstała na licu spoiny, wynikająca z zastosowanego spawania prądem stałym z pulsacją. Próbką GS7 spawana z największą częstotliwością odznacza się najmniej widocznymi obszarami przetopionymi (rys. 5.3g). Natomiast próbka GS6, ze względu na małą częstotliwość zastosowaną podczas spawania wynoszącą 2Hz, charakteryzuje się dużymi odległościami między kolejnymi obszarami przetopionymi. Zastosowanie różnej częstotliwości spawania ma znaczący wpływ na wygląd lica spoiny. Dla próbek GS1, GS2, GS5 jeziorko przybrało kształt eliptyczny, natomiast dla GS3 i GS4 zauważalny jest inny wygląd lica spoiny – zakończenie jeziorka przybiera kształt zbliżony do trójkąta, lecz jeziorko nie jest wydłużone, co jest charakterystyczne dla dużych prędkości spawania. Dla próbek spawanych metodą EBW, jeziorko spawalnicze ze względu na dużą prędkość spawania przybrało kształt podłużnego, ostro zakończonego (rys. 5.4). Nie zaobserwowano tlenków na powierzchni próbek, co jest zapewne efektem zastosowania próżni w trakcie prowadzenia procesu spawania.



Rys. 5.3. Powierzchnia lica spoin ze stali 17-4PH otrzymanych metodą TIG, próbka numer: a) GS1, b) GS2, c) GS3, d) GS4, e) GS5, f) GS6, g) GS7

Złącza ES1 oraz ES5 charakteryzują się równym szerszym licem (rys. 5.4a i e), ze względu na zastosowanie podczas spawania wygładzania. Wygładzanie polega na spawaniu charakteryzującym się zastosowaniem niższego natężenia prądu w celu przetopienia lica z częściowym wtopieniem w materiał rodzimy. Proces ten stosuje się w celu nadania łagodnego przejścia między spoiną, a materiałem podstawowym. Często stosowny jest dla spoin, które nie będą poddawane dalszej obróbce mechanicznej mającej na celu usunięcie lica i grani spoiny. Próbki ES3 oraz ES6 odznaczają się wąskim licem spoiny z widocznymi

obszarami przetopionymi (rys. 5.4c i f). Próbki te były spawane z niższym natężeniem prądu wynoszącym 7mA. Próbki spawane z wyższym natężeniem prądu 14,5mA charakteryzują się szerszym licem - ES2, ES4, ES7 (rys. 5.4b, d i g). Dla próbki ES7 widoczne jest obniżenie zlokalizowane przy granicy wtopienia (rys. 5.4e). Próbka ta, w odróżnieniu od próbek ES2 oraz ES4 była spawana z oscylacją X-ową, co mogło przyczynić się do powstania obniżień.



Rys. 5.4. Powierzchnia lica spoin ze stali 17-4PH otrzymanych metodą EBW, próbka numer: a) ES1, b) ES2, c) ES3, d) ES4, e) ES5, f) ES6, g) ES7

5.1.3. Rozmiary spoiny

Na podstawie obserwacji przekrojów poprzecznych złączy spawanych określono wymiary spoin otrzymanych metodą TIG (tab. 5.4). Wymiary wyznaczono na jednym przekroju poprzecznym. Szerokość spoiny w różnych przekrojach może ulegać niewielkim zmianom. Szerokość lica spoiny uzyskanych złączy odznaczających się prawidłowym przetopem wynosi $4,86 \div 5,65$ mm. Natomiast szerokość grani spoiny wynosi od 2,52 do 3,99 mm. Na szerokość lica spoiny mają wpływ przede wszystkim parametry spawania, takie jak: prędkość spawania, natężenie prądu, wysokość prowadzenia elektrody nad powierzchnią spawaną, a także przyrząd spawalniczy - odbiór ciepła podczas spawania. Wysokość elektrody dla otrzymanych próbek jest korygowana przy użyciu systemu WeldGuide, poprzez pomiar napięcia w trakcie spawania. Zapewnia to stabilność i powtarzalność procesu na całej długości spoiny, eliminuje czynnik ludzki związany z ustawieniem elektrody oraz redukuje ryzyko styku elektrody z materiałem podczas deformacji zespołów blaszanych, towarzyszącej procesowi spawania. Na szerokość spoiny wpływać może także częstotliwość oraz wartość natężenia prądu głównego i dolnego. W przypadku małej częstotliwości oraz dłuższego czasu stosowania prądu głównego jezioro spawalnicze poszerza się i widoczna jest duża łuska oraz poszerzenie kolejnych obszarów przetopionych. Zaobserwowano natomiast, że parametr ten ma mniejszy wpływ na szerokość spoiny niż wcześniej wymienione parametry spawania.

Stosunek szerokości lica do grubości blachy wynosi w uśrednieniu 3-3,5 dla zadanych parametrów spawania. Jest to istotna informacja na etapie projektowania komponentów silników lotniczych, ponieważ spoina nie powinna wpływać na sąsiadujące z nią promienie czy fazki. Spoina jest traktowana jako obszar o niższych właściwościach wytrzymałościowych niż jednolity materiał w postaci blachy czy odkuwki. Przy zastosowaniu większej energii spawania oraz przy spawaniu z materiałem dodatkowym spoina może osiągać większe rozmiary. Zależność szerokości lica od grani wynosi od 1,57 do 1,97. Grań spoiny jest stosunkowo węższa od lica spoiny, dlatego istotne jest poprawne ustawianie elektrody nad krawędziami łącznych materiałów oraz zastosowanie odpowiednich parametrów, aby uniknąć wad w postaci niestopionej krawędzi od strony grani. Wymagane jest dostarczenie odpowiednio dużej ilości ciepła, aby nastąpiło pełne wtopienie w materiał spawany.

Tabela 5.4 Wymiary złącz otrzymanych dla próbek ze stali 17-4PH spawanych metodą TIG

Numer próbki	Szerokość lica [mm]	Szerokość grani [mm]	Stosunek szerokość lica do grubości blachy	Stosunek szerokości lica do szerokości grani
GS1	4,48	-	2,8	-
GS2	5,11	3,27	3,2	1,57
GS3	5,65	3,99	3,53	1,42
GS4	5,24	3,00	3,28	1,75
GS5	4,96	2,52	3,10	1,97
GS6	5,34	2,97	3,34	1,80
GS7	4,86	2,93	3,04	1,66

5.1.4. Mikrostruktura złącza spawanego ze stali 17-4PH otrzymanego metodą TIG i EBW

Obserwacje mikroskopowe wykazały, że kształt spoiny dla wszystkich próbek wykonanych metodą TIG jest podobny – w kształcie litery V, z widocznym przewężeniem w środkowej części spoiny (rys. 5.5). Szerokość lica spoiny jest zmienna, zależna od zastosowanych parametrów spawania. W próbce GS1, w której podczas kontroli nieniszczącej wykryto brak przetopu, na przekroju poprzecznym widoczna jest niezatopiona krawędź spoiny (rys 5.5a).

Obserwacje mikroskopowe wykonane dla pozostałych próbek nie ujawniły występowania żadnych wad w postaci por czy pęknięć, w obszarze złącz spawanych. Potwierdza to, że dobrane parametry dla próbek GS2 - GS7 (rys 5.5 c - n) pozwoliły wykonać poprawne złącza wolne od niedopuszczalnych wskazań (wad). W spoinie widoczny jest wzrost dendrytyczny od granicy wtopienia w kierunku osi spoiny (rys. 5.5). Na spoinach nie jest widoczna linia spotkania krystalitów, która sprzyja powstaniu pęknięć krystalizacyjnych.

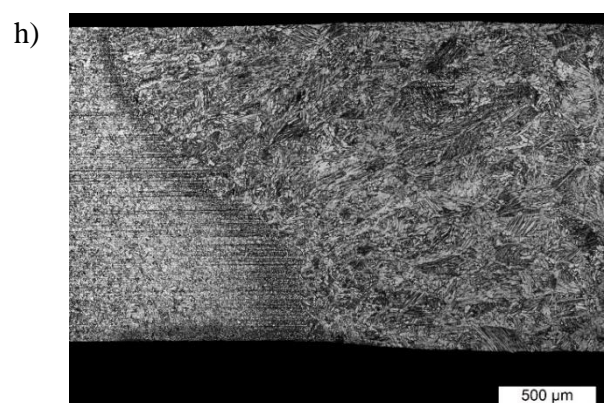
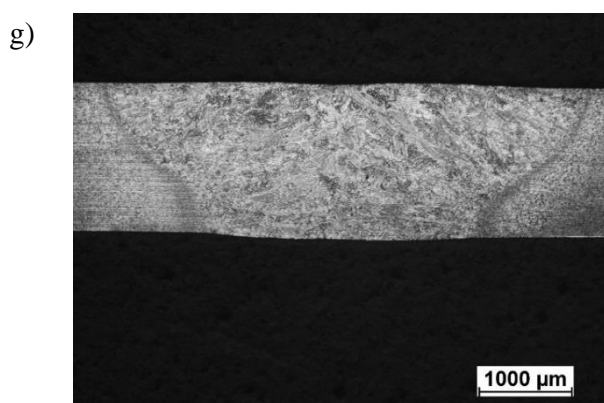
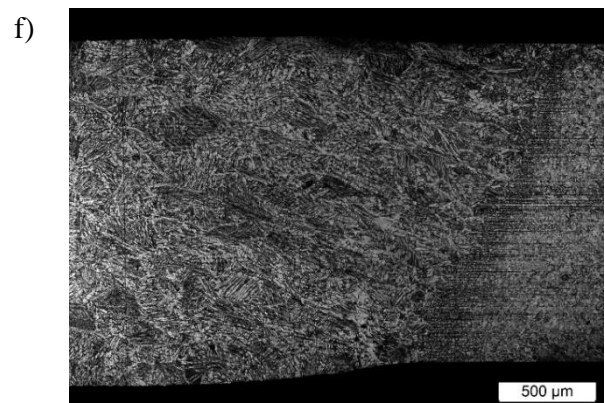
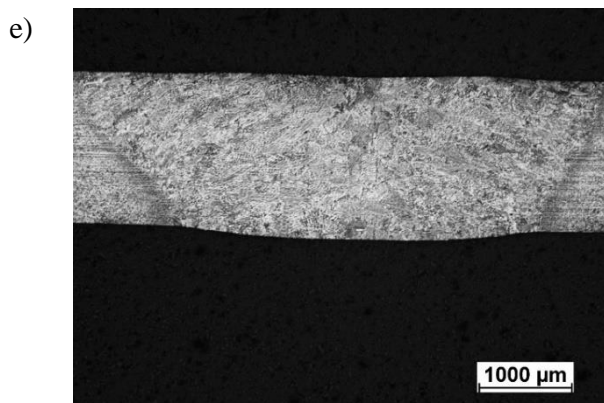
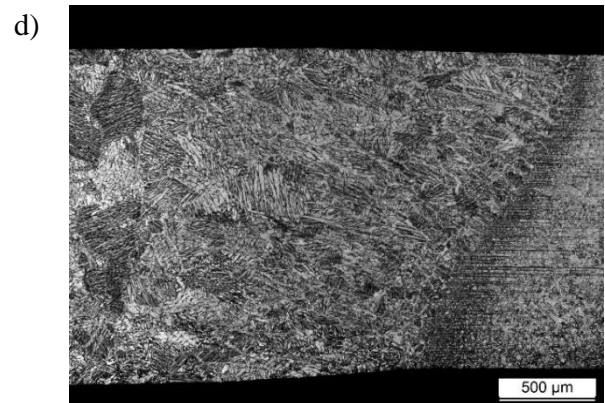
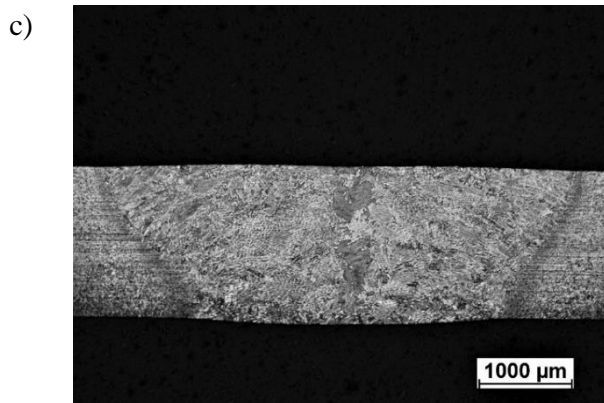
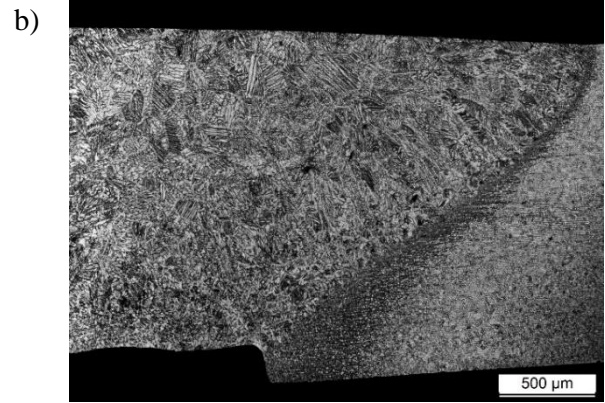
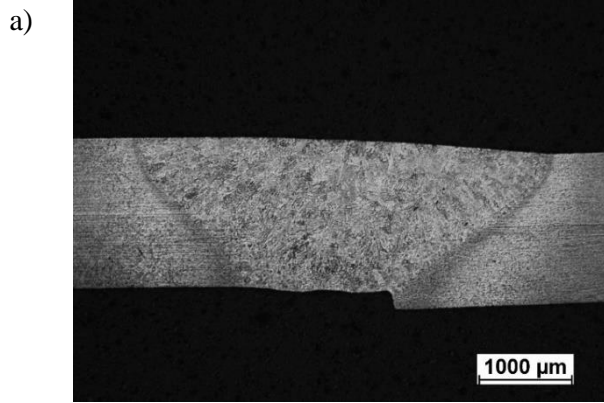
W przypadku spoin uzyskanych metodą EBW można wyodrębnić dwa rodzaje połączeń: spoiny bez zatopienia (ES2, ES3, ES4, ES6 i ES7) oraz z zatopieniem (ES1, ES5) (rys. 5.6). Spoiny z wykonanym dodatkowym przejściem w formie zatopienia lica są stosowane w praktyce produkcyjnej, szczególnie w przypadkach gdy spoina nie jest obrabiana mechanicznie. Zatopienie widoczne jest od strony lica, ma dużo większą szerokość niż spoina łącząca dwa materiały. Spoiny wykonane z zatopieniem odznaczają się wypukłym licem, nie zaobserwowano obniżen czy podcięć.

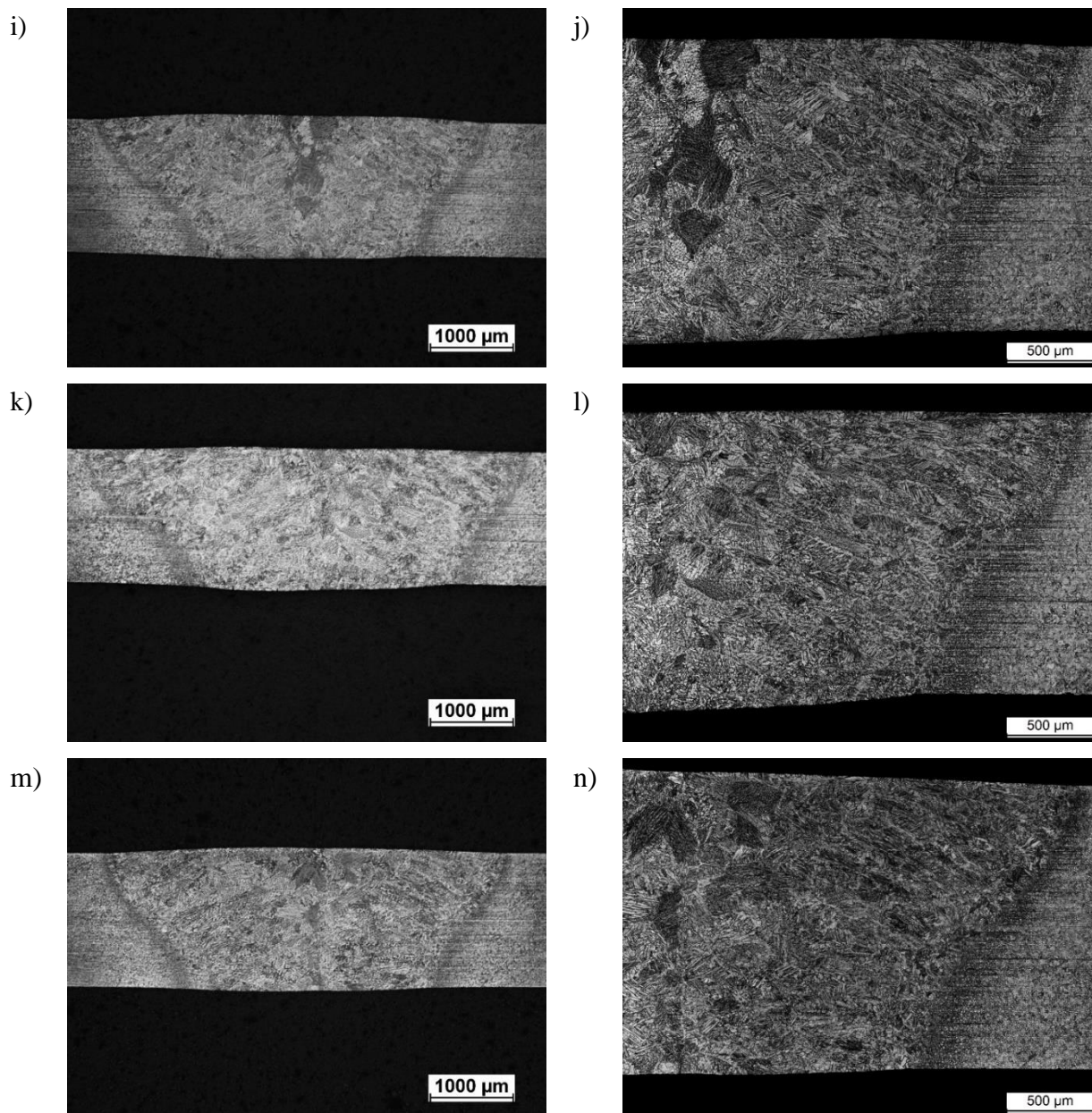
Obserwacje wykazały, że natężenie zastosowanego prądu spawania miało znaczący wpływ na rozmiar i kształt spoin. Spoiny uzyskane przy użyciu większego natężenia prądu 14,5 A (ES1, ES2, ES4, ES7 – rys. 5.6 a, c, g, m) mają kształt litery V i są szersze. Natomiast spoiny uzyskane przy zastosowaniu prądu o mniejszym natężeniu wynoszącym 7A (ES3, ES5,

ES6 – rys. 5.6 e, i, k) charakteryzują się odmiennym kształtem. Spoiny te są węższe, widoczne jest przewężenie przy grani spoiny, zaś sama grań i lico spoiny są nieco szersze – przyjmują kształt podobny do klepsydry. Dodatkowo na próbkach ES3 i ES6 widoczne jest obniżenie przy grani i licu spoiny (rys 5.6 e, k). W praktyce produkcyjnej pewna wartość obniżenia jest dopuszczalna - zależnie od wymagań rysunku konstrukcyjnego. Na zdjęciach mikrostruktury można zaobserwować przesunięcie łącznych krawędzi (rys 5.6 c, g, k), wynika ono z dopasowania powierzchni łączonych przed procesem spawania oraz sposobu zamocowania próbek w przyrządzie spawalniczym. W przypadku próbek spawanych w ramach badań własnych w niniejszej pracy jest ono spowodowane czynnikiem ludzkim. W przypadku części produkcyjnych przesunięcie również może być spowodowane czynnikiem ludzkim - czyli błędnym montażem, ale także niepoprawnymi wymiarami poszczególnych elementów składowych, czy deformacją występującą w trakcie spawania.

W spoinach uzyskanych metodą EBW widoczny jest także wzrost komórkowo dendrytyczny od granicy wtopienia w kierunku osi spoiny (rys 5.6 i 5.7). Krystality spotykają się w osi spoiny tworząc charakterystyczną linię w osi spoiny. Taka morfologia mikrostruktury w spoinie sprzyja powstaniu pęknięć krystalizacyjnych. Jednak dobrane odpowiednie parametry procesu spawania pozwoliły uniknąć obecności tego typu wad.

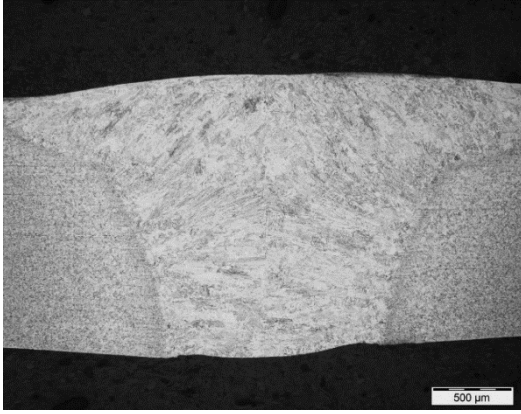
Odmienny charakter mikrostruktury złącz uzyskanych metodą TIG i EBW, wynika z wykorzystania innego źródła ciepła podczas spawania, ale także z zastosowanych parametrów spawania oraz gradientu temperatury, który występuje podczas chłodzenia i krystalizacji jeziorka spawalniczego. Parametrem znacząco różniącym się podczas spawania metodą TIG i EBW była prędkość spawania. W przypadku spawania metodą EBW wynosiła $V_s=20\text{mm/s}$ natomiast metodą TIG - $V_s=2\div 4\text{mm/s}$. W złączach uzyskanych metodą EBW w warstwie zatopionej występującej w połączeniach spawanych (ES1, ES5), widoczny jest wzrost dendrytyczny w kierunku lica spoiny, krystality nie spotykają się w osi spoiny (rys 5.7).



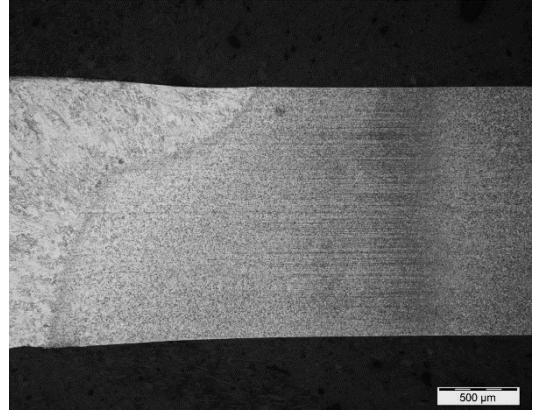


Rys. 5.5. Mikrostruktura złącza spawanego ze stali 17-4PH, otrzymanego metodą TIG, próbka numer: a-b) GS1, c-d) GS2, e-f) GS3, g-h) GS4, i-j) GS5, k-l) GS6, m-n) GS7

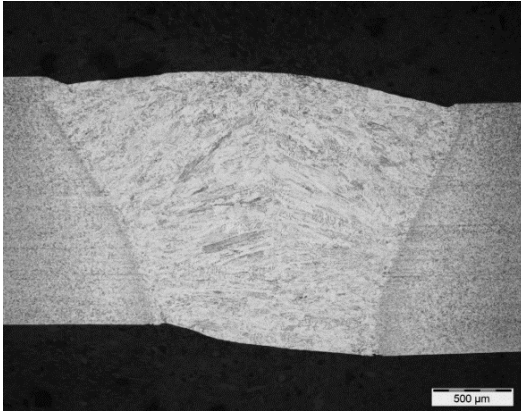
a)



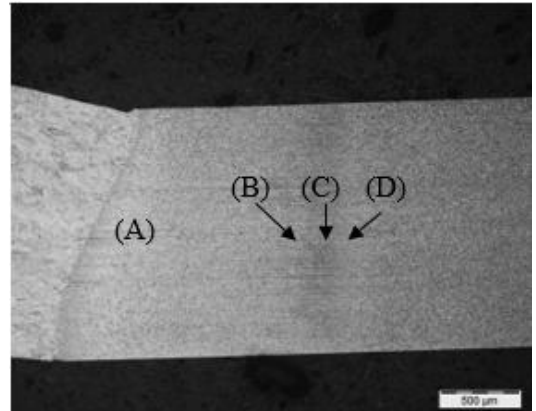
b)



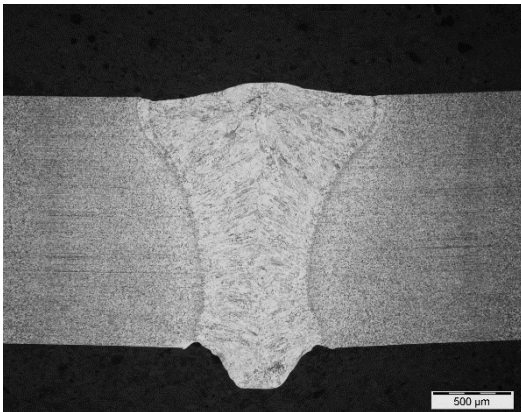
c)



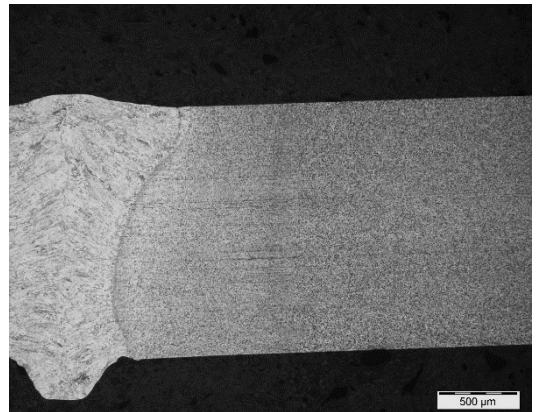
d)



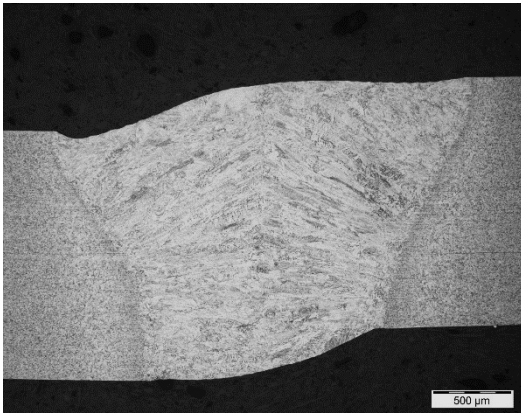
e)



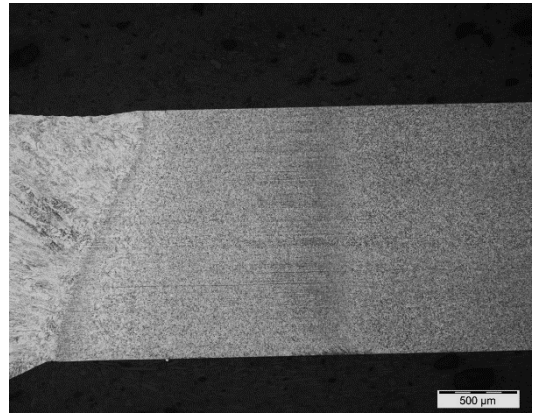
f)

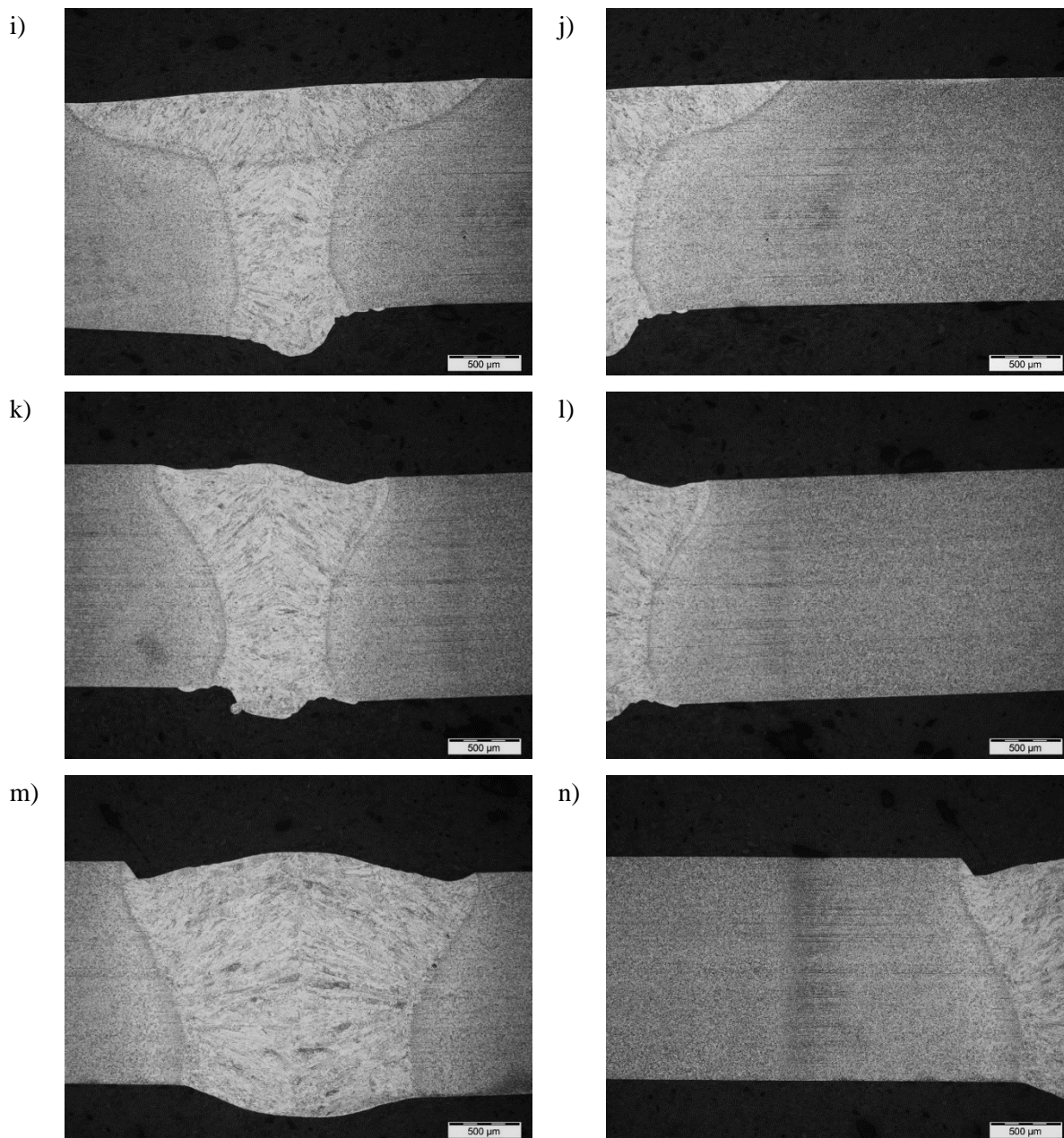


g)



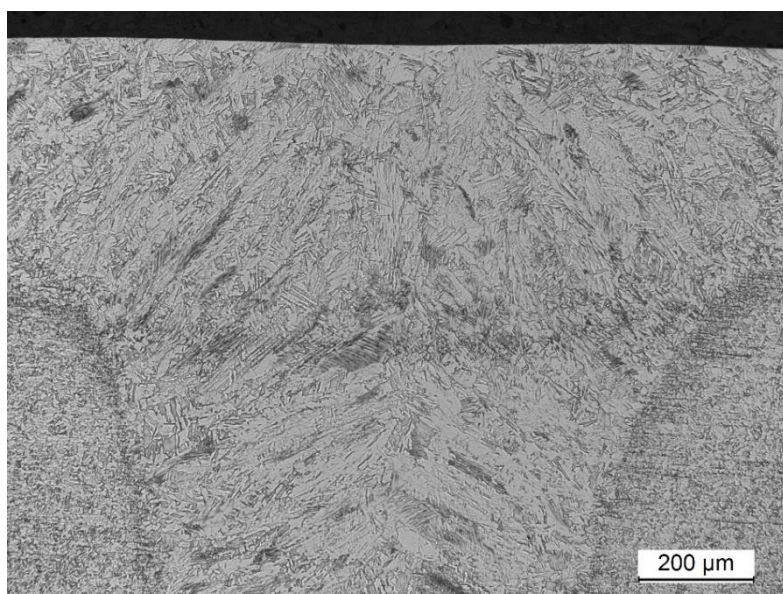
h)



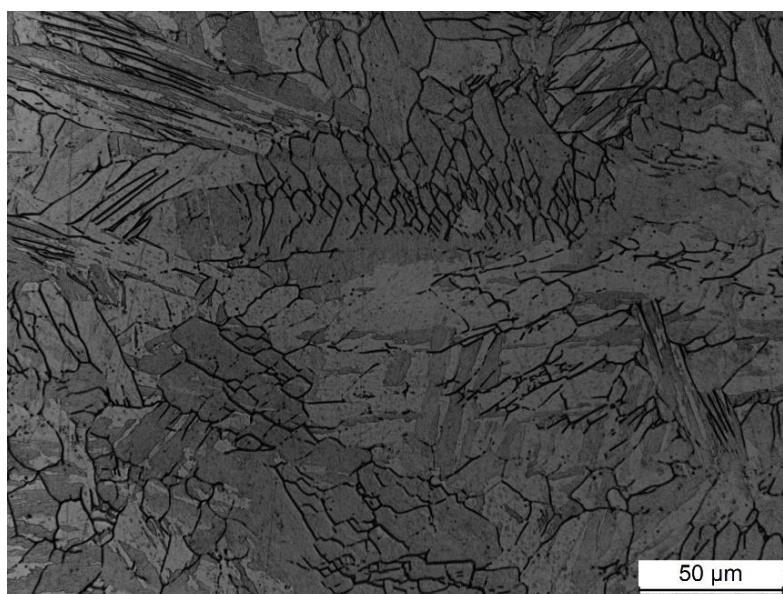


Rys. 5.6. Mikrostruktura złącza spawanego ze stali 17-PH otrzymanego metodą EBW, próbka numer: a-b) ES1, c-d) ES2, e-f) ES3, g-h) ES4, i-j) ES5, k-l) ES6, m-n) ES7

Spoina składa się z martenzytu z widoczną siatką delta ferrytu na graniach pierwotnych ziaren austenitu (rys. 5.8). Dane literaturowe wskazują, że w mikrostrukturze spoiny obecny może być także austenit szczątkowy, ponieważ temperatura przemiany martenzytycznej stali 17-PH jest nieco wyższa od temperatury pokojowej. Temperatura początku przemiany martenzytycznej dla stali 17-PH wynosi M_s - 130°C, a końca M_f - 30°C [23]. Podczas obserwacji mikroskopowej otrzymanych spoin austenit szczątkowy nie został zaobserwowany.

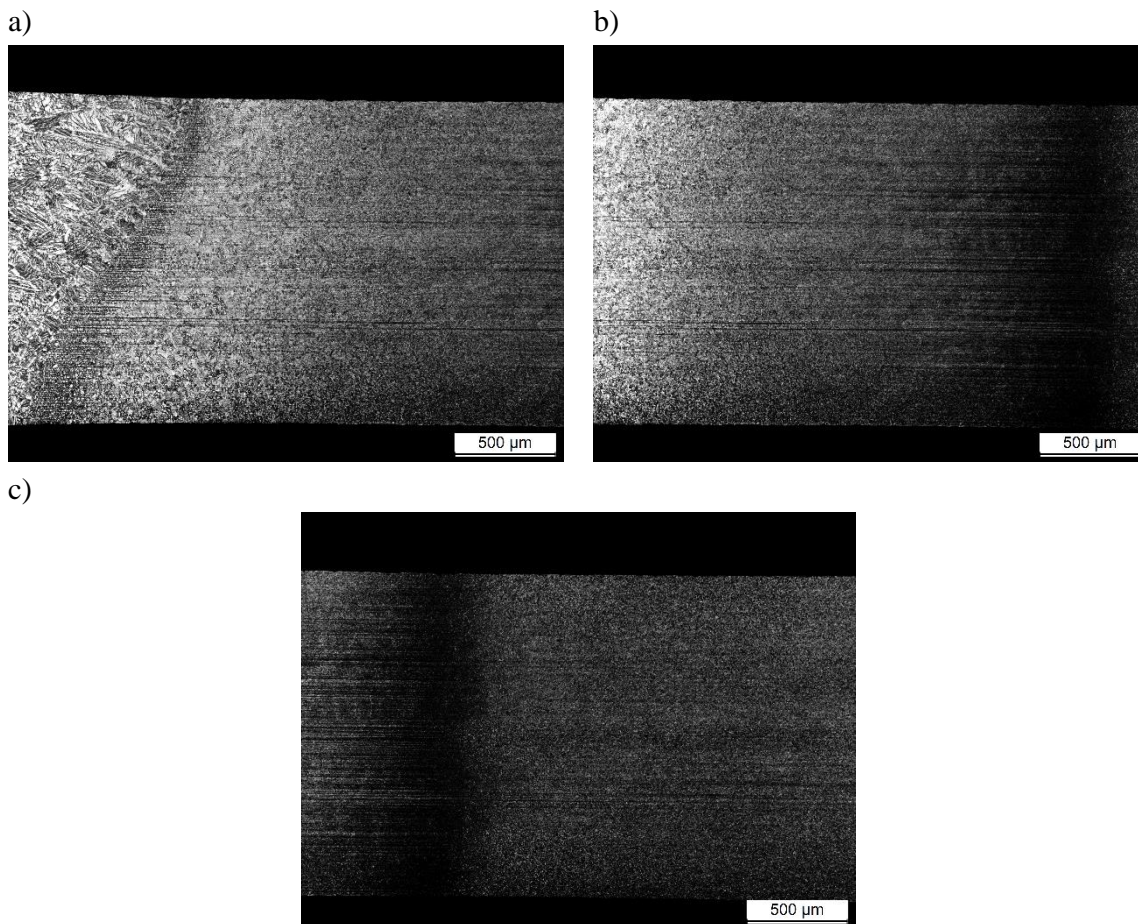


Rys. 5.7. Mikrostruktura spoiny stali 17-PH, próbka ES6



Rys. 5.8. Mikrostruktura spoiny stali 17-PH, próbka GS2

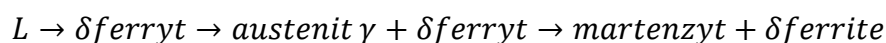
W złączu spawanym bardzo ważną rolę, ze względu na uzyskanie dobrych właściwości połączenia, stanowi obszar strefy wpływu ciepła *SWC*. W wyniku oddziaływania ciepła pochodzącego z łuku spawalniczego, w strefie wpływu ciepła mogą zachodzić przemiany fazowe oraz alotropowe. Zróżnicowanie mikrostruktury w strefie wpływu ciepła przedstawiono na rysunkach 5.5, 5.6 oraz 5.9 - 5.11. Wraz ze wzrostem odległości od spoiny, maleje wysokość temperatury oddziałującej na materiał. Najwyższa wartość temperatury występuje przy granicy wtopienia - ciemniej wytrawiony obszar. Obszar ten jest charakterystyczny dla wszystkich otrzymanych złączy spawanych (rys. 5.5, 5.6, 5.9).



Rys. 5.9. Mikrostruktura w obszarze strefy wpływu ciepła złącza ze stali 17-PH, próbka numer GS2

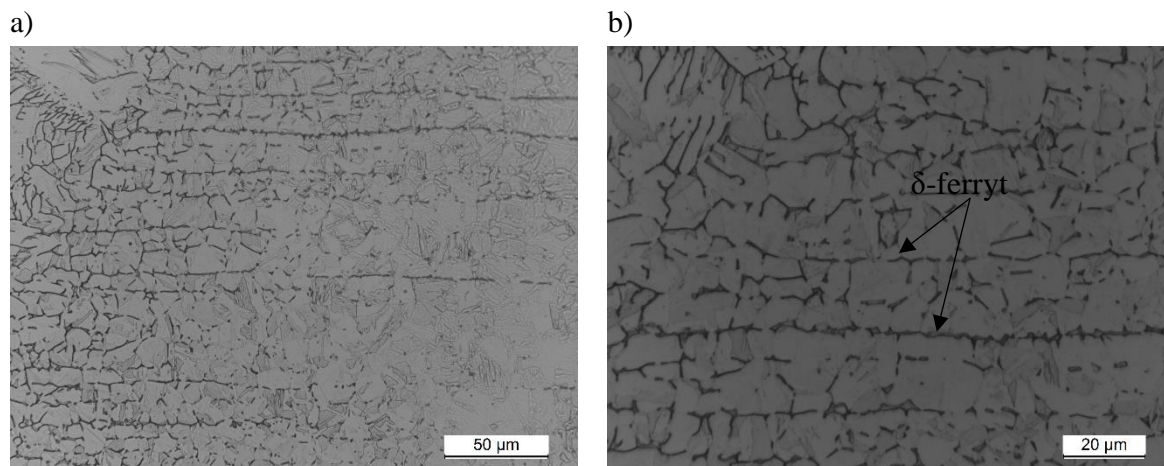
W obszarze tym widoczne są pasma delta ferrytu układające się w kierunku walcowania, biegnące od granicy wtopienia w głąb strefy wpływu ciepła (rys. 5.5, 5.6, 5.10, 5.11). Dodatkowo dla próbek spawanych metodą TIG można zaobserwować, że dłuższe wydzielania znajdują się przy grani spoiny (rys. 5.9, 5.10). W próbkach spawanych metodą EBW wydzielania δ -ferrytu również są obecne. Zaobserwowano jednak, że pasma te są krótsze oraz, że δ -ferryt znajduje się na granicach pierwotnych ziarn austenitu (rys. 5.11).

Sekwencję przemian zachodzących podczas chłodzenia stali 17-4PH można przedstawić następująco:

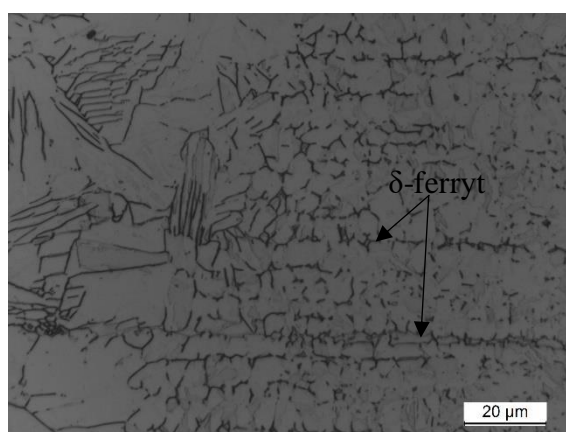


Duża prędkość chłodzenia jeziorka spawalniczego przyczynia się do zahamowania przemiany dyfuzyjnej δ -ferrytu w austenit γ . Obecność w przyrządzie spawalniczym wkładek miedzianych, znajdujących się od strony grani spoiny mogła zatem przyczynić się do większego odbioru ciepła w obrębie złącza spawanego. Wyjaśnia to występowanie w próbkach wykonanych metodą TIG dłuższych pasm wydzieleni δ -ferrytu od strony grani.

Widoczne wydzielenia δ -ferrytu świadczą, że obszar ten został nagrany powyżej temperatury - A_{c5} ($\sim 1280^\circ\text{C}$) występowania δ -ferrytu [37].



Rys. 5.10. Mikrostruktura strefy wpływu ciepła stali 17-PH – obszar przy granicy wtopienia, próbka numer GS2, a) powiększenie 500x, c) pow. 1000x

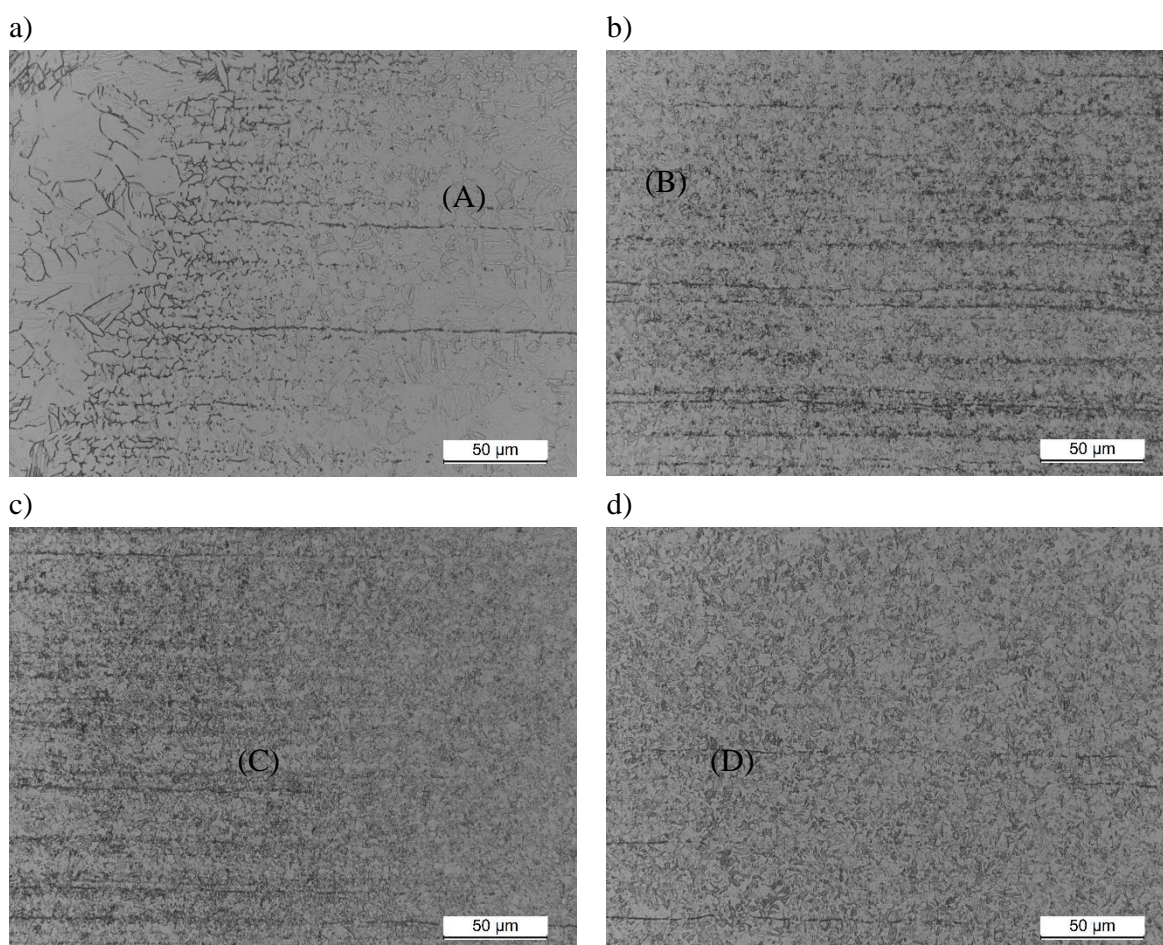


Rys. 5.11. Mikrostruktura strefy wpływu ciepła stali 17-PH – obszar przy granicy wtopienia, próbka numer ES2, pow. 1000x

W wyniku oddziaływania ciepła podczas spawania zarówno metodą TIG (rys. 5.9) jak i EBW (rys. 5.12) w obszarze otrzymanych złączy, w tym w SWC zachodzą przemiany czego efektem jest zróżnicowana mikrostruktura. Zmiany mikrostruktury w strefie wpływu ciepła w otrzymanych złączy (GS1-GS7 oraz ES1-ES7) są bardzo podobne, dlatego opisane zostaną na przykładzie złącza w próbce ES2.

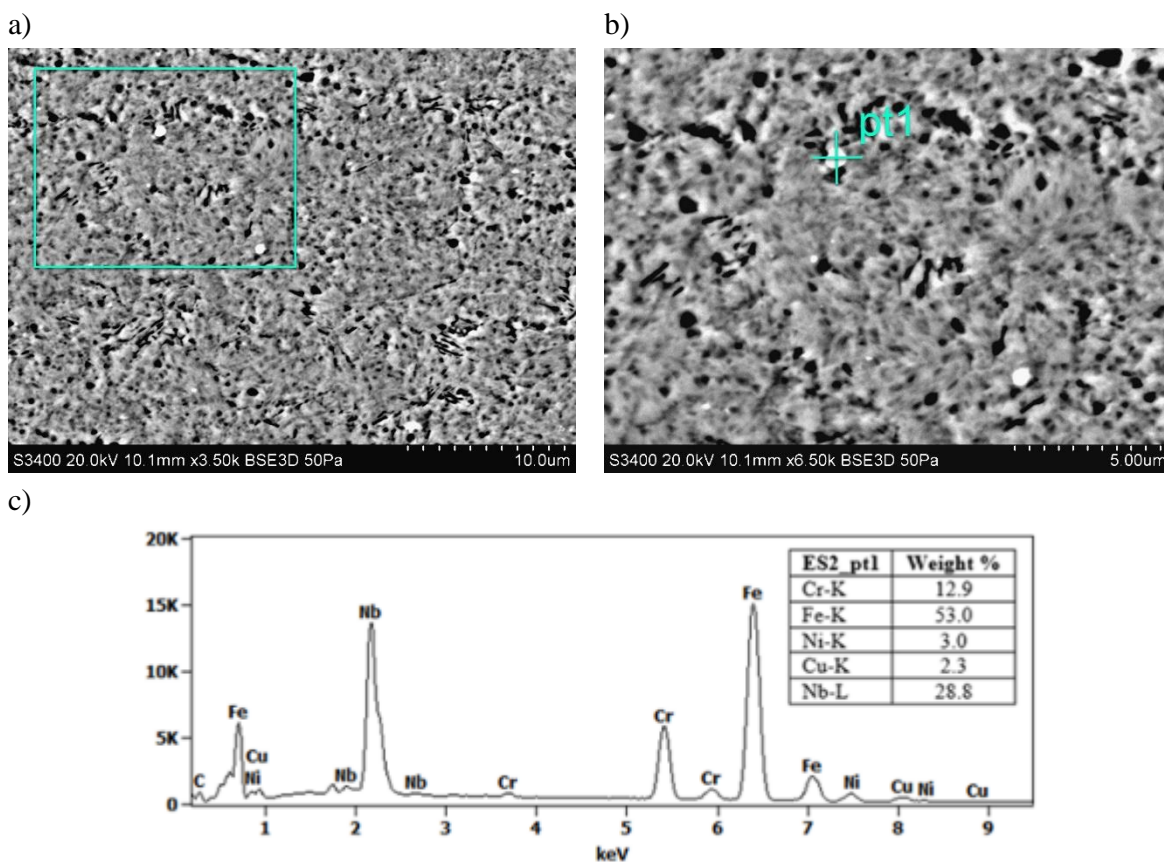
Ze względu na różnicę temperatury w spoinie i poszczególnych obszarach przyległej strefy wpływu ciepła SWC w mikrostrukturze mogą zachodzić różne przemiany fazowe. Z tego względu strefę wpływu ciepła można podzielić na obszary (rys. 5.12). Obszar (A) znajdujący się przy spoinie charakteryzuje się obecnością δ -ferrytu na granicy wtopienia. Obszar ten składa się z martenzytu z obecnym δ -ferrytem (rys 5.12a). W wyniku

oddziaływania wysokiej temperatury martenzyt uległ ponownej przemianie w austenit. W obszarze A, w którym temperatura jest najwyższa zaobserwowano także wzrost wielkości ziarna pierwotnego austenitu. Wraz ze zwiększeniem się odległości od spoiny zmniejsza się rozmiar ziarna austenitu, można także zaobserwować, że obszar ten przechodzi w obszar ciemniej wytrawiony (B) (rys 5.12b). Zarówno obszar gruboziarnisty oraz drobnoziarnisty składają się z nowopowstałego martenzytu. Wynika stąd, że obszar ten został nagrany do temperatury powyżej A_{c3} ($\sim 704^{\circ}\text{C}$) [37]. Zgodnie z danymi literaturowymi [37] w zakresie temperatury $700\text{-}900^{\circ}\text{C}$ może nastąpić rozpoczęcie wydzielania się węglików chromu lub ich rozrost.



Rys. 5.12. Mikrostruktura złącza spawanego – próbka ES2 (stan przesycony) a) granica wtopienia z widocznym δ -ferrytem (A) b) drobnoziarnisty martenzyt przechodzący w ciemno trawiony obszar (B) c) obszar ciemnotrawiony (C) d) przejście strefy wpływu ciepła w materiał podstawowy (D)

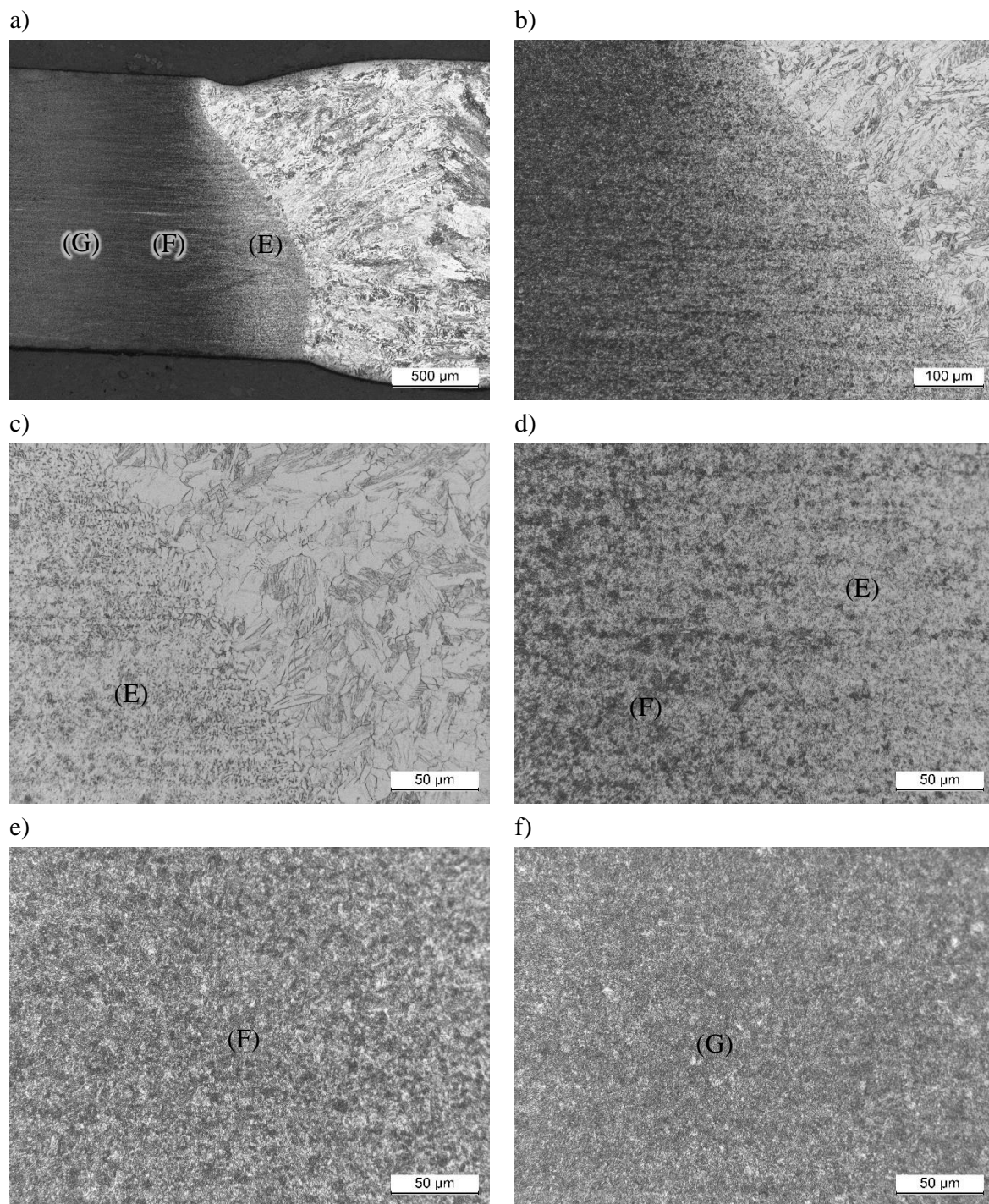
Kolejny obszar (C) został nagrany w zakresie temperatury $A_{C1} - A_{C3}$ (~621 – 704°C) (rys 5.12c) [37]. W obszarze tym może współistnieć przemieniony martenzyt wraz z martenzytem starzonym. Następnie obszar (C) przechodzi w obszar (D) charakteryzujący się mikrostrukturą starzonego martenzytu. Wartość temperatury w tym obszarze, która oddziaływała na materiał spawany była niższa od temperatury A_{C1} (rys 5.12d). Temperatura starzenia stali 17-4PH wynosi 480 – 620°C [23,37]. Obserwacje prowadzone przy użyciu skaningowego mikroskopu elektronowego ujawniły obecność węglików NbC w strefie wpływu ciepła SWC oraz w materiale podstawowym (rys 5.13). W strefie najbardziej przyległej do spoiny, na którą oddziałuje najwyższa temperatura, węgliki uległy rozpuszczeniu. Zostały natomiast zaobserwowane w obszarze ciemno trawionym (rys. 5.12c-d). Obserwacje prowadzone przy zastosowaniu skaningowego mikroskopu elektronowego nie ujawniły występowania wydzielen bogatych w miedź, stanowiących fazę umacniającą w stali 17-4PH. W celu ujawnienia tych wydzieleni należałoby zastosować inne metody badawcze, jak np. transmisyjny mikroskop elektronowy (TEM). Jednak ze względu na szeroki zakres badań prowadzonych w pracy nie zaplanowano takich badań.



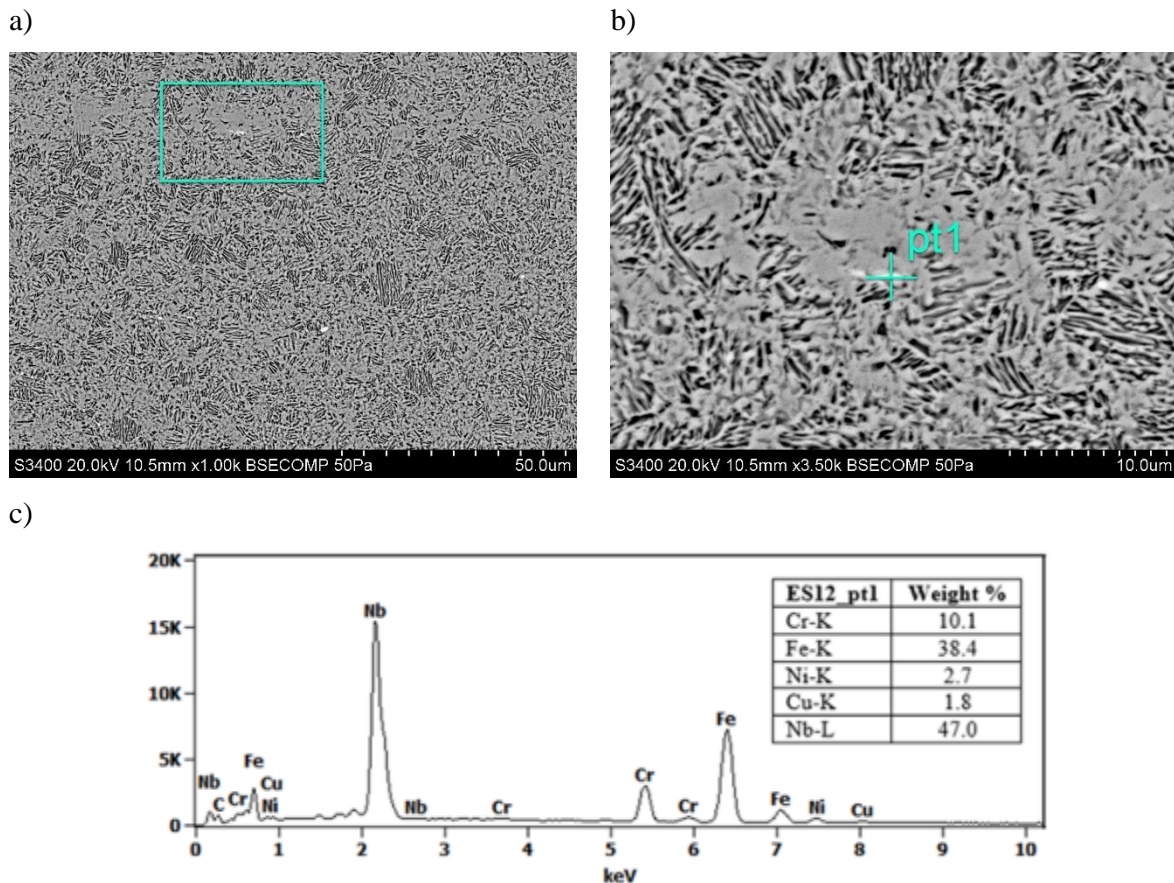
Rys. 5.13. Mikrostruktura strefy wpływu ciepła SWC w próbce ES2 (stan przesycony) (a, b) oraz widmo rozproszonej energii promieniowania rentgenowskiego EDS (c)

Mikrostruktura strefy wpływu ciepła złącza ES12 (rys 5.14) znacząco różni się od złącza ES2 (rys. 5.12). Obserwacje wykazały, że stan materiału podstawowego przeznaczonego do spawania miał duży wpływ na mikrostrukturę w strefie wpływu ciepła SWC. W przypadku próbki ES12 stal 17-4PH dostarczona do spawania znajdowała się w stanie przestarzonym 760°C/2h + 620°C/4h. Obserwacje wskazują, że podobnie jak w przypadku złącza ES2, można wyodrębnić obszary, w których w wyniku oddziaływania temperatury w trakcie procesu spawania mikrostruktura zwłaszcza w obszarze strefy wpływu ciepła jest zróżnicowana.

W przypadku próbki spawanej w stanie przestarzonym ES12 można zaobserwować jasnotrawiony obszar (E), występujący tuż przy spoinie (rys. 5.14a-c). W obszarze tym w wyniku oddziaływania ciepła nastąpiła przemiana silnie przestrzennego martenzytu w wyniku czego powstał „nowy” martenzyt. Wraz ze wzrostem odległości od spoiny strefa ta przechodzi w strefę ciemno trawioną (F) (rys.5.14), w której widoczny jest obszar współistnienia nowopowstałego oraz przestarzonego martenzytu. Obszar ten został poddany działaniu temperatury w zakresie A_{C1} - A_{C3} . Podczas obserwacji obszaru ciemno trawionego stwierdzono występowanie wydzieleni węglików NbC (rys. 5.15). Materiał podstawowy (G), również charakteryzuje się ciemno trawionym obszarem, w którym występuje silnie przestarzony martenzyt (rys. 5.14d). Jak wskazują dane literaturowe [37], w martenzycie tym, podczas starzenia nastąpiło wydzielenie faz umacniających bogatych w miedź. Ze względu na niewielki rozmiar faz umacniających nie zostały one zauważone podczas obserwacji na skaningowym mikroskopie elektronowym SEM.

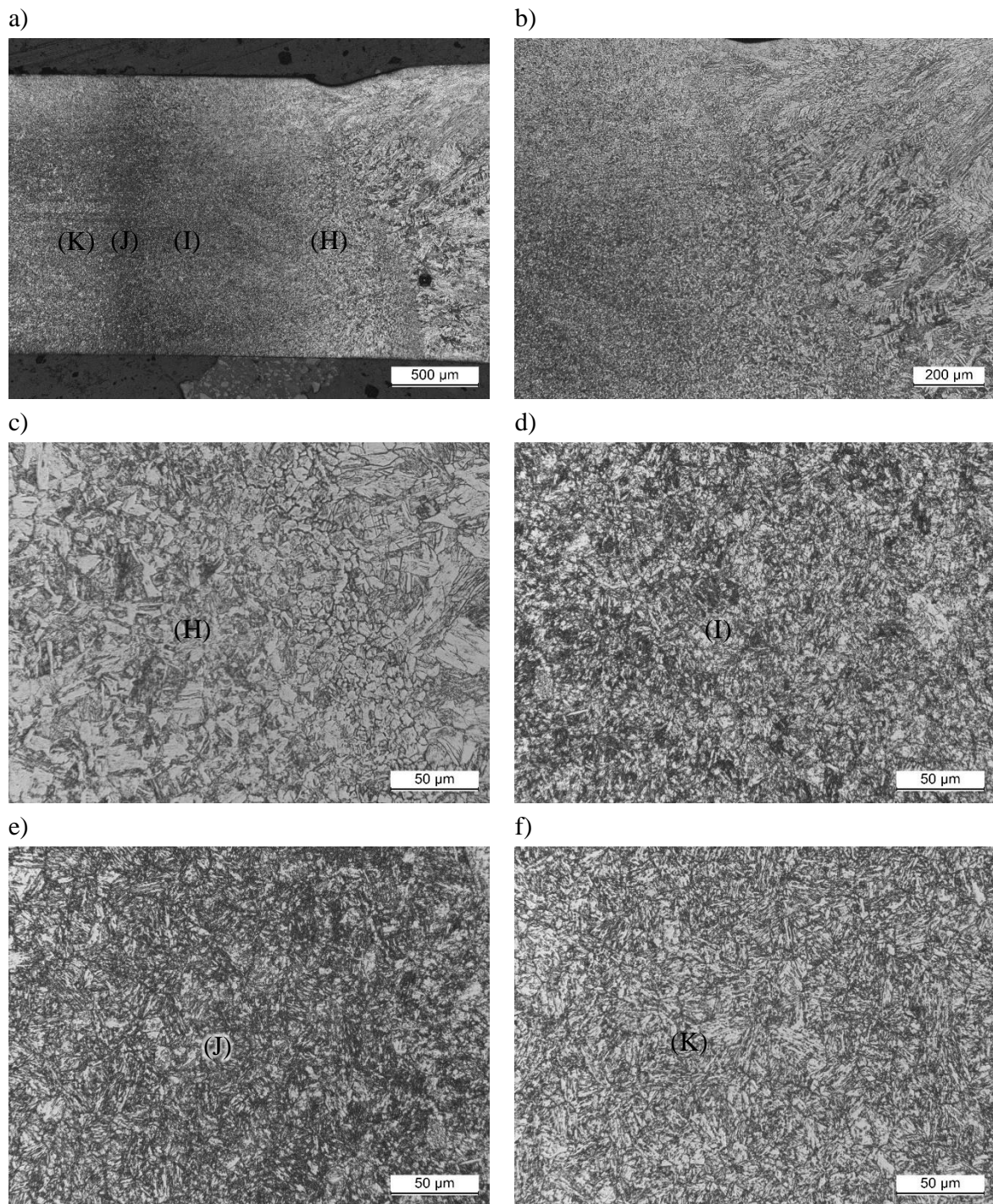


Rys. 5.14. Mikrostruktura złącza spawanego – próbka ES12 (stan przestarzony): a) spoina wraz ze strefą wpływu ciepła, pow. 50x; b) granica wtopienia, pow. 100x; c) granica wtopienia z widocznym δ -ferrytem (E); d) martenzyt przechodzący w ciemnotrawiony obszar (F); e) obszar ciemnotrawiony (F); f) materiał podstawowy (G), pow. 500x

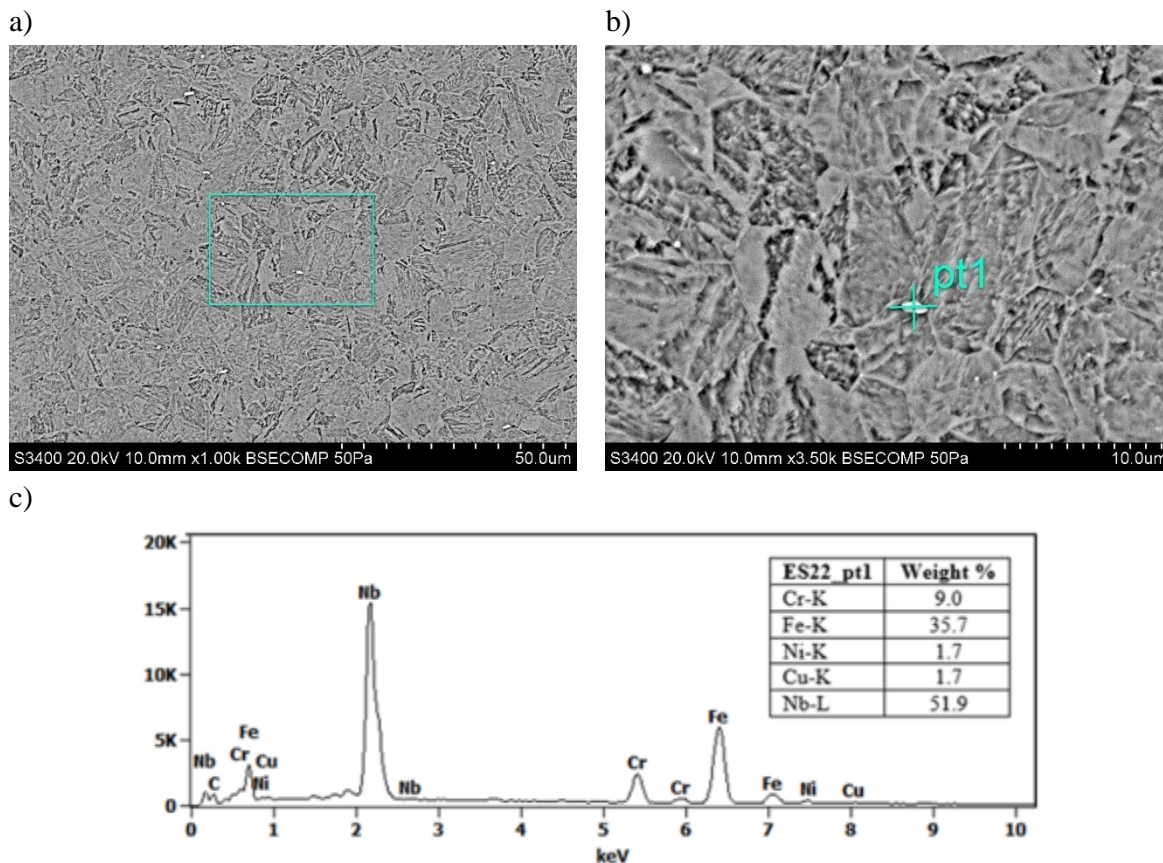


Rys. 5.15. Mikrostruktura strefy wpływu ciepła SWC w próbce ES12 (a, b) oraz widmo rozproszonej energii promieniowania rentgenowskiego EDS (c)

Obserwacje mikrostruktury strefy wpływu ciepła SWC złącza ES22 (rys. 5.16 a,b) wykazały różnice w porównaniu do złącza ES12 (rys. 5.14), natomiast stwierdzono, że jest nieco zbliżona do złącza ES2 (rys. 5.12). Obszar strefy wpływu ciepła SWC w złączu ES22 znajdujący się tuż przy spoinie, składa się z nowo powstałego, przemienionego martenzytu (H). Zaobserwowano, że nowopowstały martenzyt w obszarze SWC tuż przy spoinie, jest gruboiglasty (rys. 5.16c). Wraz ze wzrostem odległości od spoiny temperatura oddziałująca na materiał jest niższa, co powoduje uzyskanie bardziej drobnoiglastego martenzytu (I) (rys. 5.16d). Obszar (I) przechodzi w obszar ciemniej wytrawiony (J), podobnie jak w przypadku złącza ES2, co sugeruje, że obszar ten również został nagrany do temperatury w zakresie $A_{c1}-A_{c3}$ (rys. 5.16e). W mikrostrukturze SWC widoczne są węgliki NbC (rys. 5.17). Najbardziej oddalony od spoiny obszar SWC (K) przechodzi w materiał rodzimy charakterystyczny dla stanu stali 17-4PH dostarczonej do spawania - martenzyt starzony (rys. 5.16f). Materiał podstawowy przed spawaniem został podany obróbce cieplnej składającej się z przesycań i starzenia, lecz podobnie jak w przypadku próbki ES12 obserwacja SEM nie ujawniła obecności faz umacniających.

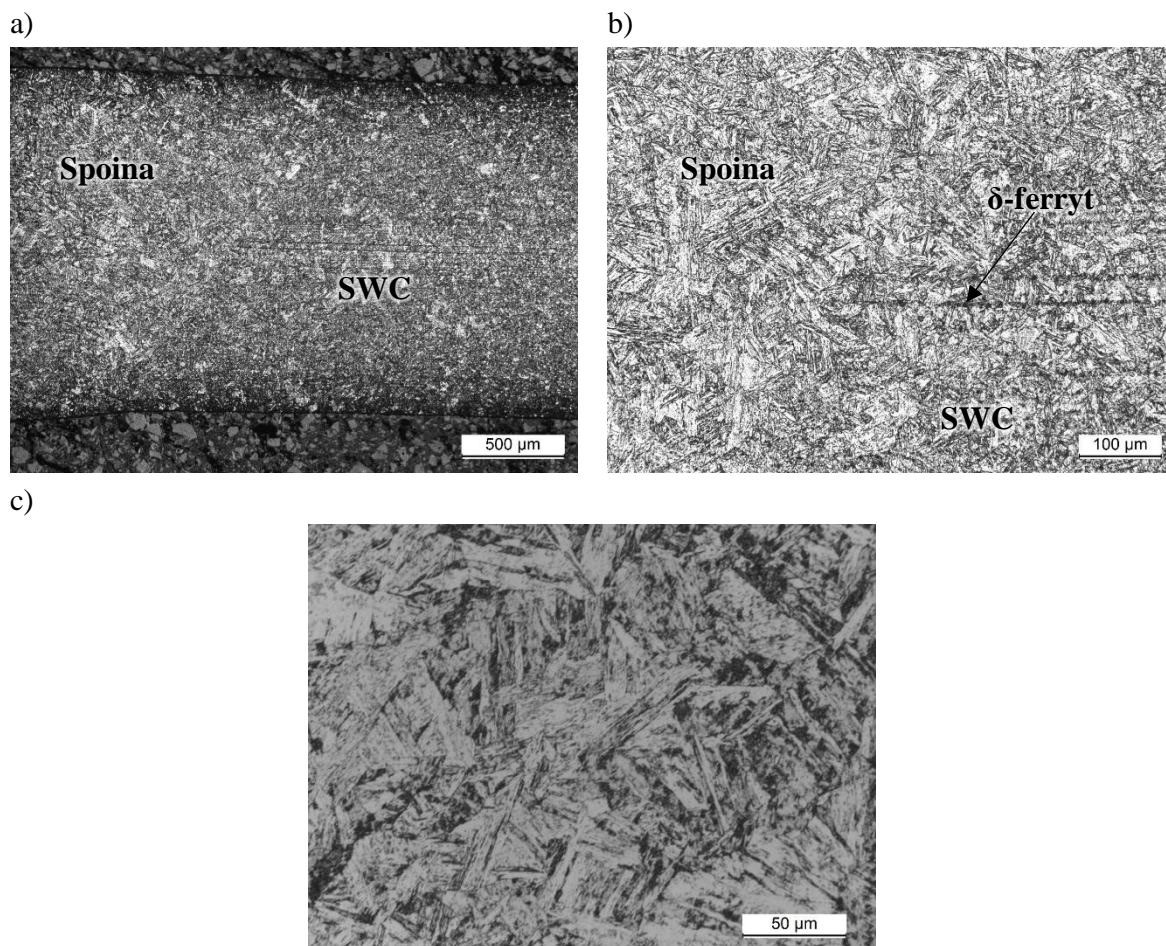


Rys. 5.16. Mikrostruktura złącza spawanego – próbka ES22: a) spoina wraz z strefą wpływu ciepła, pow. 50x; d) granica wtopienia, pow. 100x; c) granica wtopienia z widocznym δ -ferrytem (H); d) drobnoziarnisty martenzyt przechodzący w ciemnotrawiony obszar (I); e) obszar ciemnotrawiony (J); f) przejście strefy wpływu ciepła w materiał podstawowy (K), pow. 500x



Rys. 5.17. Mikrostruktura strefy wpływu ciepła – próbka ES22 oraz widmo rozproszonej energii promieniowania rentgenowskiego – analiza EDS

Przeprowadzona obróbka cieplna złącza spawanego składająca się z przesycania i starzenia znacząco wpłynęła na zmianę mikrostruktury stali 17-4PH. Na podstawie obserwacji mikrostruktury określono, że finalna obróbka cieplna próbek znajdujących się w różnych stanach wyjściowych prowadzi do zmiany mikrostruktury. Na zdjęciu 5.18 przedstawiono jedno ze złączy reprezentujących złącza spawane otrzymane metodą TIG, poddane finalnej obróbce cieplnej. Próbki po trawieniu nie wykazywały różnicy w kolorze trawienia w poszczególnych obszarach spoiny i SWC (rys. 5.18). Stwierdzono natomiast różnice w wielkości ziarna w poszczególnych obszarach SWC. Obserwacja mikrostruktury wskazuje, że ilość δ -ferrytu występującego na linii wtopienia spoiny jest znacznie mniejsza po obróbce cieplnej. Natomiast zaobserwowano obecność δ -ferrytu w SWC ciepła tworzącego pasma w kierunku walcowania blachy (rys. 5.18b).



Rys. 5.18. Mikrostruktura złącza spawanego GS22p po przeprowadzonej obróbce cieplnej: a) złącze spawane, pow. 50x; b) granica wtopienia, pow. 200x; c) spoina, pow. 500x

5.1.5. Właściwości mechaniczne

W celu określenia wpływu parametrów spawania, stanu wyjściowego materiału spawanego – stali 17-4PH oraz wpływu obróbki cieplnej na właściwości mechaniczne otrzymanych złączy prowadzono pomiary twardości oraz wykonano statyczną próbę rozciągania.

Statyczną próbę rozciągania wykonano dla materiału podstawowego (przed spawaniem) znajdującego się w różnych stanach obróbki cieplnej: przesyconym, przestarzonym oraz starzonym oraz dla próbek pospawanych metodą TIG oraz EBW. Badania zostały wykonane na złączach reprezentantach o wcześniej wytypowanych parametrach spawania GS2 oraz ES2. Wyniki otrzymane ze statycznej próby rozciągania, będące średnią z 4 prób, przedstawiono w tabeli 5.5. Wszystkie próbki po procesie spawania metodą TIG oraz EBW zrywały się w strefie wpływu ciepła (rys 5.19).



Rys. 5.19. Przykładowe próbki po statycznej próbie rozciągania – widoczne zerwanie próbek na granicy strefy wpływu ciepła

Stal 17-4PH w stanie przesyconym, niespawana charakteryzuje się wysokimi właściwościami wytrzymałościowymi: wytrzymałość na rozciąganie $R_m=1225\text{MPa}$, granica plastyczności $Re_{0,2}=1084\text{MPa}$. Właściwości plastyczne stali w stanie przesyconym są niskie, wydłużenie względne A_5 wyniosło 6,3%. Otrzymane wartości są zbliżone do tych przedstawianych w literaturze i potwierdzają niskie właściwości plastyczne stali 17-4PH w stanie przesyconym. Obecność złącza spawanego obniża znacząco przede wszystkim granicę plastyczności, która przykładowo dla złącza GS2 wynosi $Re_{0,2}=864\text{MPa}$. Wytrzymałość na rozciąganie R_m , w mniejszym stopniu niż granica plastyczności, jednak również ulega pogorszeniu $R_m=1143\text{MPa}$. Natomiast wydłużanie względne nieznacznie wzrosło do około 7%.

Stan przestarzaony odznacza się zarówno najniższą wartością granicy plastyczności $Re_{0,2}=752\text{MPa}$ jak i wytrzymałością na rozciąganie $R_m=963\text{MPa}$. Następuje natomiast wzrost właściwości plastycznych, wydłużenie względne wzrasta aż do 18,3%. Granica plastyczności $Re_{0,2}$ złącz spawanych wynosi około 700MPa, zaś wytrzymałość na rozciąganie $R_m \sim 950\text{MPa}$. Wydłużenie względne A_5 dla złącza spawanego otrzymanego metodą EBW wynosi 18,8% zaś metodą TIG 14,2%.

Starzenie stali w temperaturze 550°C/4h pozwala zachować wysokie właściwości wytrzymałościowe $R_m = 1102\text{MPa}$ i znacznie poprawić właściwości plastyczne $A_5=14,1\%$. Otrzymane złącza spawane charakteryzują się wysoką granicą wytrzymałości na rozciąganie $R_m \sim 1100\text{MPa}$, a granica plastyczność $Re_{0,2}$ jest nieco niższa wynosząc dla złącz otrzymanych metodą TIG i EBW odpowiednio 693MPa oraz 918MPa. Wydłużenie względne wynosi około 10%, co daje niższe właściwości plastyczne próbek ze złączami niż materiału podstawowego.

Tabela 5.5 Właściwości mechaniczne stali 17-4PH w zależności od stanu oraz otrzymanych złączy spawanych wyznaczone w próbie statycznej rozciągania

Nazwa próbki	Re _{0,2} , [MPa]	R _m , [MPa]	Wydłużenie A ₅ , %
17-4PH Stan przesycony	1084	1225	6,3
17-4PH Stan przestarzony	752	963	18,3
17-4PH Stan starzony	979	1102	14,1
GS2	864	1143	7,4
GS12	704	947	14,2
GS22	693	1098	9,4
ES2	893	1181	7,6
ES12	731	950	18,8
ES22	918	1103	10,1

W tabeli 5.6 przedstawiono wyniki ze statycznej próby rozciągania złączy, które zostały poddane „finalnej” obróbce cieplnej składającej się z przesykania i starzenia. Wyniki przedstawiono dla złączy ze stali 17-4PH wykonanych metodą TIG oraz EBW różniących się stanem wyjściowym stali przed „finalną” obróbką cieplną. Otrzymane wyniki wykazały, że zastosowanie „finalnej” obróbki cieplnej prowadzi do uzyskania porównywalnych właściwości wytrzymałościowych, niezależnie od stanu wyjściowego stali 17-4PH.

Wartość granicy plastyczności Re_{0,2} wzrosła dla wszystkich złączy i mieści się w granicach 925-1001MPa, przy czym najwyższe wartości otrzymano dla próbek znajdujących się w stanie przesyconym - próbki GS2p oraz ES2p (tab. 5.6). W przypadku wytrzymałości na rozciąganie R_m wartości dla wszystkich złączy są bardzo zbliżone i wynoszą od 1075-1114MPa. Natomiast dla próbek spawanych w stanie przestarzonym - GS12 oraz ES12, widoczny jest znaczny wzrost wytrzymałości na rozciąganie R_m. Właściwości plastyczne są bardzo różnicowane, wydłużenie względne A₅ mieści się w granicach 4,3-10,4% w zależności od stanu stali przed spawaniem. Zaobserwowano, że spoiny otrzymane metodą TIG wykazują wyższe właściwości plastyczne niż te, otrzymane metodą EBW (tab. 5.6). Porównując właściwości mechaniczne materiału podstawowego niespawanego (tab. 5.5) oraz próbek posiadających złącza spawane (tab. 5.6) stwierdzono, że próbki posiadające złącza spawane mają gorsze właściwości plastyczne przy zachowaniu równie wysokich właściwości wytrzymałościowych (tab. 5.5-5.6).

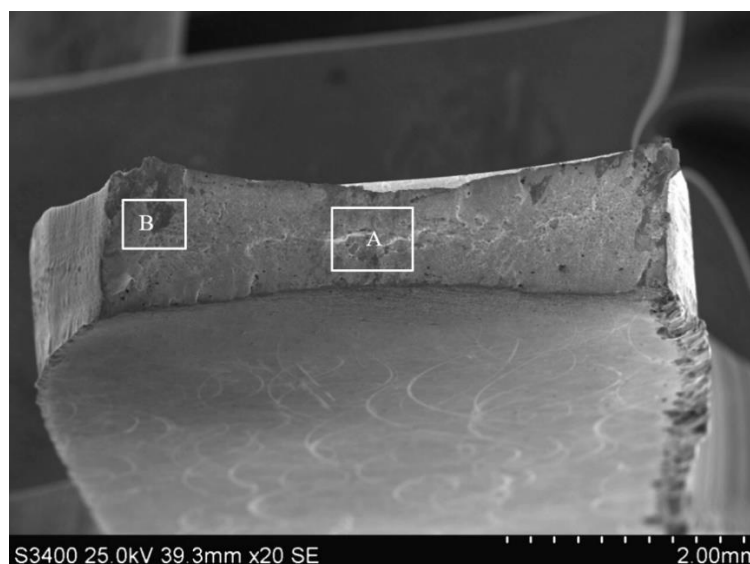
Tabela 5.6. Właściwości mechaniczne wyznaczone w próbie statycznej rozciągania złącz spawanych ze stali 17-4PH różniącej się stanem wyjściowym oraz po „finalnej” obróbce cieplnej

Nazwa próbki	Re _{0,2} , [MPa]	R _m , [MPa]	Wydłużenie A, %
GS2p	1001	1114	9,0
GS12p	927	1112	10,4
GS22p	943	1106	6,6
ES2p	995	1087	4,3
ES12p	988	1106	6,6
ES22p	925	1075	7,1

Na rysunkach 5.20 - 5.25 przedstawiono przełomy próbek po statycznej próbie rozciągania złącz spawanych ES2, ES12 oraz ES22. Dla każdej próbki przeprowadzono obserwację SEM w dwóch obszarach oznaczonych odpowiednio A oraz B (rys. 5.20). Dla próbki ES2 (stan przesycony) w obydwu obszarach zaobserwowano liczną mikroporowatość, częściowo odkształcone pustki oraz dołki (rys. 5.21). Stwierdzono również obecność węglików na dnie odkształconych dołków (rys. 5.21d). Takie cechy przełomu są charakterystyczne dla przełomu ciągliwego.

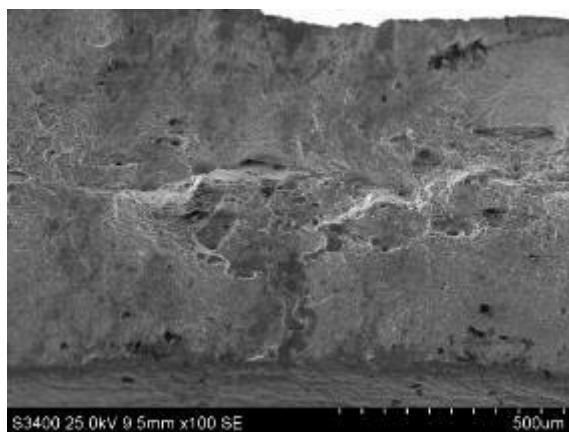
Przełom otrzymany po próbie statycznej rozciągania dla próbki ES12 (stan przestarzony) wykazuje cechy charakterystyczne dla przełomu plastycznego (rys. 5.22, 5.23a, b). Obserwacje wykazały bardzo drobne, odkształcone dołki oraz liczne mikropory. Ciemny obszar to mocno wygładzony fragment przełomu, który prawdopodobnie stanowi uszkodzenie wtórne powierzchni, a nie wadę typu błonka tlenkowa (rys. 5.23a). Drugi obszar B ma również cechy charakterystyczne dla przełomu plastycznego, z widocznymi bardzo drobnymi i nieodkształconymi dołkami (rys. 5.23c, d).

Powierzchnia przełomu w przypadku próbki ES22 (stan starzony), różni się nieco od tych otrzymanych dla próbek ES2 oraz ES12 (rys. 5.24 i 5.25).

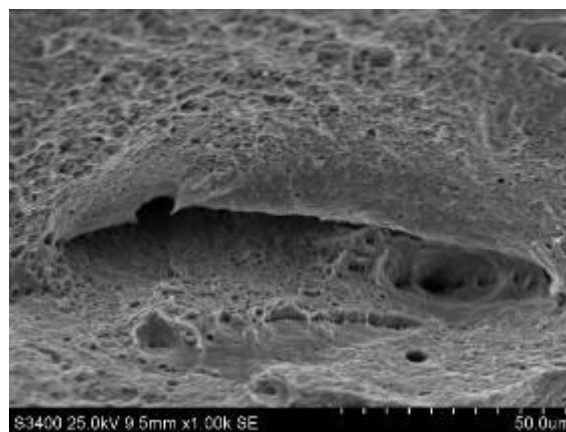


Rys. 5.20. Powierzchnia przełomu złącza spawanego ES2 po próbie statycznej rozciągania

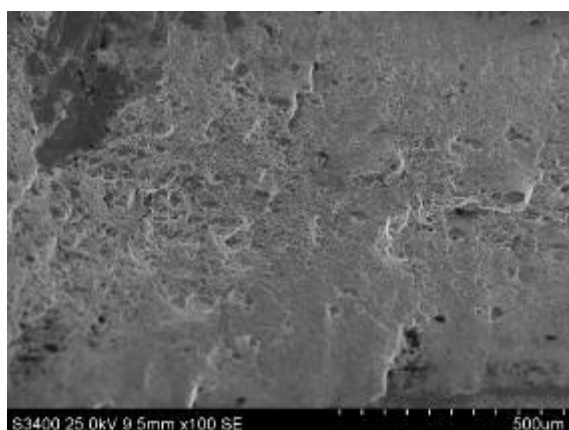
a)



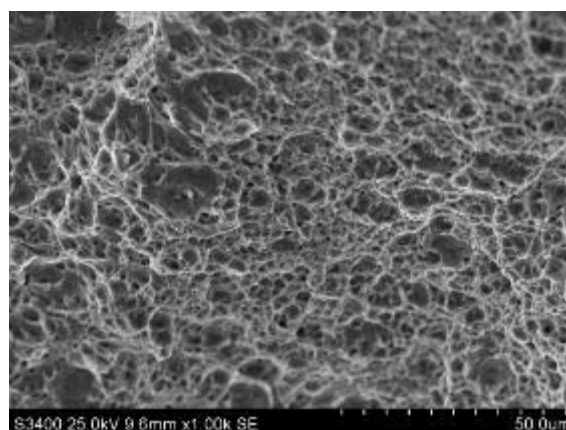
b)



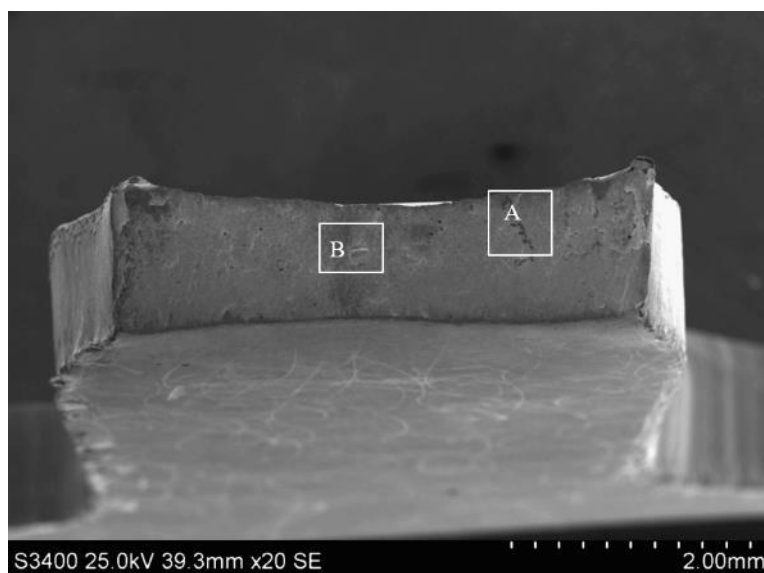
c)



d)

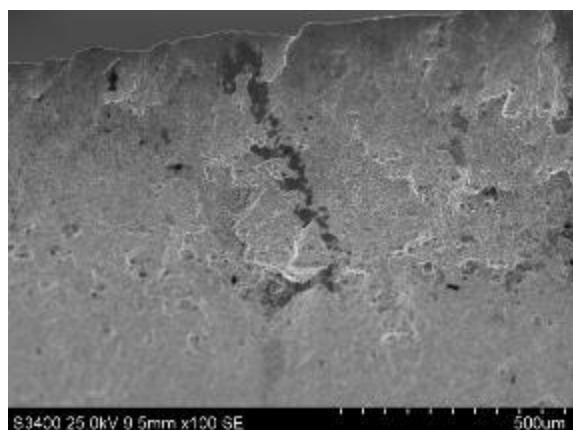


Rys. 5.21. Powierzchnia przełomu złącza spawanego ES2: a, b) powiększony mikroobszar A; c, d) powiększony mikroobszaru B

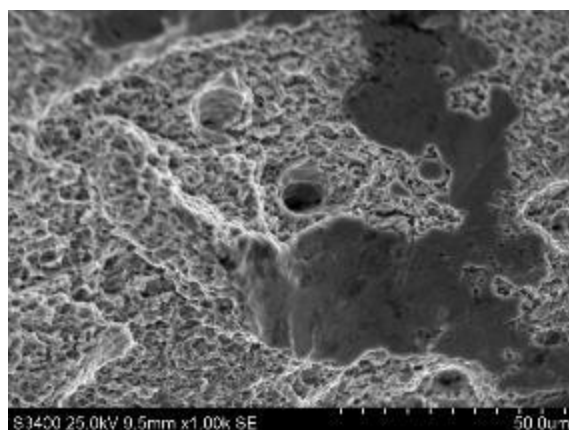


Rys. 5.22. Powierzchnia przełomu złącza spawanego ES12 po próbie statycznej rozciągania

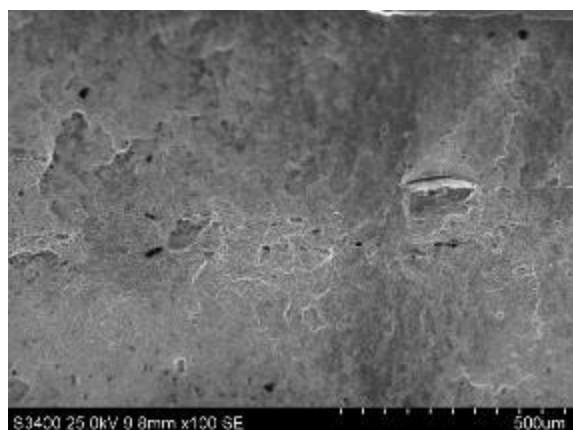
a)



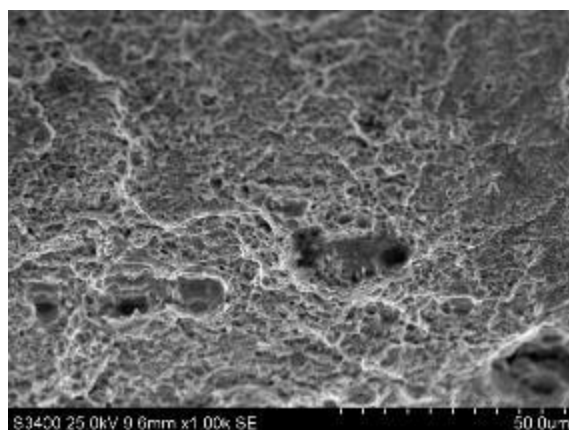
b)



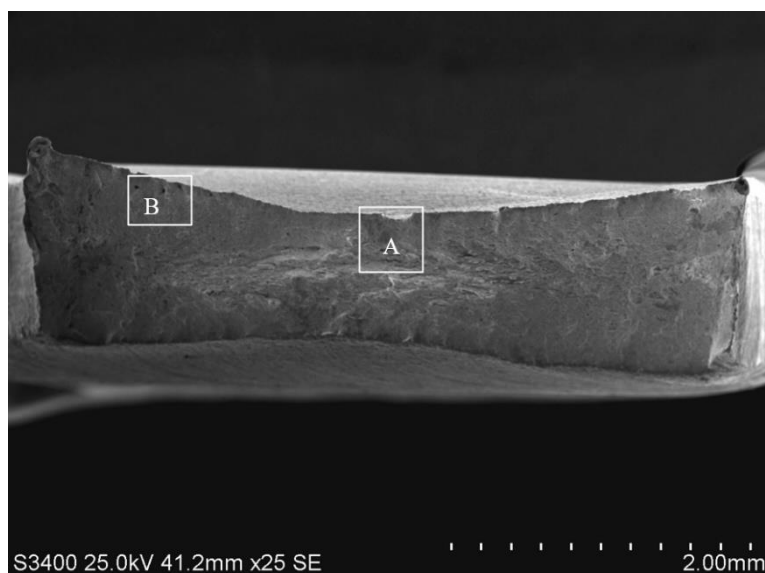
c)



d)

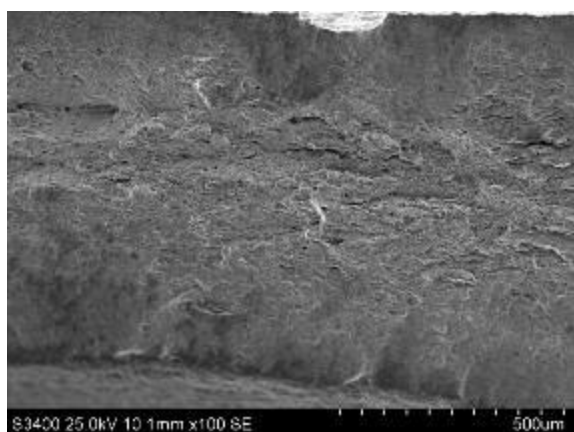


Rys. 5.23. Powierzchnia przełomu złącza spawanego ES12: a, b) powiększony mikroobszar A; c, d) powiększony mikroobszaru B

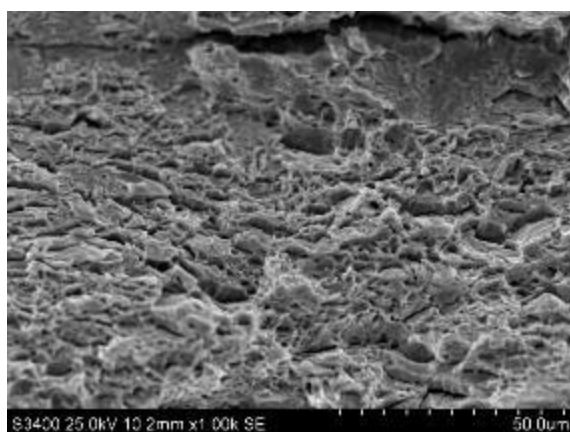


Rys. 5.24. Powierzchnia przelomu złącza spawanego ES22 po próbie statycznej rozciągania

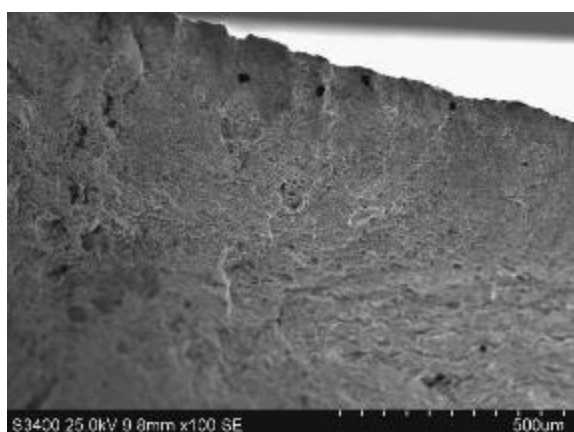
a)



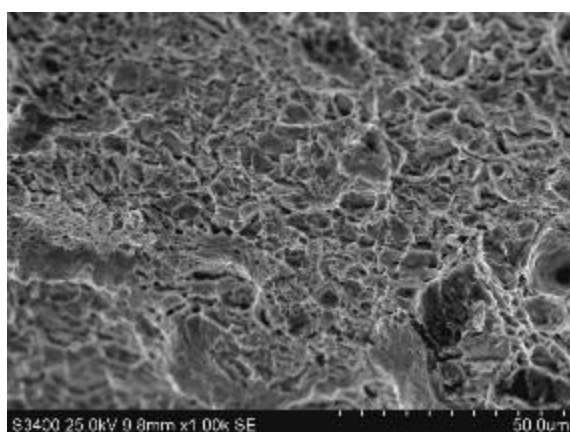
b)



c)



d)



Rys. 5.25. Powierzchnia przelomu złącza spawanego ES22: a, b) powiększony mikroobszar A; c, d) powiększony mikroobszaru B

Obserwacje obszaru A prowadzone przy większym powiększeniu (rys. 5.25a i b) ujawniły cechy charakterystyczne dla przełomu plastycznego dołkowego oraz w bardzo niewielkich obszarach elementy charakterystyczne dla przełomu kruchego międzykrystalicznego. Na powierzchni przełomu widoczne są liczne mikropory. Zaś w obszarze B przełom jest transkrystaliczny, w przeważającej części plastyczny z nieznacznie odkształconymi dołkami. Widoczne są także nieliczne obszary przełomu o charakterze kruchym (rys. 5.25c, d).

W celu określenia wpływu parametrów procesów spawania oraz obróbki cieplnej na właściwości mechaniczne prowadzono także pomiary twardości metodą mikro odcisków. Pomiary twardości prowadzono tak, aby uchwycić zmiany w obszarze strefy wpływu ciepła oraz spoiny. Badania twardości przeprowadzono dla wszystkich złączy spawanych. Ilość punktów pomiarowych, ze względu na różną szerokość spoiny oraz strefy wpływu ciepła dla poszczególnych złączy była różna. Wyniki przedstawiano w formie wykresów, na których zaznaczono granicę między spoiną, a strefą wpływu ciepła. Punkt „0” na wykresie oznacza środek spoiny.

Wartości twardości otrzymane dla spoin ze stali 17-4PH wykonanych metodą TIG przedstawiono w tabeli 5.7. Natomiast rozkłady (profile) twardości, obejmujące obszar strefy wpływu ciepła oraz spoiny, dla otrzymanych złączy spawanych otrzymanych metodą TIG przedstawiono na rysunkach 5.26-5.27. Najwyższą wartość twardości w obszarze spoiny uzyskano dla próbki GS2, dla której widoczny jest wzrost twardości w osi spoiny (tab. 5.7 oraz rys. 5.26b). Próbka GS6, spawana z najniższą częstotliwością oraz próbka GS4, spawana z najwyższymi wartościami prądowymi charakteryzują się najniższą twardością w obszarze spoiny (tab. 5.7 oraz rys. 5.26d). Zastosowanie wysokiej częstotliwości podczas spawania sprzyja tworzeniu się drobnoziarnistej mikrostruktury. Wysoka częstotliwość wywołuje przepływ cieczi w jeziorce spawalniczym co może prowadzić do łamania dendrytów, zaś prąd o dużym natężeniu może powodować dostarczenie większej ilości ciepła, wolniejszy proces chłodzenia, a w rezultacie rozrost ziarna. Twardość materiału podstawowego - stali 17-4PH, wynosi około 370HV, natomiast wartości twardości spoin są mniejsze. Materiał podstawowy odznacza się drobnym ziarnem, natomiast ziarna spoiny są większe, dlatego umocnienie przez granice ziarn jest mniejsze. W obszarze spoiny nie zaobserwowano obecności węglików co również może powodować obniżenie twardości.

Tabela 5.7. Twardość spoiny dla złączy ze stali 17-4PH otrzymanych metodą TIG

Nazwa złącza	Minimalna twardość HV	Maksymalna twardość HV	Średnia twardość HV
GS1	341,1	369,7	359
GS2	353,5	482,2	366
GS3	343,0	366,5	354
GS4	333,5	363,2	350
GS5	346,7	371,7	358
GS6	339,9	360,8	351
GS7	345,0	362,5	354

Wartości twardości otrzymane dla spoin ze stali 17-4PH wykonanych metodą EBW przedstawiono w tabeli 5.8. Natomiast rozkłady (profile) twardości, obejmujące obszar strefy wpływu ciepła oraz spoiny, dla otrzymanych złączy spawanych otrzymanych metodą EBW przedstawiono na rysunkach 5.28 i 5.29. Złącza spawane metodą EBW oznaczają się mniejszym ziarnem w stosunku do złączy otrzymanych metodą TIG, co przekłada się na wyniki twardości. Ponadto otrzymane wartości twardości dla poszczególnych złączy nie wykazują istotnych różnic (tab. 5.8).

Tabela 5.8. Twardość spoiny dla złączy ze stali 17-4PH otrzymanych metodą EBW

Nazwa złącza	Minimalna twardość HV	Maksymalna twardość HV	Średnia twardość HV
ES1	357,1	366,4	362
ES2	350,0	365,9	358
ES3	353,5	367,8	358
ES4	357,9	369,8	362
ES5	352,1	359,8	356
ES6	350,1	365,1	358
ES7	356,1	368,8	360

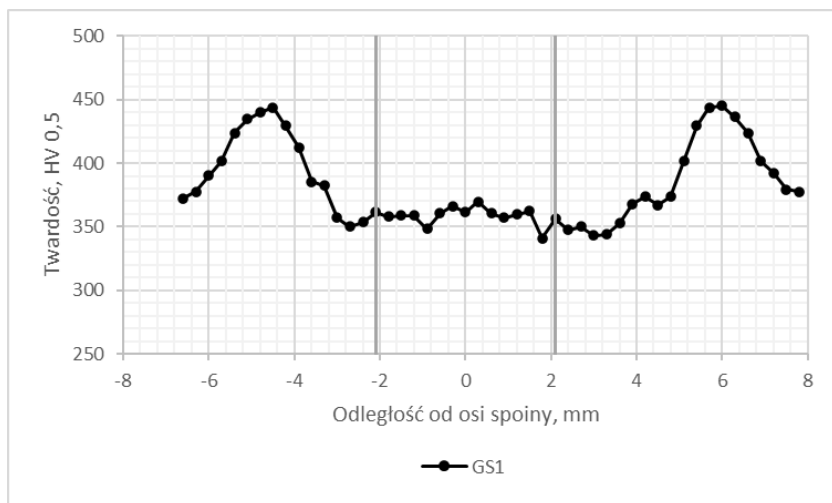
Dla wszystkich złączy spawanych, dla których materiał rodzimy znajdował się w stanie przesyconym, widoczny jest spadek twardości w strefie wpływu ciepła, tuż przy granicy wtopienia. Spadek twardości następuje w efekcie rozrostu ziarna w strefie wpływu ciepła, co zaobserwowano podczas badań mikroskopowych złączy (rys. 5.12). Wraz ze zwiększeniem się odległości od spoiny zmniejsza się wielkość ziarna i następuje wzrost twardości. Maksymalna wartość twardości w strefie wpływu ciepła, w zależności od złącza, sięga aż do 440-450HV, co daje różnicę twardości w obszarze złącza sięgającą aż 90HV. Wzrost twardości może być efektem obecności w mikrostrukturze stali 17-4PH węglików, a także rozpoczętym procesem starzenia. W wyniku oddziaływania ciepła pochodzącego z łuku spawalniczego czy

wiązki elektronów, nagrzaniu ulega materiał rodzimy znajdujący się w stanie przesyconym. Wzrost temperatury powoduje rozpoczęcie się wydzielania faz umacniających z przesyconej stali – starzenie. Następnie twardość maleje osiągając wartość około 370 HV, zbliżoną do twardości materiału rodzimego.

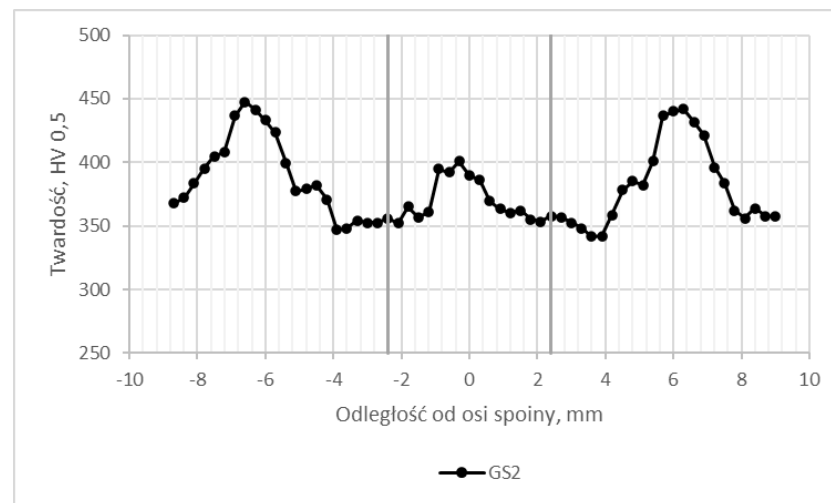
Profile twardości złącz spawanych różniących się stanem materiału wyjściowego znacznie różnią się od siebie. Próbki spawane w stanie przestarzonym GS12 (rys 5.30a) i ES12 (rys. 5.30c) odznaczają się podobnym rozkładem twardości. Średnia twardość w obszarze spoiny dla obydwu próbek jest porównywalna i wynosi dla spoiny GS12 – 355 HV, zaś dla spoiny ES12 - 357HV. Podobnie jak w przypadku próbek spawanych w stanie przesyconym widoczny jest spadek twardości w strefie wpływu ciepła, tuż przy granicy wtopienia, co również wiąże się z rozrostem pierwotnego ziarna austenitu (rys. 5.14). Twardość złącza spawanego dla próbek GS12 oraz ES12 jest większa niż twardość materiału rodzimego (310HV). Natomiast w obszarze strefy wpływu ciepła twardość zaczyna maleć. W obszarze o wyższej twardości od twardości materiału rodzimego, w wyniku oddziaływania ciepła podczas chłodzenia zaszła przemiana martenzytyczna. W wyniku tej przemiany został utworzony „świeży” martenzyt, co potwierdzają obserwacje mikrostruktury (rys. 5.14). Martenzyt materiału rodzimego ma niską twardość ponieważ w wyniku przeprowadzonego zabiegu przestarzenia nastąpił rozrost faz umacniających oraz zmniejszenie gęstości dyslokacji. W przypadku złącz spawanych w stanie starzonym GS22 (rys. 5.30b) oraz ES22 (rys. 5.30d) twardość w złączu utrzymuje się na podobnym poziomie ok. 365 HV. W przypadku złącza wykonanego metodą TIG widoczny jest niewielki spadek twardości w obszarze spoiny (360HV). Wzrost twardości w strefie wpływu ciepła dla próbek ES12 i ES22 nie jest tak wyraźny, jak w przypadku próbki ES2, ponieważ materiał rodzimy został już wcześniej poddany procesowi starzenia i wydzielania faz umacniających są obecne w mikrostrukturze. Krótki czas oddziaływania ciepła na materiał podstawowy znajdujący się w stanie starzonym oraz przestarzonym nie ma już znaczącego wpływu na proces wydzielania się faz umacniających. Inaczej jest w przypadku materiału znajdującego się w stanie przesyconym.

Na rysunkach 5.31 oraz 5.32 przedstawiono twardość złącz spawanych po przeprowadzonej „finalnej” obróbce cieplej składającej się z przesylenia i starzenia. Widoczne jest ujednorodnienie twardości w obszarze całego złącza spawanego. Wartość twardości wynosi około 370 HV, pokazuje to że stan wyjściowy materiału nie wpływa negatywnie na oczekiwaną finalną twardość złącza.

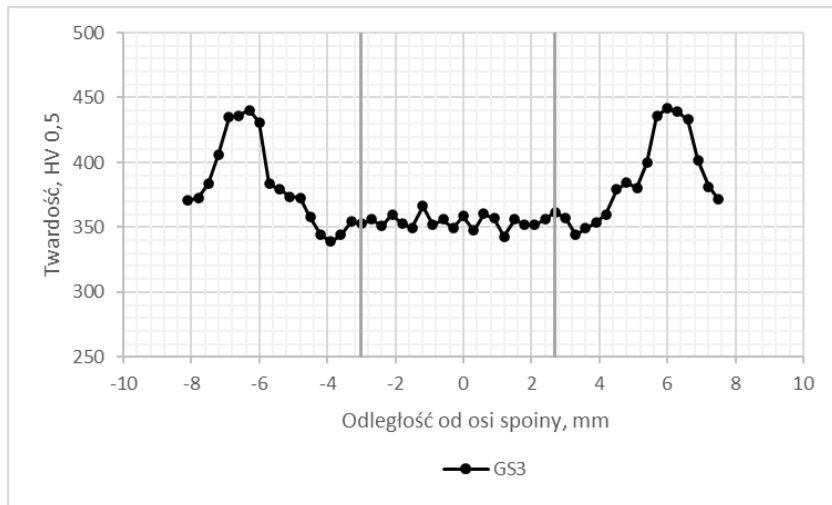
a)



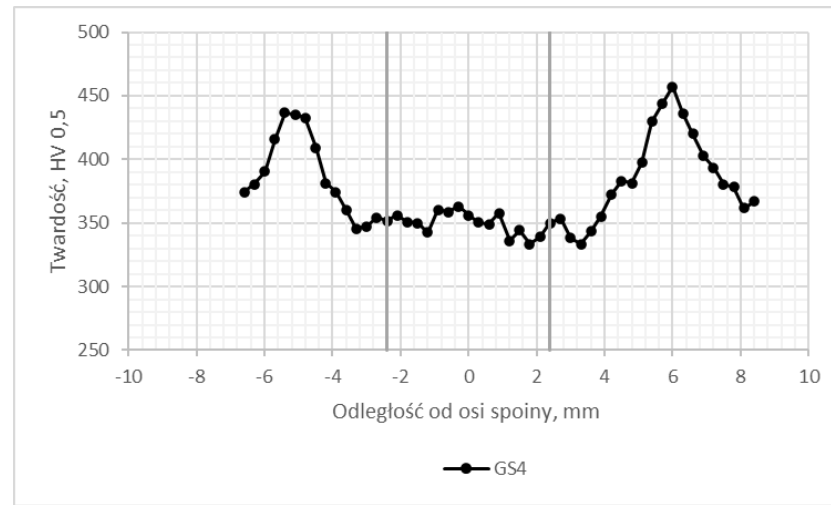
b)



c)

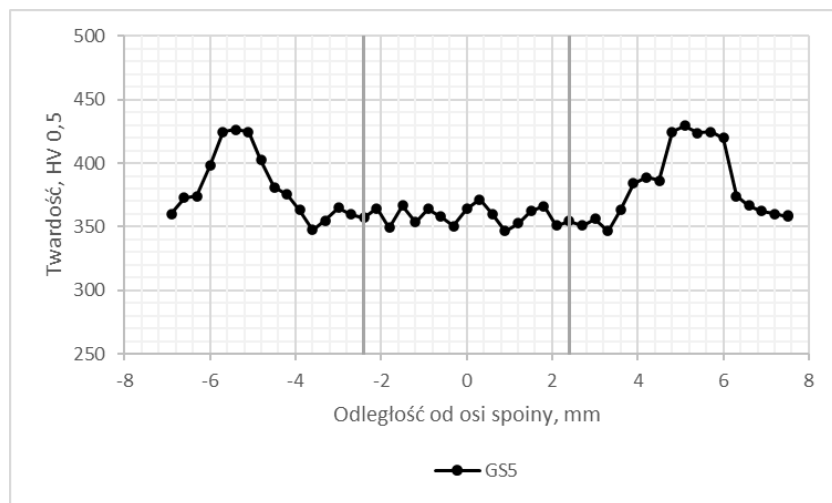


d)

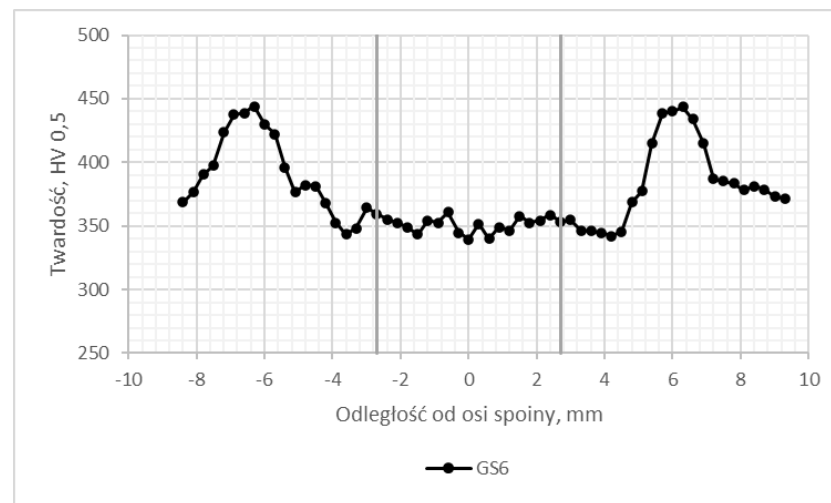


Rys. 5.26. Profil twardość złączy spawanych GS1-GS4 ze stali 17-4PH

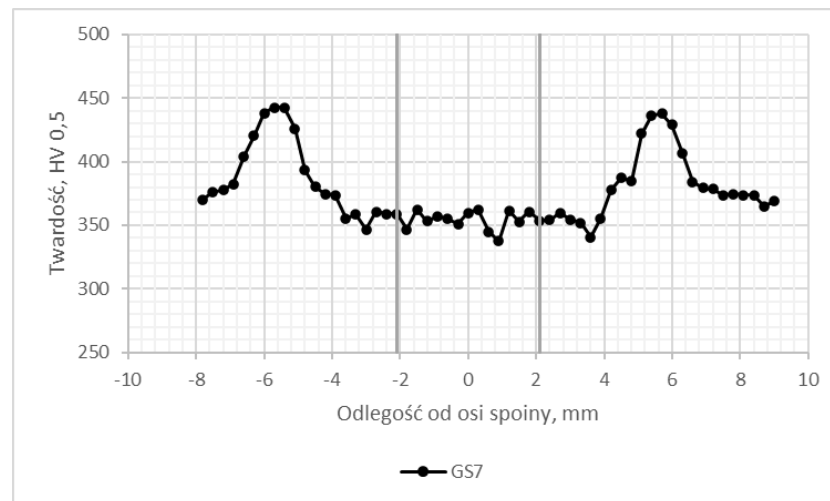
a)



b)

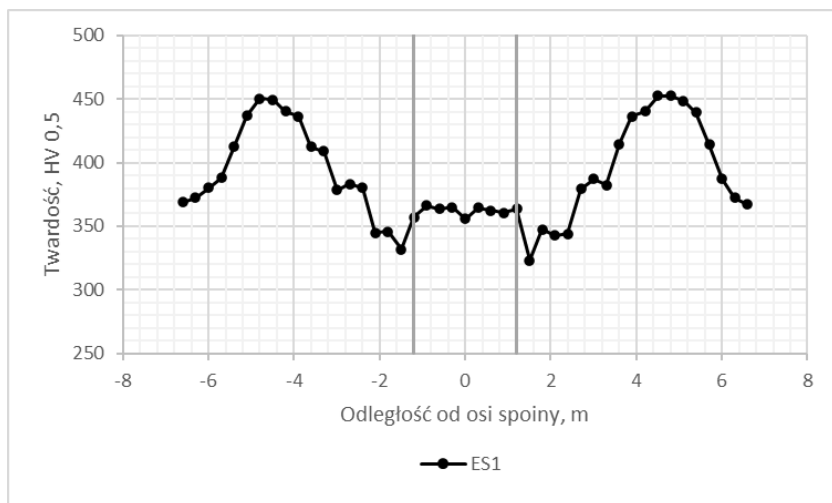


c)

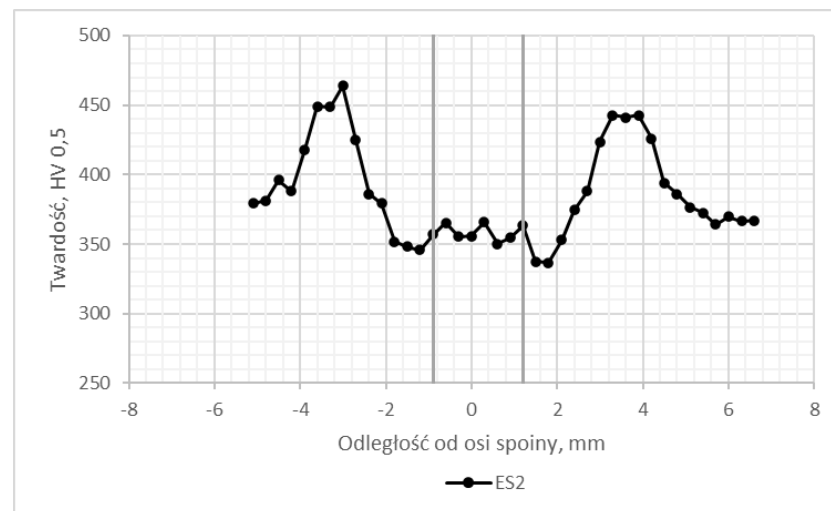


Rys. 5.27. Profil twardość złączy spawanych GS5-GS7 ze stali 17-4PH

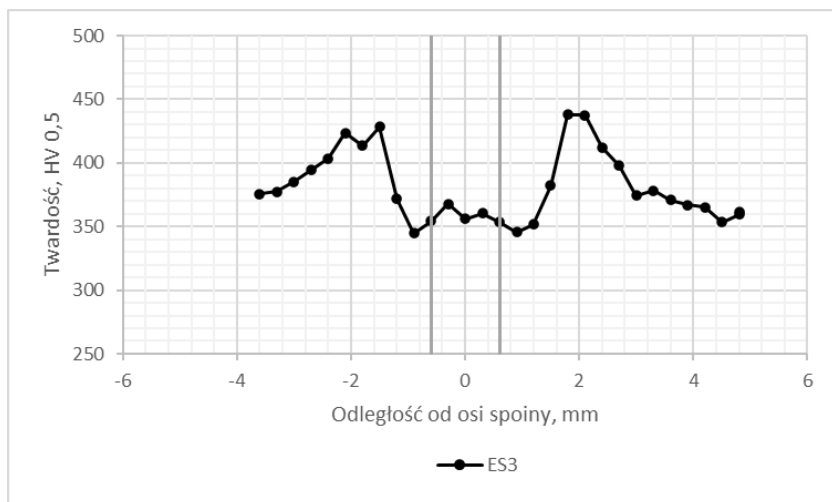
a)



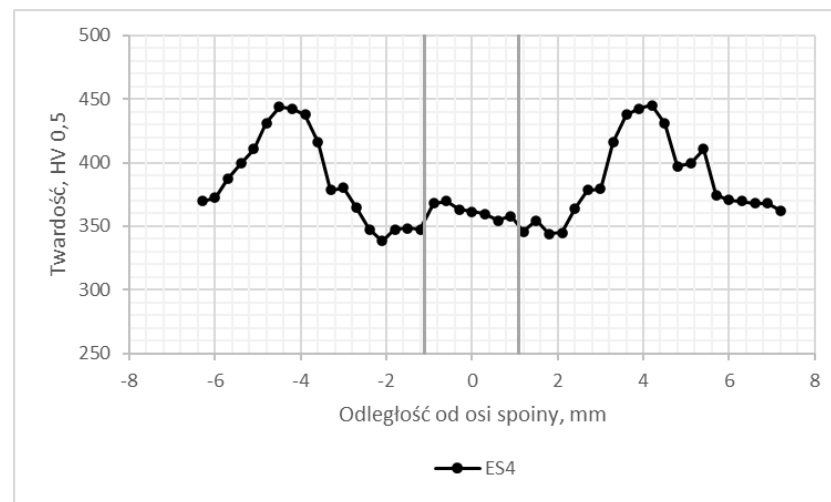
b)



c)

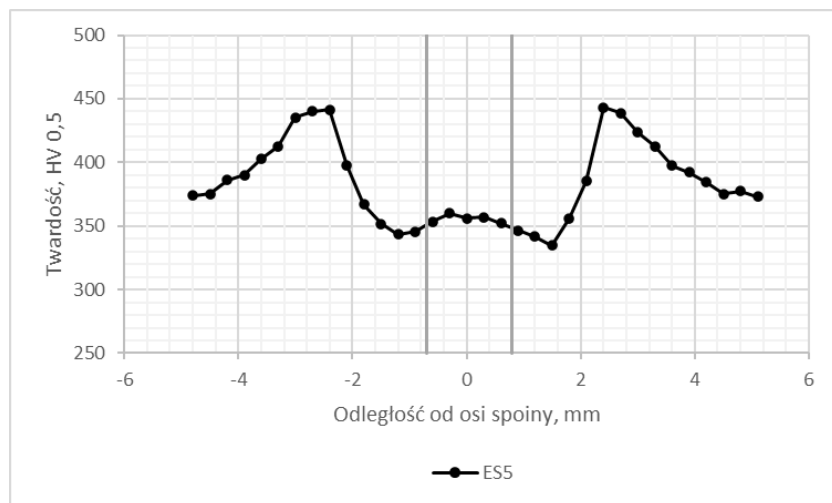


d)



Rys. 5.28. Profil twardość złączy spawanych ES1-ES4 ze stali 17-4PH

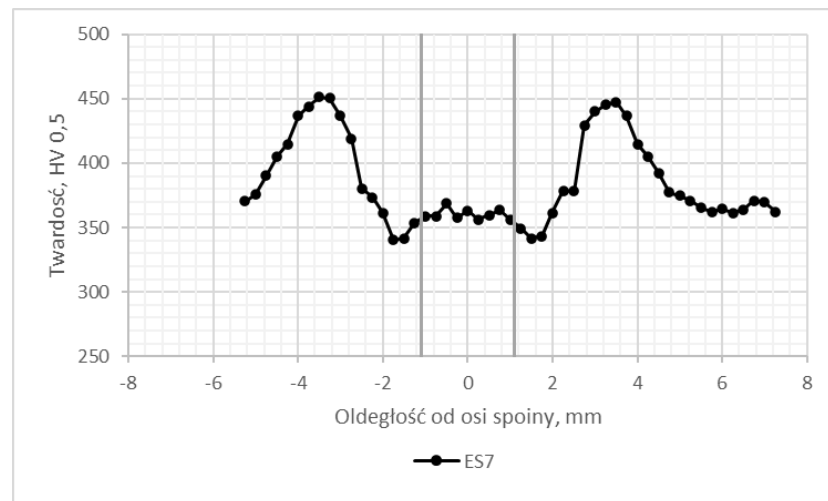
a)



b)

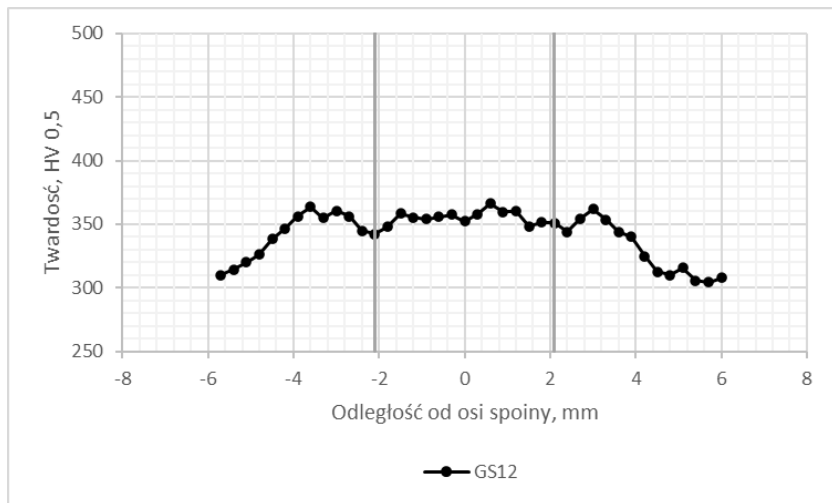


c)

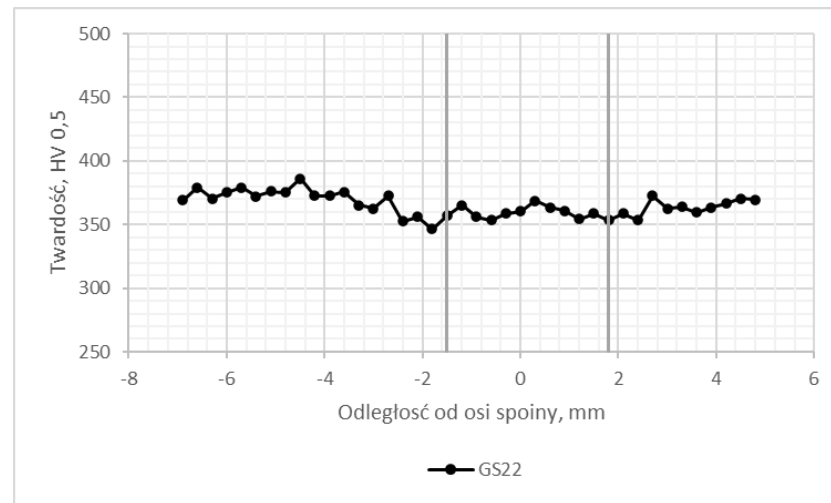


Rys. 5.29. Profil twardość złączy spawanych ES5-ES7 ze stali 17-4PH

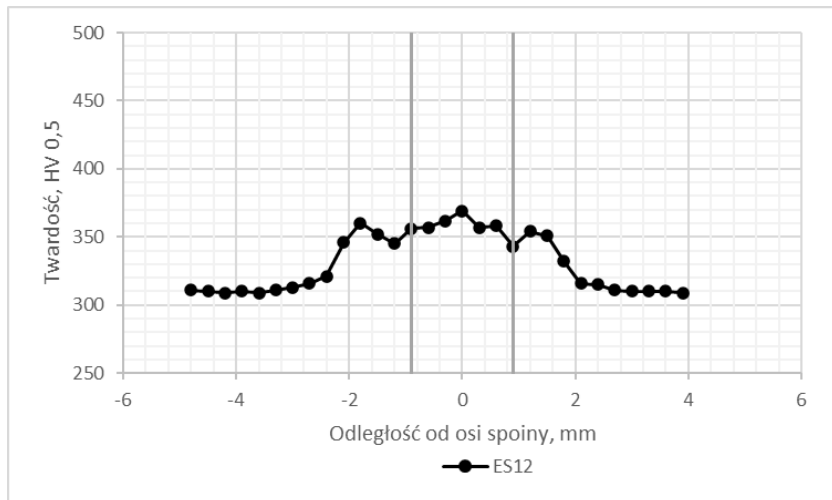
a)



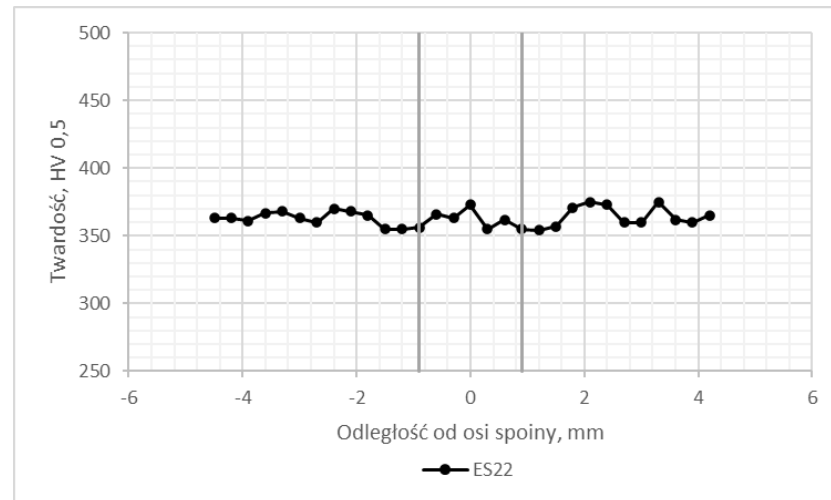
b)



c)

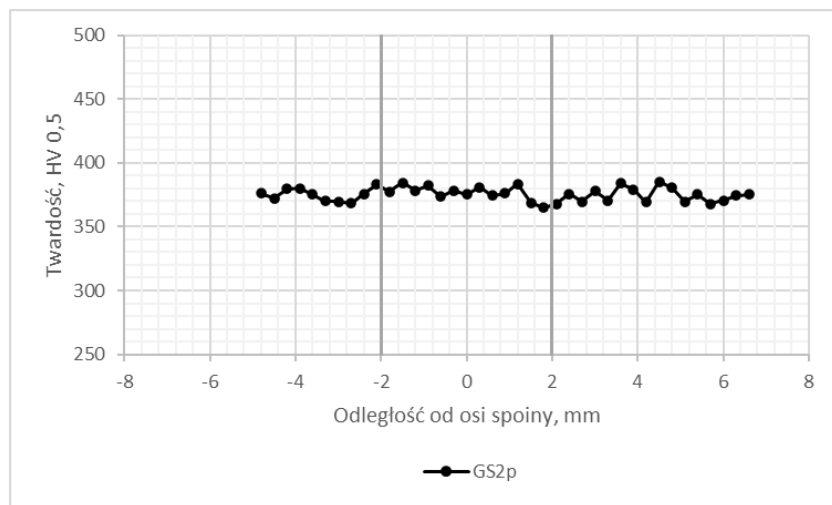


d)

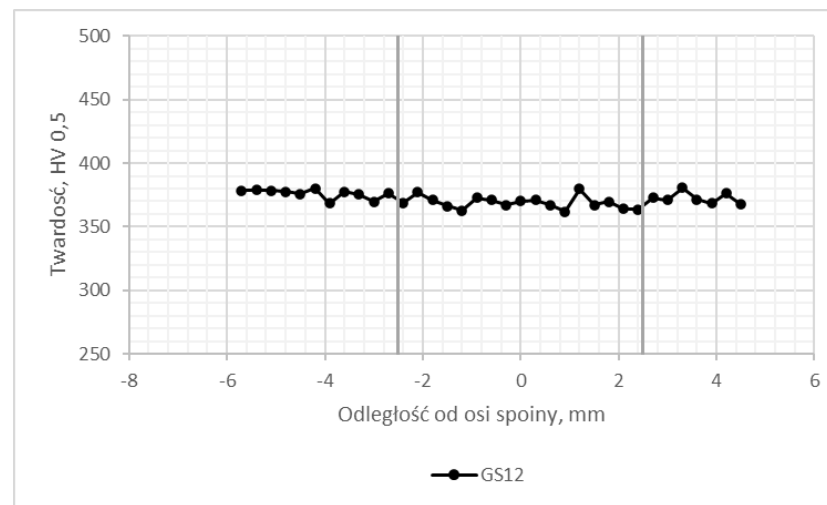


Rys. 5.30. Profil twardość złączy spawanych GS12, GS22, ES12, ES22 ze stali 17-4PH

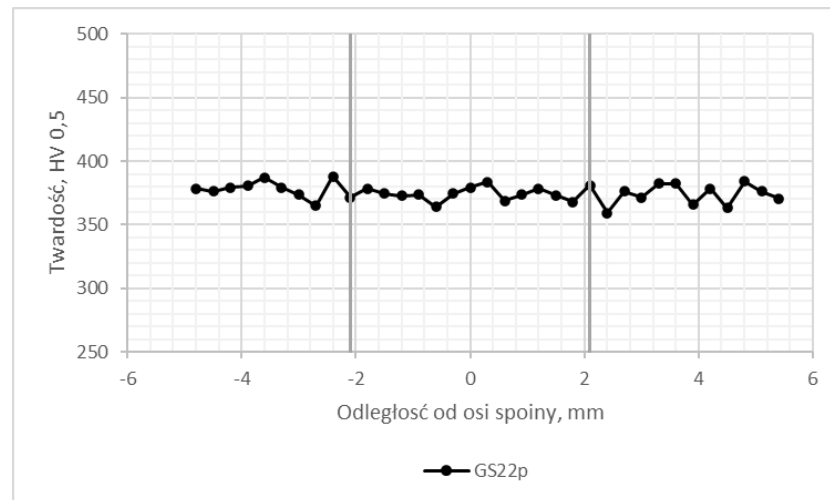
a)



b)

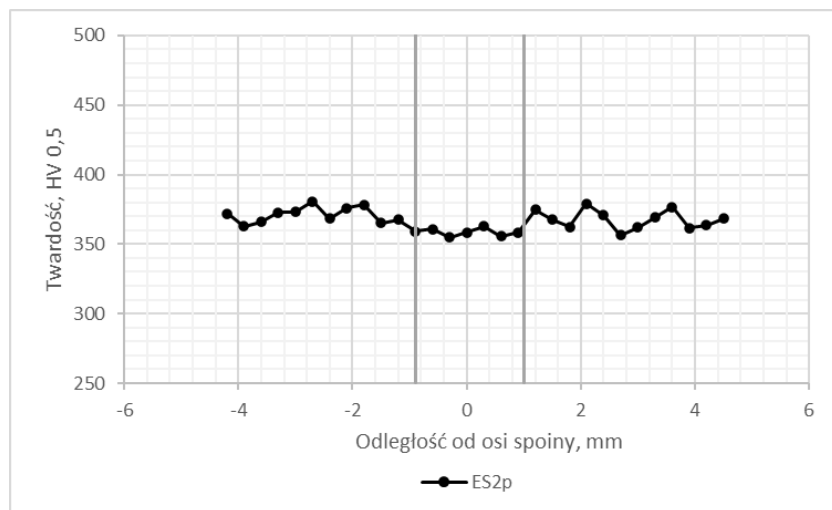


c)

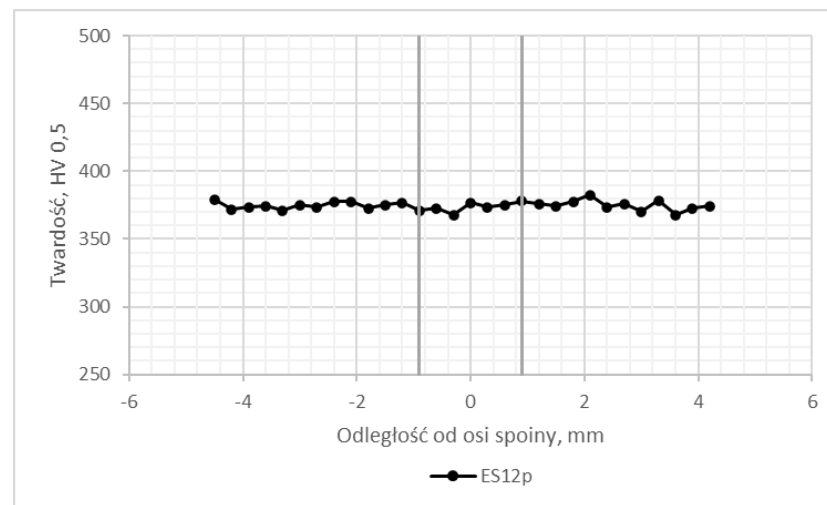


Rys. 5.31. Profil twardość złączy spawanych GS2p, GS12p oraz GS22p ze stali 17-4PH

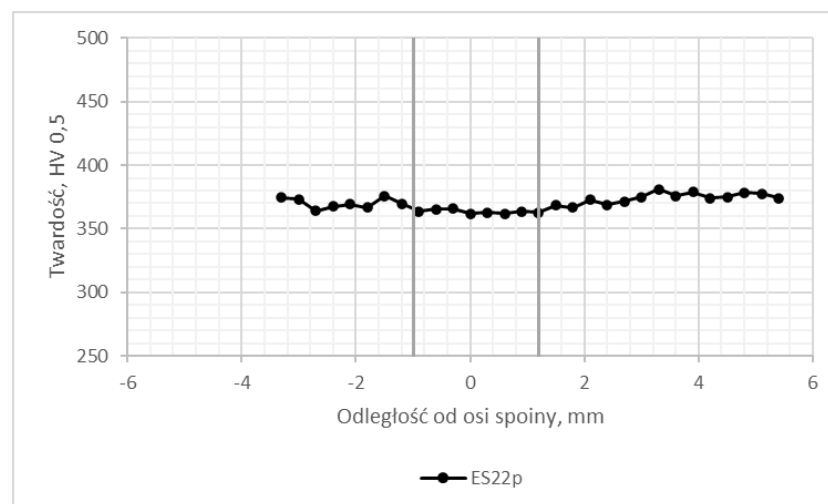
a)



b)



c)



Rys. 5.32. Profil twardość złączy spawanych ES2p, ES12p oraz ES22p ze stali 17-4PH

5.1.6. Naprężenia własne

W celu określenia wpływu stanu wyjściowego materiału na stan napreżeń w obszarze złącza wykonano pomiar napreżeń własnych (tab. 5.9 oraz rys. 5.33). Pomiar napreżeń własnych wykonano w warstwie wierzchniej złącza spawanego na próbkach ze stali 17-4PH spawanych wiązką elektronów EBW. Pomiar wykonano w 3 punktach złącza spawanego (rys. 4.9). Materiał spawany znajdował się w różnym stanie obróbki cieplnej: w stanie przesyconym (ES2), przestarzonym (ES12) oraz przesyconym i starzonym (ES22).

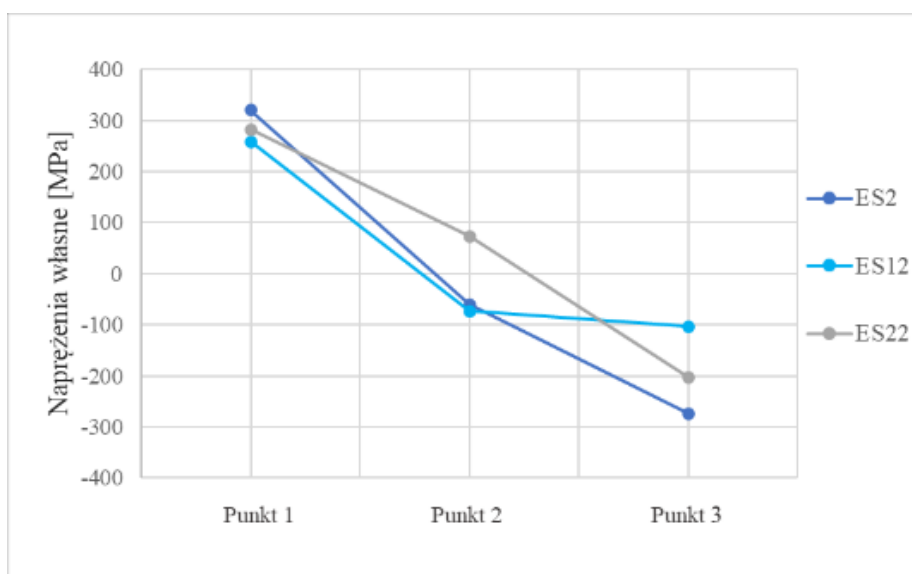
Tabela 5.9. Naprężenia własne w obszarze złącza spawanego ze stali 17-4PH

Numer próbki	Naprężenia własne MPa		
	<i>Pt1 – Spoina</i>	<i>Pt 2 - SWC</i>	<i>Pt 3 - SWC</i>
ES2	319,89 ± 52,46	-60,65 ± 27,83	-274,14 ± 9,62
ES12	258,14 ± 56,36	-72,98 ± 29,35	-103,43 ± 6,47
ES22	282,61 ± 26,08	72,95 ± 24,96	-202,93 ± 7,36

W spoinie (Pt 1) dla próbki ES2 występują naprężenia o wartości dodatniej – rozciągające, wynoszące 319MPa. Wartość błędu pomiaru np. 319,89 ± 52,46MPa jest stosunkowo duża w porównaniu do innych pomiarów. Może to być rezultatem niejednorodnej mikrostruktury w spoinie charakteryzującej się dużym ziarnem. W strefie wpływu ciepła złącza, dla którego materiał rodzimy znajdował się w stanie przesyconym występują naprężenia o wartości ujemnej – ściskające. W granicy wtopienia (Pt 2) wartość napreżeń własnych wynosi -60,65MPa, natomiast w strefie wpływu ciepła (Pt 3) naprężenia sięgają aż -274,14MPa. Dla połączenia wykonanego na materiale w stanie przestarzonym (próbka ES12) wartość bezwzględna napreżeń ściskających jest nieco wyższa -72,98MPa, natomiast stan napreżeń w strefie wpływu ciepła osiąga niższe wartości -103,43MPa. Spawanie próbki w stanie starzonym (próbka ES22) wprowadza nieco odmienny rozkład napreżeń własnych w obszarze spoiny Pt 1 - 282,61MPa oraz w strefie wpływu ciepła. Bezpośrednio przy spoinie (Pt 2) występują naprężenia rozciągające wynoszące 72,95MPa, które w dalszej części SWC (Pt 3) przechodzą w naprężenia ściskające -202,93MPa.

Taki rozkład napreżeń w obszarze złączy jest związany z procesami zachodzącymi podczas spawania w wyniku działania wysokiej temperatury na materiał. W trakcie spawania ciepło powoduje roztopianie krawędzi, a w dalszej części wzrost temperatury co powoduje rozszerzanie się materiału. Materiał ten z przeciwnej strony jest ograniczony przez stosunkowo zimniejszy materiał rodzimy. Podczas procesu spawania ma miejsce proces odkształcenia

plastycznego w obszarze złącza spawanego, a także występuje skurcz. Na stan naprężeń będzie miał również wpływ stan, w którym znajdował się materiał spawany przed procesem łączenia. Podczas przesycania stali 17-4PH następuje rozpuszczenie pierwiastków stopowych w osnowie i ich zatrzymanie w wyniku chłodzenia z dużą prędkością. Szybkie chłodzenie stali podczas przesycania prowadzi także do zajścia przemiany martenzytycznej w zakresie temperatury 130-30°C [23]. Podczas przesycania obserwowany jest skurcz materiału [25]. Starzenie powoduje wydzielenie pierwiastków stopowych (w przypadku stali 17-4PH głównie miedzi) w postaci faz umacniających oraz zmniejszenie gęstości dyslokacji, co w konsekwencji przyczynia się do zmieszania stanu naprężeń własnych.



Rys. 5.33. Rozkład naprężeń własnych w złączach spawanych ES2, ES12, ES22

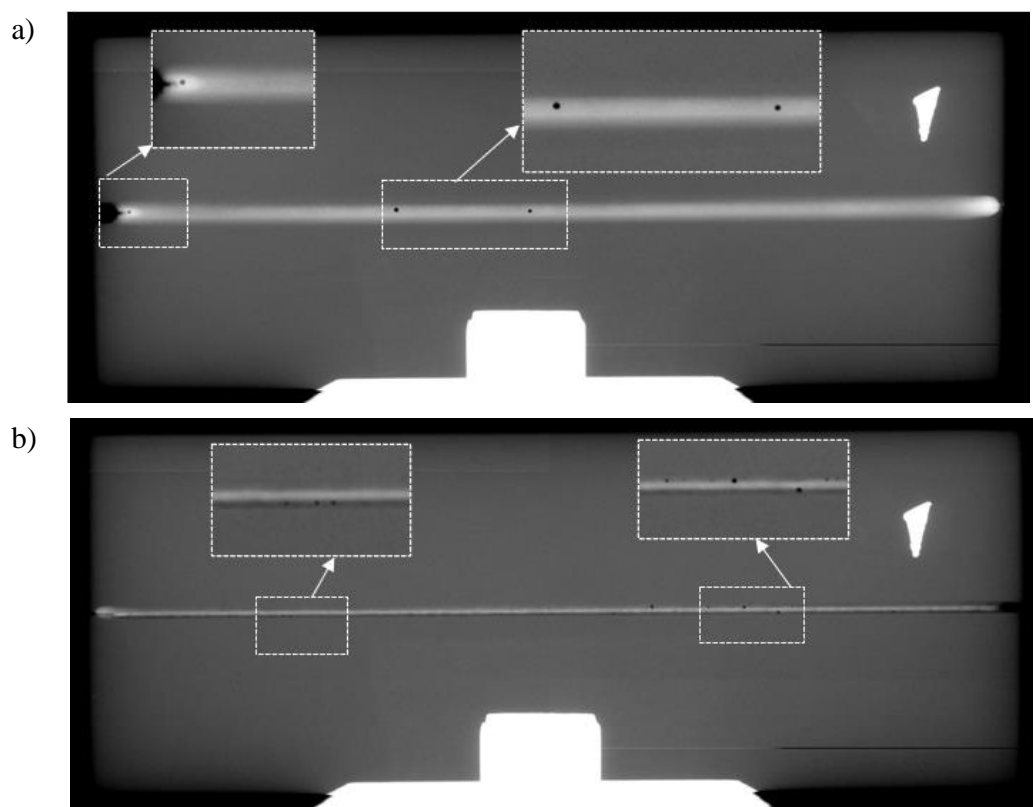
5.2 Nadstop niklu IN718

5.2.1 Kontrola nieniszcząca

Przeprowadzona kontrola nieniszcząca złącz spawanych wykonanych z nadstopu na osnowie niklu IN718, obejmująca kontrolę wizualną, FPI oraz RTG nie wykazała wad w złączach spawanych wykonanych metodą TIG (tab. 5.10). Natomiast złącza wykonane metodą EBW wykazywały szereg wad takich jak np.: brak penetracji, porowatość oraz pęknięcia (rys. 5.34, tab. 5.11). Złącza spawane metodą EBW - EI2 oraz EI5, charakteryzują się najlepszą jakością, nie posiadają żadnych wad (niezgodności). Natomiast wady wykryte na próbkach EI7 oraz EI8 mieszczą się w zakresie wad dopuszczalnych, akceptowalnych przez firmę. Dodatkowo w przypadku złącz otrzymanych metodą TIG zaobserwowano deformację blach.

Tabela 5.10. Wyniki kontroli nieniszczącej próbek z nadstopu na osnowie niklu IN718 spawanych metodą TIG

Numer próbki	Kontrola wizualna	Kontrola FPI	Kontrola RTG
TI1	Brak wad	Brak wad	Brak wad
TI2	Brak wad	Brak wad	Brak wad
TI3	Brak wad	Brak wad	Brak wad
TI3	Brak wad	Brak wad	Brak wad
TI3p	Brak wad	Brak wad	Brak wad
TI4	Brak wad	Brak wad	Brak wad
TI5	Brak wad	Brak wad	Brak wad
TI6	Brak wad	Brak wad	Brak wad
TI13	Brak wad	Brak wad	Brak wad
TI13p	Brak wad	Brak wad	Brak wad



Rys. 5.34. Zdjęcie po kontroli RTG: a) próbka EI1, b) próbka EI8

Tabela 5.11. Wyniki kontroli próbek spawanych metodą EBW nadstopu na osnowie niklu IN718

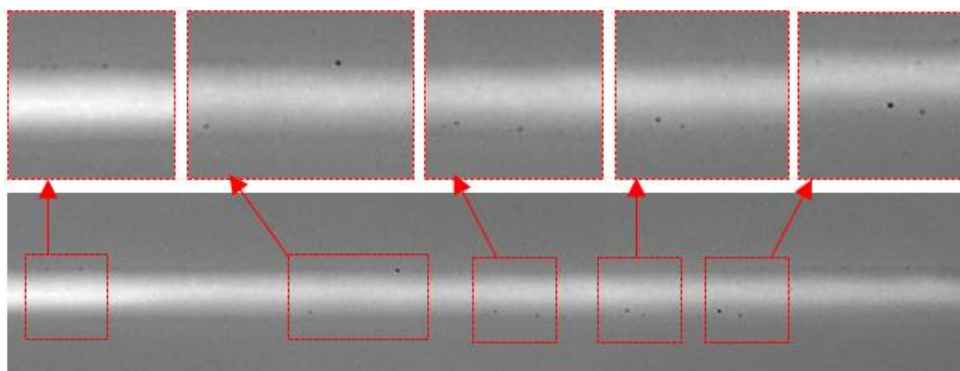
Numer próbki	Kontrola wizualna	Kontrola FPI	Kontrola RTG
EI1	Brak wad	Pęknięcie w osi spoiny w miejscu wygaszania	Drobne pory, pęknięcie na końcu spoiny
EI2	Brak wad	Brak wad	Brak wad
EI3	Brak penetracji	Brak penetracji	Brak przetopu
EI4	Brak penetracji	Brak penetracji	Brak przetopu
EI5	Brak wad	Brak wad	Brak wad
EI5p	Brak wad	Brak wad	Brak wad
EI6	Upalenie	-	Upalenie, liczna porowatość w spoinie
EI7	Brak wad	Brak wad	Drobna porowatość (zgodna)
EI8	Brak wad	Brak wad	Drobna porowatość (zgodna)
E15	Brak wad	Brak wad	Brak wad
EI15p	Brak wad	Brak wad	Brak wad

Przeprowadzona kontrola złączy spawanych, których proces przygotowania do spawania był różny od standardowego procesu technologicznego stosowanego w firmie *Pratt & Whitney*, wykazała szereg niezgodności (tab. 5.12). Na rysunkach 5.35-5.36 przedstawiono radiogramy przedstawiające wady ujawnione podczas przeprowadzonej kontroli RTG. Widoczna jest zarówno porowatość znajdująca się w spoinie (rys. 5.36a) jak i wady powierzchniowe wykryte podczas kontroli penetracyjnej (rys. 5.36b).

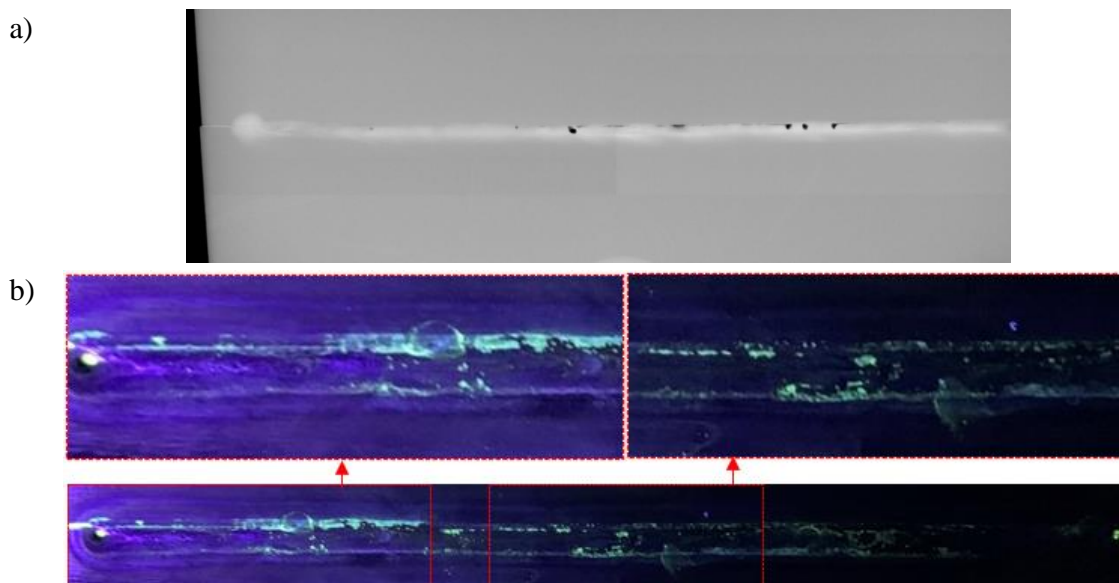
Tabela 5.12. Wyniki kontroli próbek określających wpływ procesu przygotowania do spawania na jakość złączy

Numer próbki	Przygotowanie powierzchni	Kontrola FPI	Kontrola RTG
I1	Zanieczyszczenie chłodziwem (2 tyg. przed spawaniem) → zacyzyszczenie powierzchni i krawędzi przeznaczonych do spawania → przemycie alkoholem izopropylowym	Zgodna	Zgodna
I2	Zacyzyszczenie powierzchni i krawędzi przeznaczonych do spawania → zanieczyszczenie chłodziwem (2 tyg. przed spawaniem) → przemycie alkoholem izopropylowym	Zgodna	Drobna rozsiana porowatość
I3	Zanieczyszczenie chłodziwem 4h przed spawaniem (próbka mokra) → przemycie alkoholem izopropylowym	Zgodna	Zgodna
I4	Zabrudzenie magnezją	Niezgodna	Niezgodna

Zabrudzenie próbek magnezją miało największy wpływ na jakość otrzymanych złączy. Zanieczyszczenie powierzchni próbek na 2 tygodnie przed spawaniem chłodziwem przygotowanej wcześniej przez operacje ślusarskie, miało także wpływ na powstanie niezgodności spawalniczych. Praktyka produkcyjna pokazuje, że nadstop IN718 wykazuje dużą wrażliwość na zanieczyszczenie chłodziwem, co potwierdzają przeprowadzone w pracy próby.



Rys. 5.35. Radiogram próbki I2 - drobna porowość występująca w spoinie

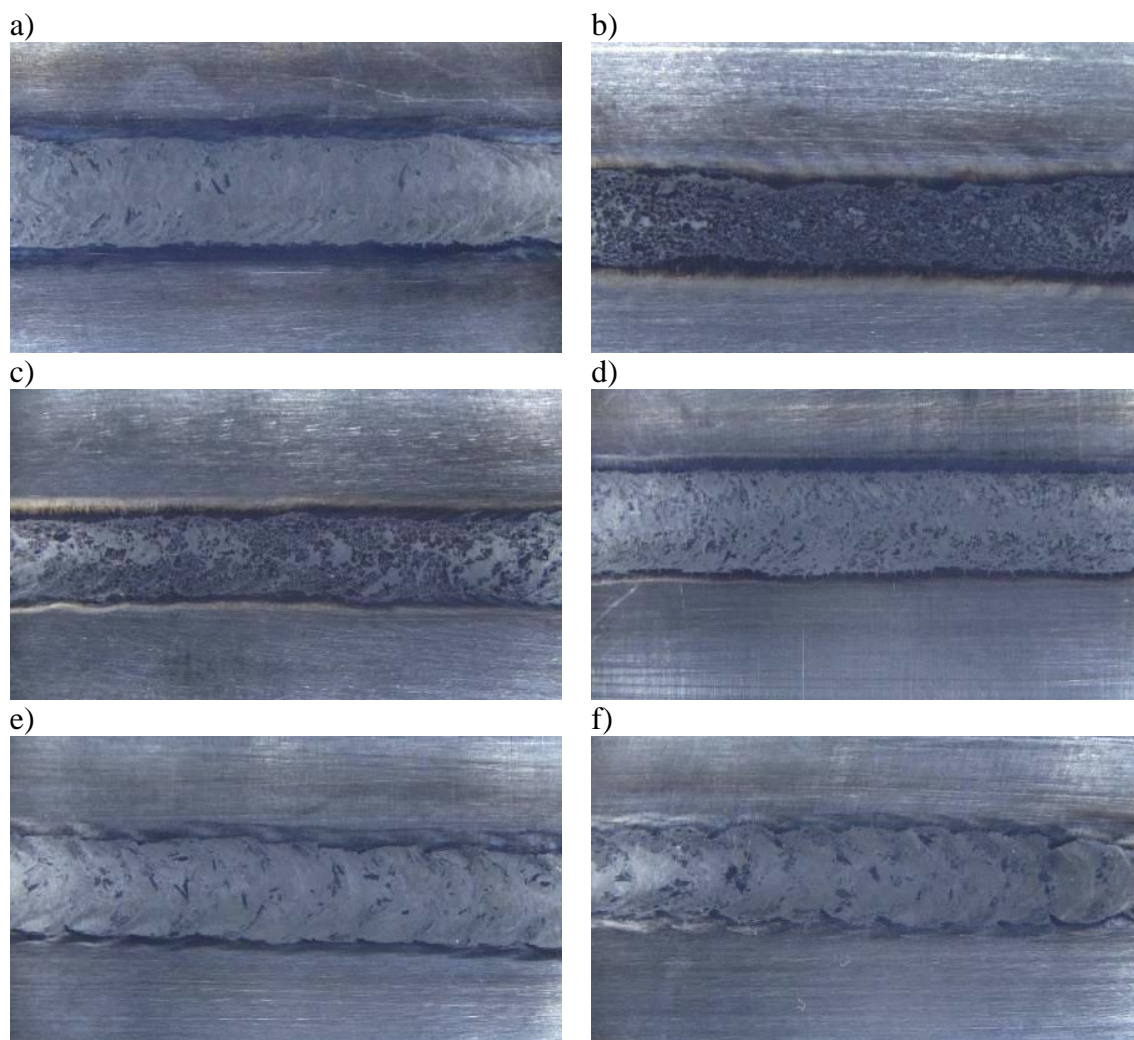


Rys. 5.36. Próbką I4: a) radiogram przedstawiający porowość w spoinie; b) lico spoiny z wadami wykrytymi podczas kontroli FPI

5.2.2. Obserwacje powierzchni

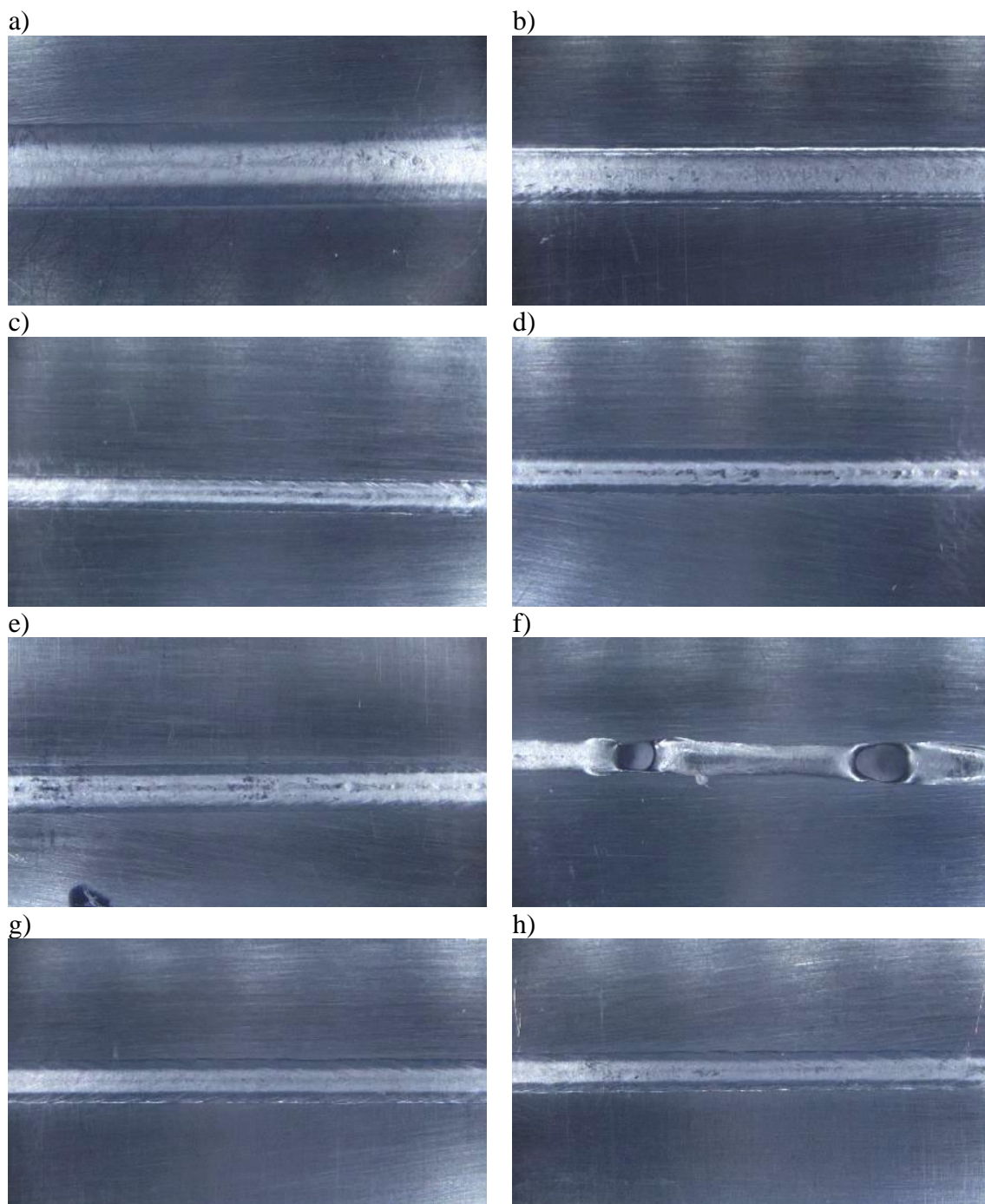
Obserwacje makroskopowe powierzchni otrzymanych złączy wykazały, że w przypadku nadstopu na osnowie niklu IN718 spawanego metodą TIG z pulsacją nie tworzą się wyraźne „łuski” stanowiące przetopiony materiał w kolejnym pulsie (rys. 5.37). Pomimo zastosowania gazu ochronnego podczas spawania, na powierzchni próbek TI2-TI3

(rys. 5.37b i c) widoczne jest utlenienie występujące w obszarze spoiny oraz niewielka zmiana koloru, w obszarze materiału rodzimego. W przypadku złącz TI5-TI6 (rys. 5.37e i f) widoczne są wyraźne obszary przetopione, zauważalna jest również granica między kolejnymi pulsami - próbki te zostały pospawane z najniższą pulsacją wynoszącą 2Hz. W próbce TI6 obszary przetopione są bardziej zaokrąglone (rys. 5.37f). W przypadku działania większego natężenia prądu I-1 (rys. 4.3) obszar topiony ulega poszerzeniu. Obniżenie natężenia prądu do wartości dolnej I-2 powoduje, że jeziorko spawalnicze, w wyniku dostarczania mniejszej ilości energii ulega zwężeniu. Czas działania prądu o mniejszym natężeniu I2, w przypadku złącza TI6 jest dłuższy (przy jednoczesnym skróceniu działania prądu o większym natężeniu I-1) niż w próbce TI5 co skutkuje powstaniem większej różnicy w szerokości spoiny widocznej między kolejnymi pulsami (rys. 5.37e i f).



Rys. 5.37. Powierzchnia lica spoin z nadstopu na osnowie niklu IN718 otrzymanych metodą TIG, próbka numer: a) TI1, b) TI2, c) TI3, d) TI4, e) TI5, f) TI6

W przypadku próbek spawanych metodą EBW, ze względu na dużą prędkość spawania, jeziorko przybrało kształt kropli (rys. 5.38). Na złączach EI1, EI4 oraz EI5 pomimo spawania w próżni, zaobserwowano czarne obszary na spoinie, które mogły powstać w wyniku segregacji zanieczyszczeń na powierzchni jeziorka spawalniczego. Próbką EI, dla której zastosowano proces wygładzania, charakteryzuje się szerszym licem spoiny (rys. 5.38a). Na złączu EI6 widoczne są upalenia oraz nieciągłości spoiny powstałe w wyniku zastosowania zbyt wysokiego natężenia prądu (rys. 5.38f).



Rys. 5.38. Powierzchnia lica spoin z nadstopu na osnowie niklu IN718 otrzymanych metodą EBW, próbka numer: a) EI1, b) EI2, c) EI3, d) EI4, e) EI5, f) EI6, g) EI7, h) EI8

5.2.3. Rozmiary spoiny

Na podstawie obserwacji przekrojów poprzecznych określono wymiary spoin otrzymanych metodą TIG dla nadstopu na osnowie niklu IN718. Szerokość lica spoiny wynosi od 3,55 do 5,27mm, zaś grani od 2,24 do 4,62 (tab. 5.13). Stosunek szerokości lica spoiny do grani spoiny wynosi od 1,14 do 1,59, co wskazuje że grani spoiny charakteryzuje się porównywalną szerokością co lico spoiny. Dzięki poprawnie dobranym parametrom procesu spawania pełna penetracja jest łatwa do uzyskania. Dla zastosowanych parametrów spawania stosunek szerokości lica spoiny do grubości blachy wynosi od 2,96 do 4,39. Współczynnik ten jest istotny z punktu widzenia planowania komponentów konstrukcji lotniczych. Szerokość lica spoiny jak i grani zależy od wielu parametrów, m.in. od natężenia prądu spawania, częstotliwości, napięcia, obecności materiału dodatkowego czy sposobu odbioru ciepła. Próbki TI3-TI5 były spawane przy zastosowaniu takich samych parametrów prądowych lecz z inną częstotliwością. Próbka TI5 spawana z najniższą częstotliwością charakteryzuje się największą szerokością lica spoiny. Zaś dla próbek spawanych z częstotliwością 5 i 15Hz różnica jest niewielka. Próbki TI5 oraz TI6 spawane były z częstotliwością wynoszącą 2Hz, zaś dla próbki TI6 czas działania prądu o większym natężeniu I-1 został zredukowany z 50% na 35%, co przyczyniło się do zmniejszenia szerokości lica spoiny. Zmniejszony czas działania prądu o większym natężeniu I-1 powoduje zmniejszenie szerokości jeziora spawalniczego podczas topienia materiału w czasie kolejnych pulsów. Na podstawie otrzymanych wyników stwierdzono, że niewielkie zmiany parametrów prądowych mogą wpłynąć na rozmiary spoiny. Jest to bardzo ważna informacja przy doborze parametrów na etapie wdrażania nowych elementów, czy też zmiany parametrów w celu poprawy jakości złączy czy optymalizacji procesu spawania.

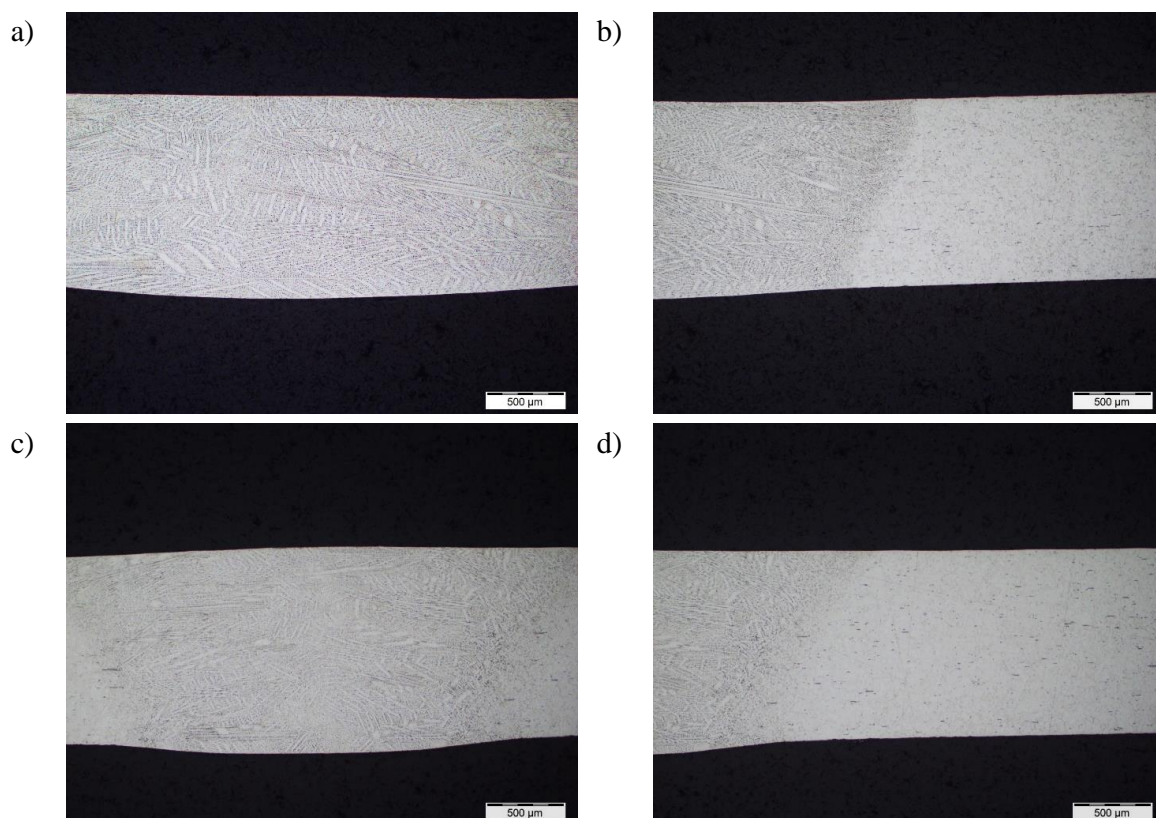
Tabela 5.13. Wymiary złączy otrzymanych dla próbek z nadstopu IN718 spawanych metodą TIG

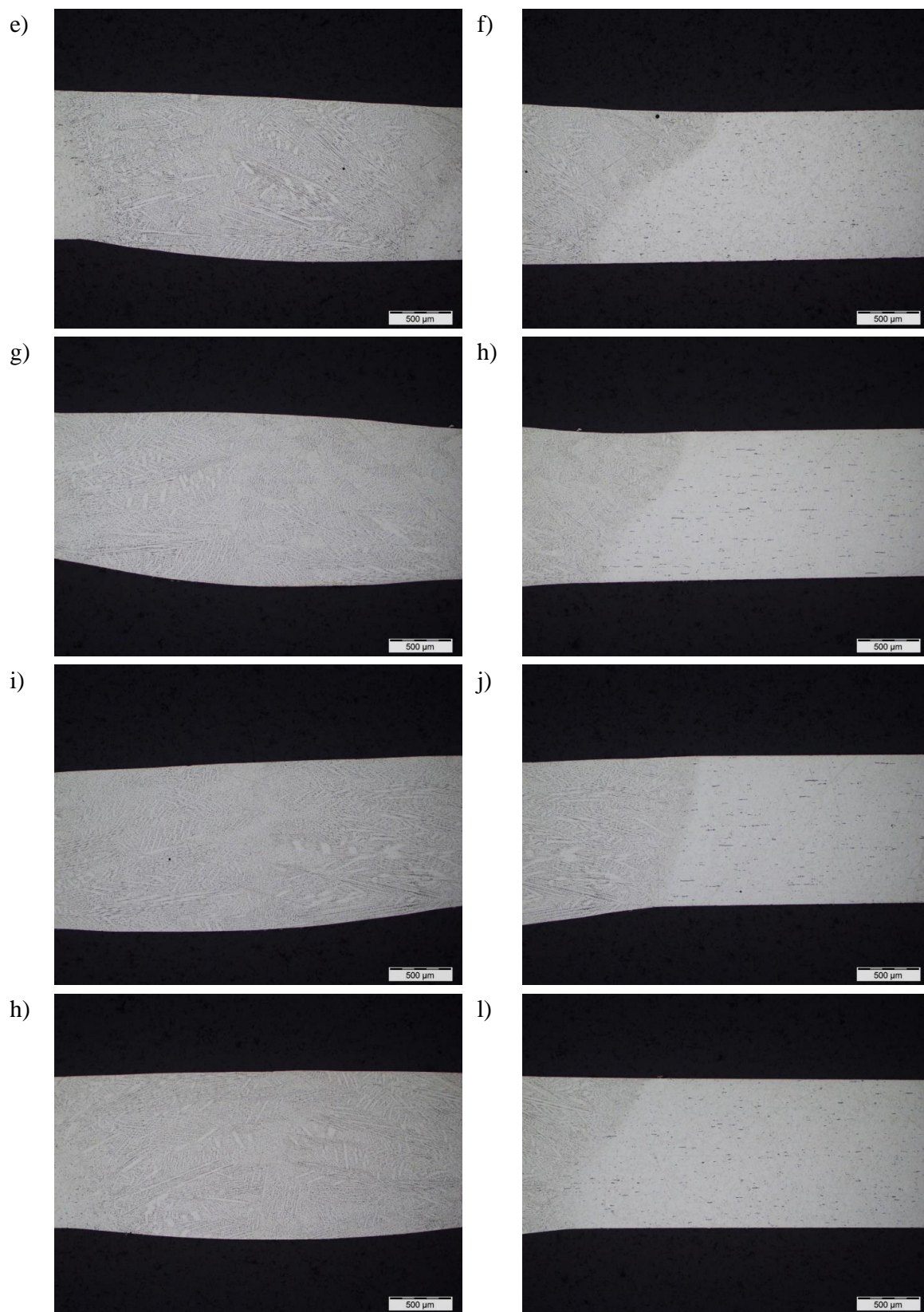
Numer próbki	Szerokość lica [mm]	Szerokość grani [mm]	Stosunek szerokość lica do grubości blachy	Stosunek szerokości lica do szerokości grani
TI1	5,27	4,62	4,39	1,14
TI2	3,55	2,24	2,96	1,59
TI3	4,49	3,12	3,74	1,44
TI4	4,41	3,72	3,67	1,18
TI5	4,84	3,79	4,03	1,28
TI6	4,42	3,24	3,68	1,36

5.2.4. Mikrostruktura złącza spawanego z nadstopu na osnowie niklu IN718 otrzymanego metodą TIG i EBW

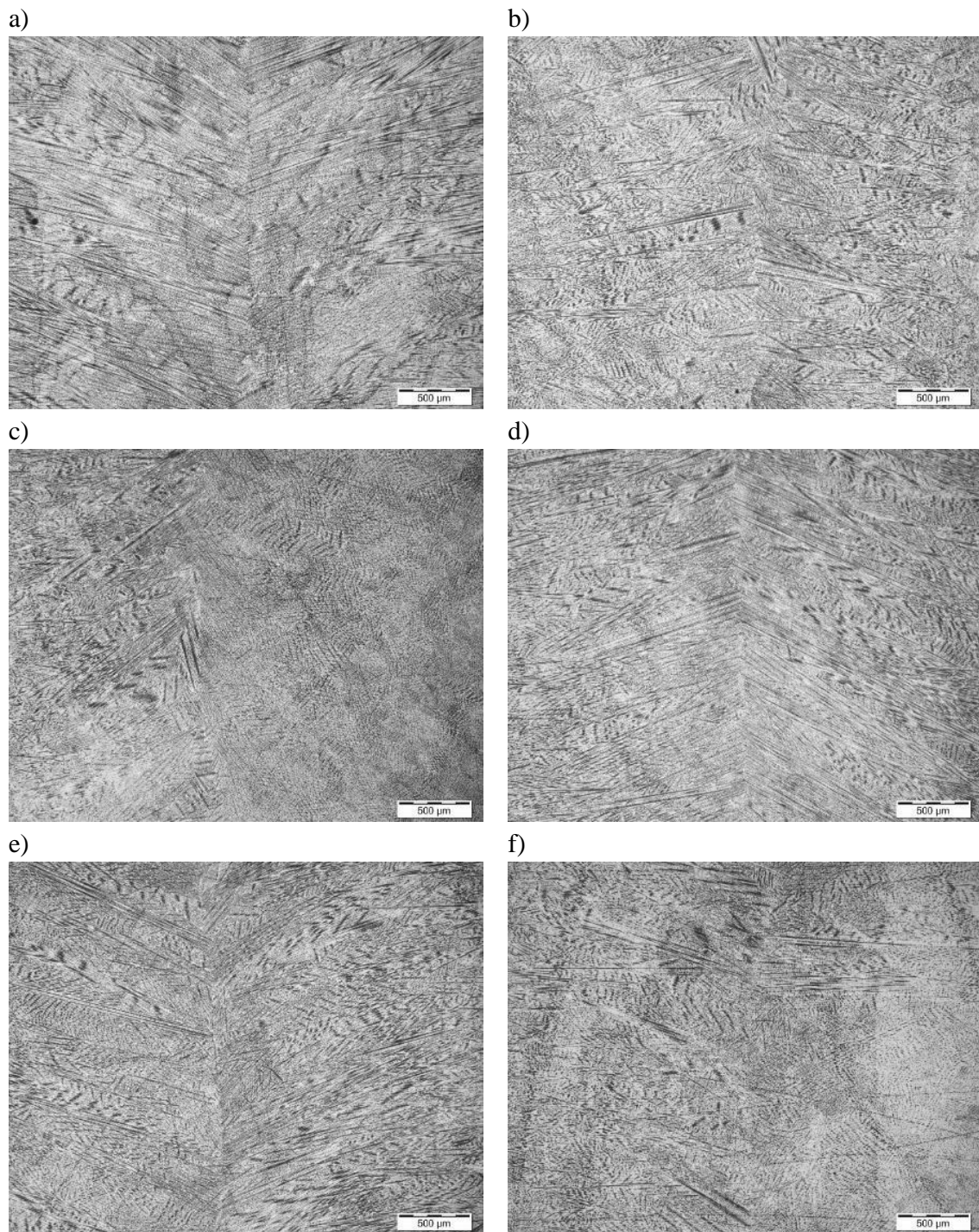
Obserwacje mikroskopowe wykazały, że kształt spoiny próbek z nadstopu niklu IN718 otrzymanych metodą TIG przybiera kształt litery V. Zarówno lico jak i grań spoiny są wypukłe (rys. 5.39-5.40). Szerokość grani spoiny jest porównywalna do szerokości lica spoiny, co potwierdziły pomiary przedstawione w rozdziale 5.2.3. Przekroje poprzeczne ujawniły występowanie bardzo drobnych por na złączach TI3 oraz TI5 (rys 5.39e, f, i). Występowanie w złączach bardzo drobnych por nie dyskwalifikuje otrzymanych złączy – taki stan złączy jest akceptowalny.

W spoinie widoczny jest wzrost dendrytyczny od granicy wtopienia w kierunku osi spoiny (rys. 5.39 oraz 5.40). Na przekrojach wzdłużnych (rys. 5.40) widoczna jest linia styku dendrytów w osi spoiny oraz kierunek wzrostu dendrytów. Natomiast na przekrojach poprzecznych linia centralna spotkania krystalitów nie jest zauważalna. W strefie wpływu ciepła nie zaobserwowano widocznych zmian (rys. 5.39). Zastosowane parametry dla procesów TI1-TI6, pozwoliły uzyskać złącza spawane o porównywalnej jakości.



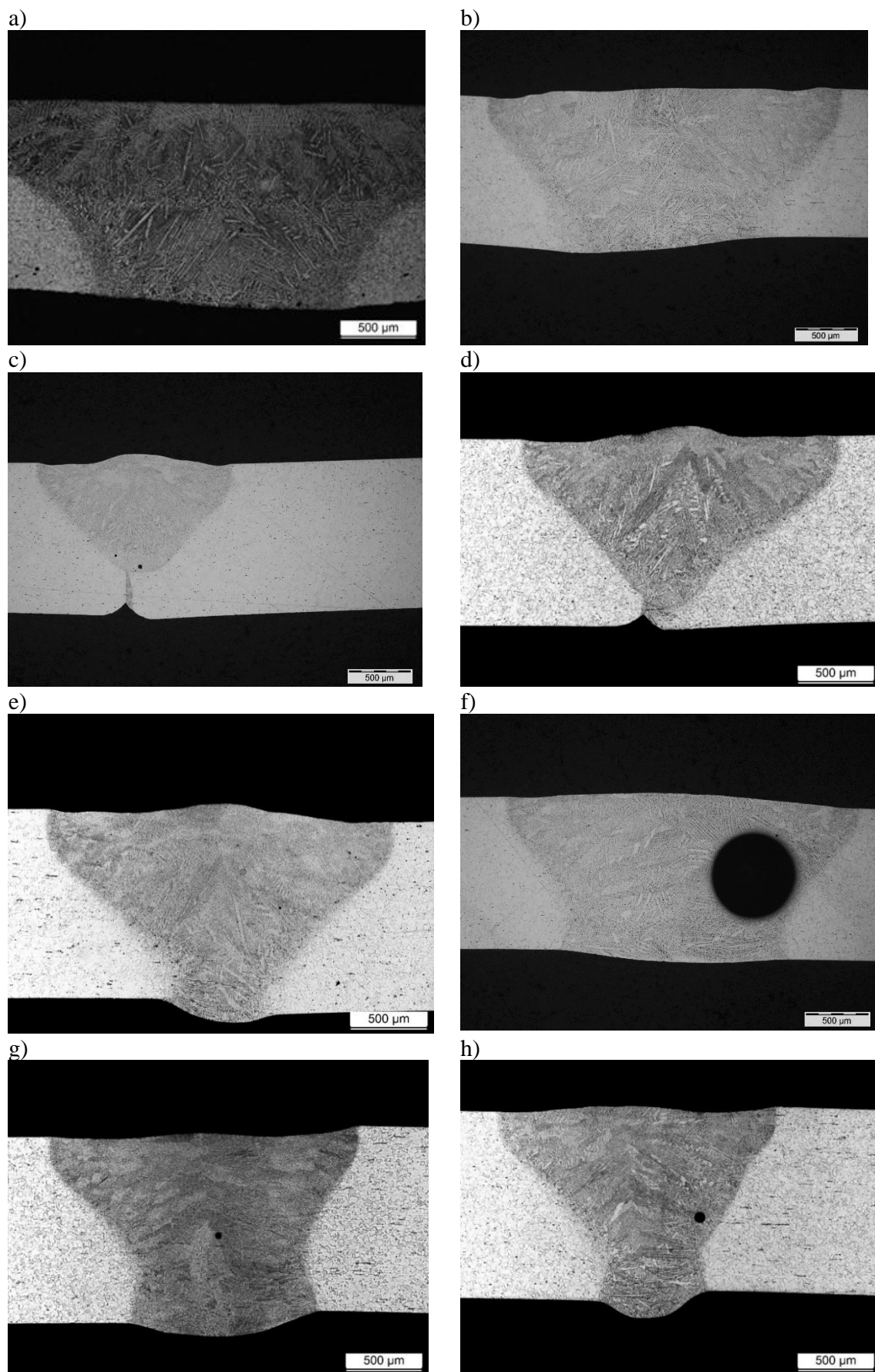


Rys. 5.39. Mikrostruktura złącza spawanego z nadstopu na osnowie niklu IN718, otrzymanego metodą TIG, próbka numer: a-b) TI1, c-d) TI2, e-f) TI3, g-h) TI4, i-j) TI5, k-l) TI6

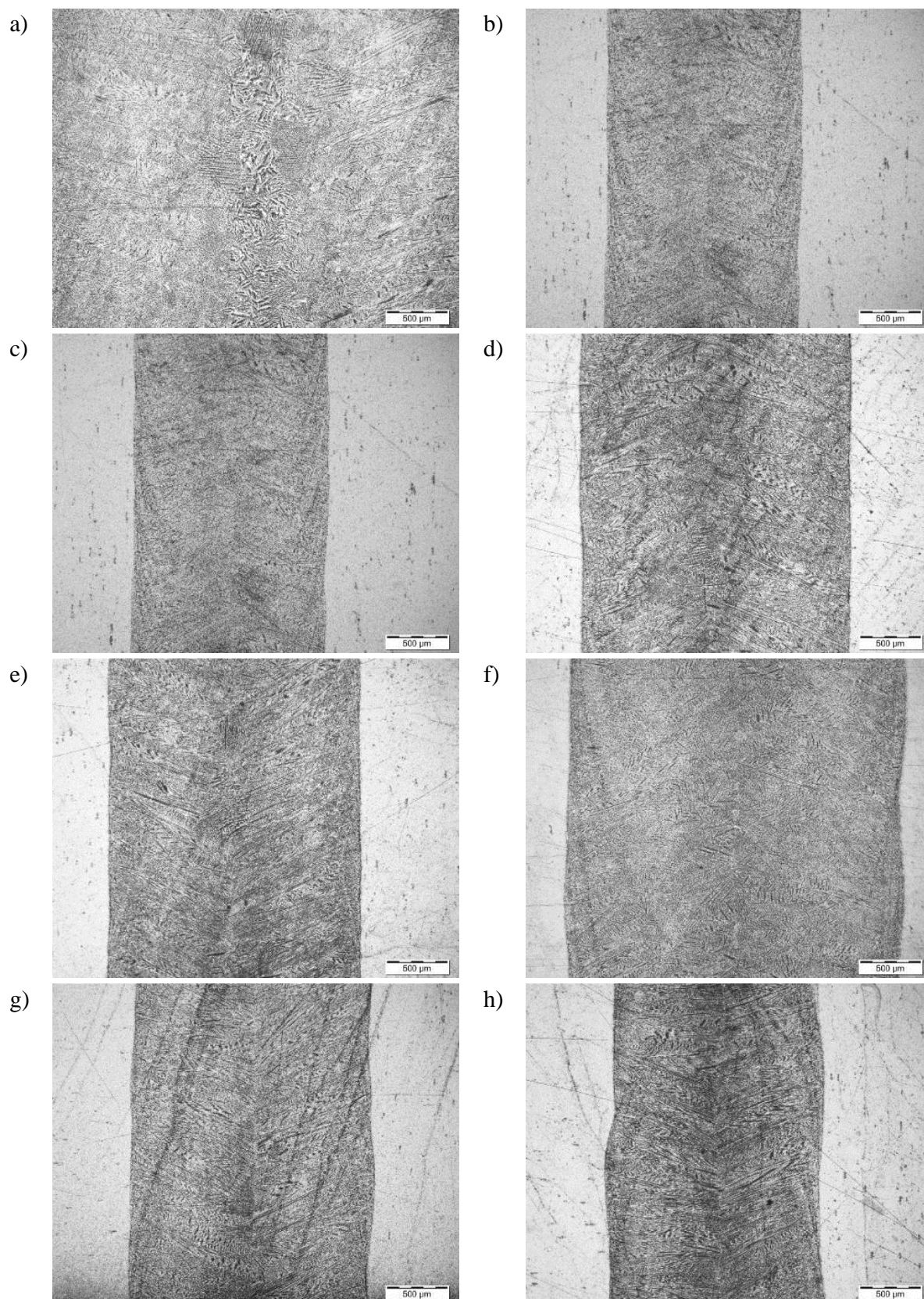


Rys. 5.40. Mikrostruktura złącza spawanego z nadstopu na osnowie niklu IN718, otrzymanego metodą TIG, próbka numer: a-b) TI1, c-d) TI2, e-f) TI3, g-h) TI4, i-j) TI5, k-l) TI6

Pomimo wielu niezgodności wykrytych podczas kontroli metodami nieniszczącymi, dla każdego złącza otrzymanego metodą EBW przeprowadzono obserwacje mikroskopowe na przekrojach wzdłużnych i poprzecznych (rys. 5.41 oraz 5.42).



Rys. 5.41. Mikrostruktura złącza spawanego z nadstopu na osnowie niklu IN718, otrzymanego metodą EBW, próbka numer: a) EI1, b) EI2, c) EI3, d) EI4, e) EI5, f) EI6, g) EI7, h) EI8



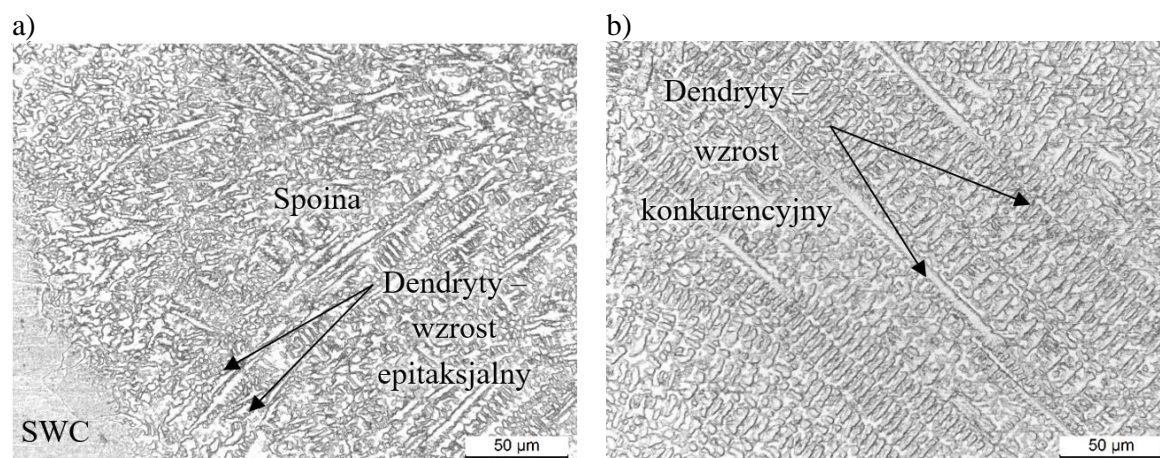
Rys. 5.42. Mikrostruktura złącza spawanego z nadstopu na osnowie niklu IN718, otrzymanego metodą EBW - przekrój wzdłużny, próbka numer: a) EI1, b) EI2, c) EI3, d) EI4, e) EI5, f) EI6, g) EI7, h) EI8

Na próbce EI1 widoczna jest spoina oraz obszar drugiego przejścia spawania - zatopienia. Obserwacje na przekroju poprzecznym złącza nie wykazały wad w postaci

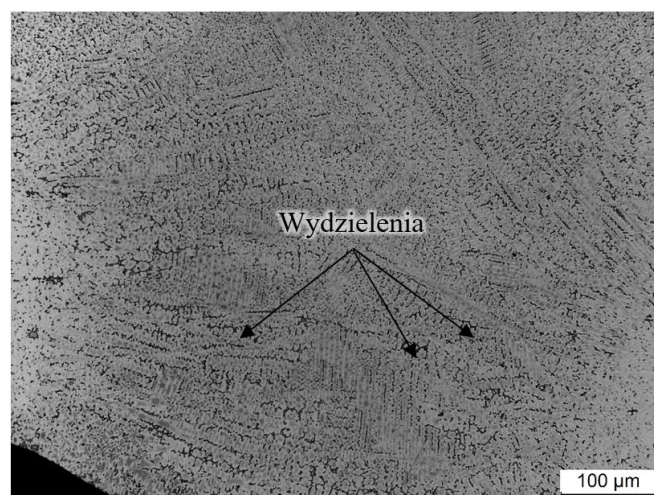
nieciągłości. Złącze to odznacza się dużą szerokością w porównaniu do pozostałych złączy spawanych (rys. 5.41a i 5.42a). W przypadku próbki EI2, spoina ma kształt litery V. Od strony lica widoczne są niewielkie obniżenia (rys. 5.41b). Nie wykryto żadnych wad, co potwierdza zgodność złącza spawanego z wymaganiami. Próbkę EI3 oraz EI4 nie posiadają pełnego wtopienia, krawędzie blachy od strony grani zostały podciągnięte (rys. 5.41 c i d). Dla próbki EI3 wtopienie wynosi około 70%, a w szczelinę wpłynęło ciekłe jezioro łączące ze sobą materiały (rys. 5.41c). Otrzymane wyniki badań nieniszczących oraz widoczne niepełne wtopienie, dyskwalifikują takie złącza spawane. Złącze EI5 posiada pełne wtopienie, stosunkowo wąską grań w stosunku do lica spoiny (rys. 5.41e). Nie wykryto wad w postaci por i pęknięć. Widoczne jest niewielkie obniżenie jak w przypadku złącza EI2. Złącze to jest zgodne ze wymaganiami. Na złączu EI6 stwierdzono nieciągłości, upalenia oraz liczną porowatość. Na przekroju poprzecznym widoczna jest duża pora/pustka (rys. 5.41f). Szerokość spoiny zarówno od strony lica jak i grani jest znaczna (rys. 5.1f i 5.42f). Podczas procesu spawania do złącza została dostarczona zbyt duża ilość ciepła, co jest bezpośrednią przyczyną powstania niniejszych niezgodności. Obserwacje złączy EI7 oraz EI8 wykazały porowatość występującą w spoinie (rys. 5.41g-h) - co potwierdza wyniki uzyskane podczas kontroli rentgenograficznej (rys. 5.34b). W spoinie - szczególnie dla próbki EI7, można zaobserwować przewężenie, które przybiera kształt klepsydry (rys. 5.41g). Widoczne jest niewielkie obniżenie lica. Na podstawie uzyskanych wyników spoiny te, pomimo występowania niewielkich wad, można zakwalifikować jako zgodne. Obserwacje przekrojów poprzecznych złączy wykazały wzrost dendrytyczny w kierunku osi spoiny (rys. 5.42). Dla próbek EI6-EI7 utworzyła się centralna linia spotkania krystalitów w osi spoiny, co sprzyja tworzeniu się pęknięć krystalizacyjnych (rys. 5.42f-g).

Obserwacje złączy prowadzone przy większym powiększeniu wykazały, że w spoinie widoczne są dendryty, wzrastające w kierunku osi spoiny (rosnące w kierunku gradientu temperatury) (rys. 5.43). Przy granicy wtopienia można zaobserwować niewielkie dendryty wzrastające w różnych kierunkach, osie krystalitów są skierowane pod różnymi kątami do gradientu temperatury (rys. 5.43a). Wzrostowi ulegają korzystnie zorientowane ziarna. Prowadzi to do wzrostu konkurencyjnego dendrytów widocznego na rysunku 5.43b. W przestrzeniach międzydendrytycznych (rys. 5.44) widoczne są liczne wydzielania, stanowiące eutektykę powstałą w trakcie krystalizacji jeziora spawalniczego. Zgodnie z danymi literaturowymi [61] krystalizacja jeziora spawalniczego w nadstopie IN718 rozpoczyna się reakcją: $L \rightarrow \gamma$ (austenit), w strefach międzydendrytycznych następuje

wzbogacenie cieczy w pierwiastki takie jak: Nb, Mo, Ti i C. Krystalizacja kończy się powstaniem eutektyki $L \rightarrow (\gamma + \text{faza Laves'a})$ lub $(\gamma + \text{NbC})$.



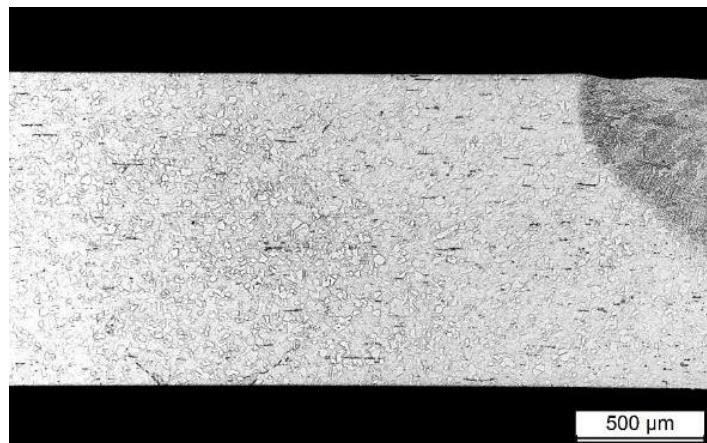
Rys. 5.43. Mikrostruktura: a) linii wtopienia, b) spoiny, pow. 500x



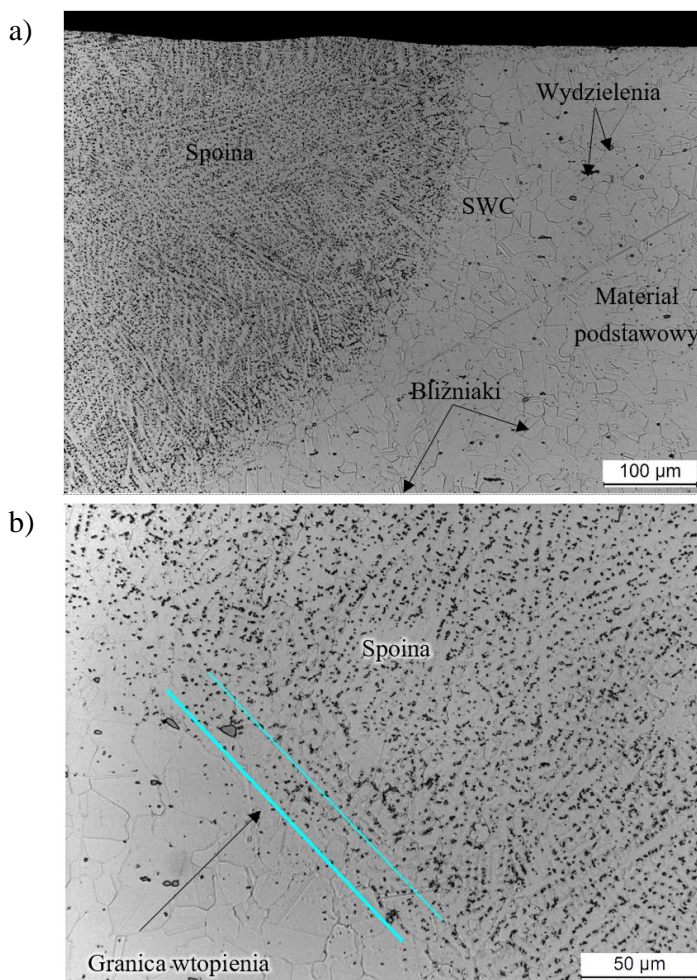
Rys. 5.44. Mikrostruktura spoiny IN718, próbka numer EI5, pow. 200x

Strefa wpływu ciepła podobnie jak spoina stanowi ważny element złącza spawanego. Na rysunku 5.45 przedstawiono strefę wpływu ciepła w próbce EI5. Nie zaobserwowano wyraźnych różnic między SWC a materiałem rodzimym. Między spoiną, a strefą wpływu ciepła widoczna jest wyraźna granica wtopienia (rys. 5.46). Zarówno strefa wpływu ciepła jak i materiał rodzimy składają się z równoosiowych ziaren austenitu- γ . Widoczne są także wydzielania występujące głównie na granicach ziaren. Zaobserwowano granice bliźniacze zarówno w strefie wpływu ciepła jak i w materiale podstawowym. Na podstawie obserwacji mikroskopowych nie można jednoznacznie wyznaczyć granicy między strefą wpływu ciepła, a materiałem rodzimym. Obserwacje mikrostruktury złączeń spawanych otrzymanych zarówno metodą TIG jak i EBW nie ujawniły występowania mikropęknięć i mikropor w obszarze strefy wpływu ciepła oraz granicy wtopienia. W dostępnej literaturze [61,104] wady te, są częstym

rodzajem wad obserwowanych w złączach z nadstopu na osnowie niklu IN718 powstających w wyniku nadtopienia węglików czy też faz międzymetalicznych w czasie oddziaływania ciepła na materiał spawany.

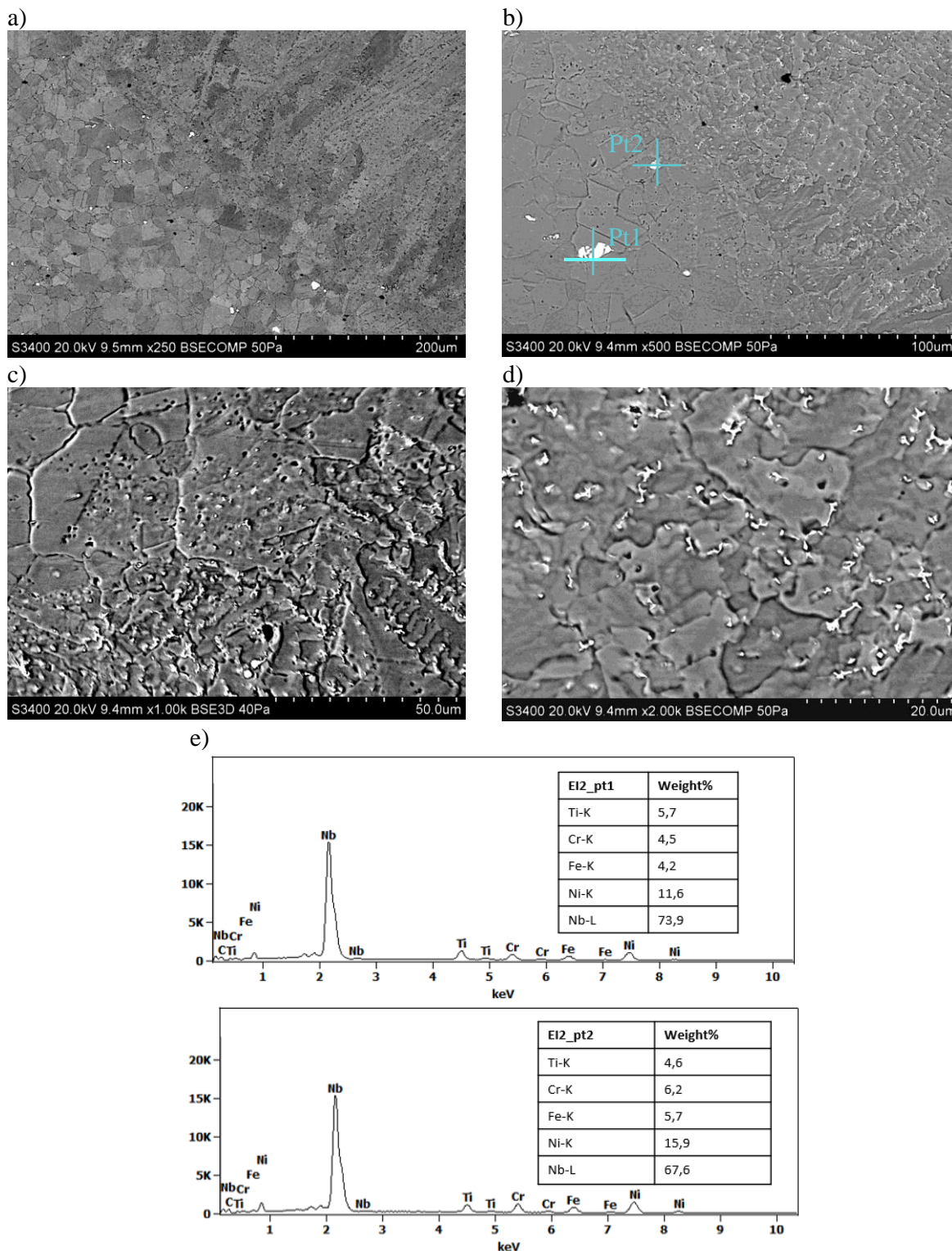


Rys. 5.45. Mikrostruktura strefy wpływu ciepła złącza z nadstopu na osnowie niklu IN718, próbka numer EI5, pow. 50x



Rys. 5.46. Mikrostruktura złącza spawanego – granica wtopienia nadstopu na osnowie niklu IN718, próbka numer EI4, a) pow. 200x, b) pow. 500x

Obserwacje prowadzone na skaningowym mikroskopie elektronowym, potwierdzają występowanie wydzielań zarówno w strefie wpływu ciepła jak i w spoinie (rys. 5.46 oraz 5.47).

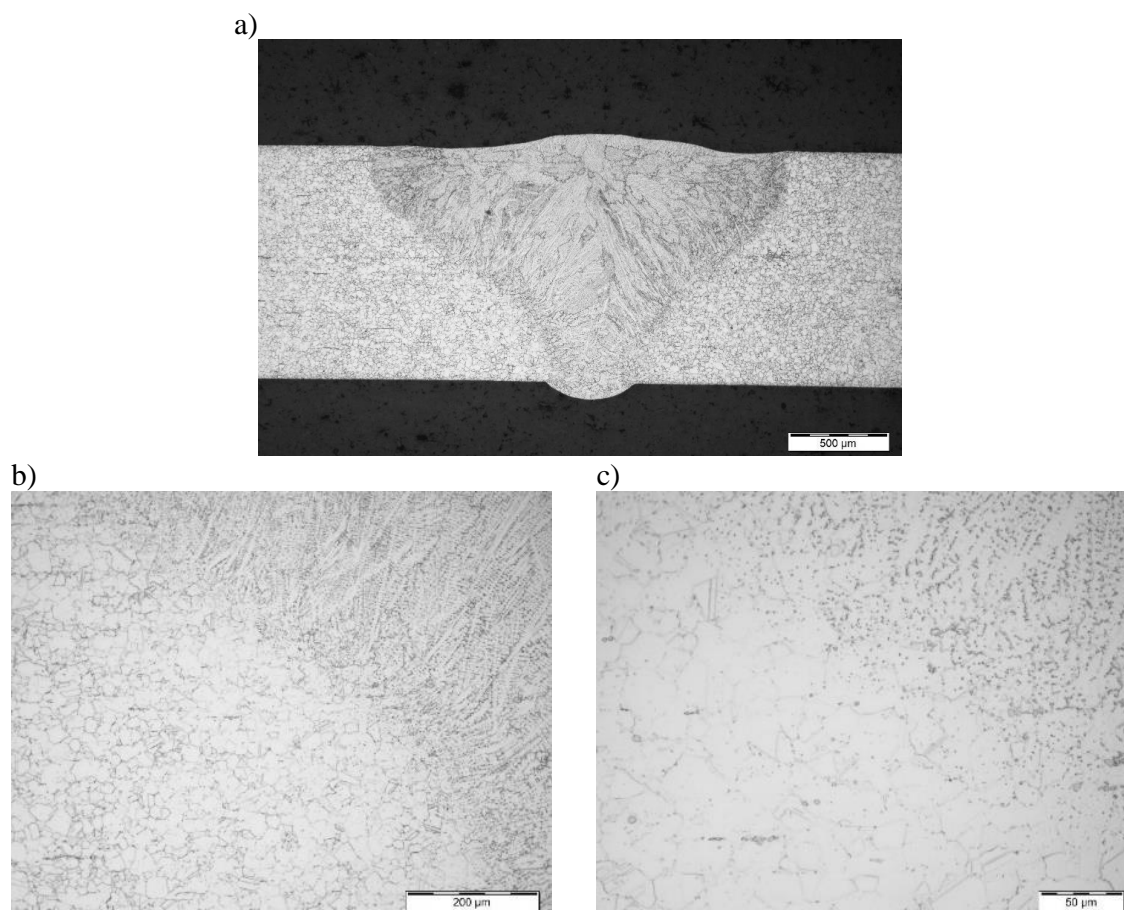


Rys. 5.47. Mikrostruktura złącza spawanego – próbka EI5 (stan przesycony): a-c) granica wtopienia, d) spoina, e) widmo rozproszonej energii promieniowania rentgenowskiego EDS

Niob jest pierwiastkiem który w nadstępie na osnowie niklu IN718 wchodzi w skład wielu faz, zarówno węglików, jak i faz umacniających γ'' , fazy δ , a także szczególnie niepożądanych faz

Laves'a. W strefie wpływu ciepła widoczne są białe duże wydzielenia o kształcie zbliżonym do okrągłego lub wydłużonego. Wyniki mikroanalizy punktowej EDS, wskazują na dużą zawartość niobu w analizowanych cząstkach, co może świadczyć, że są to wydzielenia węglików pierwotnych NbC zlokalizowanych na granicach ziaren (rys. 5.47). W spoinie widoczne są drobne wydzielenia faz o nieregularnej morfologii znajdujące się w przestrzeniach międzydendrytycznych.

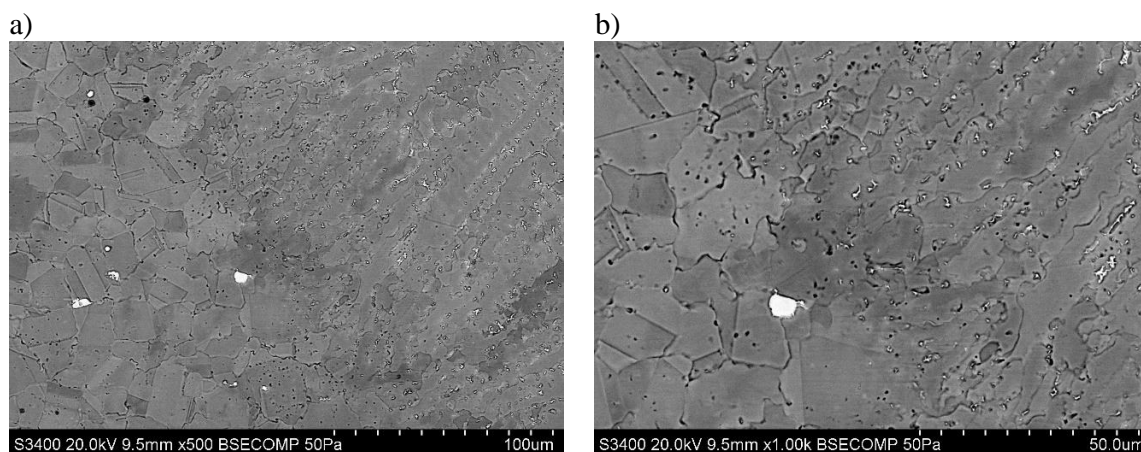
Mikrostrukturę złącza spawanego EI15 przedstawiono na rysunku 5.48. Materiał podstawowy próbki EI15 został dostarczony do spawania w stanie starzonym 720°C/8h +620°C/8h. Widoczny jest wzrost dendrytyczny od strony granicy wtopienia w kierunku osi spoiny (rys. 5.48-5.49). W spoinie próbki EI15, podobnie w próbce EI5, w przestrzeniach międzydendrytycznych znajdują się wydzielenia faz o nieregularnej morfologii (rys 5.48).



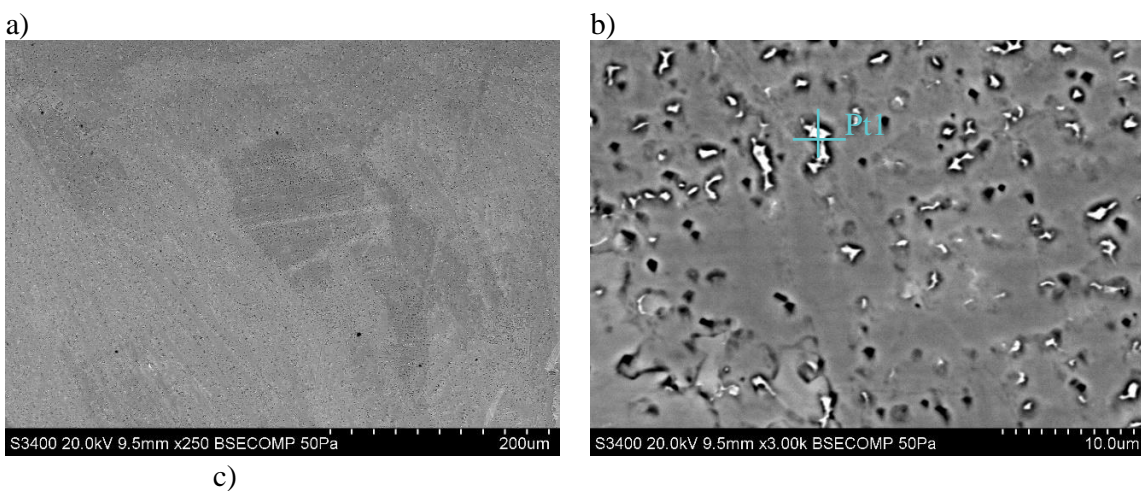
Rys. 5.48. Mikrostruktura złącza spawanego - próbka EI15 (stan wyjściowy – stan starzony), a) złącze spawane, pow. 50x, b) linia wtopienia, pow. 200x, c) linia wtopienia, pow. 500x

Mikroanaliza punktowa EDS wydzieleni wykazała, że obserwowane cząstki zawierają Nb, Mo oraz Si, stąd można przyjąć, że są to najprawdopodobniej kruche fazy typu Laves'a wchodzące w skład eutektyki. W strefie wpływu ciepła zaobserwowano duże sferoidalne wydzielenia (rys. 5.49). Ponadto, ze względu na brak wyraźnych różnic w mikrostrukturze,

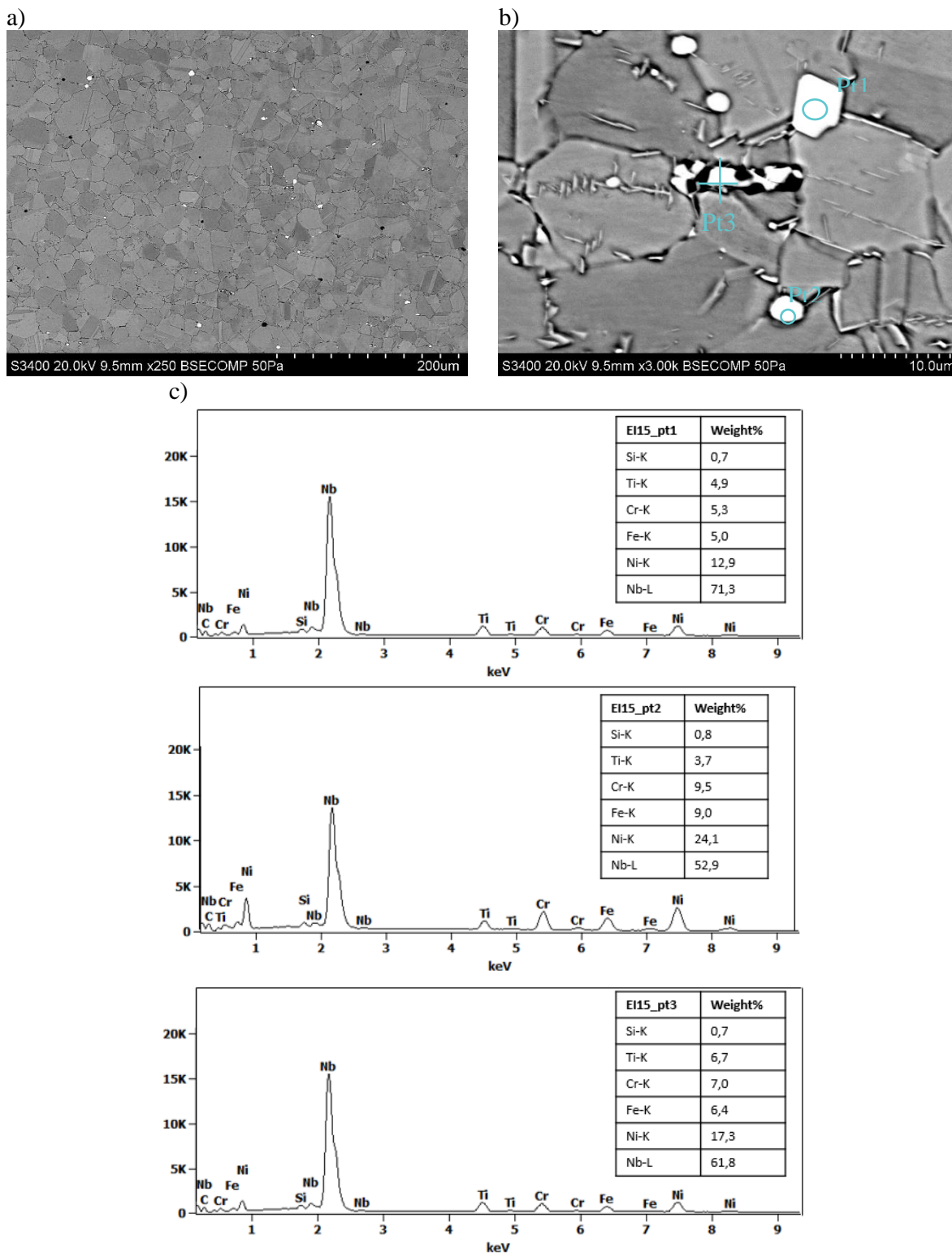
granica między SWC, a materiałem podstawowym jest trudna do identyfikacji. Obserwacje materiału rodzimego prowadzone na skaningowym mikroskopie elektronowym SEM ujawniły w mikrostrukturze nadstopu IN718 obecność faz międzymetalicznych o różnej morfologii (rys. 5.51). Występują zarówno fazy sferoidalne, które zostały zdefiniowane jako węgliki pierwotne typu MC, ale także wydzielenia o kształcie igieł znajdujące się zarówno na granicach ziarn jak i wewnątrz ziarn. Doświadczenia własne oraz analiza literaturowa [66,89] wskazują że mogą być to wydzielenia fazy δ .



Rys. 5.49. Mikrostruktura złącza spawanego (granica wtopienia) – próbka EI15 (stan starzony)



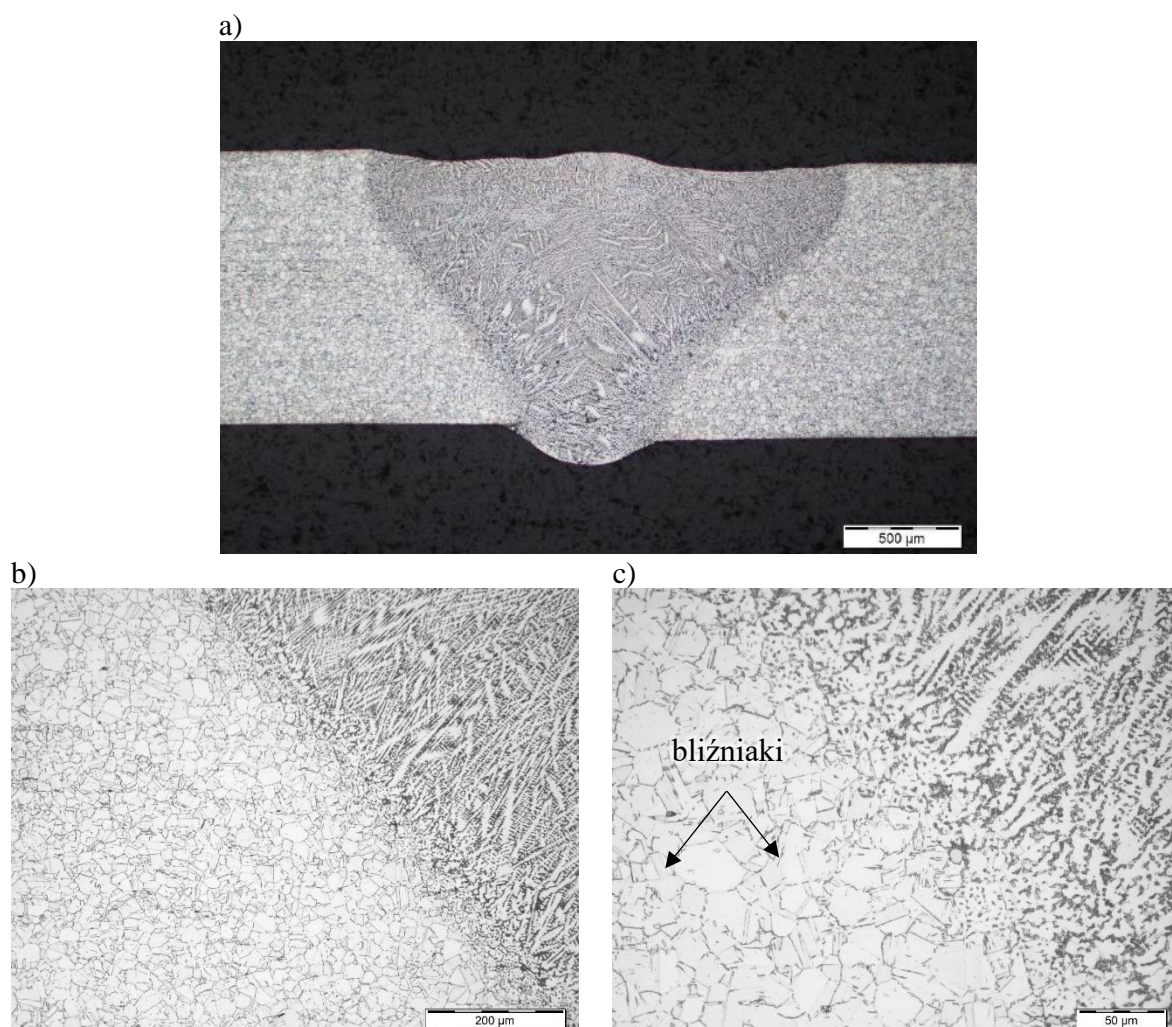
Rys. 5.50. Mikrostruktura złącza spawanego (spoina) – próbka EI15 (stan starzony) oraz widmo rozproszonej energii promieniowania rentgenowskiego EDS



Rys. 5.51. Mikrostruktura materiału podstawowego – próbka EI15 (stan starzony) oraz widmo rozproszonej energii promieniowania rentgenowskiego – analiza EDS

Złącza spawane, których materiał podstawowy znajdował się w różnym stanie po obróbce cieplnej (przesyconym TI3, EI5 a także starzonym TI13, EI15), zostały poddane „finalnej” obróbce cieplnej składającej się z przesycania i starzenia. Na rysunkach 5.52 oraz 5.53 przedstawiono złącza reprezentatywne. Na podstawie obserwacji mikroskopowych

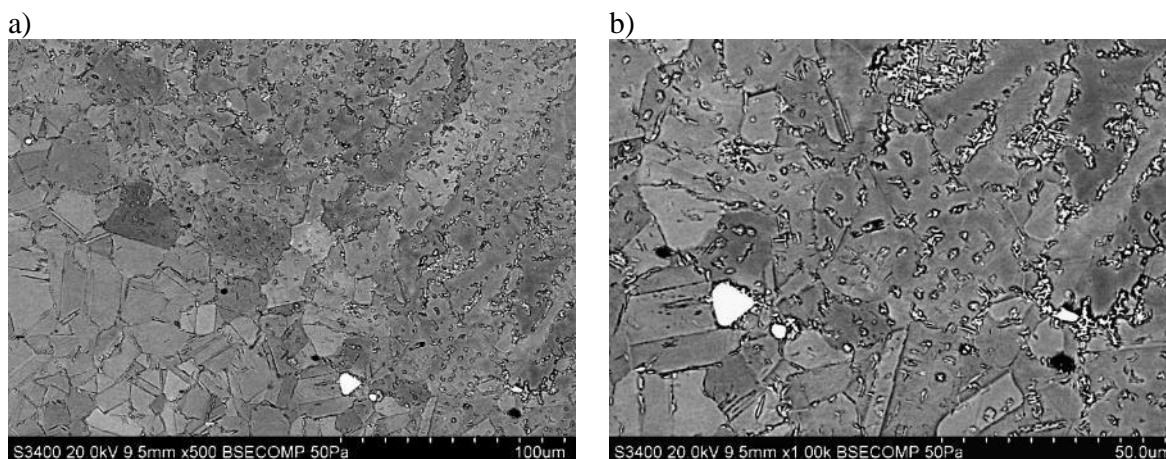
stwierdzono, że spoina po obróbce cieplnej pozostaje widoczna – możliwa do identyfikacji. Odznacza się mikrostrukturą dendrytyczną, zaś strefa wpływu ciepła oraz materiał podstawowy składają się z równoosiowego austenitu z widocznymi granicami bliźniaczymi (rys. 5.52). W przestrzeniach międzidendrytycznych widoczne są cząstki faz różniących się kształtem i rozmieszczeniem (rys. 5.54). Wydzielenia w próbkach poddanych „finalnej” obróbce cieplnej zmieniły morfologię w porównaniu do stanu „po spawaniu”. W mikrostrukturze próbek po „finalnej” obróbce cieplnej obserwowano zaokrąglone, drobne wydzielenia, lecz przeważają wydzielenia w postaci igieł znajdujące się w przestrzeniach międzidendrytycznych (rys. 5.53). W materiale podstawowym (rys. 5.54) stwierdzono występowanie dużych wydzielen o wysokiej zawartości niobu - będące węglnikami niobu NbC. Zaobserwowano również obecność wydzielen w kształcie igieł znajdujących się na granicy ziarn – są to prawdopodobnie wydzielenia fazy δ .



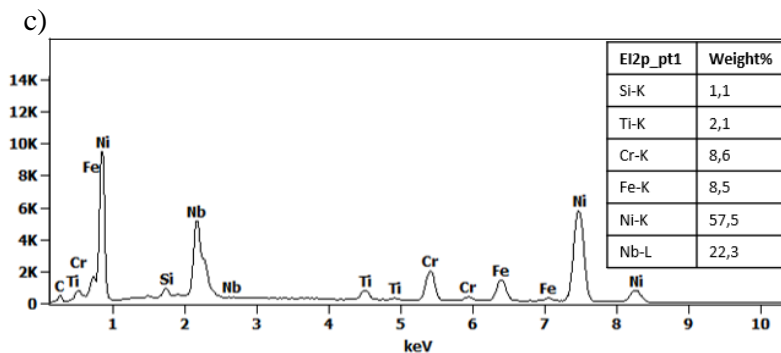
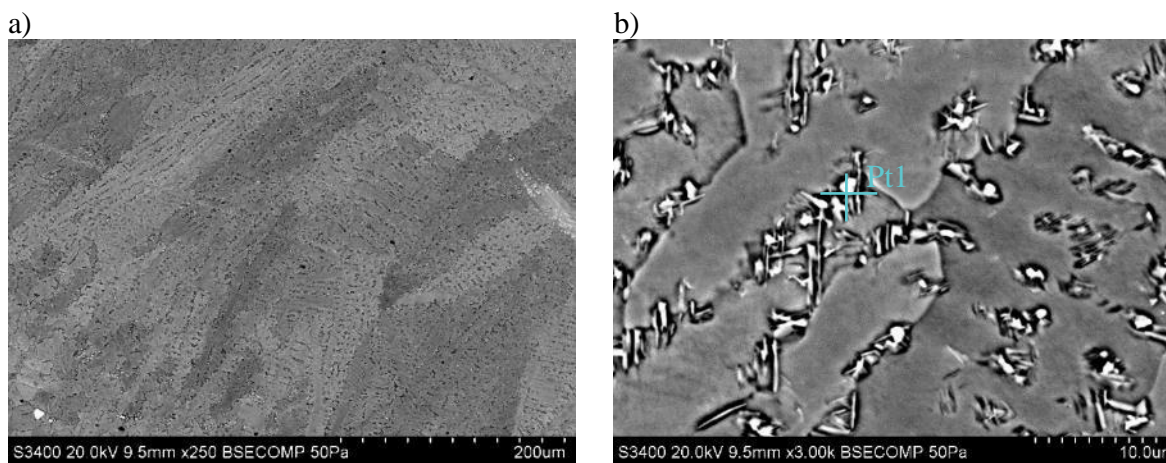
Rys. 5.52. Mikrostruktura złącza spawanego próbki EI5p (stan po „finalnej obróbce cieplnej”), a) powiększenie 50x, b) granica wtopienia, powiększanie 200x, c) granica wtopienia, powiększanie 500x



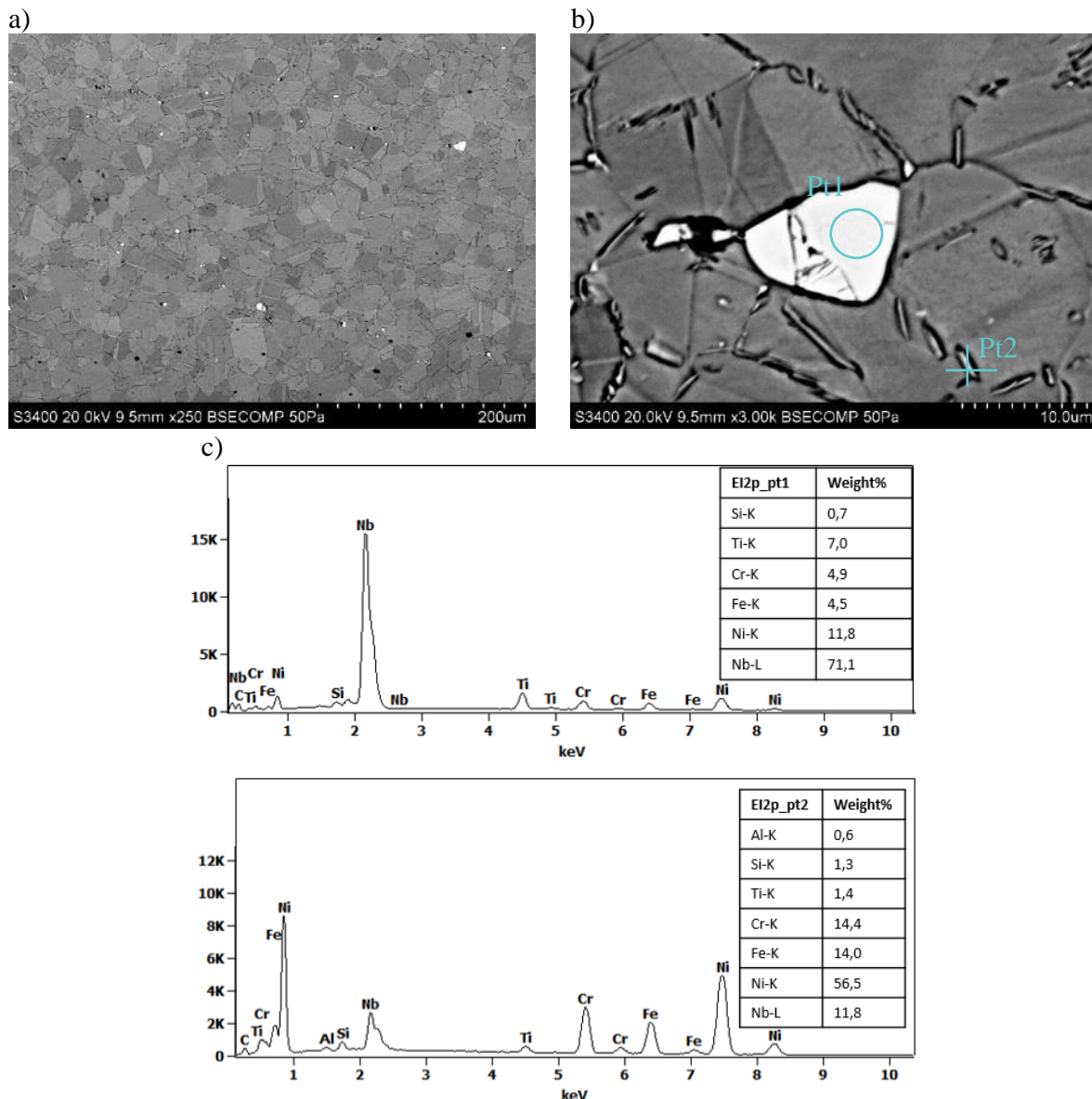
Rys. 5.53. Mikrostruktura złącza spawanego próbki TI13p (stan po „finalnej obróbce cieplnej”)



Rysunek 5.54. Mikrostruktura złącza spawanego (granica wtopienia) – próbka EI5p (stan po „finalnej obróbce cieplnej”)



Rys. 5.55. Mikrostruktura złącza spawanego (spoina) – próbka EI5p (stan po „finalnej obróbce cieplnej”) oraz widmo rozproszonej energii promieniowania rentgenowskiego EDS



Rys. 5.56. Mikrostruktura materiału podstawowego – próbka EI5p (stan po „finalnej obróbce cieplnej”) oraz widmo rozproszonej energii promieniowania rentgenowskiego EDS

5.2.5. Właściwości mechaniczne

W celu określenia właściwości mechanicznych złączy spawanych wykonano statyczną próbę rozciągania dla próbek reprezentatywnych oraz badania twardości w obszarze złącza spawanego dla wszystkich złączy spawanych z wyjątkiem złącza EI6, w którym ze względu na nieciągłość spoiny, duże pory oraz pustki pomiar był utrudniony.

Statyczną próbę rozciągania wykonano dla materiału podstawowego znajdującego się w stanie przesyconym i starzonym. W przypadku próbek spawanych badania zostały wykonane dla złączy reprezentatywnych, o wcześniej wytypowanych parametrach spawania (dla stanu przesyconego: TI3, EI5 oraz starzonego; TI13, EI15, a także po „finalnej” obróbce

cieplnej TI3p, TI13p, EI5p, EI15p). Badania wykonywano dla czterech próbek reprezentujących materiał podstawowy oraz złącza znajdujące się w różnym stanie. Wyniki stanowiące średnią z 4 prób przedstawiono w tabelach 5.14 oraz 5.15. Wszystkie próbki ze złącz spawanych, niezależnie od stanu, zrywały się w strefie wpływu ciepła.

Wytrzymałość na rozciąganie dla materiału podstawowego w stanie przesyconym wynosi $R_m=1102\text{MPa}$, granica plastyczności $Re_{0,2}=747\text{MPa}$ i wydłużenie względne $A_5\sim 10\%$. Złącza spawane w próbek stanie przesyconym odznaczają się dużo niższymi właściwościami wytrzymałościowymi (tab. 5.14). Wytrzymałość na rozciąganie złącz spawanych wynosi $R_m=840\text{MPa}$ (TIG) oraz $R_m=865\text{MPa}$ (EBW), granica plastyczności $Re_{0,2}$ około 440MPa , natomiast wydłużenie znacząco się różni od materiału podstawowego i wynosi $21,0\%$ (TI3-TIG) oraz $44,3\%$ (EI5-EBW). Obecność złącza spawanego znacząco obniża właściwości wytrzymałościowe nadstopu IN718.

W wyniku przeprowadzenia zabiegu starzenia, właściwości wytrzymałościowe nadstopu IN718 ulegają znacznemu wzrostowi. Wytrzymałość na rozciąganie R_m oraz granica plastyczności $Re_{0,2}$ wynoszą odpowiednio 1406 i 1191MPa , jednocześnie zachowując bardzo dobre właściwości plastyczne $A_5=17,8\%$. Próbki starzone ze złączami spawanymi (TI13, EI15) posiadają niższe właściwości wytrzymałościowe ($R_m \sim 990\text{MPa}$, $Re_{0,2} \sim 640\text{MPa}$), a także obniżone właściwości plastyczne $A_5 \sim 3,5\%$.

Tabela 5.14. Właściwości mechaniczne nadstopu na osnowie niklu IN718 w zależności od stanu oraz otrzymanych złącz spawanych wyznaczone w próbie statycznej rozciągania

Nazwa próbki	$Re_{0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	Wydłużenie, A_5 [%]
IN718 - stan przesycony	747	1102	9,93
IN718 - stan starzony	1191	1406	17,8
TI3	447	840	21,0
TI13	640	987	3,3
EI5	438	865	44,3
EI15	636	996	3,9

Właściwości złącz spawanych, które zostały poddane „finalnej” obróbce cieplnej składającej się z przesykania oraz starzenia przedstawiono w tabeli 5.15. Wyniki obejmują złącza wykonane metodą TIG (TI3p TI13p) oraz EBW (EI5p, EI15p) o różnym stanie wyjściowym materiału. Właściwości złącz otrzymanych metodą EBW odznaczają się wyższymi właściwościami mechanicznymi zbliżonymi do właściwości materiału podstawowego i wynoszą $R_m\sim 1400\text{MPa}$ oraz $Re_{0,2}\sim 1150\text{MPa}$, jednocześnie zachowując wysokie właściwości plastyczne $A_5 \sim 19\%$.

Próbki spawane metodą TIG wykazują nieco niższe właściwości wytrzymałościowe jak i plastyczne w odniesieniu do złączy otrzymanych metodą EBW. Wytrzymałość na rozciąganie wynosi $R_m \sim 1250\text{MPa}$, granica plastyczności $Re_{0,2} \sim 930\text{MPa}$ a wydłużenie względne $A_5 \sim 5,5\%$.

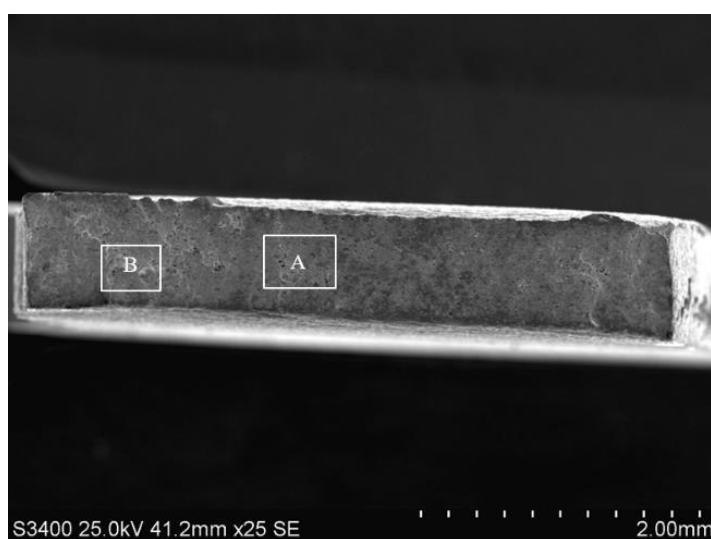
Otrzymane wyniki wskazują, że „finalna” obróbka cieplna oraz metoda spawania mają znaczący wpływ na właściwości wytrzymałościowe złączy spawanych. Natomiast stan wyjściowy materiału spawanego nie wpływa znacząco na finalne właściwości złączy spawanych.

Tabela 5.15. Właściwości mechaniczne wyznaczone w próbie statycznej rozciągania złączy spawanych z nadstopu na osnowie niklu IN718 różniących się stanem wyjściowym oraz po „finalnej” obróbce cieplnej

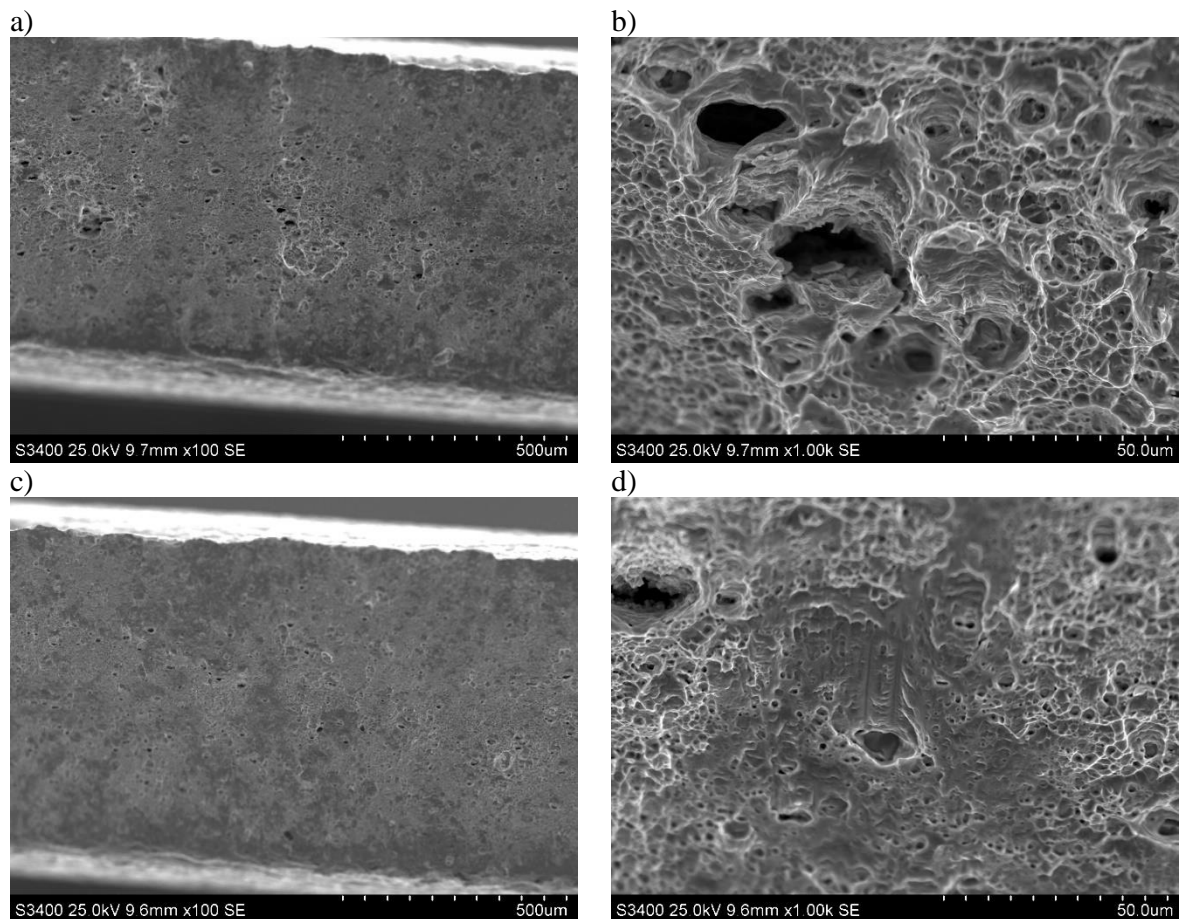
Nazwa próbki	$Re_{0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	Wydłużenie, A_5 [%]
TI3p	924	1274	6,6
TI13p	933	1236	5,2
EI5p	1139	1383	20,2
EI15p	1166	1404	18,4

Na rysunkach 5.57 - 5.60 przedstawiono przełomy próbek po statycznej próbie rozciągania złączy spawanych EI5, EI15. Dla każdej próbki przeprowadzono obserwację SEM w dwóch obszarach oznaczonych odpowiednio A oraz B (rys. 5.57 i 5.59).

Próbka EI5 wykazuje przełom o charakterze plastycznym. W obszarze A występują charakterystyczne dla przełomu plastycznego dołki, nieznacznie odkształcone. Widoczne są również pojedyncze duże pory, liczne mikropory oraz węgliki na dnie dołków (rys. 5.58a,b). W obszarze B również występują nieznacznie odkształcone dołki oraz odkształcone pory, a także miejscowo wygładzone obszary poślizgu (rys. 5.58c, d).

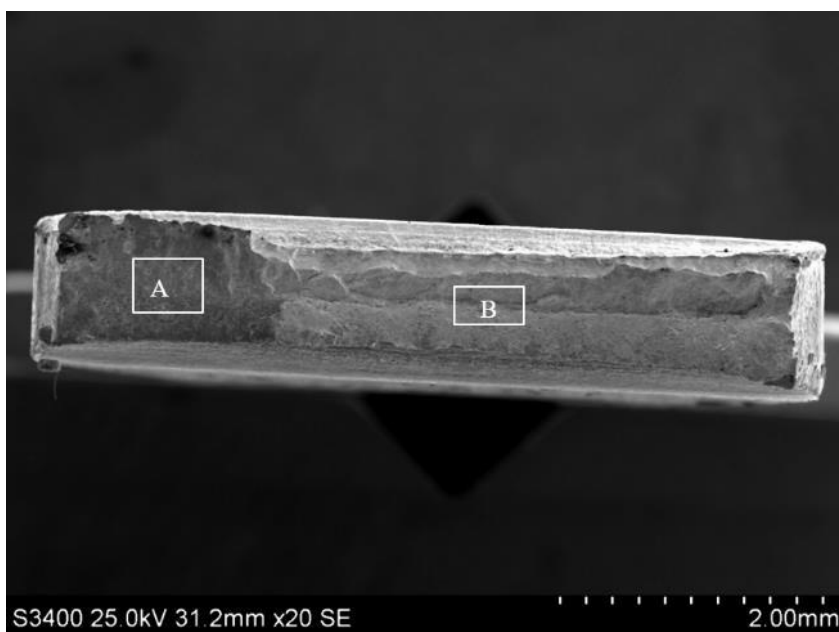


Rys. 5.57. Powierzchnia przełomu złącza spawanego EI5 po próbie statycznej rozciągania

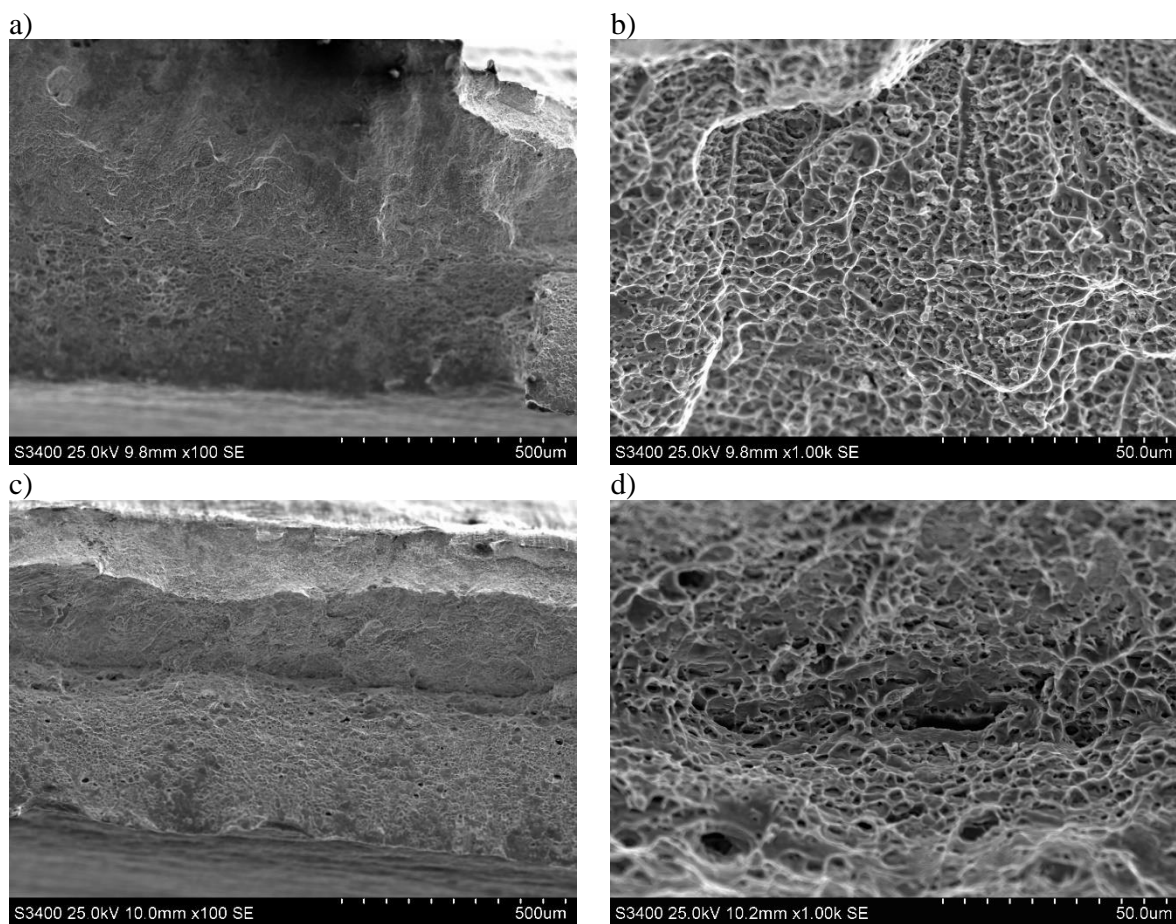


Rys. 5.58. Powierzchnia przełomu złącza spawanego EI5: a, b) powiększenie mikroobszaru A; c, d) powiększenie mikroobszaru B

Plastyczny charakter przełomu wykazuje również próbka EI15 (rys. 5.59). W obydwu analizowanych obszarach A oraz B występują nieznacznie odkształcone dołki oraz duża mikroporowatość.



Rys. 5.59. Powierzchnia przelomu złącza spawanego EI15 po próbie statycznej rozciągania



Rys. 5.60. Powierzchnia przelomu złącza spawanego EI15: a, b) powiększenie mikroobszaru A; c, d) powiększenie mikroobszaru B

W ramach badań właściwości mechanicznych prowadzono także pomiary twardości dla złączy o różniących się parametrami spawania, stanem obróbki cieplnej oraz po „finalnej” obróbce cieplnej. Badania twardości przeprowadzono dla wszystkich złączy spawanych. Ilość punktów pomiarowych, ze względu na różną szerokość spoiny oraz strefy wpływu ciepła dla poszczególnych złączy była różna. Wyniki przedstawiano w formie wykresów, na których zaznaczono granicę między spoiną, a strefą wpływu ciepła. Punkt „0” na wykresie oznacza środek spoiny.

Średnia twardość spoin wykonanych metodą TIG jest zbliżona i wynosi 230 – 234HV (tab. 5.16). Ustalono, że zastosowane różne parametry spawania nie miały znaczącego wpływu na twardość spoiny. Rozkłady (profile) twardości, obejmujące obszar strefy wpływu ciepła oraz spoiny, dla otrzymanych złączy spawanych metodą TIG przedstawiono na rysunkach 5.61-5.62. Twardość złączy spawanych utrzymuje się na podobnym poziomie, nie zaobserwowano zmian twardości w strefie wpływu ciepła. W przypadku złączy wykonanych metodą EBW średnia twardość jest wyższa i wynosi 242 – 257HV (tab. 5.17). Najwyższą twardość uzyskiwały złącza EI1 oraz EI3. Rozkłady (profile) twardości dla złączy wykonanych metodą EBW przedstawiono na rysunkach 5.63 i 5.64. Widoczny jest wzrost twardości spoiny w porównaniu do strefy wpływu ciepła oraz materiału podstawowego (~220-230HV). Złącza spawane metodą EBW odznaczają się mniejszym ziarnem w stosunku do złączy otrzymanych metodą TIG, stąd twardość spoin wykonanych metodą EBW jest wyższa, w porównaniu do tych otrzymanych metodą TIG.

Tabela 5.16. Wartość twardości spoiny złączy otrzymanych metodą TIG

Nazwa złącza	Minimalna twardość HV	Maksymalna twardość HV	Średnia twardość
TI1	226,5	240,0	233
TI2	225,2	233,7	230
TI3	221,3	240,4	233
TI4	223,6	244,2	234
TI5	228,2	241,5	234
TI6	227,6	240,9	234

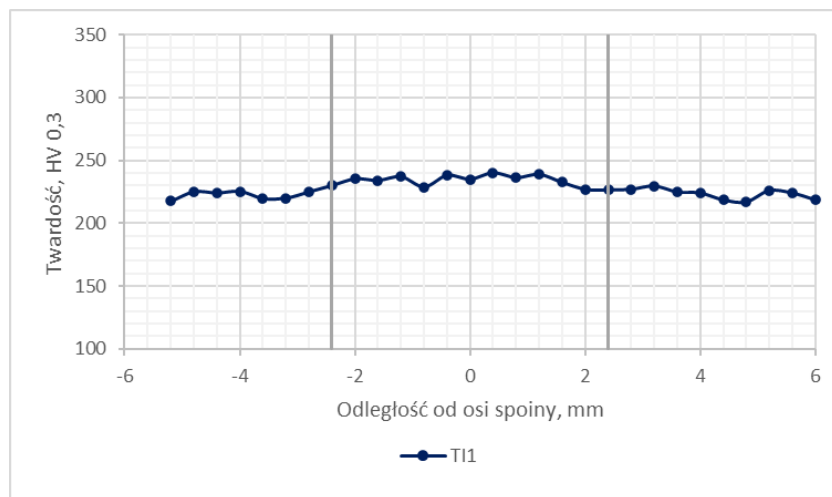
Tabela 5.17. Wartość twardości spoiny złączy otrzymanych metodą EBW

Nazwa złącza	Minimalna twardość HV	Maksymalna twardość HV	Średnia twardość
EI1	241,4	261,2	257
EI2	233,5	250,3	243
EI3	237,9	261,2	257
EI4	231,1	250,8	242
EI5	237	250,8	246
EI7	235,4	256,3	246
EI8	242,1	263,4	254

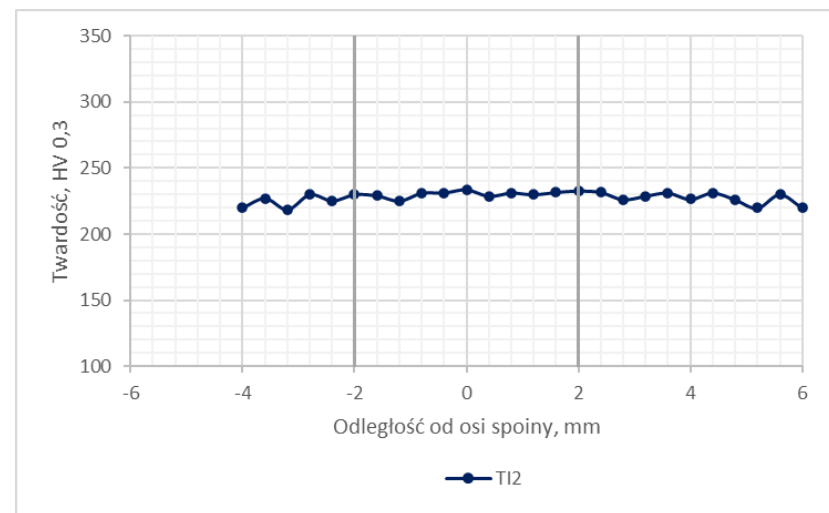
W przypadku złączy spawanych, których materiał znajdował się w stanie starzonym, widoczny jest znaczny spadek twardości w stosunku do strefy wpływu ciepła oraz materiału podstawowego (rys. 5.65). Twardość spoiny wykonanej metodą TIG (TI13) wynosi 238HV, zaś metodą EBW wynosi 246HV (próbka TI15). natomiast średnia twardość od momentu wzrostu wynosi ~ 445 HV. Pokazuje to, że ciepło nie ma znaczącego wpływu na materiał podstawowy, a obszar strefy wpływu ciepła znajduje się tuż przy granicy wtopienia.

Na rysunku 5.66 przedstawiono profil twardości złączy po przeprowadzonej obróbce cieplnej. Dla spoiny otrzymanych metodą TIG widoczny jest spadek twardości spoiny w stosunku do materiału przyległego spoinie. Średnia twardość spoiny wynosi ~ 440 HV, zaś twardość strefy wpływu ciepła sięga aż 460HV co daje około 20HV różnicy. W przypadku spoin otrzymanych metodą EBW średnia twardość złączy wynosi ~ 445 HV, materiału podstawowego ~ 460 HV, różnica wynosi około 15HV. Stan wyjściowy materiału do spawania nie miał znaczącego wpływu na finalną twardość po przeprowadzonej obróbce cieplnej. Obróbka cieplna składająca się z przesycania i starzenia częściowo ujednorodnia twardość, natomiast niewielka różnica między materiałem podstawowym w postaci blachy, a spoina pozostaje zauważalna.

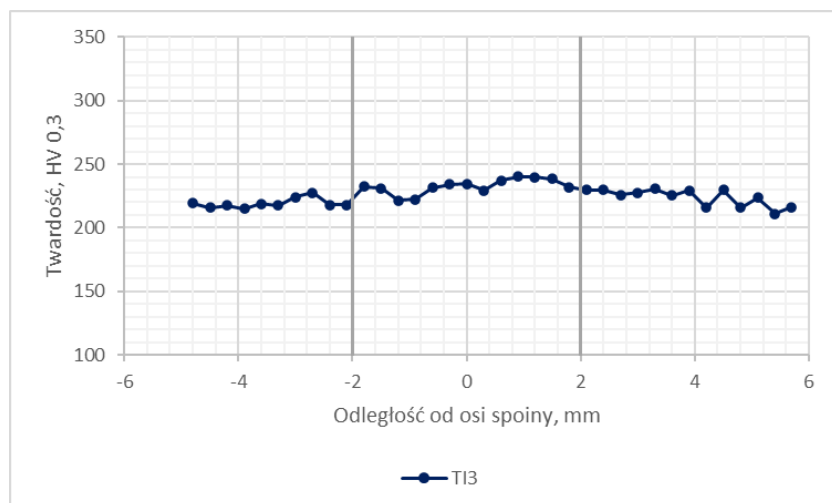
a)



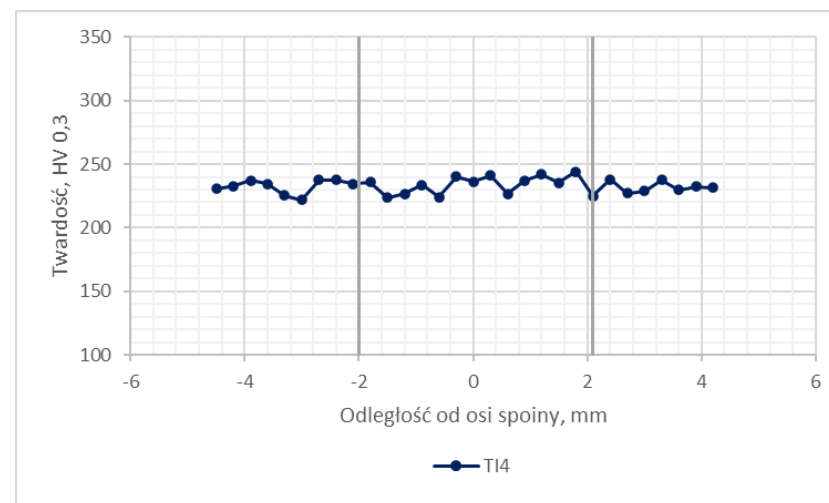
b)



c)

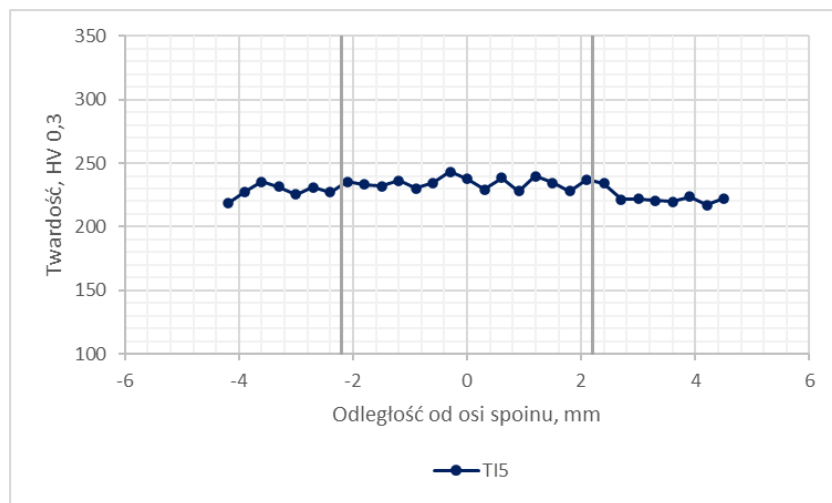


d)

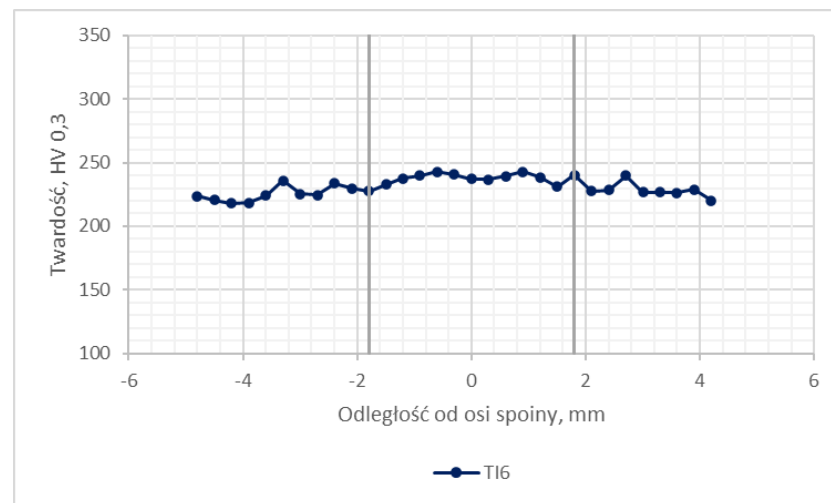


Rys. 5.61. Profil twardości złącz spawanych TI1-TI4 z nadstopu na osnowie niklu IN718

a)

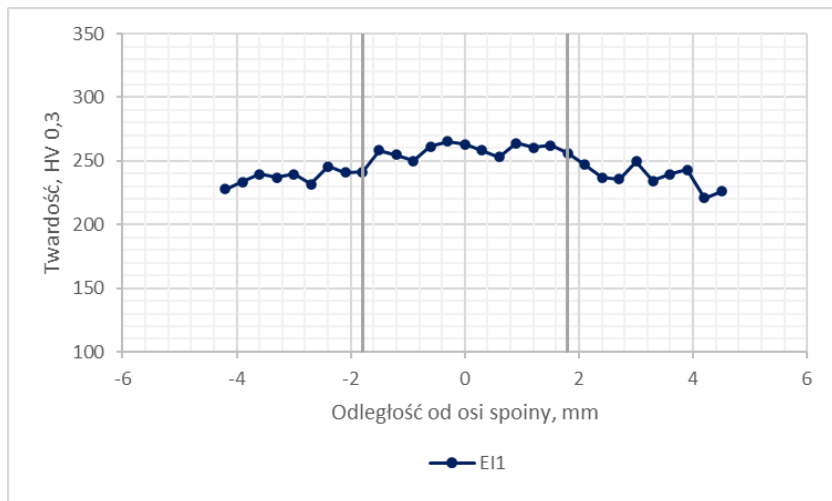


b)

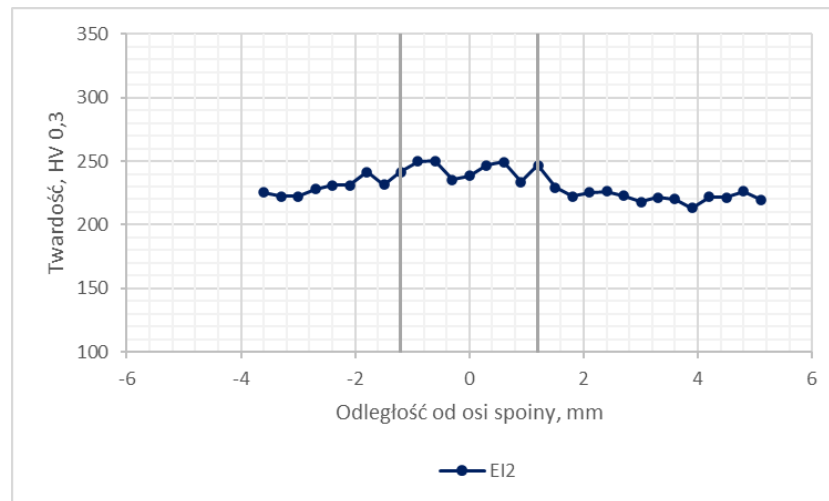


Rys. 5.62. Profil twardości złącz spawanych TI5-TI6 z nadstopu na osnowie niklu IN718

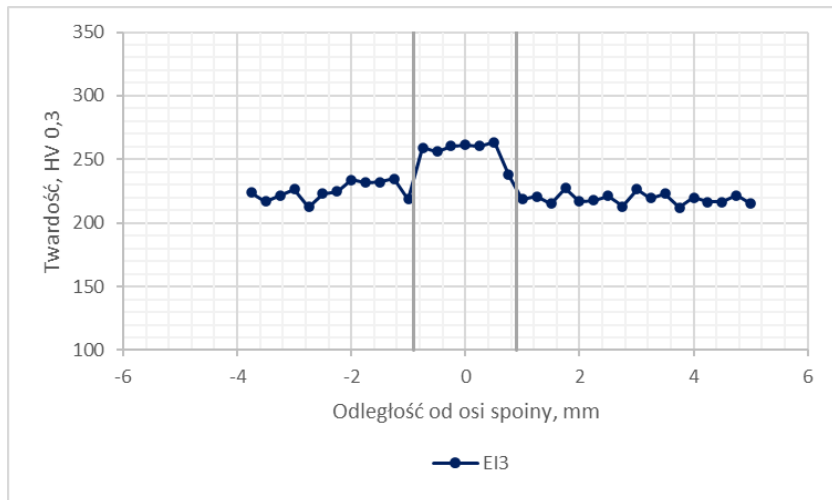
a)



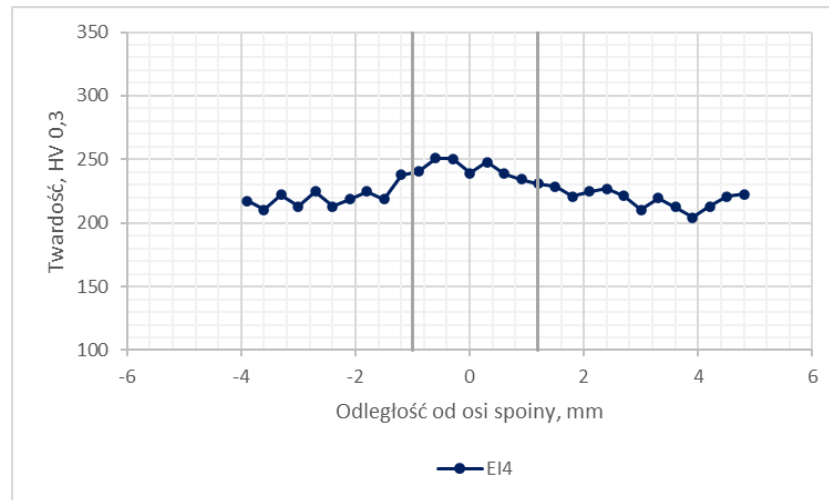
b)



c)

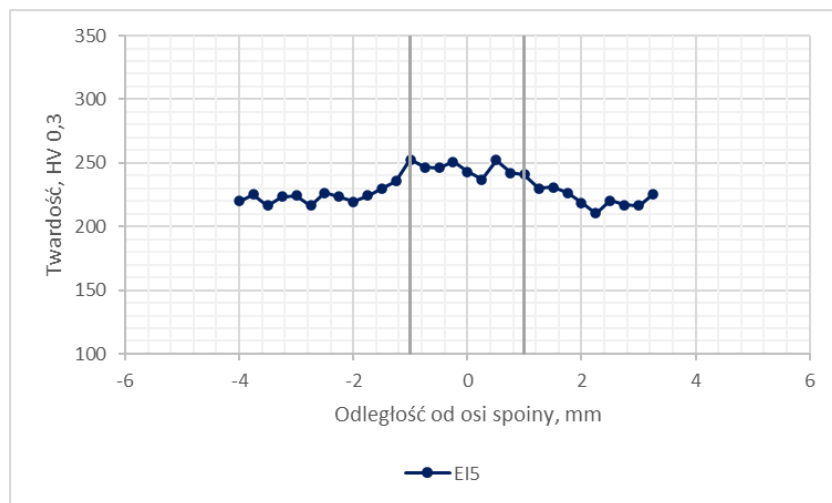


d)

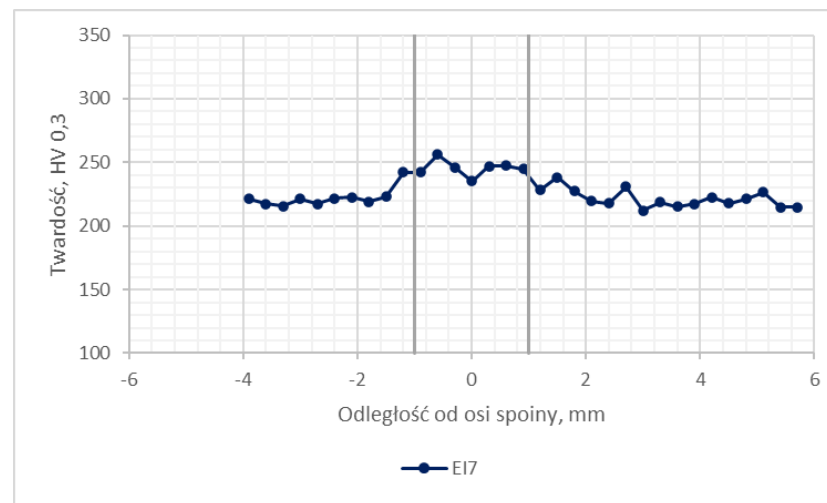


Rys. 5.63. Profil twardości złączy spawanych E11-EI4 z nadstopu na osnowie niklu IN718

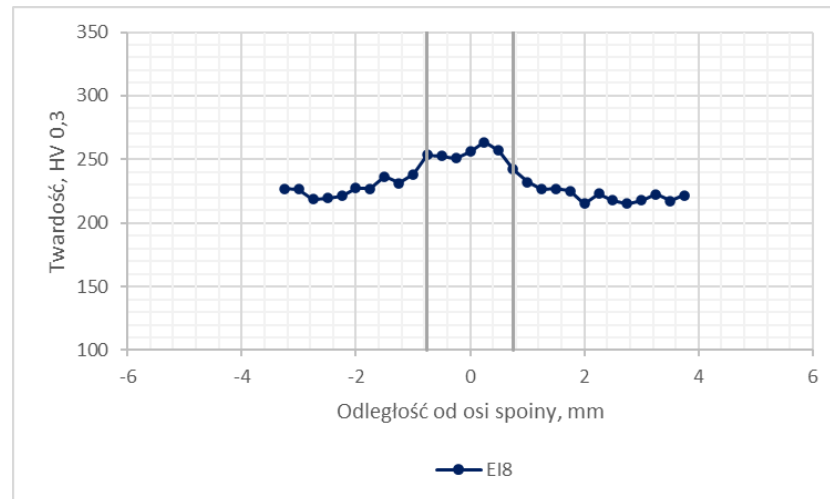
a)



b)

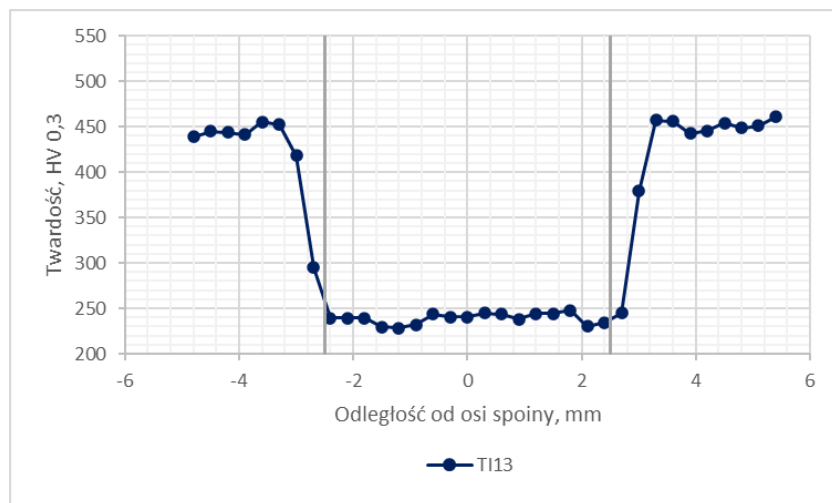


c)

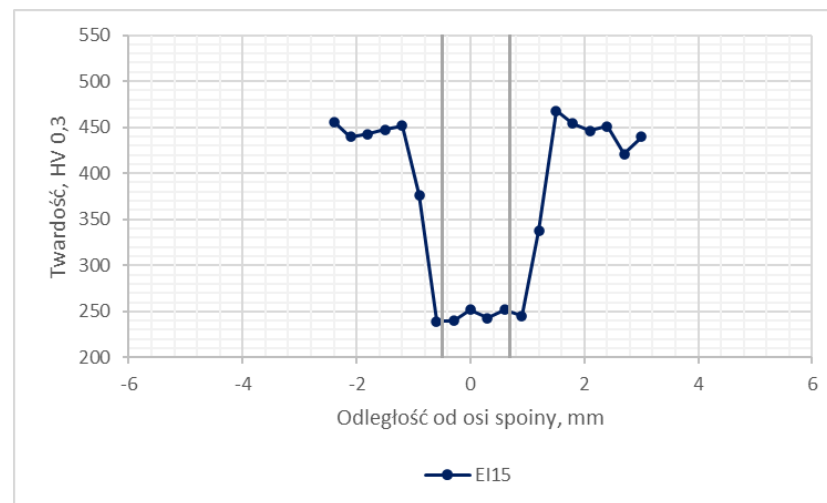


Rys. 5.64. Profil twardości złączy spawanych EI5, EI7 i EI8 z nadstopu na osnowie niklu IN718

a)

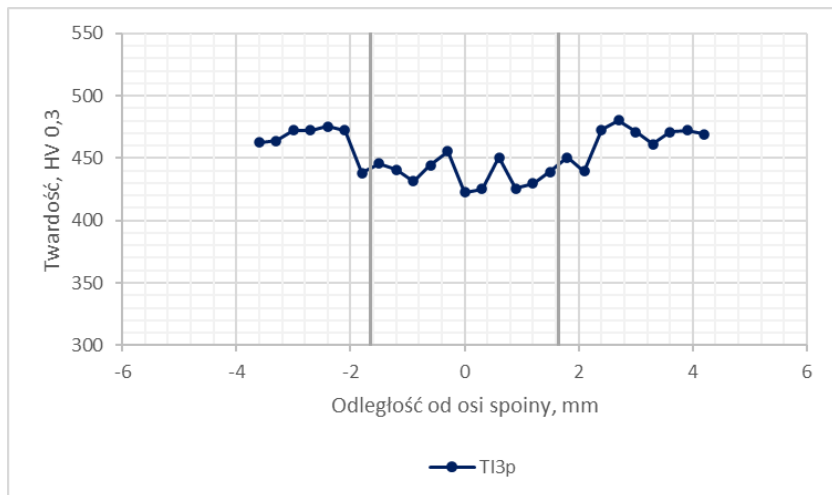


b)

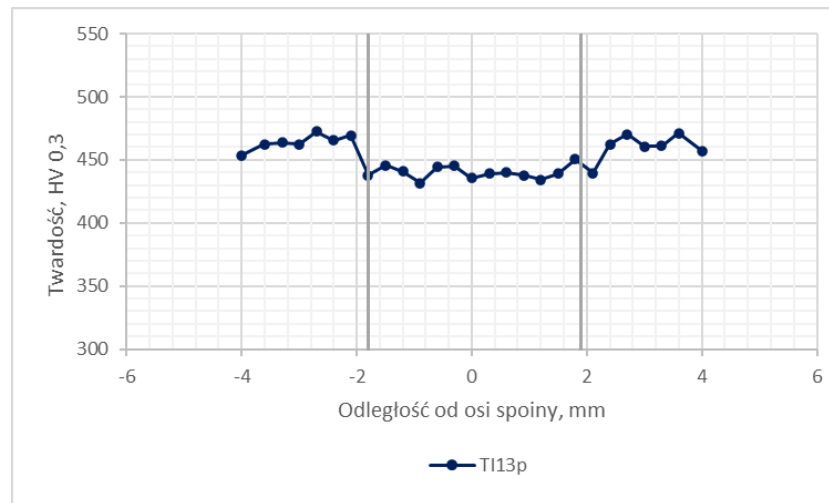


Rys. 5.65. Profil twardości złącz spawanych TI13, EI15 z nadstopu na osnowie niklu IN718

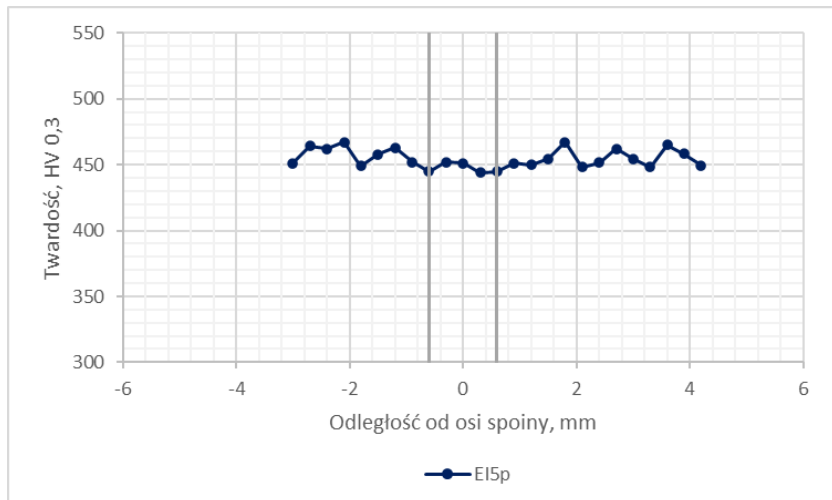
a)



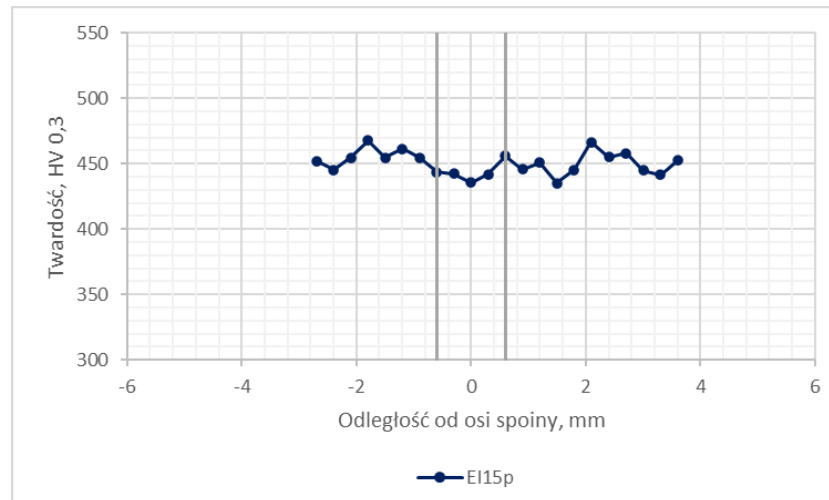
b)



c)



d)



Rys. 5.66. Profil twardości złączy spawanych TI3p, TI13p EI5p, EI15p z nadstopu na osnowie niklu IN718

6. PODSUMOWANIE

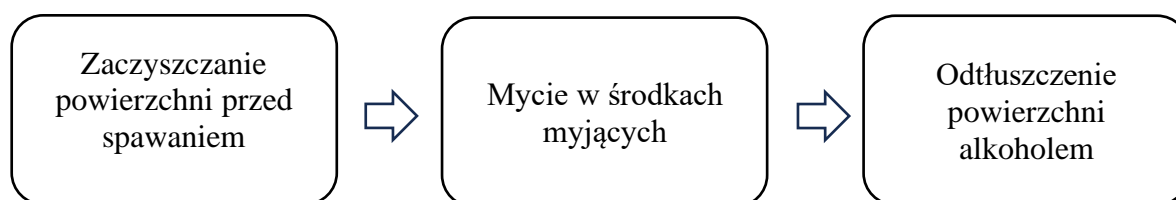
6.1. Wpływ czynników technologicznych

Analiza wyników badań własnych wskazuje, że zarówno czynniki technologiczne jak i materiałowe mają wpływ na jakość otrzymanych złączy spawanych. W ramach badania wpływu czynników technologicznych na jakość złączy, przeprowadzono próby zanieczyszczenia powierzchni łączonych elementów przed procesem spawania substancjami pochodzącymi z procesów produkcji. W pracy analizowano również wpływ zastosowanej metody spawania - TIG oraz EBW, a także zmiennych parametrów spawania na jakość uzyskanych złączy.

Wieloletnie doświadczenie produkcyjne wskazywało, że podstawową przyczyną problemów w uzyskaniu dobrej jakości złączy, może być niepoprawne przygotowanie powierzchni łączonych elementów. Szczególną podatność na zanieczyszczenia wykazuje nadstop na osnowie niklu IN718. Zagrożenie zabrudzeniem powierzchni łączonych elementów może pojawiać się na etapie procesu przygotowania elementów łączonych do spawania oraz podczas wytwarzania złączy spawanych. Zaobserwowano, że np. zanieczyszczenie urządzeń przeznaczonych do mycia przed procesem spawania substancjami pochodzącymi z produkcji, takimi jak chłodziwo czy magnezja prowadzi do uzyskania wadliwych złączy. Przeprowadzone w pracy badania na złączach reprezentatywnych pokazują, że szczególnie zanieczyszczenie magnezją ma bardzo duży wpływ na powstawanie niezgodności spawalniczych zarówno dla nadstopu niklu IN718 jak i dla stali 17-4PH. Magnezja wykorzystywana jest do kontroli wymiarowej wytwarzanych elementów konstrukcji lotniczych, z zastosowaniem techniki pomiaru światłem. Zanieczyszczenie magnezją środków myjących może prowadzić do znacznego pogorszenia jakości wytwarzanych złączy spawanych. Magnezja jest substancją trudną do usunięcia z powierzchni elementów

poddawanych kontroli wymiarowej. Na podstawie wyników badań uzyskanych w ramach niniejszej pracy nasuwa się wniosek, że magnezja, stosowana jako substancja pomocnicza podczas kontroli wytwarzanych konstrukcji powinna zostać wyeliminowana lub zamieniona inną substancją umożliwiającą wykonanie pomiaru. Ponadto wprowadzone do procesów produkcyjnych nowe substancje powinny zostać zbadane, szczególnie pod kątem określenia ich wpływu na jakość złączy spawanych.

Drugą substancją, której wpływ na jakość złączy analizowano w pracy było chłodziwo, które jest powszechnie wykorzystywane w procesach obróbki ubytkowej, np. toczeniu i frezowaniu. Chłodziwo może nie być całkowicie usunięte i pozostawać na częściach, które poddane były wcześniej obróbce ubytkowej. Nieusunięte w pełni chłodziwo może także doprowadzić do zanieczyszczenia środków myjących. Niestety wyeliminowanie chłodziwa z procesu produkcyjnego jest niemożliwe, bowiem jest ono substancją niezbędną, wykorzystywaną do chłodzenia obrabianych elementów w procesach obróbki ubytkowej. W pracy zbadano wpływ trzech różnych wariantów zanieczyszczenia powierzchni przeznaczonych do spawania, na jakość uzyskanych złączy (tab. 6.1). Standardowy proces przygotowania powierzchni do spawania przedstawiono na schemacie 6.1. Natomiast w pracy zastosowano trzy różne warianty przygotowania próbek do spawania, aby zbadać wpływ bezpośredniego zabrudzenia chłodziwem powierzchni spawanych, urządzeń spawalniczych oraz środków myjących.



Rys. 6.1. Schemat przygotowania powierzchni do procesu spawania

Tabela 6.1. Wpływ różnych wariantów zanieczyszczenia chłodziwem na jakość złączy spawanych ze stali 17-4PH oraz nadstopu niklu IN718

Wariant	Przygotowanie powierzchni	Wpływ na jakość złączy spawanych
I	Zanieczyszczenie chłodziwem (2-tyg przed spawaniem) → zacyzyszczenie powierzchni i krawędzi przeznaczonych do spawania → przemycie alkoholem izopropylowym.	Kontrola nieniszcząca złączy ze stali 17-4PH oraz nadstopu niklu IN718 nie wykazała niezgodności spawalniczych. Oznacza to, że zanieczyszczenie powierzchni zostało usunięte podczas operacji ślusarskiej (zacyzyszczenia powierzchni i krawędzi przeznaczonych do spawania), a także po przemyciu alkoholem. Poprawne przygotowanie krawędzi, usunięcie tlenków oraz odłuszczenie powierzchni, zapewnia odpowiednią jakość połączeń spawanych.
II	Zacyzyszczenie powierzchni i krawędzi przeznaczonych do spawania → zanieczyszczenie chłodziwem (2tyg przed spawaniem → przemycie alkoholem izopropylowym.	Zacyzyszczone wcześniej powierzchnie i krawędzie próbek spawanych zostały zanieczyszczone chłodziwem. W praktyce produkcyjnej taki rodzaj zanieczyszczenia mógłby powstać podczas mycia próbek w zanieczyszczonym środku myjącym lub w czasie niepoprawnego przechowywania części przed procesem spawania. W tym przypadku chłodziwo zaschło na powierzchni próbek. Przed spawaniem próbki zostały odłuszczone alkoholem izopropylowym. Zanieczyszczenie nie wpłynęło na jakość złączy spawanych ze stali 17-4PH, natomiast próbki z nadstopu IN718 wykazały niezgodności spawalnicze. Potwierdza to doświadczenie produkcyjne, że nadstop niklu IN718 jest wrażliwy na tego typu zanieczyszczenia.
III	Zanieczyszczenie chłodziwem 4h przed spawaniem (próbka mokra) → przemycie alkoholem izopropylowym.	Taki rodzaj zanieczyszczenia mógłby powstawać w czasie nieprawidłowego przechowywania części przed procesem spawania. Powierzchnia próbki przed procesem spawania została odłuszczone alkoholem izopropylowym. Wskazania powstały wyłącznie na powierzchni lica złącza ze stali 17- 4PH. Wady mogły powstawać w wyniku nieusunięcia całości chłodziwa. Podczas spawania próbek chłodziwo mogło parować przyczyniając się do powstawania niezgodności.

Na podstawie uzyskanych wyników ustalono, że chłodziwo ma znaczący wpływ na jakość połączeń spawanych. Zanieczyszczenie środków myjących czy bezpośrednie narażenie powierzchni spawanych na kontakt z chłodziwem może w sposób znaczący pogorszyć jakość połączeń spawanych. W rezultacie połączenia muszą zostać poddane naprawom, co generuje dodatkowe koszty, a także opóźnienia w cyklu produkcyjnym. W najgorszym przypadku wadliwe złącza mogą dyskwalifikować części do dalszego użytku.

Wyniki badań uzyskane w pracy wskazują również, że magnezja wykorzystywana do kontroli wymiarowej wytwarzanych elementów konstrukcji lotniczych, z zastosowaniem techniki pomiaru światłem, przyczynia się do znacznego pogorszenia jakości złączy spawanych. Stosowanie magnezji niesie za sobą również ryzyko zanieczyszczenia środków myjących, a tym samym zanieczyszczenie powierzchni spawanych elementów i w konsekwencji uzyskanie złej jakości połączeń spawanych. Na podstawie analizy uzyskanych wyników nasuwa się jednoznaczne zalecenie usunięcia magnezji z procesu produkcyjnego i zastąpienia jej inną, lepiej zmywalną substancją, umożliwiającą wykonanie kontroli wymiarowej wytwarzanych części.

Chłodziwo nie może zostać usunięte z procesu produkcyjnego, natomiast należy zwrócić szczególną uwagę aby myjki przeznaczone do czyszczenia powierzchni były bezwzględnie wolne od zanieczyszczenia chłodziwem. Dodatkowo czas między operacją ślusarską przygotowującą powierzchnie, a procesem spawania powinien być zminimalizowany. Ponadto standard przechowywania części przed spawaniem musi być wysoki. Przechowywane części nie mogą być narażone na kontakt z substancjami szkodliwymi oraz ciałami obcymi.

Na podstawie uzyskanych wyników ustalono, że parametry spawania odgrywają kluczową rolę w uzyskaniu zgodnych jakościowo złączy spawanych. Na podstawie równania 2.3 (podrozdział 2.3.1) wyznaczono energię liniową spawania. Ze względu na zatasowanie spawania z prądem pulsacyjnym wyznaczono wartości średnie natężenia prądu [113,114]:

$$I_{sr} = \frac{I_1 \cdot t_1 + I_2 \cdot t_2}{t_1 \cdot t_2} \quad [6.1]$$

Gdzie: I_{sr} – średnie natężenie prądu [A]; I_1 – natężenie prądu głównego [A], I_2 – natężenie prądu dolnego; t_1 – czas trwania prądu głównego [s], t_2 – czas trwania prądu dolnego [s].

Ustalono, że szerokość lica spoiny zależy od energii liniowej spawania (tab. 6.2. oraz 6.3). Wraz ze wzrostem dostarczonej energii liniowej spawania do złącza spawanego rośnie szerokość lica spoiny zarówno dla stali 17-4PH jak i nadstopu na osnowie niklu IN718.

Największą szerokość lica spoiny 5,65mm złącza ze stali 17-4PH uzyskano dla energii liniowej spawania wynoszącej 220,4 J/mm – złącze GS3, zaś dla nadstopu na osnowie niklu IN718 dla najwyższej wartości energii liniowej spawania 140,8 J/mm największa szerokość lica spoiny wynosiła 5,27mm - złącze TI1. Obserwacje makroskopowe oraz badania NDT złącza GS1 wykazywały wadę spawalniczą - brak penetracji. Wartość energii liniowej spawania wynosząca 185,6J/mm okazała się być zbyt niska do utworzenia poprawnego złącza spawanego. Zaobserwowano także, że złącza spawane do których została dostarczona ta sama wartość energii liniowej spawania, odznaczają się inną szerokością lica spoiny. Nasuwa się więc wniosek, że nie tylko energia liniowa spawania ma wpływ na szerokość lica spoiny, ale także inne parametry spawania. Trzy próbki zarówno dla stali 17-4 PH - GS2, GS6, GS7 (tabela 4.4) oraz nadstopu na osnowie niklu IN718 – TI3, TI4 TI5 (tab. 4.5) były spawane przy zastosowaniu takich samych parametrów, z wyjątkiem częstotliwości pulsacji prądu. Analiza wyników wskazuje, że zwiększenie częstotliwości pulsacji prądu wpływa korzystnie na redukcję szerokości lica spoiny przy zachowaniu pełnej penetracji (rys. 6.2). Na szerokość lica spoiny mogą mieć wpływ także inne warunki prowadzenia procesu np.: sposób odbioru ciepła czy natężenie przepływu gazu ochronnego, które będą przyczyniać się do szybszego odbioru ciepła w złączu spawanym.

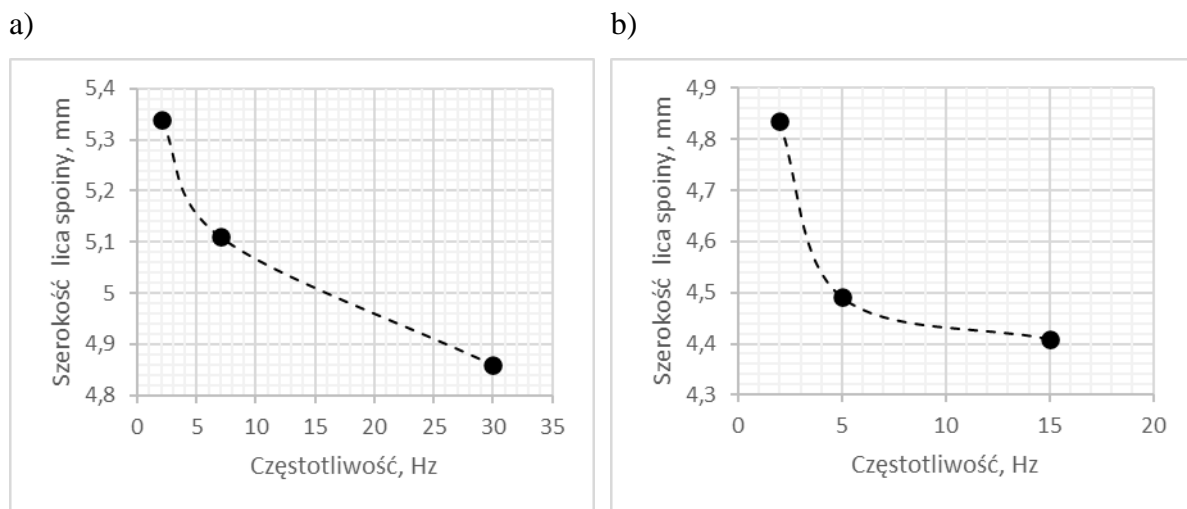
Tabela 6.2. Zależność szerokości lica spoiny złączy spawanych ze stali 17-4PH od energii liniowej spawania

Numer złącza	Energia liniowa spawania E, [J/mm]	Szerokość lica spoiny, [mm]
GS1	185,6	4,48
GS2	208,8	5,11
GS3	220,4	5,65
GS4	191,4	5,24
GS5	278,4	4,96
GS6	208,8	5,34
GS7	208,8	4,86

Tabela 6.3. Zależność szerokości lica spoiny złączy spawanych z nadstopu na osnowie niklu IN718 od energii liniowej spawania

Numer złącza	Energia liniowa spawania E, [J/mm]	Szerokość lica spoiny, [mm]
TI1	140,8	5,27
TI2	125,2	3,552
TI3	136,9	4,49
TI4	136,9	4,409
TI5	136,9	4,835
TI6	128,1	4,419

Szerokość lica spoiny jest ważnym parametrem pod względem konstrukcyjnym, a prawidłowo wykonane złącza powinny charakteryzować się niewielkimi rozmiarami przy zachowaniu pełnej penetracji. Stwierdzono, że wraz ze wzrostem szerokości lica spoiny wrasta także szerokość strefy wpływu ciepła. Uzyskanie szerokiej spoiny wiąże się z dostarczaniem większej ilości ciepła, które może wpływać na odkształcenie elementów spawanych, co jest zjawiskiem niepożądanym. Szerokość spoiny także powinna być odpowiednio dobrana pod konkretną konstrukcję, tak aby spoina na wpływała na istniejące promienie czy fazy części spawanych.



Rys. 6.2. Zależność szerokości lica spoiny od częstotliwości pulsacji prądu: a) dla stali 17-4PH $E=208,8\text{J/mm}$ oraz b) nadstopu na osnowie niklu IN718 $E=136,9\text{ J/mm}$

Częstotliwość prądu pulsacyjnego wpływa także na wygląd spoiny. W spoinach spawanych z niską częstotliwością widoczne są kolejno przetopione obszary, zaś lico spoiny próbek spawanych z wysoką częstotliwością jest bardziej jednorodne, a zmiana szerokości między obszarem działania prądu górnego i dolnego nie jest tak duża. Przy zastosowaniu większej częstotliwości prądu szerokość lica spoiny ulega niewielkiemu zmniejszeniu. Parametry spawania muszą być dobrane w oparciu o wymagania konstrukcyjne, a jakość spoiny musi spełniać wymagania stawiane w procedurach badań NDT. Niepoprawnie dobrane parametry mogą sprzyjać powstaniu wad i niezgodności spawalniczych, a w szczególności niebezpiecznych pęknięć zarówno w spoinie jak i w strefie wpływu ciepła, porowatości, obniżen, podtopień oraz podcięć. Niekorzystana mikrostruktura może sprzyjać powstaniu pęknięć krystalizacyjnych.

Warunki prowadzenia procesu technologicznego – spawania - mogą wpływać na właściwości mechaniczne złączy spawanych. Wyniki pomiarów twardości, spoin

wykonanych przy zastosowaniu obydwu metod spawania (EBW i TIG) oraz różnych parametrów spawania wykazały znaczący wpływ zastosowanej metody na twardość złączy. W przypadku nadstopu IN718 twardość wszystkich złączy uzyskanych metodą TIG zawiera się w granicach 230-234HV (tab. 5.16), zaś dla tych uzyskanych metodą EBW w zakresie 242-257HV (tab. 5.17). Spawanie wiązką elektronów (EBW) przyczynia się do rozdrobienia ziarna spoiny, co prowadzi do wzrostu twardości. Podobną zależność zaobserwowano dla próbek ze stali 17-4PH. Twardość złączy uzyskanych metodą TIG mieści się w granicach 350-366HV (tab. 5.7), zaś EBW 358-362HV (tab. 5.8).

Przeprowadzone badania wykazały, że spoiny uzyskane zarówno dla nadstopu niklu IN718 jak i stali 17-4PH charakteryzują się wysoką jakością niezależnie od zastosowanej metody spawania - TIG i EBW. Na podstawie analizy otrzymanych wyników stwierdzono, że spoiny wytworzone metodą EBW są jednorodne. Metoda ta jest bardzo powtarzalna, umożliwia spawanie cienko jak i grubościennych elementów, spawanie z pełnym przetopem jak i spawanie z częściowym wtopieniem. Metoda ta niestety jest droga ze względu na konieczność stosowania próżni. Z tego też względu czas potrzebny do uzyskania próżni wydłuża czas potrzebny do wykonania złącza.

Metoda TIG może być stosowana do spawania ręcznego, lecz jakość spoin jest w dużej mierze uzależniona od doświadczenia oraz umiejętności spawacza. Metoda ta dedykowana jest do spawania cienkościennych elementów. Możliwość zautomatyzowania lub zrobotyzowania tej metody jest bardzo istotna z punktu widzenia praktyki produkcyjnej. Zrobotyzowanie procesu spawania umożliwia zredukowanie czasu potrzebnego do produkcji złączy, przyczyniając się jednocześnie do rozwoju technologii oraz poprawy konkurencyjności na rynku. W przedsiębiorstwie część procesów spawania zostało zrobotyzowane, uzyskane spoiny charakteryzują się wysoką jakością i powtarzalnością, a problemy jakościowe zostały zminimalizowane. Uzyskane złącza spawane na próbkach realizowanych w ramach pracy dla nadstopu IN718 oraz stali 17-4PH odznaczają się wysoką jakością. Praktyka produkcyjna oraz otrzymane wyniki przeprowadzonych badań prognozują potencjalne korzyści oraz możliwości dalszej automatyzacji spawania badanych materiałów.

6.2. Wpływ czynników materiałowych

Poznanie wpływu parametrów oraz procesu spawania na mikrostrukturę i właściwości mechaniczne złączy spawanych pozwala zrozumieć jakie zmiany zachodzą w spawanych materiałach. Wiedza zdobyta w wyniku przeprowadzonych w pracy doktorskiej badań oraz wykorzystanie wiedzy doświadczalnej pozwoli lepiej zrozumieć problemy jakościowe i sprawnie projektować procesy spawania na etapie planowania i wdrażania nowych

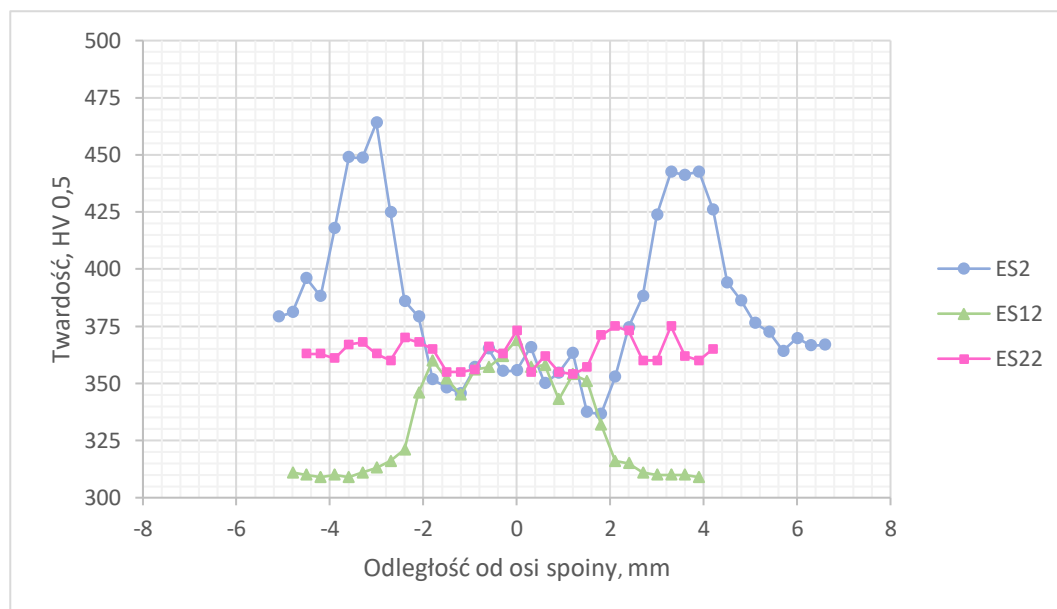
technologii łączenia elementów konstrukcji lotniczych. Zarówno stal 17-4PH jak i nadstop niklu IN718 są materiałami obrabialnymi cieplnie. Wymagania dotyczące parametrów procesów obróbki cieplnej nadającej spawanym częściom finalne właściwości mechaniczne są tak dobierane, aby spawane materiały spełniały stawiane im wymagania wytrzymałościowe założone przez konstruktora. Stan wyjściowy materiału definiują wymagania, które uwzględniają wiedzę na temat tego, jak stan materiału będzie wpływał na stosowane procesy wytwarzania konstrukcji lotniczych jak np.: procesy nierozłącznego łączenia materiałów, takie jak spawanie czy zgrzewanie, procesy obróbki plastycznej stosowanej w celu nadania kształtu półwyrobom i wyrobom, czy też procesów obróbki ubytkowej. Na każdym etapie wytwarzania konstrukcji lotniczych bardzo ważna jest wiedza dotycząca stosowanego materiału jego stanu i zmian w nim zachodzących pod wpływem parametrów stosowanych procesów technologicznych.

Stal 17-4PH w praktyce spawana jest w stanie przesyconym oraz przestarzonym. Wyniki badań pokazują, że części spawane znajdujące się w stanie po „finalnej” obróbce cieplnej (składającej się z przesykania i starzenia) mogą wymagać napraw wynikających z niespełniania wymogów jakościowych stawianych spoinom. Aby w pełni zrozumieć zagadnienia wpływu stanu wyjściowego materiału na jakość połączeń spawanych przeprowadzono również badania złączy w stanie starzonym.

Wykazano, że proces spawania ma znaczący wpływ na mikrostrukturę, a tym samym właściwości wytrzymałościowe spawanego materiału. W mikrostrukturze złącza spawanego ze stali 17-4PH obserwowane są zmiany, które są efektem wpływu ciepła wydzielonego w procesie spawania, powodującego nagrzanie spoiny i warstw materiału spawanego do niej przylegających, czyli obszaru strefy wpływu ciepła. Oddziaływanie na elementy spawane ze stali 17-4PH temperatury powyżej A_{c3} powoduje, że w materiale zachodzą przemiany, w wyniku których obserwuje się nowopowstały martenzyt (rys. 5.12, 5.14, 5.16). W obszarze tym nie zauważono obecności węglików. Wraz ze zwiększaniem się odległości od spoiny wartość temperatury oddziałującej na materiał ulega zmniejszeniu. W obszarze nagrzanym do temperatury w zakresie A_{c1} - A_{c3} może współistnieć przemieniony martenzyt w obecności starzonego martenzytu, a także węgliki NbC (rys. 5.13, 5.15, 5.17). Charakter przemian fazowych zachodzących w mikrostrukturze wszystkich próbek spawanych ze stali 17-4PH jest podobny.

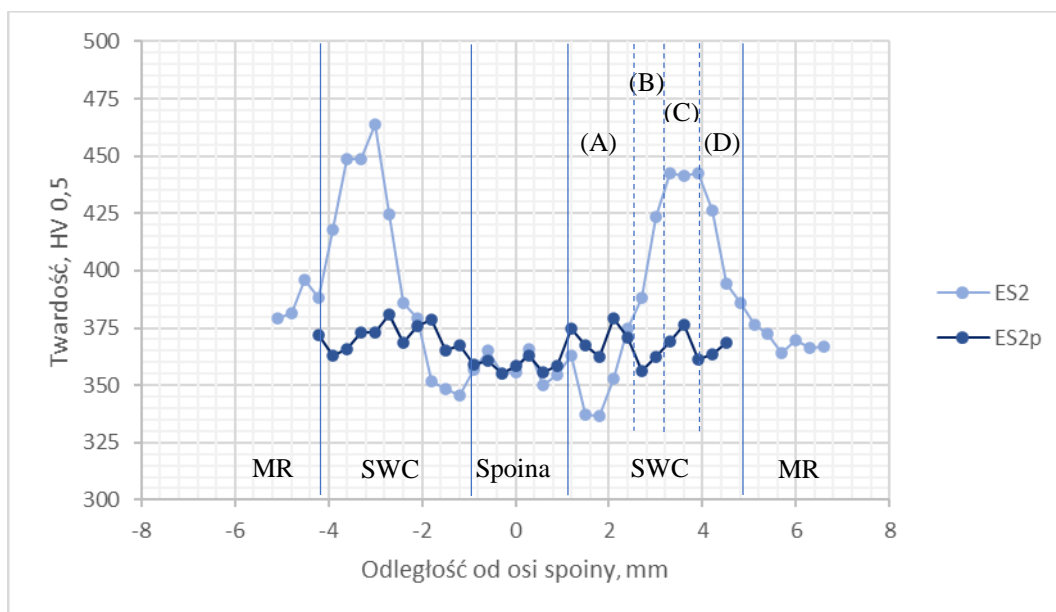
Stan wyjściowy materiału ma znaczący wpływ na twardość w obszarze strefy wpływu ciepła (SWC) (rys. 6.3). Profil twardości strefy wpływu ciepła, próbki spawanej w stanie przesyconym – ES2 - jest zróżnicowany. Twardość wzrasta od wartości około 340HV

w okolicy spoiny, do wartości 450HV w odległości 2-4mm od osi spoiny. Wzrost twardości następuje w wyniku starzenia przesyconej wcześniej stali, podczas którego wydzielają się cząstki faz umacniających bogatych w miedź *CRPs* (z ang. *Cu-rich precipitates*). Wraz ze zwiększeniem się odległości od osi spoiny (5-7mm) twardość próbki ES2 spada do wartości około 370HV.

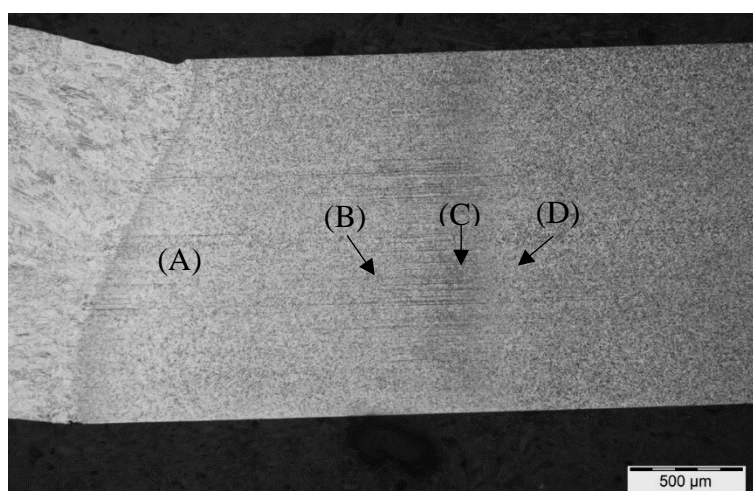


Rys. 6.3. Profil twardości złącza spawanego ze stali 17-4PH w stanie: przesyconym - ES2, przestarzonym - ES12 oraz starzonym - ES22

Różnica twardości złącza spawanego ES2 (rys. 6.3) wynika z różnicy temperatury, która jest zmienna w obszarze spoiny oraz przylegającej do niej strefy wpływu ciepła. W próbce ES2 będącej w stanie przesyconym, ciepło oddziałujące na materiał podczas spawania uruchamia proces wydzielania cząstek faz umacniających z przesyconego stopu, powodując znaczne różnice twardości w obszarze złącza (rys. 6.4). Wzrost twardości widoczny w obszarze C (rys. 6.4), jest efektem wzrostu temperatury do wartości w zakresie $A_{C1} - A_{C3}$ ($\sim 621 - 704^{\circ}\text{C}$) [37], w której rozpoczął się proces wydzielania faz umacniających - starzenie (rys. 6.5). Wyższa temperatura w obszarze C wpłynęła na kinetykę procesu wydzielania faz umacniających w przesyconej próbce, zwiększając szybkość wydzielania i ilość faz umacniających w tym obszarze, a w konsekwencji wzrost twardości. Oddziaływanie temperatury maleje wraz z odległością od spoiny, a twardość spada osiągając wartość charakterystyczną dla materiału podstawowego – obszar D.



Rys. 6.4. Profil twardości złącza spawanego ze stali 17-4PH w stanie: przesyconym -ES2 oraz po „finalnej” obróbce cieplnej ES2p. MR – materiał rodzimy; SWC – strefa wpływu ciepła, (A),(B),(C),(D) – obszary strefy wpływu ciepła

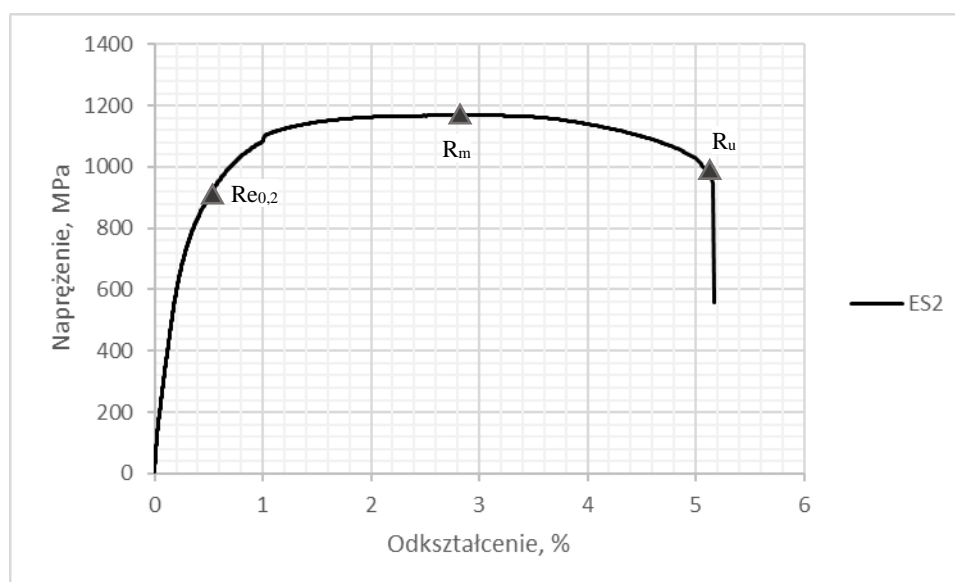


Rys. 6.5. Podział strefy wpływu ciepła złącza spawanego ze stali 17-4PH spawanego w stanie przesyconym - ES2

Profile twardości uzyskane w pracy wskazują, że strefa wpływu ciepła SWC jest szeroka i wynosi około 1,5 szerokości spoiny. Złącze spawane dla próbki dostarczonej w stanie przesyconym ES2 charakteryzuje się najwyższą wytrzymałością na rozciąganie R_m , jednak ma najmniejsze właściwości plastyczne (rys. 6.6). Spoina ma dodatnie naprężenia rozciągające, osiągające 319,89MPa, obarczone dużym błędem pomiaru wynoszącym $\pm 52,46$ MPa. Mikrostruktura spoiny jest niejednorodna, charakteryzuje się występowaniem ziaren o dużych rozmiarach. Niejednorodność mikrostruktury może wpływać na zróżnicowany rozkład naprężeń w spoinie i poszczególnych obszarach przylegającej do niej strefy wpływu ciepła.

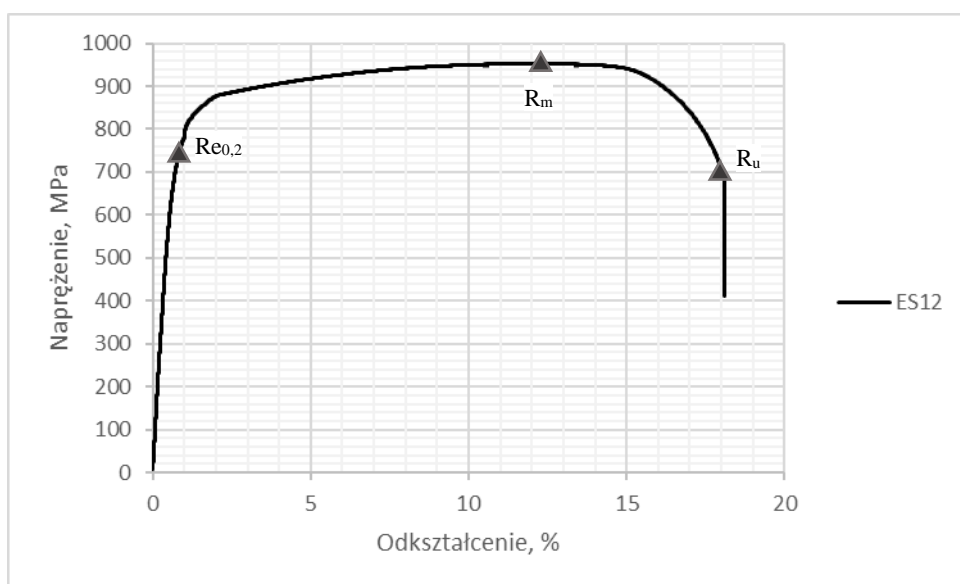
W strefie wpływu ciepła złącza spawanego występują naprężenia ujemne (ściskające). Wartość naprężenia na granicy wtopienia wynosi $-60,65\text{MPa}$, podczas gdy w strefie wpływu ciepła osiąga wartość do $-274,14\text{MPa}$. Zróznicowanie wartości naprężeń, od rozciągających w spoinie do ściskających w strefie wpływu ciepła, sugeruje różną szybkość chłodzenia w poszczególnych strefach złącza spawanego.

Dla próbki spawanej w stanie przestarzonym ES12 strefa wpływu ciepła osiągnęła najwyższą twardość 350HV w bezpośrednim sąsiedztwie spoiny i następnie wraz ze wzrostem odległości od spoiny zaczęła maleć do wartości 310HV (rys. 6.3). Złącze spawane próbki w stanie przestarzonym ES12 cechuje się niższymi właściwościami wytrzymałościami, ale posiada najlepsze właściwości plastyczne (rys. 6.7).



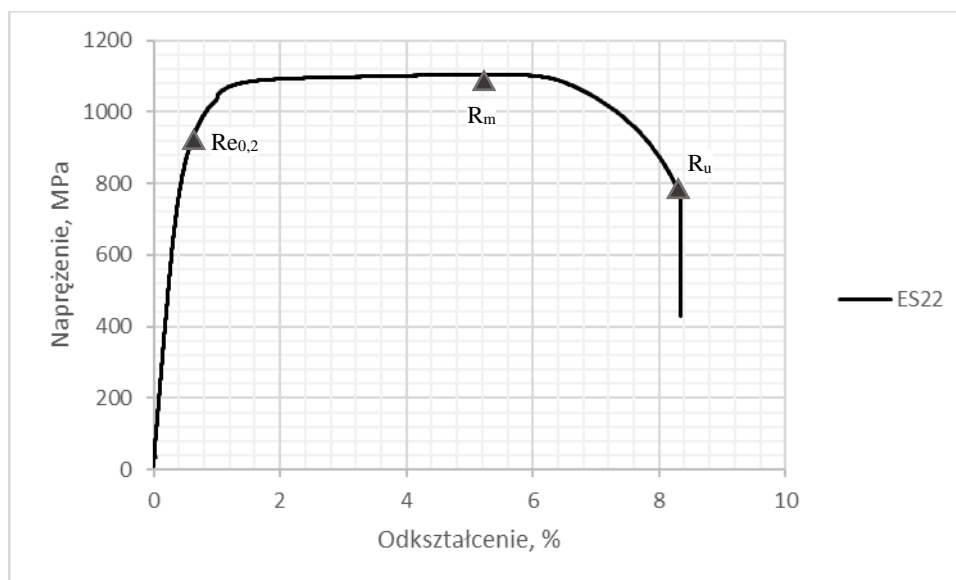
Rys. 6.6. Wykres krzywej rozciągania próbki spawanej w stanie przesyconym ES2 ze stali 17-4PH z zaznaczoną umowną granicą plastyczności $R_{e0,2}$, wytrzymałością na rozciąganie R_m oraz naprężeniem zrywającym R_u

Wartość bezwzględna naprężeń własnych w spoinie wynosi $258,14\text{MPa}$, przy granicy wtopienia $-72,98\text{MPa}$, podczas gdy w strefie wpływu ciepła naprężenie osiąga wartość $-103,43\text{MPa}$. Zmienność wartości naprężeń własnych w stosunku do stanu przesyconego wynika z wpływu obróbki cieplnej na mikrostrukturę stali 17-4PH i w konsekwencji rozkład naprężeń w złączu spawanym. Starzenie stopu powoduje wydzielanie się faz umacniających, w tym przypadku faz bogatych w miedź. Przestarzenie stopu prowadzi do rozrostu wydzieleni cząstek faz umacniających, zwiększenia odległości między cząstkami, zmniejszenia gęstości dyslokacji, co przekłada się na zmniejszenie naprężeń własnych w poszczególnych obszarach złącza.



Rys. 6.7. Wykres krzywej rozciągania próbki spawanej w stanie przestarzonym ES12 ze stali 17-4PH z zaznaczoną umowną granicą plastyczności $R_{e0,2}$, wytrzymałością na rozciąganie R_m oraz naprężeniem zrywającym R_u

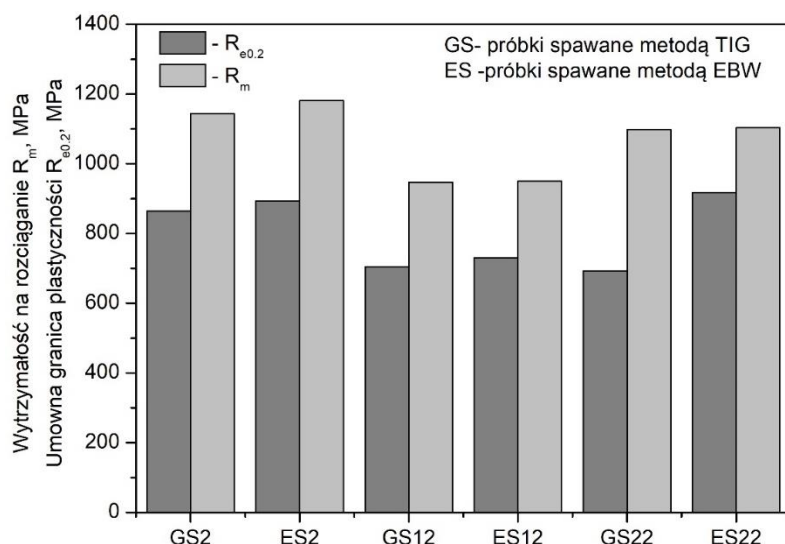
Twardość złączy wykonanych dla próbek ze stali 17-4PH w stanie starzonym ES22 wynosi około 370HV i utrzymuje się na podobnym poziomie w obszarze całego złącza (rys. 6.2). Spawanie próbek w stanie starzonym ES22 pozwala uzyskać wysokie właściwości wytrzymałościowe złączy (rys. 6.8) oraz znacznie poprawia właściwości plastyczne (tab. 5.5), względem stanu przesyconego ES2. W spoinie oraz w strefie wpływu ciepła, tuż przy granicy wtopienia występują naprężenia rozciągające wynoszące odpowiednio 282,61MPa i 72,95MPa. Przy zwiększeniu odległości prowadzenia pomiaru, w obszarze strefy wpływu ciepła stan naprężeń zmienia się z rozciągających na ściskające wynosząc -202,93MPa. Taki rozkład naprężeń w obszarze złącza spawanego jest nierozłącznie związany z procesami zachodzącymi w materiale poddanym działaniu wysokiej temperatury podczas spawania, a także stanem obróbki cieplnej w jakiej materiał się znajdował przed spawaniem. Indukowane termicznie przemiany fazowe, czy też rozpuszczanie podczas przesycań faz międzymetalicznych zawierających miedź oraz inne pierwiastki stopowe i następnie wydzielanie się faz umacniających podczas starzenia, znacząco wpływają na wynikowy stan naprężeń własnych w obszarze złącza spawanego.



Rys. 6.8. Wykres krzywej rozciągania próbki spawanej w stanie starzonym ES22 ze stali 17-4PH z zaznaczoną umowną granicą plastyczności $R_{e0,2}$, wytrzymałością na rozciąganie R_m oraz naprężeniem zrywającym R_u .

Pomiar twardości złączy spawanych w stanie przestarzonym ES12 oraz starzonym ES22 pokazuje, że krótki czas oddziaływania temperatury w trakcie procesu spawania nie miał znacznego wpływu na obecne już w mikrostrukturze wydzielenia faz umacniających. Natomiast zastosowana obróbka cieplna materiału podstawowego w sposób znaczący wpływa na właściwości i jakość otrzymanych złączy spawanych. Pomimo zastosowania jednakowych parametrów podczas spawania, otrzymano zróżnicowane profile rozkładu twardości, różne właściwości wytrzymałościowe i plastyczne, a także stan naprężeń własnych, co świadczy o znacznym oddziaływaniu stanu materiału podstawowego na właściwości i jakość złączy spawanych.

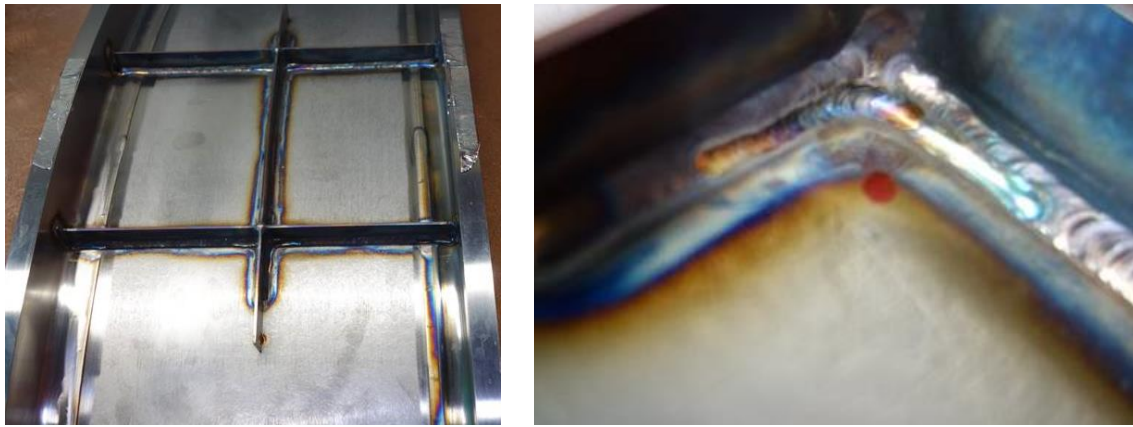
Stan wyjściowy materiału ma znaczący wpływ na właściwości mechaniczne złączy spawanych, które nie były poddane „finalnej” obróbce cieplnej (rys. 6.9). Ustalono, że złącza spawane w stanie przesyconym charakteryzują się najwyższymi właściwościami wytrzymałościowymi zaś spawane w stanie przystarżonym najmniejszymi. Wykazano natomiast, że zastosowana metoda spawania (EBW i TIG) nie wpływa w znaczący sposób na wytrzymałość na rozciąganie R_m złączy spawanych ze stali 17-4PH.



Rys. 6.9. Porównanie właściwości mechanicznych próbek spawanych ES2, GS12, GS22, ES2, ES12, ES22 ze stali 17-4PH różniących się stanem wyjściowym oraz zastosowaną metodą spawania

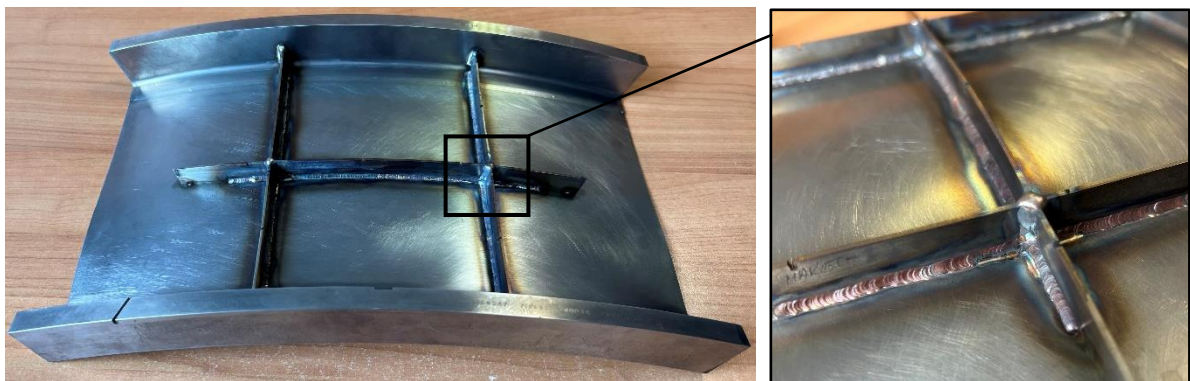
Stan naprężeń szczątkowych w złączu spawanym jest równie bardzo ważny z kilku powodów. Przede wszystkim naprężenia własne przyczyniają się do powstawania wad w złączach spawanych, takich jak pęknięcie złączy, zmniejszenie wytrzymałości zmęczeniowej czy pęknięcie korozyjno-naprężeniowe. Naprężenia własne mogą przyczyniać się również do powstawania pęknięć elementów konstrukcji w czasie ich eksploatacji, co jest bardzo istotne z punktu widzenia bezpieczeństwa. Komponenty konstrukcji lotniczych muszą spełniać wymagania dotyczące wymiarów, co w przemyśle lotniczym jest bardzo restrykcyjnie przestrzegane, a tolerancje są bardzo wąskie. Wzrost naprężeń własnych elementów konstrukcji lotniczych może w konsekwencji prowadzić do ich deformacji, w wyniku czego części spawane nie będą spełniały konstrukcyjnych wymagań wymiarowych.

Na podstawie uzyskanych wyników badań stwierdzono, że spawanie części konstrukcyjnych ze stali 17-4PH w stanie przesyconym najbardziej przyczynia się do powstania wad i niezgodności spawalniczych. W celu weryfikacji otrzymanych wyników wykonano część, którą pospawano w stanie przesyconym. Oględziny pospawanego elementu konstrukcji lotniczej wykazały występowanie licznych mikropęknięć w strefie wpływu ciepła, w obrębie spoin pachwinowych złączy teowych (rys 6.10). Pęknięcia ujawniano podczas kontroli fluorescencyjnej.



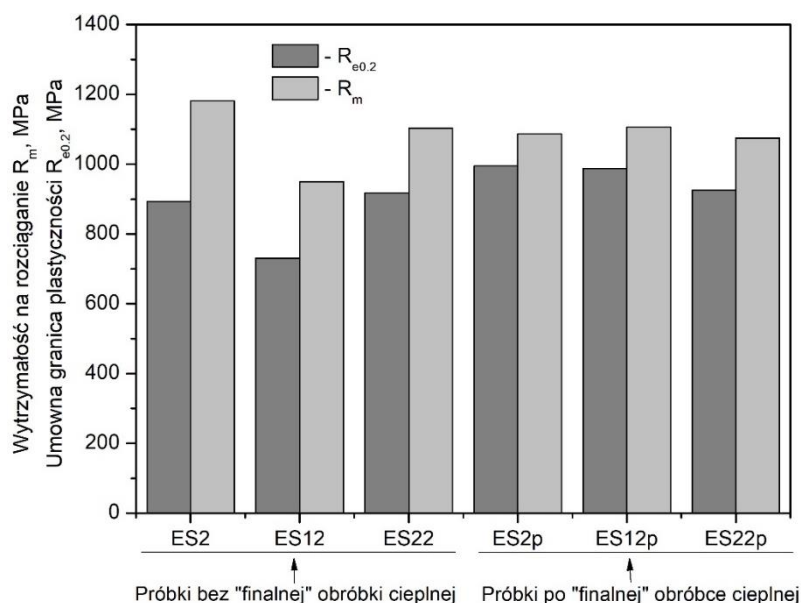
Rys. 6.10. Część produkcyjna wykonana ze stali 17-4PH spawana w stanie przesyconym

W ramach badań porównawczych, drugi element konstrukcji lotniczej przed procesem spawania poddano obróbce cieplnej - przestarzeniu, następnie spawanie wykonano zgodnie ze standardowym procesem produkcyjnym. Części poddano kontroli wizualnej oraz penetracyjnej kontroli fluoroscencyjnej. Kontrola nie wykazała niezgodności spawalniczych, co potwierdza otrzymane wyniki badań eksperymentalnych (rys. 6.11).

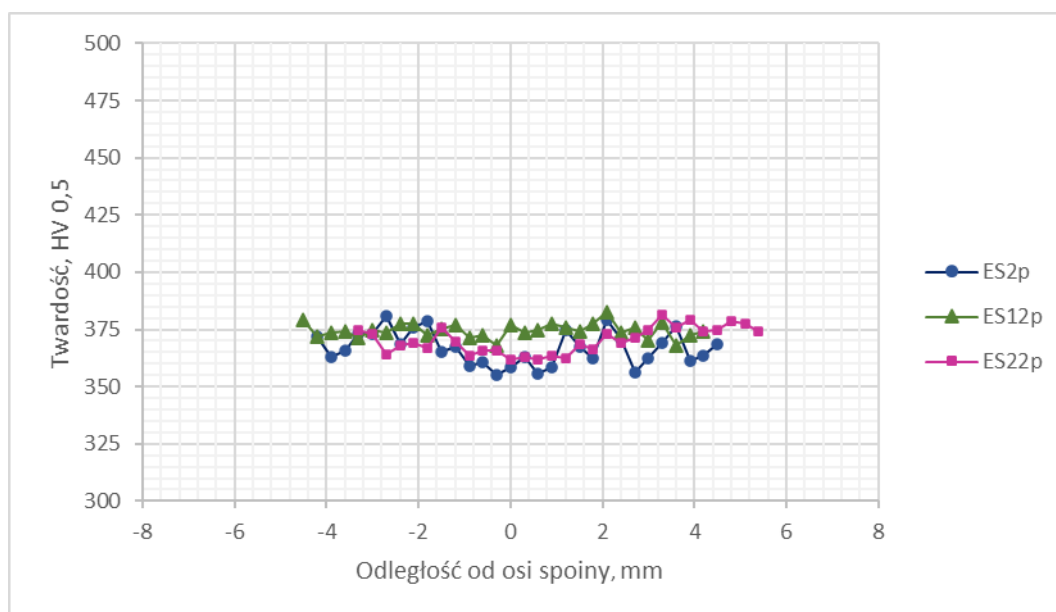


Rys. 6.11. Część produkcyjna wykonana ze stali 17-4PH spawana w stanie przestarzonym – brak wad spawalniczych

Otrzymane w pracy wyniki potwierdzają, że w przypadku złączy poddanych „finalnej” obróbce cieplnej stan wyjściowy materiału nie ma wpływu na właściwości mechaniczne. Zarówno właściwości wytrzymałościowe (rys. 6.12) jak i twardość próbek po „finalnej” obróbce cieplnej (rys. 6.13) utrzymują się na podobnym poziomie niezależnie od stanu wyjściowego materiału spawanego.



Rys. 6.12. Porównanie właściwości mechanicznych próbek spawanych ES2, ES12 i ES22 ze stali 17-4PH różniących się stanem wyjściowym oraz próbek poddanych „finalnej” obróbce cieplnej ES2p, ES12p i ES22p



Rys. 6.13. Profil twardości złącza spawanego ze stali 17-4PH w po „finalnej” obróbce cieplnej składającej się z przesykania i starzenia złączy spawanych w różnym stanie wyjściowym materiału -ES2p (spawanie w stanie przesykanym); ES12p (spawanie w stanie przestarzonym); ES22p (spawanie w stanie starzonym)

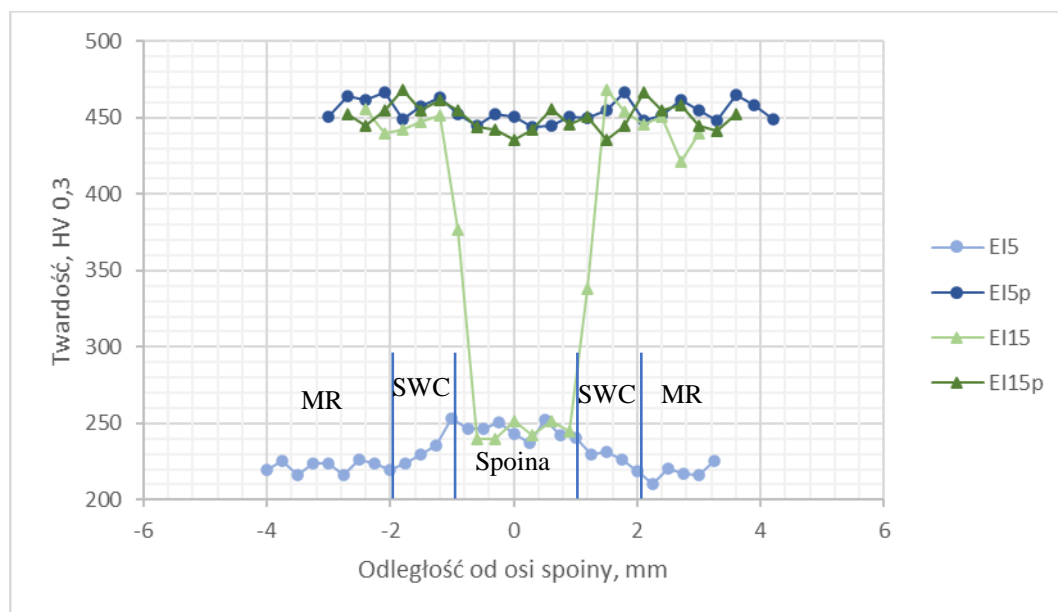
Silniki lotnicze powinny charakteryzować się wysoką wytrzymałością oraz bezpieczeństwem użytkowania. Dodatkowo, istotnym aspektem jest minimalna emisja spalin. W obliczu intensywnej konkurencji na rynku, cena tych silników musi być atrakcyjna. Należy jednak pamiętać, że dodatkowe procesy obróbki cieplnej komponentów generują dodatkowe

koszty produkcji, co z kolei może wpłynąć na podwyższenie ceny produktu finalnego. Podczas projektowania procesu wytwarzania nowych części, uzyskane w ramach pracy wyniki badań powinny stanowić istotne wytyczne. Należy przeanalizować, czy ewentualne koszty związane z naprawą złej jakości produktów oraz wydłużeniem cyklu produkcyjnego nie przewyższają potencjalnych korzyści z wprowadzenia dodatkowego etapu w procesie produkcyjnym. W tym kontekście, także aspekt jakości uzyskanych złączy ma kluczowe znaczenie.

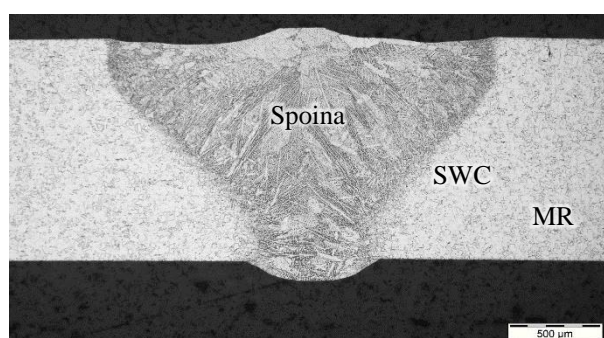
Nadstop na osnowie niklu IN718 stosowany do spawania elementów konstrukcji lotniczych może być dostarczany w stanie przesyconym, ale także w stanie po „finalnej” obróbce cieplnej składającej się z przesykania i starzenia. Dlatego też w pracy, przeprowadzono badania mające na celu ocenę wpływu stanu przesyconego oraz starzonego stopu IN718 na jakość połączeń spawanych.

W przypadku stanu przesyconego EI5, twardość spoiny uzyskanej przy użyciu metody EBW jest wyższa niż twardość materiału podstawowego i wynosi około 250 HV (rys. 6.14). Twardość spoiny uzyskanej po spawaniu metodą TIG, utrzymuje się na zbliżonym poziomie jak w materiale wyjściowym, osiągając wartość około 220 HV (rys. 5.61 i 5.62). Wzrost twardości spoiny uzyskanej za pomocą wiązki elektronów EBW może być związany z rozdrobnieniem ziarna. Obserwacje mikrostruktury (rys. 5.47) potwierdziły, że w przestrzeniach międzydendrytycznych spoiny występują liczne wydzielania drobnych faz występujących w postaci eutektyk (γ + faza Laves'a) lub (γ + NbC).

Analizując profil twardości stwierdzono, że strefa wpływu ciepła ma szerokość około 1 mm i stanowi połowę szerokości spoiny. W obrębie strefy wpływu ciepła nie zaobserwowano zmian w mikrostrukturze, które jednoznacznie wyznaczałyby granicę między strefą wpływu ciepła, a materiałem rodzimym (rys. 5.45, 5.46, 6.15). W odróżnieniu od stali 17-4PH, ciepło dostarczone podczas procesu spawania nie wpływa na kinetykę wydzielenia faz umacniających w materiale IN718. Wydzielanie faz umacniających zachodzi znacznie wolniej, a dostarczone ciepło podczas procesu spawania nie wpływa na umocnienie w obszarze strefy wpływu ciepła.

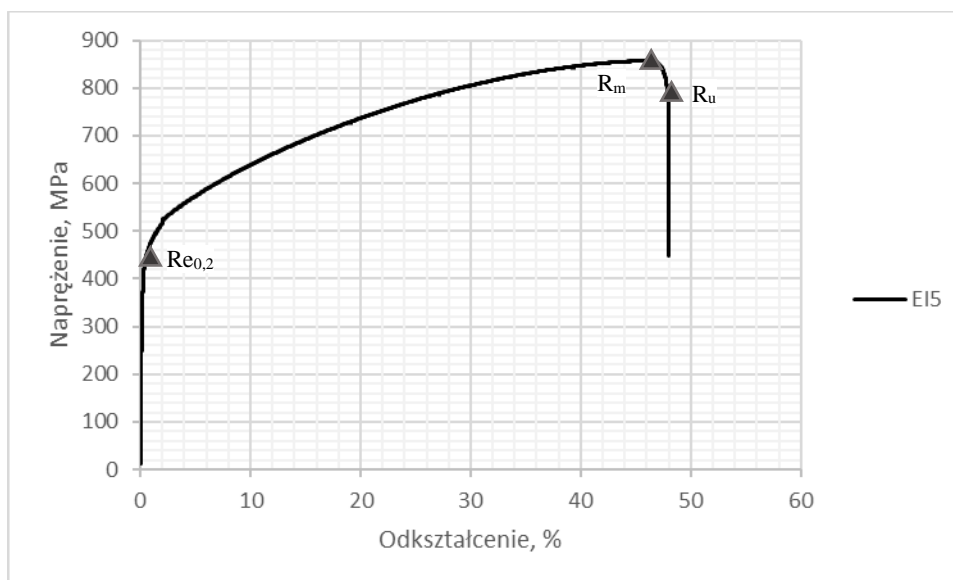


Rys. 6.14. Profil twardości złącza spawanego z nadstopu niklu IN718 po spawaniu EI5 (spawanie w stanie przesyconym); EI15 (spawanie w stanie starzonym) oraz po „finalnej” obróbce cieplnej składającej się z przesykania i starzenia EI5p (spawanie w stanie przesyconym); EI15p (spawanie w stanie starzonym); MR – materiał rodzimy; SWC – strefa wpływu ciepła



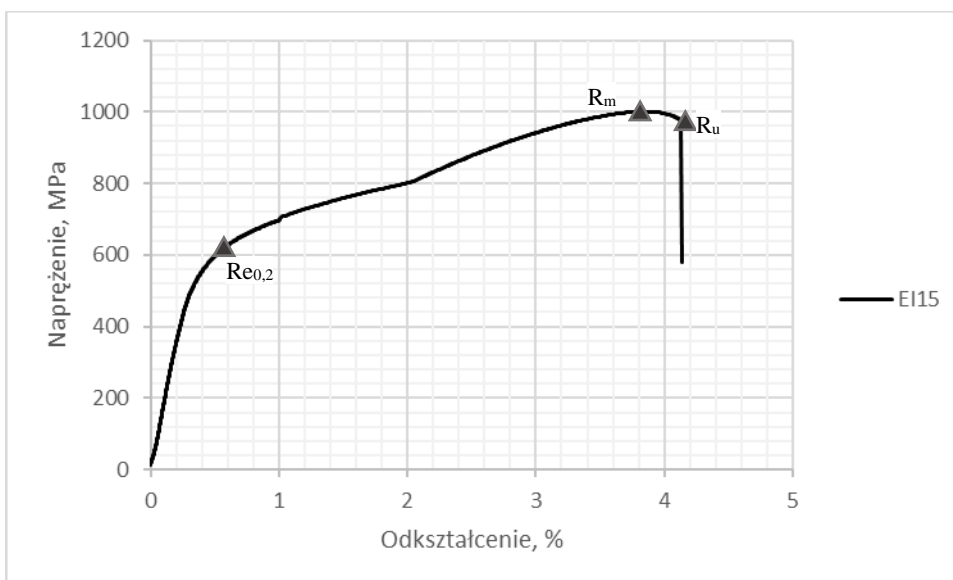
Rys. 6.15. Mikrostruktura złącza spawanego nadstopu niklu IN718 po spawaniu EI5

Właściwości wytrzymałościowe złącz spawanych z nadstopu na osnowie niklu IN718 w stanie przesyconym EI5 są znacznie niższe w porównaniu do właściwości materiału rodzimego. Zarówno wytrzymałość na rozciąganie R_m jak i granica plastyczności $R_{e0,2}$ są niższe o około 200-300MPa od wartości uzyskanych dla materiału rodzimego. Natomiast właściwości plastyczne złącz spawanych w stanie przesyconym EI5 są wysokie (rys. 6.16).



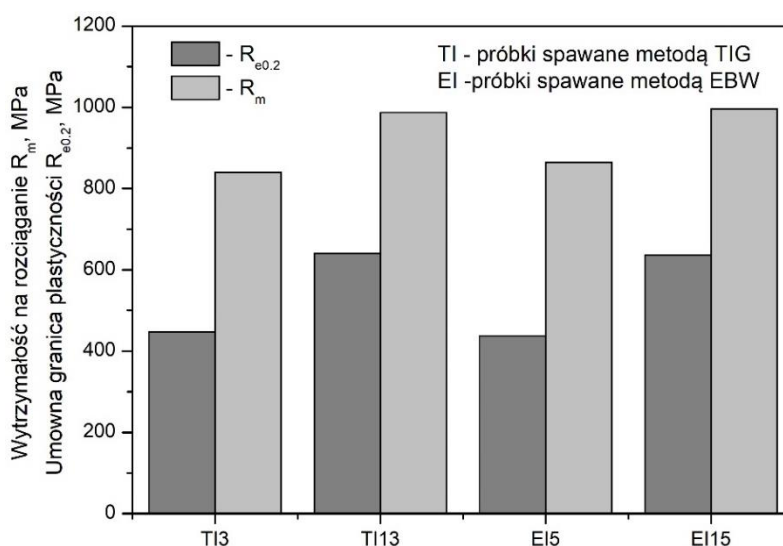
Rys. 6.16. Wykres krzywej rozciągania próbki spawanej w stanie przesyconym EI5 z nadstopu niklu IN718 z zaznaczoną umowną granicą plastyczności $R_{e0,2}$, wytrzymałością na rozciąganie R_m oraz naprężeniem zrywającym R_u

W przypadku próbek spawanych w stanie starzonym EI15 następuje bardzo duży spadek twardości w spoinie w stosunku do twardości materiału wyjściowego. Twardość spoiny wynosi około 250HV i jest niższa, o około 200HV w porównaniu do twardości materiału wyjściowego (rys. 6.14). Stwierdzono ponadto, że twardość w spoinie próbki EI15 jest zbliżona do twardości spoiny otrzymanej dla próbki spawanej w stanie przesyconym EI5. Twardość w strefie wpływu ciepła próbek EI15 spawanych w stanie starzonym wzrasta osiągając wartość ~450HV. Właściwości wytrzymałościowe próbek/złączy spawanych w stanie starzonym są znacznie niższe w porównaniu do właściwości próbek w stanie starzonym litych, niespawanych, wyciętych z blachy. Granica plastyczności $R_{e0,2}$ próbek spawanych jest niższa o około 550MPa, zaś wytrzymałość na rozciąganie R_m o około 400HV w stosunku do próbek niespawanych (rys. 6.17). Znacznemu pogorszeniu ulegają także właściwości plastyczne nadstopu na osnowie niklu IN718 (tab. 5.11).



Rys. 6.17. Wykres krzywej rozciągania próbki spawanej w stanie starzonym EI15 z nadstopu niklu IN718 z zaznaczoną umowną granicą plastyczności $R_{e0,2}$, wytrzymałością na rozciąganie R_m oraz naprężeniem zrywającym R_u

Analiza wyników badań otrzymanych dla nadstopu niklu IN718 wykazała, że stan wyjściowy materiału ma znaczący wpływ na właściwości wytrzymałościowe złącz spawanych niepoddanych „finalnej” obróbce cieplnej. Złącza spawane w stanie przesyconym (TI3 oraz EI5) charakteryzują się mniejszą granicą plastyczności $R_{e0,2}$ jak i wytrzymałością na rozciąganie R_m niż próbki spawane w stanie starzonym (TI13 oraz EI15) (rys 6.18). Stwierdzono ponadto, że zastosowana metoda spawania (EBW i TIG) nie wpływa w znaczący sposób na właściwości wytrzymałościowe złącz niepoddanych „finalnej” obróbce cieplnej.



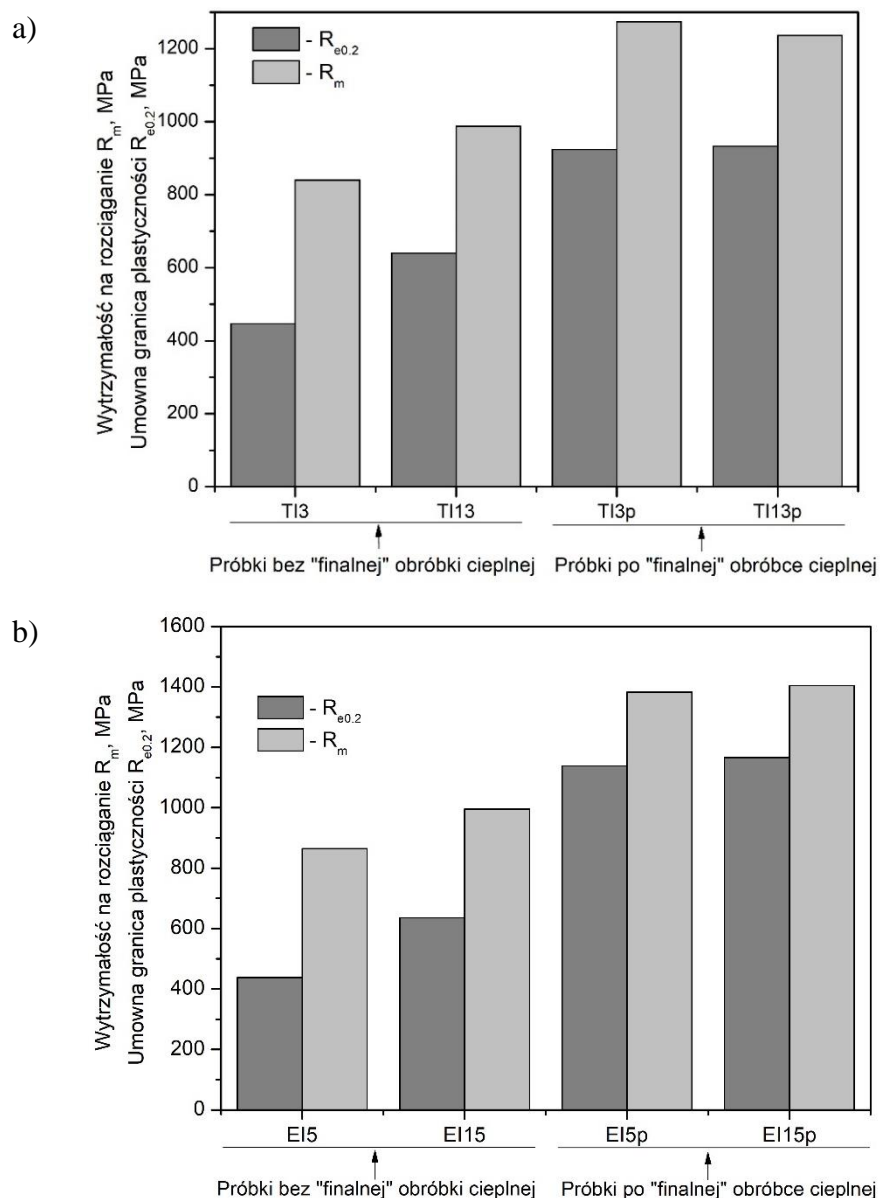
Rys. 6.18. Wpływ zastosowanej metody spawania TIG i EBW oraz stanu wyjściowego materiału na właściwości mechaniczne próbek spawanych (TI3, TI13 oraz EI5 i EI15) z nadstopu na osnowie niklu IN718

Nadstop na osnowie niklu IN718 jest stopem wieloskładnikowym i wielofazowym. Mikrostruktura uzyskana w wyniku krystalizacji stopu ze stanu ciekłego nie zapewnia najwyższych właściwości mechanicznych nadstopu IN718, dlatego w celu ich poprawy stosuje się obróbkę cieplną. W wyniku obróbki cieplnej w stopie zachodzą przemiany fazowe, które silnie wpływają na zmianę mikrostruktury i poprawę właściwości wytrzymałościowych. Podczas spawania wskutek wzrostu temperatury dodatek niobu dyfunduje w ciekłym stopie i podczas krystalizacji jeziorka spawalniczego tworzy niekorzystne, kruche fazy Laves'a na granicach ziarn (rys. 5.47, 5.50). Segregacja faz Laves'a na granicach ziarn wpływa na znaczne obniżenie właściwości mechanicznych stopu. Aby zapobiec szkodliwemu działaniu niekorzystnych, kruchych faz wydzielających się po granicach ziarn stop poddaje się procesowi umacniania wydzieleniowego. Podczas przesycania fazy zawierające niob ulegają rozpuszczeniu w osnowie, a następnie w czasie starzenia niob może wydzielić się w postaci umacniających wydzieleni fazy γ'' .

Niob wchodzi także w skład równowagowej fazy δ . W wyniku oddziaływania temperatury powyżej 650°C metastabilna faza γ'' ulega przemianie w stabilną, równowagową fazę δ , tym samym pogarszając właściwości wytrzymałościowe. Z tego względu ilość stosowanych dodatkowych procesów obróbki cieplnej dla nadstopu IN718 jest ograniczona. Dodatkowe procesy wyżarzania mogą niekorzystnie wpływać na finalne właściwości mechaniczne i z tego względu być nieakceptowalne w procesie technologicznym. Złącza wykonane w stanie starzonym nie wykazywały niezgodności spawalniczych. Jednak obserwowana w stopie duża zmiana twardości, czy też ograniczone właściwości plastyczne mogą wpływać na tworzenie się pęknięć w otrzymanych złączach. Każdy przypadek należy jednak rozważyć osobno. W przypadku elementów konstrukcji lotniczych o niewielkiej ilości połączeń spawanych i małych naprężeniach szczątkowych, uzyskanie zgodnych połączeń spawanych nie wymaga stosowania w procesie technologicznym operacji wyżarzania. Natomiast w przypadku produkcji skomplikowanych zespołów konstrukcji lotniczych, w których poziom naprężeń szczątkowych wywołanych wcześniejszymi operacjami i procesami technologicznymi wytwarzania konstrukcji jest wysoki, wyżarzanie może być operacją konieczną zapewniającą ujednorodnienie właściwości mechanicznych i zredukowanie naprężeń szczątkowych.

Przeprowadzone wyniki badań oraz ich analiza wskazują, że dla nadstopu na osnowie niklu IN718 przeprowadzona „finalna” obróbka cieplna złącz spawanych znacznie podwyższa ich właściwości wytrzymałościowe (rys. 6.19). Nie zaobserwowano wpływu stanu wyjściowego materiału na finalne właściwości mechaniczne (6.19). Natomiast w przypadku

nadstopu IN718 widoczny jest znaczny wpływ metody spawania na właściwości złączy spawanych. Złącza spawane metodą TIG (6.19a) charakteryzują się niższymi właściwościami wytrzymałościowymi niż te, otrzymane metodą EBW (6.19b). Wielkość ziarna dla spoin otrzymanych metodą TIG jest znacznie większa, wydzielina faz występujące w przestrzeniach między dendrytycznych w obszarze spoiny również będą większe w porównaniu do metody EBW. Z tego względu umocnienie w obszarze spoiny może być nieco mniejsze.



Rys. 6.19. Porównanie właściwości mechanicznych próbek spawanych z nadstopu na osnowie niklu IN718 różniących się stanem wyjściowym TI3, TI13, EI5, EI15 oraz próbek poddanych „finalnej” obróbce cieplnej TI3p, TI13p, EI5p, EI15p otrzymanych metodą (a) TIG oraz (b) EBW

Znajomość wpływu zarówno czynników technologicznych jak o materiałowych na jakość otrzymanych złączy jest bardzo ważne z punktu widzenia planowania procesu produkcyjnego. Przeprowadzone badania potwierdzały niekorzystny wpływ zanieczyszczeń pochodzących z procesów produkcyjnych na jakość połączeń spawanych. Pokazały, że złącza wykonane zarówno metodą EBW - wiązką elektronów, jaki i metodą zrobotyzowanego spawania TIG charakteryzują się wysoką jakością. Dobór odpowiednich parametrów prowadzenia procesu spawania jest ważnym etapem w procesie technologicznym, zwłaszcza podczas wdrażania nowych procesów produkcyjnych. Przeprowadzone w pracy badania wpływu stanu wyjściowego materiału oraz wpływu parametrów procesów spawania na mikrostrukturę oraz właściwości mechaniczne pozwoliło poznać zmiany jakie zachodzą w obu materiałach podczas wykonywania procesu spawania. Wyniki uzyskane w ramach niniejszej pracy pozwolą ograniczyć wytwarzanie złej jakości złączy, posiadających wady i niezgodności spawalnicze. Ograniczy to koszty produkcji elementów konstrukcyjnych, a także zoptymalizuje procesy produkcyjne tak, aby były bardziej wydajne i ustandaryzowane. Ponadto zbadanie wpływu procesu przygotowania detali do spawania oraz zdobycie cennej wiedzy z zakresu zachowania się materiałów - różniących się stanem wyjściowym – podczas spawania stanowi cenną wiedzę, która zostanie wykorzystana i wprowadzona do codziennej praktyki produkcyjnej w firmie *Pratt&Whitney* Rzeszów.

7. WNIOSKI

Na podstawie przeprowadzonych badań i analizy uzyskanych wyników sformułowano następujące wnioski:

1. Przygotowanie powierzchni próbek do spawania ma bardzo istotny wpływ na jakość otrzymanych połączeń spawanych. Czystość na stanowisku do mycia elementów łączonych jak i środków myjących odgrywa kluczową rolę w uzyskaniu najwyższej jakości złączy. Powierzchnia spawanych próbek oraz środki myjące nie mogą być zanieczyszczone chłodziwem, magnezją ani innymi ciałami obcymi. Elementy łączone w procesach spawania powinny bezwzględnie być zabezpieczone przed zanieczyszczeniami.
2. Magnezję, ze względu na trudność usunięcia z powierzchni spawanych elementów konstrukcyjnych oraz negatywny wpływ na jakość uzyskiwanych połączeń spawanych, należy wyeliminować z procesu produkcyjnego.
3. Parametry zastosowane w obydwu procesach spawania TIG i EBW powinny zapewnić pełną penetrację, przy jednoczesnym zachowaniu jak najmniejszej szerokości spoiny w celu minimalizacji dostarczanego ciepła do spawanych elementów.
4. Wyznaczone w pracy parametry technologiczne zapewniające uzyskanie najwyższej jakości połączeń spawanych z nadstopu na osnowie niklu IN718 (próbka EI5) są następujące: napięcie $U=120\text{kV}$; natężenie prądu $I=4,5\text{mA}$, prędkość spawania $v=16\text{mm/s}$, $FoC= -10\text{mA}$, odchylenie kołowe, częstotliwość $f=800\text{Hz}$. Natomiast dla stali 17-4PH (próbka ES2) napięcie $U=120\text{kV}$; natężenie $I=14,5\text{mA}$, prędkość spawania $v=20\text{mm/s}$, $FoC= -40\text{mA}$, odchylenie kołowe, częstotliwość $f=800\text{Hz}$.
5. Zastosowana metoda spawania ma wpływ na twardość otrzymanych spoin. Spoiny spawane wiązką elektronów (EBW) charakteryzują się wyższą twardością w obszarze spoiny.

6. Zastosowanie podczas spawania wyższej częstotliwości prądu f zmniejsza szerokość spoiny otrzymanej metodą TIG.
7. Szerokość strefy wpływu ciepła złączy spawanych ze stali 17-4PH wynosi około 1,5 szerokości spoiny, natomiast dla nadstopu na osnowie niklu IN718 0,5 szerokości spoiny.
8. Stan wyjściowy materiału w przypadku złączy wykonanych z obydwu badanych materiałów nie poddanych „finalnej” obróbce cieplnej, wpływa na ich mikrostrukturę oraz właściwości mechaniczne. W przypadku złączy wykonanych ze stali 17-4PH najwyższe właściwości wytrzymałościowe $R_m=1181\text{MPa}$, $Re_{0,2}=893\text{MPa}$ osiągnięto dla próbek spawanych w stanie przesyconym (1040°C). Natomiast dla złączy wykonanych z nadstopu na osnowie niklu IN718 najwyższymi właściwościami wytrzymałościowymi charakteryzują się próbki spawane w stanie starzonym $R_m=996\text{MPa}$, $Re_{0,2}=636\text{MPa}$.
9. Zastosowanie „finalnej” obróbki cieplnej prowadzi do wyrównania właściwości wytrzymałościowych połączeń spawanych. W przypadku złączy ze stali 17-4PH po „finalnej” obróbce cieplnej właściwości mechaniczne są zbliżone niezależnie od stanu wyjściowego materiału (przesycony, starzony, przestarzony) oraz zastosowanej metody spawania (TIG i EBW). W przypadku złączy z nadstopu na osnowie niklu IN718 poddanych „finalnej” obróbce cieplnej stan wyjściowy materiału również nie wpływa na właściwości wytrzymałościowe.
10. Właściwości mechaniczne złączy otrzymanych dla próbek ze stali 17-4PH nie zależą od zastosowanej metody spawania (TIG i EBW). Inaczej jest w przypadku nadstopu na osnowie niklu IN718. Złącza uzyskane metodą EBW posiadają wyższe finalne właściwości wytrzymałościowe oraz plastyczne ($R_m=1383\text{MPa}$, $Re_{0,2}=1139\text{MPa}$, $A_5=20,2\%$) niż złącza uzyskane przy zastosowaniu metody TIG ($R_m=1274\text{MPa}$, $Re_{0,2}=924\text{MPa}$, $A_5=6,6\%$).
11. Stan wyjściowy materiału nie ma znaczącego wpływu na twardość w obszarze spoiny ($\sim 350\text{HV}$ – dla stali 17-4PH oraz $\sim 240\text{HV}$ – dla nadstopu na osnowie niklu IN718), natomiast występują wyraźne różnice twardości w obszarze strefy wpływu ciepła. Największy wzrost twardości w obszarze SWC zaobserwowano dla próbek ze stali 17-4PH spawanych w stanie przesyconym. Natomiast twardość w SWC w przypadku próbek spawanych w stanie przestarzonym ulega znacznemu obniżeniu w stosunku do twardości w spoinie. Dla próbek z nadstopu na osnowie niklu IN718 najwyższą twardość w obszarze strefy wpływu ciepła wykazują próbki spawane w stanie starzonym. Zastosowanie „finalnej” obróbki cieplnej prowadzi do ujednorodnienia mikrostruktury i twardości w obszarze złącza. Dla nadstopu na osnowie niklu IN718 odnotowano niewielki spadek

twierdności w obszarze spoiny względem SWC. Twardość wszystkich złączy po „finalnej” obróbce cieplnej jest zbliżona niezależnie od stanu wyjściowego materiału (złącza ze stali 17-4PH ~360HV i złącza z nadstopu na osnowie niklu IN718 ~440HV).

12. Mikrostruktura spoiny ze stali 17-4PH składa się z martenzytu listowego z obecną siatką δ -ferrytu znajdująca się na granicach pierwotnych ziarna austenitu. Mikrostruktura strefy wpływu ciepła jest bardzo zróżnicowana ze względu na przemiany fazowe zachodzące w wyniku oddziaływania ciepła. Spoina nadstopu na osnowie niklu IN718 składa się z austenitu- γ z obecną eutektyką (γ + faza Laves'a) lub (γ + NbC) w przestrzeniach międzydendrytycznych. Ciepło dostarczane w trakcie procesu spawania nie ma znaczącego wpływu na mikrostrukturę strefy wpływu ciepła – nie zachodzą przemiany fazowe, a przejście między SWC, a materiałem rodzimym jest bardzo trudne do identyfikacji.

Literatura:

- [1] ASM Handbook Volume 6: Welding, Brazing, and Soldering. ASM International, 1993
- [2] Klimpel A.: Podręcznik Spawalnictwa Tom I Technologie Spawania i Cięcia. Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, Gliwice 2013.
- [3] Pilarczyk J.: Poradnik inżyniera. Tom 1 Spawalnictwo. Wydawnictwa Naukowo-Techniczne, Warszawa 2003.
- [4] Mizerski J.: Spawanie. Wiadomości podstawowe. Podręcznik. Wydawnictwo REA, Warszawa 2005.
- [5] Pilarczyk J.: Poradnik inżyniera. Tom 2 Spawalnictwo. Wydawnictwa Naukowo - Techniczne, Warszawa 2003.
- [6] Kazimierze Ferenc: Spawalnictwo. Wydawnictwa Naukowo – Techniczne, Warszawa 2007.
- [7] Tasak E.: Metalurgia spawania. Wydawnictwo JAK, Kraków 2008
- [8] Sindo Kou: Welding Metallurgy. John Wiley & Sons, 2002
- [9] https://www.rapmet.pl/files/metoda_tig_141.gif
- [10] <https://camvaceng.com/pl/case-study/an-introduction-to-electron-beam-welding/>
- [11] Węglowski M.St., Błacha S., Phillips A: Electron beam welding e Techniques and trends - Review. Vacuum, 130 (2016) 72-92
- [12] <https://aljandor.ovh/pub/rozne/Spawalnosc%20stali.pdf>
- [13] Seiji Katayama: Handbook of laser welding technologies. Woodhead Publishing Limited, 2013
- [14] PN-EN ISO 6520-1:2009 - Spawanie i procesy pokrewne -- Klasyfikacja geometrycznych niezgodności spawalniczych w metalach -- Część 1: Spawanie
- [15] <https://www.centrometwarszawa.pl/artykuly-o-spawaniu/glowne-wady-i-niezgodnosci-spawalnicze>
- [16] G. Bunchfink: The laser as a tool. Wydawnictwo Vogel Buchverlag, Wurzburg (2007)
- [17] <https://figel.pl/wiedza/technologie-spawania/glowne-niezgodnosci-spawalnicze-oraz-metody-ich-zapobiegania/>
- [18] <https://akademianovacert.pl/najczestsze-niezgodnosci-spawalnicze-jak-ich-unikac-cz-2-spoiny-pachwinowe/>
- [19] <https://marketstal.pl/najwieksi-producenci-stali-na-swiecie>
- [20] K. Samson: ROZPRAWA DOKTORSKA. Wpływ warunków spawania na właściwości złączy różnoimiennych stali odpornych na korozję, Politechnika Gdańska
- [21] Z. Opiekun: Spawanie stali odpornych na korozję. Wydawnictwo Kebe, Krosno, 2019
- [22] E. Tasak, A. Ziewiec: Spawalność materiałów konstrukcyjnych. Tom 1. Spawalność stali. Wydawnictwo Jak, Kraków, 2009
- [23] ASM Handbook Volume 4D: Heat Treating of Irons and Steels, ASM International, 2014
- [24] ASM Handbook Volume 9: Metallography and Microstructures, ASM International, 2004

- [25] C.N. Hsiao, C.S. Chiou, J.R. Yang: Aging reactions in a 17-4 PH stainless steel. *Materials Chemistry and Physics*, 74 (2008) 134-142
- [26] PN-EN 10088-1:2014-12 - Stale odporne na korozję -- Część 1: Wykaz stali odpornych na korozję
- [27] M. Głowacka: *Metaloznawstwo*. Politechnika Gdańska, Gdańsk, 1996
- [28] S. Stano, M. Zawadzki: Spawanie laserowe żeber usztywniających kadłuba nośnego silnika lotniczego. *Przegląd Spawalnictwa*, 90 (2018) 18-27
- [29] J. Nowacki: Weldability of 17-4 PH stainless steel in centrifugal compressor impeller applications. *Journal of Materials Processing Technology*, 157-158 (2004) 578-583
- [30] Junjie Maa, Mehdi Mazar Atabaki, Wei Liu, Raju Pillai, Biju Kumar, Unnikrishnan Vasudevan, Radovan Kovacevic: Laser-based welding of 17-4PH martensitic stainless steel in a tubular butt joint configuration with built-in backing bar. *Optics & Laser Technology*, 82 (2016) 38-52
- [31] <https://turbocentras.com/pl/info/13-czesci-zamienne-do-turbosprezarki>
- [32] T. Malkiewicz: *Metaloznawstwo stopów żelaza*. Tom 1. Państw. Wydaw. Nauk., Warszawa, 1968
- [33] E. Pereloma, D. Edmonds: *Phase transformations in steel*. Volume 2. ELSEVIER SCIENCE & TECHNOLOGY Japan, 2012
- [34] K. Przybyłowicz: *Metaloznawstwo*. Wydawnictwa Naukowo - Techniczne Warszawa, Warszawa, 1992
- [35] H. Bhadeshia, R. Honeycombe: *Steels: microstructure and properties*. ELSEVIER SCIENCE & TECHNOLOGY, United Kingdom, 2017
- [36] *ASM Handbook Volume 3: Alloy Phase Diagrams*. ASM International, 2016
- [37] P. Wanjara, M. Jahazi: Characterization of Electron Beam Welded 17-4 PH Stainless Steel. *Canadian Metallurgical Quarterly*, 47 (2008) 413-435
- [38] Milad Bahrami Balajaddeh, Homam Naffakh-Moosavy: Pulsed Nd:YAG laser welding of 17-4 PH stainless steel: Microstructure, mechanical properties, and weldability investigation. *Optics & Laser Technology*, 119 (2019), 1-12
- [39] Yongwei Sun, Yuping Zhong, Lingshui Wang: The interaction between ϵ -copper and dislocation in a high copper 17-4PH steel. *Materials Science and Engineering: A*, 756 (2019) 319-327
- [40] Guma Yeli, Maria A. Auger, Keith Wilford: Sequential nucleation of phases in a 17-4PH steel. *Microstructural characterisation and mechanical properties*. *Acta Materialia*, 125 (2017) 38-49
- [41] M. Murayama, K. Hono, Y. Katayama: Microstructural evolution in a 17-4 PH stainless steel after aging at 400°C, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 30 (1999) 345-353
- [42] Chen-Yuan Chunga, Yu-Chih Tzeng: Effects of aging treatment on the precipitation behavior of ϵ -Cu phase and mechanical properties
- [43] Zemin Wang, Hui Li, Qin Shen: Nano-precipitates evolution and their effects on mechanical properties of 17-4 precipitation-hardening stainless steel, *Acta Materialia* 156 (2018) 158-171

- [44] Tao Zhou, R. Prasath Babu, Joakim Odqvist Hao Yu, Peter Hedström: Quantitative electron microscopy and physically based modelling of Cu precipitation in precipitation-hardening martensitic stainless steel 15-5 PH. *Materials & Design*, 143 (2018) 141-149
- [45] High-resolution elektron mikroskopy sheet of the structure of Cu particles in α -Fe *Philosophical Magazine* 70 (1994) 1-24
- [46] R. Monzen, M. L. Jenkins, A. P. Sutton: The bcc-to-9R martensitic transformation of Cu precipitates and the relaxation process of elastic strains in an Fe-Cu alloy. *Journal Philosophical Magazine A*, 80 (2000) 711-723
- [47] A. Ziewiec, A. Zielinska-Lipiec, E. Tasak: Microstructure of welded joints of X5CrNiCuNb16-4 (17-4 ph) martensitic stainless steel after heat treatment, *Archives of Metallurgy and Materials*, 5 (2014) 965-970.
- [48] https://www.aksteel.nl/files/downloads/172888_armco_17-4_ph_pdb_euro_final_secured_89.pdf
- [49] <https://www.aksteel.com/sites/default/files/2018-01/174ph201706.pdf> 17.05.2020
- [50] J. Burja B. Šuler A. Nagode, Effect of ageing temperature on reverse austenite content in AISI 630 stainless steel. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, 50 (2019) 405-411
- [51] Jun Wanga, Hong Zoub, Cong Lib: The spinodal decomposition in 17-4PH stainless steel subjected to long-term aging at 350 °C. *Materials Characterization*, 59 (2008) 587-591
- [52] Wei Liu, Junjie Ma, Mehdi Mazar Atabaki, Raju Pillai, Biju Kumar, Unnikrishnan Vasudevan, Harold Sreshta, Radovan Kovacevic: Hybrid Laser-arc Welding of 17-4 PH Martensitic Stainless Steel. *Lasers in Manufacturing and Materials Processing*, (2015) 74-90
- [53] Ziewiec, A. , Czech, J. , Tasak, E.: Cracking of welded joints of the 17-4PH stainless martensitic steel precipitation hardened with copper. *Przegląd spawalnictwa*, 57, 4 (2012) 1055-1061
- [54] M. Mazar Atabaki, J. Ma, W. Liu, R. Kovacevic: Pore formation and its mitigation during hybrid laser/arc welding of advanced high strength steel. *Materials and Design*, 67 (2015) 509-521
- [55] Emilie Hery, Philippe Lours, Jean Marc Cloue, Philippe Lagain, Simon Perusin, Eric Jourdain, Eric Andrieu: Local mechanical and microstructural characterization of electron beam welded 15-5PH stainless steel
- [56] C. R. Das, H. C. Dey, G. Srinivasan, S. K. Albert, A. K. Bhaduri, A. Dasgupta: Weldability of 17-4PH stainless steel in overaged heat treated condition. *Science and Technology of Welding & Joining*, 11 (2006) 502-508
- [57] ASM Handbook, Volume 1: Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys. ASM International, 2009
- [58] R.C. Reed: *The Superalloys: Fundamentals and Applications*. Cambridge University, 2006
- [59] N. Eswara Prasad, R.J.H. Wanhill: *Aerospace Materials and Material Technologies Volume 1: Aerospace Materials*. Springer, 2017
- [60] Z. Pirowski, W. Uhl, J. Wodnicki, A. Gwiżdż, K. Jaśkowicz: WPLYW OBRÓBKI CIEPLNEJ NA STRUKTURĘ STOPU TYPU INCONEL 740. *PRACE INSTYTUTU ODLEWNICTWA LI*, 2 (2011) 5-22

- [61] S.G.K. Manikandan, D. Sivakumar, M. Kamaraj: Welding the Inconel 718 Superalloy: Reduction of Micro-segregation and Laves Phases. Elsevier, 2019
- [62] A.K. ABDUL JAWWAD, M. STRANGWOOD, and C.L. DAVIS. Microstructural Modification in Full Penetration and Partial Penetration Electron Beam Welds in INCONEL-718 (IN-718) and Its Effect on Fatigue Crack Initiation. METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A, 36A (2005) 1237-1247
- [63] ASM Handbook, Volume 4E, Heat Treating of Nonferrous Alloys. ASM International, 2016
- [64] Anbarasan N, Bikash Kumar Gupta, Prakash S, Muthukumar P, Oyyaravelu R, John Felix Kumar R, Jerome S: Effect of Heat Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of Inconel 718 Materials Today: Proceedings 5 (2018) 7716–7724
- [65] X. Cao, B. Rivaux M. Jahazi J. Cuddy: A. Birur. Effect of pre- and post-weld heat treatment on metallurgical and tensile properties of Inconel 718 alloy butt joints welded using 4 kW Nd:YAG laser. J Mater Sci, 44 (2009) 4557–4571
- [66] G.D. Janaki Rama A. Venugopal Reddy K. Prasad Raob G.M. Reddy J.K. Sarin Sundard: Microstructure and tensile properties of Inconel 718 pulsed Nd-YAG laser welds Journal of Materials Processing Technology, 167, 1 (2005), 73-82
- [67] G.D. Janaki Ram, A. Venugopal Reddy, K. Prasad Rao, G. Madhusudhan Reddy: Control of Laves phase formation in Inconel 718 GTAW welds with current Pulsing. Science and Technology of Welding and Joining 9, 5 (2004) 390-398
- [68] Saied Azadian, Liu-Ying Wei, Richard Warren: Delta phase precipitation in Inconel 718. Materials Characterization 53 (2004) 7– 16
- [69] Azadian S, Wei LY, Niklasson F, Warren R. Precipitation in spray-formed IN 718. In: Loria EA, editor. Superalloys 718, 625 and various derivatives. Warrendale, PA 7 Minerals, Metals & Materials Society, (2001) 617– 26.
- [70] M. Anderson, A.-L. Thielin, F. Bridier, P. Bocher, J. Savoie: δ Phase precipitation in Inconel 718 and associated mechanical properties. Materials Science & Engineering A, 679 (2017) 48–55
- [71] M. Saboori, H. Champlaud, J. Gholipour, A. Gakwaya, J. Savoie, P. Wanjara, Evaluating the flow stress of aerospace alloys for tube hydroforming process by free expansion testing, Int J. Adv. Manuf. Technol., 72 (2014) 1275–1286.
- [72] C. Slama, M. Abdellaoui: Structural characterization of the aged Inconel 718. Journal of Alloys and Compounds, 306 (2000) 277–284
- [73] An-Chou Yeh, C. Kuo, C. Wei, H. Nguyen, H. Bor Aging Effects on the γ' and γ'' Precipitates of Inconel 718 Superalloy. 7th symposium on superalloy 718 and derivatives
- [74] M.C. Chaturvedi, Va-fang Han: Strengthening mechanisms in Inconel 718 superalloy. Metal Science, 17 (1983) 145-149
- [75] D. Cai, W. Zhang, P. Nie, W. Liu, M. Yao, Dissolution kinetics of δ phase and its influence on the notch sensitivity of Inconel 718, Mater. Charact., 58 (2007) 220–225
- [76] Mohammad-Ali Rezaei, Homam Naffakh-Moosavy The effect of pre-cold treatment on microstructure, weldability and mechanical properties in laser welding of superalloys Journal of Manufacturing Processes, 34 (2018) 339–348

- [77] KCG Candioto, FR Caliari, DAP Reis, AA Couto CA. Nunes: Characterization of the superalloy Inconel 718 after double aging heat treatment. *Mechanical and Materials Engineering of Modern Structure and Component Design* (2015) 293-300, Springer
- [78] CHANGZHENG WANG Effect of double aging treatment on structure in Inconel 718 alloy *JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE*, 3, 9 (2004) 2593 – 2595
- [79] Talukder Alama,*, Mahesh Chaturvedib, Simon P. Ringera, Julie M. Cairneya: Precipitation and clustering in the early stages of ageing in Inconel 718. *Materials Science and Engineering A*, 527 (2010) 7770–7774
- [80] S.Venukumar, P.Sarkar, J. Sai Sashank, P.Sampath, K.Saikiran, Microstructural and mechanical properties of Inconel 718 TIG weldments. *Materilstoday: Proceedings*, 5, 2, (2018) 8480-8485
- [81] Anbarasan N., Jerome S, Arivazhagan N.: Argon and argon-hydrogen shielding gas effects on the laves phase formation and corrosion behavior of Inconel 718 gas tungsten arc welds. *Journal of Materials Processing Technology* 263 (2019) 374-384
- [82] K. Devendranath Ramkumar, Sidharth DeV, K.V. Phani Prabhakar, R. Rajendran, K. Giri Mugundan , S. Narayanan: Microstructure and properties of inconel 718 and AISI 416 laser welded joints. *Journal of Materials Processing Technology* 266 (2019) 52-62
- [83] C.A. Huang, T.H. Wang, C.H. Lee, W.C. Ham: A study of the heat-affected zone (HAZ) of an Inconel 718. *Materials Science and Engineering: A*, 398, 1–2 (2005) 275-281
- [84] A.T. Egbewandeb , R.A. Bucksona, O.A. Ojo: Analysis of laser beam weldability of Inconel 738 superalloy. *Materials Characterization*, 61, 5, (2010) 569-574
- [85] S.Benhadad, N. L. Richards & M. C. Chaturvedi: The influence of minor elements on the weldability of an INCONEL 718-type superalloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 33 (2002) 2005–2017
- [86] H. Guo, M.C. Chaturvedi & N.L. Richards. Effect of boron concentration and grain size on weld heat affected zone microfissuring in Inconel 718 base superalloys. *Science and Technology of Welding and Joining* 4 (1999) 257-264
- [87] T. J. KELLY: *Elemental Effects on Cast 718 Weldability*. 1989
- [88] Th. Bollinghaus, H. Herold. *Hot Cracking Phenomena Springer in Welds*, Springer
- [89] G. Madhusudhana Reddy, C. V. Srinivasa Murthy, N. Viswanathan and K. Prasad Rao: Effects of electron beam oscillation techniques on solidification behaviour and stress rupture properties of Inconel 718 welds. *Science and Technology of Welding and Joining*, 12 (2007) 106-115
- [90] Myriam Brochu¹, Alexis Chioccal, Rafael Navalon-Cabanes, Jean Fournier Solidification cracking of in 718 TIG welds June 2013 Conference: 13th International Conference on Fracture 2013, ICF 2013At: Beiijing, China
- [91] E. Tasak, A. Ziewiec: Pękanie spoin w procesie krzepnięcia. *PRZEGLĄD SPAWALNICTWA*, 1 (2007) 14-18
- [92] J.K.Honga, J.H.Park N.K.Park, I.S.Eom, M.B.Kim, C.Y.Kang: Microstructures and mechanical properties of Inconel 718 welds by CO₂ laser welding, *Journal of Materials Processing Technology*, 201, 1–3 (2008) 515-520
- [93] R. Vincent: Precipitation around welds in the nickel-base superalloy, Inconel 718. *Acta Metallurgica*, 33, 7 (1985) 1205-1216

- [94] M.Montazeri, F.M. Ghaini: The liquation cracking behavior of IN738LC superalloy during low power Nd:YAG pulsed laser welding. *Materials Characterization*, 67 (2012) 65-73
- [95] S.G.K. Manikandan, D. Sivakumar, M Kamaraj, K. Prasad Rao: Laves Phase Control in Inconel 718 Weldments. *Materials Science Forum*, 710 (2012) 614-619
- [96] N. Anbarasan, S. Jerome, Gandamalla Suresh, R. Oyyaravelu: Effect of Pulse Frequency on Microstructural and Corrosion Properties of Inconel 718 Gas Tungsten Arc Weldments. *Transactions of the Indian Institute of Metals* 72 (2019) 1299–1311
- [97] CH. Radhakrishna, K. Prasad Rao: The formation and control of Laves phase in superalloy 718 welds. *Journal of Materials Science* 32 (1997) 1977–1984
- [98] SGK. Manikandan, D. Sivakumar, K. Prasad Rao, M. Kamaraj: Effect of enhanced cooling on microstructure evolution of alloy 718 using the gas tungsten arc welding process. *Welding in the World* 60 (2016) 899–914
- [99] G. D. Janaki Ram, A. Venugopal Reddy, K. Prasad Rao, G. Madhusudhan Reddy: Improvement in stress rupture properties of inconel 718 gas tungsten arc welds using current pulsing. *JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE* 40 (2005) 1497 – 1500
- [100] R. Thavamani, V. Balusamy, Jayakrishnan Nampoothiri, R. Subramanian, K.R. Ravi: Mitigation of hot cracking in Inconel 718 superalloy by ultrasonic vibration during gas tungsten arc welding. *Journal of Alloys and Compounds* 740 (2018) 870-878
- [101] Xin Ye, Xueming Hua, Min Wang, Songnian Lou: Controlling hot cracking in Ni-based Inconel-718 superalloy cast sheets during tungsten inert gas welding. *Journal of Materials Processing Technology* 222 (2015) 381–390
- [102] Sukhdeep Singh, Joel Andersson: Hot cracking in cast alloy 718. *Science and Technology of Welding and Joining* 23 (2018) 568-574
- [103] G. Asala, O.A. Ojo: On post-weld heat treatment cracking in tig welded superalloy ATI 718 Plus. *Results in Physics* 6 (2016) 196–198
- [104] Xiao Huang, M.C. Chaturvedi, and N.L. Richards: Effect of Homogenization Heat Treatment on the Microstructure and Heat-Affected Zone Microfissuring in Welded Cast Alloy 718. *METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A*, 27A (1996) 785-790
- [105] SOON IL KWON, SANG HYUN BAE, JEONG HYEON DO, CHANG YONG JO, and HYUN UK HONG: Characterization of the Microstructures and the Cryogenic Mechanical Properties of Electron Beam Welded Inconel 718. *METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A VOLUME* 47A (2016) 777-787
- [106] Sumit K. Sharma, Prashant Agarwal J. Dutta Majumdar: Studies on Electron Beam Welded Inconel 718 Similar Joints. *Procedia Manufacturing* 7 (2017) 654-659
- [107] O.A. Idowu, O.A. Ojo, M.C. Chaturvedi: Effect of heat input on heat affected zone cracking in laser welded ATI Allvac 718Plus superalloy. *Materials Science and Engineering A*, 454–455 (2007) 389–397
- [108] K. Devendranath RamkumaR, Sidharth Dev, K.V. Phani Prabhakar, R. Rajendran, K. Giri Mugundan, S. Narayanan: Microstructure and properties of inconel 718 and AISI 416 laser welded. *Journal of Materials Processing Tech.* 266 (2019) 52–62
- [109] Y. M. YAMAN, M. C. KUSË HAN: Hot cracking susceptibilities in the heat-affected zone of electron beam welded Inconel 718. *JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE LETTERS*, 17 (1998) 1231-1234

- [110] QU Feng-sheng, LIU Xu-guang, XING Fei, ZHANG Kai-feng: High temperature tensile properties of laser butt-welded plate of Inconel 718 superalloy with ultra-fine grains. *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*, 22 (2012) 2379-2388
- [111] M. Agilan, T. Venkateswaran, D. Sivakumar, Bhanu Pant: Effect of Heat Input on Microstructure and Mechanical Properties of Inconel-718 EB Welds. *Procedia Materials Science*, 5 (2014) 656-662
- [112] GAO Peng, ZHANG Kai-feng, ZHANG Bing-gang, JIANG Shao-song, ZHANG Bao-wei: Microstructures and high temperature mechanical properties of electron beam welded Inconel 718 superalloy thick plate. *Nonferrous Met. Soc. China* 21 (2011) 315-322
- [113] M. Yousefeh, M. Shamanian, and A Saatchi: Optimization of the pulsed current gas tungsten arc welding (PCGTAW) parameters for corrosion resistance of super duplex stainless steel (UNS S32760) welds using the Taguchi method. *Journal of Alloys and Compounds* 509, (2011) 782-788.
- [114] M. Ostromęcka: Wpływ energii liniowej na wybrane aspekty jakości połączeń spawanych elektrodą nietopliwą z zastosowaniem prądu pulsującego. *Przegląd Spawalnictwa* 89, 6 (2017) 20-23

STRESZCZENIE

Autor: Agnieszka Nalnorczyk-Kazanecka

Tytuł: Wpływ czynników technologicznych i materiałowych na właściwości i jakość złączy spawanych metodami wysokoenergetycznymi ze stali 17-4PH oraz stopu niklu Inconel 718

W pracy realizowano badania dotyczące określenia wpływu czynników technologicznych i materiałowych na jakość, mikrostrukturę oraz właściwości mechaniczne połączeń spawanych z nadstopu na osnowie niklu IN718 oraz stali nierdzewnej 17-4PH. Proces spawania prowadzono przy zastosowaniu dwóch metod: spawanie wiązką elektronów (EBW) oraz spawanie elektrodą nietopliwą w osłonie gazu obojętnego (TIG). W ramach określenia wpływu czynników technologicznych na jakość połączeń spawanych przeprowadzono badania dotyczące wpływu sposobu przygotowania łączonych elementów do procesu spawania, zanieczyszczenia spawanych powierzchni substancjami pochodzącymi z procesu produkcyjnego oraz wpływu różnych parametrów spawania stosowanych w procesach EBW i TIG. W pracy skoncentrowano się także na wykazaniu wpływu czynników materiałowych na jakość złączy spawanych. Badania obejmowały zbadanie stanu wyjściowego materiału spawanego (przesycony, starzony, przestarzony) oraz przeprowadzonej obróbki cieplnej na właściwości i jakość złączy spawanych.

Badania wpływu warunków procesu przygotowania do spawania obejmowały: zabrudzenie materiałów spawanych chłodziwem bezpośrednio przed procesem spawania oraz 2 tygodnie przed spawaniem, a także zabrudzenie spawanych elementów magnezją. Przeprowadzono także analizę wpływu parametrów spawania: prędkości spawania, prądu spawania, częstotliwości prądu pulsacyjnego oraz energii liniowej spawania, na jakość otrzymanych złączy. Zbadano także wpływ stanu wyjściowego stali 17-4PH: stan przesycony 1040°C, starzony (przesycanie 1040°C/1h + starzenie 550°C/4h) i przestarzony (przestarzenie 760°C/2h + 620°C/4h) oraz nadstopu na osnowie niklu IN718: przesycony 960°C i starzony (przesycanie 960°C/1h + starzenie 720°C/8h + 620°C/8h) na jakość złączy. Określono także wpływ „finalnej” obróbki cieplnej, składającej się z przesycania i starzenia, na mikrostrukturę i właściwości mechaniczne połączeń spawanych.

Stwierdzono, że zanieczyszczenie chłodziwem i magnezją wpływa w znaczący sposób na pogorszenie jakości połączeń spawanych. Ustalono, że zastosowane parametry spawania mają także wpływ na jakość połączeń spawanych oraz na rozmiary otrzymanych spoin. Stan wyjściowy materiału, dla obydwu badanych materiałów nie poddanych „finalnej” obróbce cieplnej, wpływa na ich mikrostrukturę oraz właściwości mechaniczne. Najwyższe właściwości wytrzymałościowe $R_m=1181\text{MPa}$, $Re_{0,2}=893\text{MPa}$ wykazują złącza ze stali 17-4PH spawane w stanie przesyconym. Natomiast w przypadku nadstopu na osnowie niklu IN718 najwyższe właściwości wytrzymałościowe otrzymano dla złączy z próbek spawanych w stanie starzonym ($R_m=996\text{MPa}$, $Re_{0,2}=636\text{MPa}$). „Finalna” obróbka cieplna prowadzi do wyrównania właściwości wytrzymałościowych połączeń spawanych. W przypadku złączy ze stali 17-4PH oraz IN718 po „finalnej” obróbce cieplnej właściwości mechaniczne są zbliżone niezależnie od stanu wyjściowego materiału (przesycony, starzony, przestarzony).

Wiedza zdobyta w ramach dysertacji dotycząca wpływu czynników technologicznych i materiałowych dostarczy cennej wiedzy teoretycznej i praktycznej oraz przyczyni się do poprawy jakości połączeń spawanych, co stanowi główny cel niniejszej pracy doktorskiej. Wpłynie także na poprawę prowadzenia procesów spawania oraz usprawni przepływ części lotniczych na linii produkcyjnej, co ograniczy koszty związane min. z otrzymywaniem złej jakości połączeń elementów konstrukcyjnych.

Słowa kluczowe: Stal 17-4PH, Nadstop na osnowie niklu IN718, spawanie wiązką elektronów (EBW), Spawanie elektrodą nietopliwa w osłonie gazu obojętnego (TIG)

SUMMARY

Author: Agnieszka Nalnorczyk-Kazanecka

Title: **The influence of the technological and material factor on the properties and quality of the welded joints using high-energy methods of the 17-4PH stainless steel and nickel-based superalloy Inconel 718**

In this work, the influence of technological and material factors on the quality, microstructure and mechanical properties of the welded joints of nickel-based superalloy IN718 and stainless steel 17-4PH was investigated. The welding process was performed using two methods: electron beam welding (EBW) and tungsten inert gas welding (TIG). The influence of the method of the preparation before welding, the contamination of the welded surfaces and the influence of different welding parameters (EBW and TIG processes) was examined to determine the technological factors that affect the quality of the welded joints. The study also focused on determining the influence of the material factors on the quality of welded joints. The influence of the initial condition of the material (solution-annealed condition, aged, over-aged) and the post-heat treatment, on the properties and quality of welded joint was also studied.

The study of the influence of the preparation process consisted of the contamination with coolant immediately before the welding and 2 weeks before welding process, as well as contamination of the welded parts with magnesia of the materials being welded. An analysis of the effect of welding parameters: welding speed, welding current, frequency of pulsed current (DC) and heat input, on the quality of the welded joints was carried out. The effect of the initial condition of 17-4PH steel was investigated: solution-annealing condition 1040°C, aged (solution 1040°C/1h + aging 550°C/4h) and over-aged (over-aging 760°C/2h + 620°C/4h) and nickel-based superalloy IN718: solution condition 960°C and aged (solution 960°C/1h + aging 720°C/8h + 620°C/8h) on the welded joints quality. The effect of the post-heat treatment consisted of the solution and aging, on the microstructure and mechanical properties of welded joints was also determined.

It was found that coolant and magnesia contamination significantly affect the quality of the welded joints. The welding parameters also affect the quality and the size of the welded joints. The initial state of the material, for both materials affects the microstructure and mechanical properties. For 17-4PH, the solution condition had the highest strength properties $R_m=1181\text{MPa}$, $Re_{0.2}=893\text{MPa}$. However, for nickel-based superalloy IN718, the aged condition had the highest strength properties ($R_m=996\text{MPa}$, $Re_{0.2}=636\text{MPa}$). The mechanical properties of welded joints of 17-4PH stainless steel and nickel-based superalloy IN718 after post-heat treatment are similar regardless of the initial condition of the material (solution condition, aged, over-aged).

The knowledge gained during the research on the influence of technological and material factors will provide valuable theoretical and practical knowledge and contribute to improving the quality of welded joints, which is the main purpose of this dissertation. It will also improve the planning of welding processes and improve the production flow, which will reduce the cost of poor quality of the welded joints.

Keywords: 17-4PH Stainless Steel, Nickel-based superalloy IN718, Electron beam welding (EBW), Tungsten inert gas welding (TIG)