



**Politechnika  
Śląska**

**WYDZIAŁ MECHANICZNY TECHNOLOGICZNY**

**PRACA DOKTORSKA**

**mgr inż. Grzegorz WALCZYK**

**OPTIMALIZACJA PARAMETRÓW OBRÓBKI CIEPLNEJ  
W KSZTAŁTOWANIU WŁAŚCIWOŚCI SPOIN STALI FERRYTYCZNYCH**

**Promotor:**

**dr hab. inż. Marek T. Roszak, Prof. PŚ**

**Promotor pomocniczy:**

**dr inż. Wojciech Pakieła**

**Opiekun z przemysłu:**

**mgr inż. Paweł Snopek**

Gliwice 2024

**Niniejsza praca doktorska została zrealizowana w ramach programu  
Ministerstwa Nauki i Szkolnictwa Wyższego  
„Doktorat Wdrożeniowy IV”.**

---

**SPIS TREŚCI**

Streszczenie	
Abstract	
1. Wstęp.....	7
2. Przegląd piśmiennictwa.....	9
2.1. Charakterystyka operacji obróbki cieplnej ferrytycznych stali nierdzewnych ..	9
2.2. Charakterystyka ferrytycznych stali nierdzewnych ..	16
2.3. Kształtowanie własności złączy spawanych ferrytycznych stali nierdzewnych.	31
3. Badania własne.....	42
3.1. Cel i teza pracy.....	42
3.2. Charakterystyka materiału badanego ..	43
3.3. Plan badań.....	44
3.4. Metodyka badawcza ..	45
3.4.1. Badania wizualne ..	45
3.4.2. Badania rentgenowskie ..	45
3.4.3. Badania penetracyjne.....	45
3.4.4. Badanie twardości.....	45
3.4.5. Statyczna próba rozciągania ..	47
3.4.6. Statyczna próba zginania ..	47
3.4.7. Próba udarności ..	49
3.4.8. Mikrograficzne określenie wielkości ziarna ..	49
3.4.9. Badanie odporności na korozję międzykrystaliczną ..	49
3.5. Przygotowanie próbek do badań ..	50
3.5.1. Technologia spawania ..	52
3.5.2. Obróbka cieplna po procesie spawania ..	55
3.6. Wyniki badań ..	56
3.6.1. Wyniki badań wstępnych ..	56
3.6.1.1. Wyniki twardości ..	56
3.6.1.2. Wyniki statycznej próby rozciągania ..	61
3.6.1.3. Wyniki mikrograficznej oceny wielkości ziarna ..	65
3.6.2. Wyniki badań właściwych ..	68
3.6.2.1. Wyniki badań wizualnych ..	68
3.6.2.2. Wyniki badań radiograficznych ..	68
3.6.2.3. Wyniki badań penetracyjnych ..	70

---

3.6.2.4. Wynik twardości .....	70
3.6.2.5. Wyniki statycznej próby rozciągania .....	80
3.6.2.6. Wyniki statycznej próby zginania .....	85
3.6.2.7. Wyniki pomiaru udarności .....	91
3.6.2.8. Wyniki mikrograficznej oceny wielkości ziarna .....	95
3.6.2.9. Wyniki odporności na korozję międzykrystaliczną .....	104
3.6.2.10. Wyniki badań metalograficznych .....	106
3.6.2.11. Wyniki badań rozkładu pierwiastków stopowych .....	107
4. Podsumowanie - analiza wyników.....	113
5. Wnioski .....	124
Literatura .....	126
Źródła internetowe .....	133
Wykaz norm .....	134
Certyfikaty .....	135
Spis załączników .....	136

## Streszczenie

Rozprawa doktorska została napisana w celu rozwiązania problemu związanego z rozrostem ziaren ferrytu podczas spawania, a co z tym związane spadkiem własności mechanicznych spoin z ferrytycznych stali nierdzewnych. Tematyka pracy ma ścisły związek z potrzebami przemysłu w zakresie zastosowania nowych technologii spawania ferrytycznych stali nierdzewnych w celu poszerzenia zastosowania tychże stali na częściach maszyn oraz elementy konstrukcyjne, które oprócz odporności korozyjnej powinny odznaczać się wysokimi własnościami wytrzymałościowymi.

Do celów badawczych wybrano ferrytyczną stal nierdzewną gatunku X2CrTiNb18. Złącza do badań wykonano za pomocą metody spawalniczej 141(TIG) w pozycji PA.

Praca składa się z pięciu rozdziałów. Rozdział pierwszy stanowi wstęp. W rozdziale drugim scharakteryzowano na podstawie przeglądu literatury podstawowe informacje związane z kształtowaniem własności mechanicznych ferrytycznych stali nierdzewnych wynikający z rozrostu ziaren ferrytu w wyniku wprowadzania ciepła podczas ich spawania, scharakteryzowano możliwe sposoby rozwiązania ograniczenia rozrostu ziaren po przez zastosowanie dodatków spawalniczych takich jak tytan, lub poprzez zastosowanie dodatkowego procesu obróbki cieplnej mającego na celu relaksację powstałych naprężeń spawalniczych oraz uzyskania jednorodnej struktury drobnoziarnistej obszaru spoiny i SWC. W rozdziale trzecim dotyczącym części doświadczalnej scharakteryzowano tezy oraz cele rozprawy, przedstawiono plan badań, opisano charakterystykę badanego materiału, przedstawiono metodykę badań oraz uzyskane wyniki wraz z ich omówieniem.

Pracę kończy podsumowanie – rozdział czwarty, w którym dokonano analizy uzyskanych wyników przeprowadzonego eksperymentu, pozwalające na określenie wpływu dodatku tytanu podczas spawania oraz wpływu obróbki cieplnej złączy po spawaniu na ograniczenie zjawiska rozrostu ziaren ferrytu w obszarze spoiny oraz na własności mechaniczne złączy spawanych ferrytycznych stali nierdzewnych gatunku X2CrTiNb18. Pracę kończą wnioski – rozdział piąty.

Na podstawie uzyskanych danych z przeprowadzonych eksperymentów określono parametry technologii spawania ferrytycznych stali nierdzewnych gatunku X2CrTiNb18 wraz z parametrami obróbki cieplnej po spawaniu. Uzyskano dokument potwierdzający uznanie technologii spawania według normy PN-EN15613-1 dla optymalnych parametrów spawania oraz obróbki cieplnej wystawione przez jednostkę notyfikowaną TÜV Thüringen.

**Abstract**

The doctoral dissertation was meticulously crafted to address the critical issue of ferrite grain growth during welding, a problem that significantly impacts the mechanical properties of welds made of ferritic stainless steel. This research is of paramount importance, as it directly addresses the pressing needs of the industry in the field of applying new technologies for welding ferritic stainless steels. The goal is to broaden the use of these steels in machine parts and structural elements, where high strength properties, in addition to corrosion resistance, are a necessity.

For research purposes, ferritic stainless steel grade X2CrTiNb18 was selected. The test joints were made using the welding method 141 (TIG) in the PA position.

The work consists of five chapters. The first chapter is an introduction. The second chapter characterizes, based on a literature review, basic information related to the formation of mechanical properties of stainless ferritic steels resulting from the growth of ferrite grains as a result of heat input during their welding, characterizes possible ways of solving the limitation of grain growth by using welding additives such as titanium, or by using an additional heat treatment process aimed at relaxing the resulting welding stresses and obtaining a uniform fine-grained structure of the weld area and HAZ. The third chapter, concerning the experimental part, characterizes the theses and objectives of the dissertation, presents a research plan, describes the characteristics of the tested material, presents the research methodology and the obtained results, and their discussion.

The work culminates in a summary – chapter four, where the results of the conducted experiment are analyzed. These findings have significant practical implications, as they allow us to determine the effect of titanium addition during welding and the effect of heat treatment of joints after welding on the limitation of the phenomenon of ferrite grain growth in the weld area and on the mechanical properties of welded joints of ferritic stainless steels of the X2CrTiNb18 grade. The work concludes with chapter five, which presents the practical outcomes of the research. Based on the data obtained from the conducted experiments, the parameters of the welding technology of ferritic stainless steels of the X2CrTiNb18 grade were determined, along with the parameters of heat treatment after welding. A document confirming the recognition of welding technology according to the PN-EN15613-1 standard for optimal welding and heat treatment parameters, issued by the notified body TÜV Thüringen, was obtained, underscoring the real-world impact of this research.

## 1. WSTĘP

Wraz ze wzrostem wykorzystania ferrytycznych stali nierdzewnych w przemyśle samochodowym, zaczęto dostrzegać ich zalety oraz możliwości potencjalnego wykorzystania w innych gałęziach przemysłu, w których dotychczasowe zastosowanie stali nierdzewnych ograniczało się na stosowaniu stali austenitycznych nierdzewnych. Głównymi zaletami ferrytycznych stali nierdzewnych przemawiającymi za ich zastosowaniem a nierzadko zastąpieniem nimi stali austenitycznych nierdzewnych jest przede wszystkim niższa cena ze względu na brak dodatku stopowego w postaci niklu, ale także: wysoka odporność na korozję wżerową powstającą w środowiskach zawierających jony chlorkowe [1], niska podatność na naprężeniowe pękanie korozyjne, mniejsza rozszerzalność cieplna, a poprzez zastosowanie niobu jako dodatku stopowego uzyskanie większej wytrzymałości na pękanie, lepszej podatności w procesie cięcia i obróbki mechanicznej, mniejszej podatnością na odkształcenia wsteczne przy gięciu blach, wyższa granica plastyczności niż dla popularnych stali austenitycznych typu: 18% Cr - 10% Ni, czy też stali węglowych, zwiększona odporność na działanie korozji naprężeniowej w porównaniu nie tylko ze stalami o strukturze austenitycznej ale również do stali dwufazowych typu duplex [1, 24, 33].

Jednakże aby zastąpienie stali nierdzewnych o strukturze austenitycznej stalami nierdzewnymi o strukturze ferrytycznej nastąpiło z jak najbardziej optymalnym rezultatem należy skupić się przede wszystkim na wadach towarzyszących eksploatacji ferrytycznych stali nierdzewnych, do których zaliczyć należy: niską udatność wynikającą z dużej wrażliwości na działanie karbu, spadku wytrzymałości wraz ze wzrostem temperatury pracy oraz dużej podatności do powstawania zjawiska rozrostu ziarna w wyniku wprowadzania ciepła jakie powstaje podczas procesu spawania. Wraz ze wzrostem wielkości ziaren ferrytu spoiny ferrytycznych stali nierdzewnych maleją najważniejsze parametry dla własności wytrzymałościowych takich jak: udatność oraz wytrzymałość na rozciąganie [1-3, 5, 85]. Wyżej wymienione problemy powstające podczas procesu spawania tychże stali w znaczący sposób ograniczają ich zastosowanie, jako ekonomicznego materiału jakim jest w porównaniu do stali nierdzewnych o strukturze austenitycznej [40].

Podczas wytwarzania konstrukcji stalowych metodami spawalniczymi, nierzadko konstruktorzy, aby uzyskać założone własności wytrzymałościowe zaprojektowanych połączeń spawalniczych powinni uwzględnić procesy obróbki cieplnej wykonanych spoin. Obróbka cieplna, do której zalicza się takie procesy jak: podgrzewanie wstępne, utrzymywanie temperatury międzyściegowej oraz wygrzewanie po spawaniu, powoduje powstawanie dodatkowych kosztów wytwarzania zaprojektowanych elementów spawanych.

W celu zminimalizowania kosztów produkcji czy też wydłużenia czasu eksploatacji wytwarzanych konstrukcji stalowych metodami spawalniczymi, powstaje konieczność szukania dodatkowych metod zwiększających czas i możliwości eksploatacyjne połączeń spawalniczych. W przypadku stali nierdzewnych o strukturze ferrytycznej jedną z metod polepszenia własności wytrzymałościowych spoin jest zwiększenie ich udurości [1-3], aby to osiągnąć połączenia takie poddaje się wyżarzaniu normalizacyjnemu polegającemu na wygrzaniu połączenia spawanego w temperaturze wyższej o około 30-50°C od temperatury Ac3 [2].

W dotychczasowych pracach związanych z poprawą własności wytrzymałościowych spoin ferrytycznych stali nierdzewnych skupiano się na metodach spawania takich jak Friction Stir Weldin zgrzewanie tarciove w stanie stałym czy też metodzie spawania plazmowego zarówno pierwsza, jak i druga metoda w głównym założeniu ma na celu polepszenia własności wytrzymałościowych ferrytycznych stali nierdzewnych poprzez minimalne możliwe wprowadzenie ciepła podczas procesu spawania [56-59].

W celu polepszenia własności wytrzymałościowych spoin wykonanych z ferrytycznych stali nierdzewnych konieczna jest optymalizacja parametrów spawania oraz parametrów obróbki cieplnej wykonywanej po spawaniu w celu relaksacji naprężeń własnych oraz poprawy własności wytrzymałościowych takich jak ciągliwość czy odporności korozyjnej [1-2], przy jednoczesnym uwzględnieniu możliwości ingerencji w skład chemiczny materiału dodatkowego mającej na celu metalurgiczne ograniczenia zjawiska rozrostu ziaren ferrytu powstającego w wyniku wprowadzenie dużej ilości ciepła podczas spawania.

Powyższe stanowi zasadniczą przesłankę do podjęcia problematyki niniejszej pracy doktorskiej mającej na celu określenie optymalnych parametrów obróbki cieplnej spoin wraz z oceną wpływu dodatku tytanu na rozrost ziarn ferrytu w ferrytycznych stalach nierdzewnych.

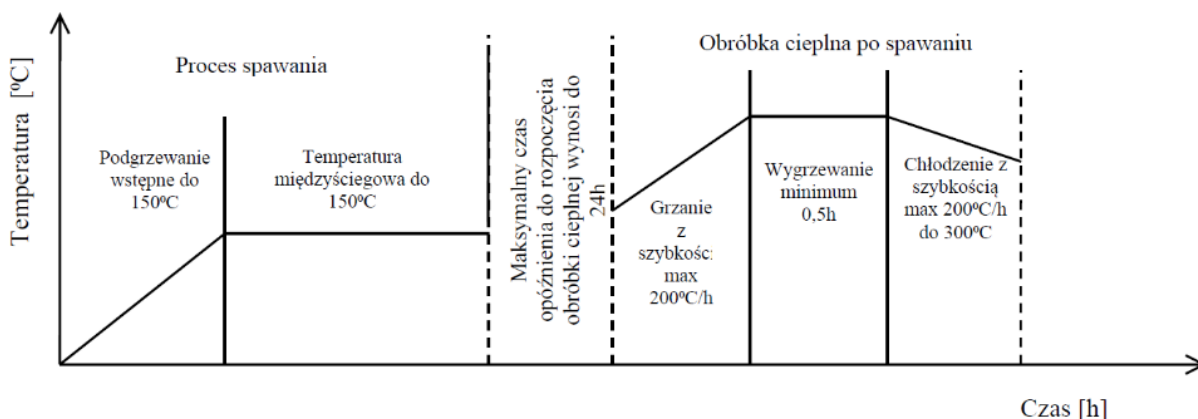


## 2. PRZEGLĄD PIŚMIENNICTWA

### 2.1. Charakterystyka operacji obróbki cieplnej ferrytycznych stali nierdzewnych

W celu uzyskania złącza spawanego spełniającego stawiane mu wymagania w zakresie własności mechanicznych, proces spawania w wielu przypadkach musi zostać uzupełniony o procesy obróbki cieplnej stosowane przed spawaniem, po spawaniu i/lub w trakcie procesu spawania (rysunek 1). Głównym celem stosowania procesów obróbki cieplnej jest wyeliminowanie niekorzystnych zjawisk powstających w wyniku procesu cieplnego jakim jest spawanie a do których zaliczyć można powstanie naprężeń i odkształceń spawalniczych oraz powstanie zmian strukturalnych wpływających na spadek własności wytrzymałościowych w obszarze strefy wpływu ciepła oraz materiału spoiny [1-3, 84].

Projektowanie procesu łączenia ferrytycznych stali nierdzewnych I i II generacji w których występuje częściowo martenzyt wymaga zastosowania procesu podgrzewania wstępnego, którego zakres temperatur mieści się od 200°C do 300°C, w niektórych przypadkach może sięgać nawet do 400°C [1-3,19,21]. W stalach tych ważnym czynnikiem wpływającym na otrzymanie oczekiwanych własności wytrzymałościowych jest zachowanie odpowiedniej temperatury międzyściegowej podczas spawania, aby uniknąć tworzenia się strefy zahartowanej wiążącej się ze zwiększeniem kruchości tych stali [1-3,19,21].



*Rysunek 1. Operacje obróbki cieplnej stosowane w procesach spawania [19].*

Poniżej dokonano charakterystyki operacji obróbki cieplnej stosowanych w procesach spawania.

### a. Podgrzewanie wstępne

Operację podgrzewania wstępnego stosuje się w stalach o zwiększonej zawartości węgla lub stali stopowych, w których występuje niebezpieczeństwo wystąpienia zjawiska wysokiego utwardzenia poprzez zahartowanie strefy wpływu ciepła i obszaru spoiny w wyniku pojawienia się naprężeń spawalniczych powstających podczas krzepnięcia ciekłego jeziora spawalniczego. Głównym celem podgrzewania wstępnego materiału przed spawaniem jest wyeliminowanie procesu hartowania obszarów złącza spawanego narażonego na powstanie takiej strefy poprzez zmniejszenie szybkości chłodzenia. Dodatkową zaletą stosowania operacji podgrzewania przed spawaniem jest ograniczenie naprężeń wewnętrznych powstających podczas procesu spawania a wynikających z rozszerzalności i skurczu pojawiającego się podczas krzepnięcia jeziora spawalniczego [1].

Ferrytyczne stale nierdzewne pomimo występowanie gruboziarnistej struktury w niewielkim stopniu narażone są na powstawanie tzw. pęknięć gorących, W większym stopniu narażone są na powstawanie tzw. pęknięć zimnych. Zarówno w przypadku pęknięć gorących, jak i zimnych jedną z metod ograniczenia ich powstawania jest wprowadzenie operacji podgrzewania wstępnego [20]. W przypadku ferrytycznych stali nierdzewnych w których zachodzi częściowa przemiana martenzytyczna dotyczy to stali pierwszej i drugiej generacji, technologia spawania może wymagać zastosowania podgrzewania wstępnego przed spawaniem. W zależności od zastosowanego gatunku ferrytycznej stali nierdzewnej zakres temperatury procesu podgrzewania wstępnego mieścić się powinien w zakresie temperatur 200 – 400°C przy zastosowaniu powolnego chłodzenia po procesie spawania [3, 21]. Projektowanie technologii spawania ferrytycznych stali nierdzewnych przy uwzględnieniu temperatury podgrzewania wstępnego powyżej temperatury 400°C przy jednoczesnym braku utrzymania odpowiedniej temperatury międzyścigowej podczas spawania i brakiem odpowiednio wolnego chłodzenia może spowodować powstania tzw. zjawiska „kruchości 475°C” [1-3, 5, 24]. Zjawisko to powstaje w wyniku spinodalnego rozpadu ferrytu na wysoko-chromowy i nisko-chromowy, skutkuje spadkiem udatności w wyniku wydzielenia się fazy  $\alpha$  [1, 3], przy równoczesnym wzroście parametrów wytrzymałości i twardości [87-89]. Pojawienie się zjawiska „kruchości 475°C” może również powodować zmniejszenie odporności na korozję w wyniku spinodalnego rozkładu ferrytu w fazie  $\alpha'$  bogatej w Cr [86].

Operacje podgrzewania wstępnego wprowadzono do technologii spawania głównie w celu uniknięcia powstawania pęknięć zimnych, które w przypadku ferrytycznych stali nierdzewnych mogą powstać wówczas gdy zawartość struktury martenzytycznej w strefie

przejściowej nie przekracza 10% oraz w wyniku oddziaływania wodoru [1-3, 5]. Podgrzewanie takie ma również na celu usunięcia wszelkiej wilgoci z obszarów przeznaczonych do spawania [19]

### **b. Temperatura międzyścięgowa**

W przypadku ferrytycznych stali nierdzewnych zawierających w składzie węgiel powyżej 0,02% (masowo), co odpowiada stalom nierdzewnym pierwszej oraz drugiej generacji [1] utrzymanie odpowiedniej temperatury międzyścięgowej, nazywanym „grzaniem w czasie procesu spawania” [19] jest wymagane, tak jak zastosowanie podgrzewania wstępnego. Zakres temperatury międzyścięgowej powinien pokrywać się z temperaturą procesu podgrzewania wstępnego i wynosić od 200°C do 400°C. Głównym celem stosowania grzania w czasie realizacji procesu spawania jest uniknięcia powstania strefy podhartowanej wiążącej się ze zwiększeniem kruchości tych stali [1-3,5]. Dodatkowym celem grzania podczas procesu spawania jest obniżenie naprężeń wewnętrznych powstających w wyniku oddziaływania ciepła powstającego podczas spawania [19].

Ferrytyczne stale nierdzewne charakteryzujące się obniżoną zawartością węgla w składzie chemicznym do których zaliczamy ferrytyczne stale nierdzewne trzeciej generacji wykazują brak przemian fazowych podczas nagrzewania i chłodzenia, w związku z tym, nie wymagają stosowania dodatkowych operacji obróbki cieplnej, takich jak: podgrzewanie wstępne przed spawaniem oraz konieczności utrzymywania temperatury międzyścięgowej podczas spawania [1-3, 5].

W przypadku ferrytycznych stali nierdzewnych trzeciej generacji stosowanie podgrzewania wstępnego oraz utrzymywanie odpowiedniej temperatury międzyścięgowej może być wręcz szkodliwe ze względu na podatność do niekontrolowanego rozrostu ziaren ferrytu w wyniku wprowadzenia ciepła podczas wszelkich procesów cieplnych [1,3].

### **c. Chłodzenie podczas spawania**

Jedną z metod ograniczenia rozrostu ziaren ferrytu jest zastosowanie niskoenergetycznych metod spawania [37, 38], do których zaliczyć można spawanie z chłodzeniem kriogenicznym. Przeprowadzone przez M.O.H. Amuda i S. Mridha badania [12,18] wykazały, że ograniczenie temperatury międzyścięgowej poprzez zastosowanie dodatkowego procesu chłodzenia spoin, w tym przypadku chłodzenie azotem - nazwane chłodzeniem kriogenicznym, jest w stanie w istotny sposób zahamować zjawisko rozrostu ziaren ferrytu, będącego jednym z głównych problemów związanego ze spadkiem własności mechanicznych połączeń spawanych ferrytycznych stali nierdzewnych.

Eksperyment przeprowadzony przez M.O.H. Amuda i S. Mridha [12] wykazał również, że aby chłodzenie kriogeniczne odniosło żądany efekt czyli ograniczenie rozrostu ziaren ferrytu podczas procesów cieplnych jest odpowiedni przepływ ciekłego azotu mierzonego w l/min. Badanie zostało przeprowadzone przy zastosowaniu przepływów ciekłego azotu w ilości 0,013 l/min, 0,052 l/min oraz 0,074 l/min, następnie porównano uzyskane wielkości ziaren. Uzyskane wyniki wskazały jednoznacznie, że najmniejsze ziarno ferrytu uzyskano przy zastosowaniu przepływu ciekłego azotu wynoszącego 0,013 l/min [12].

Podobne rezultaty wpływu ograniczenia ilości wprowadzonego ciepła podczas spawania uzyskano podczas eksperymentu przeprowadzonego przez Ceyhun Köse oraz Ceyhun Topal na stali AISI 410S (oznaczenie według AISI) z którego wykonano próbki spawalnicze uzyskane za pomocą automatycznego spawania plazmowego [6]. Uzyskane próbki w dwóch zestawach, każdy po 3 próbki, zostały wykonane przy trzech różnych parametrach spawania przekładających się jednocześnie na trzy odmienne wartości wprowadzanego ciepła podczas spawania i wynoszące 0,57 kJ/mm dla próbki B1, 0,64 kJ/mm dla próbki B2 oraz 0,70 kJ/mm dla próbki B3, następnie drugi zestaw próbek zostały dodatkowo poddana obróbce cieplnej po spawaniu w temperaturze 770°C. w czasie 60 minut. W rezultacie otrzymano wyniki wskazujące, że wraz ze wzrostem parametrów spawania i jednocześnie ilości wprowadzonego ciepła oraz zastosowaniem dodatkowego procesu cieplnego w postaci obróbki cieplnej po spawaniu nastąpił wzrost wielkość ziaren ferrytu, wytrzymałość na rozciąganie oraz obniżenia wartości parametru granicy plastyczności a także twardość [6].

Wyżej wymienione przykłady wskazują na znaczenie wpływu ciepła powstającego podczas spawania oraz ewentualnej obróbki cieplnej stosowanej po spawaniu na wzrost wielkości ziaren ferrytu i jednoczesnym generowaniu spadku własności wytrzymałościowych tychże stali.

#### **d. Obróbka cieplna po procesie spawania**

Wraz z rozwojem stali konstrukcyjnych oraz stopniem skomplikowania projektowanych konstrukcji, zaczęto rozwijać metody zwiększenia własności wytrzymałościowych połączeń spawanych do których zaliczyć można między innymi obróbkę cieplną po spawaniu. W przypadku połączeń spawanych wykonanych ze stali niskowęglowych oraz niskostopowych, obróbkę cieplną stosuje się przede wszystkim w celu obniżenia naprężeń, uzyskaniu odpowiedniej struktury oraz odpowiednich właściwości obszaru złącza - spoiny oraz strefy wpływu ciepła. W tym celu stosuje się następujące rodzaje operacji obróbki cieplnej po spawaniu [2]:

- wyżarzanie odprężające całej konstrukcji,
- miejscowe wyżarzanie odprężające,
- wyżarzanie normalizujące.

Wyżarzanie odprężające jest najczęściej stosowaną operacją obróbki cieplnej stosowaną po spawaniu w celu usunięcia naprężeń wewnętrznych w spoinie, ma ona również wpływ na obniżenie granicy plastyczności lub pełzania w podwyższonych temperaturach uzyskanej spoiny [2].

Operacja wyżarzania odprężającego jest funkcją czasu oraz temperatury która określana jest często metodą empiryczną [2]. Głównym parametrem procesu odprężania mającym zasadniczy wpływ na własności mechaniczne stali jest temperatura a nie czas, jednocześnie zmiany własności wytrzymałościowych wyżarzanych elementów konstrukcyjnych nie zachodzą tylko i wyłącznie podczas osiągnięcia najwyższej temperatury operacji wygrzewania, lecz również mogą już powstawać podczas samego procesu grzania oraz w końcowym etapie procesu obróbki cieplnej czyli chłodzenia [2]. Dlatego niezwykle ważne jest precyzyjne określenie temperatury realizacji tej operacji.

Wyżarzanie normalizujące prowadzone jest w zakresie temperatur wyższych od  $A_{c3}$  o około 30- 50°C. Do głównych zalet wyżarzania normalizującego zalicza się poprawę własności mechanicznych spawanego materiału zwłaszcza ciągliwości poprzez rozdrobnienie wielkości ziarna. Prawidłowo przeprowadzone wyżarzanie normalizujące przy wolnym chłodzeniu na powietrzu jest w stanie praktycznie całkowicie usunąć naprężenia własne konstrukcji spawanych [2].

Najczęściej poddawany obróbce cieplnej po spawaniu ferrytycznymi stalami nierdzewnymi są stale pierwszej oraz drugiej generacji. Obróbka cieplna spoin wykonanych z ferrytycznych stali nierdzewnych uwarunkowana jest w zależności od procentowej zawartości chromu oraz węgla w ogólnym składzie chemicznym [1]. W zależności od zastosowanego gatunku ferrytycznych stali nierdzewnej proces obróbki cieplnej może mieścić się w zakresie temperatur od 680°C do 1050°C, z zalecaną szybkością nagrzewania wynoszącą 2min/1mm oraz chłodzeniu w powietrzu lub wodzie [5]. Głównym celem obróbki cieplnej ferrytycznych stali nierdzewnych jest ograniczenie zjawiska spadku własności plastycznych, poprzez relaksację naprężeń powstałych podczas spawania oraz w wyniku odpuszczenia martenzytu znajdującego się w strukturze spoiny [3]. Jednocześnie pomimo uzyskania relaksacji naprężeń spawalniczych obszar spoiny i SWC wykazują wyraźny spadek twardości, a także (niekorzystny) spadek wartości granicy

sprężystości i wytrzymałości na rozciąganie [6, 16]. Pozytywne wyniki zastosowania obróbki cieplnej po spawaniu uzyskano podczas badania wpływu tego procesu na spoiny wykonane z ferrytycznej stali nierdzewnej gatunku AISI 409 metodą spawania wiązką elektronów bez użycia materiału dodatkowego. Badania przeprowadzone przez Akash Doomra i Sandeep Singh Sandhu [54] wykazały, że w przypadku stali gatunku AISI 409 zastosowanie obróbki cieplnej, w temperaturze 550 °C i czasie wygrzewania 75 minut, można osiągnąć poprawę udarności złącza spawanego o 40% oraz wytrzymałość na rozciąganie o 10%, jednocześnie w wyniku zastosowania obróbki cieplnej uzyskano rozdrobnienie ziaren [54]. Należy tu zaznaczyć, że dobre wyniki utrzymano pomimo temperatury obróbki cieplnej pokrywającej się z temperaturą, w której może zachodzić zjawisko „kruchości 475°C” [2,3].

Podczas projektowania procesu wyżarzania połączeń wykonanych z ferrytycznych stali nierdzewnych należy zwrócić szczególną uwagę, że po przekroczeniu temperatury 900°C dochodzi do spadku odporności wyżarzanego obszaru na korozję międzykrystaliczną. Powyższe spowodowane jest dyfuzją chromu z obszarów bezpośrednio przylegających do granic ziarn [7].

Na podstawie przeprowadzonych badań wykonanych na superferrytycznych stalach nierdzewnych o zawartości około 29 % i 26 % chromu niepoddanych procesowi spawania a jedynie obróbce cieplnej końcowej polegającej na zastosowaniu wyżarzania normalizującego w temperaturach odpowiednio 1080°C i 1040°C, wykazano, że aby uniknąć spadku odporności na korozję wżerową na działanie kwasu siarkowego ( $H_2SO_4$ ) należy zwiększyć udział procentowy chromu w ogólnym składzie chemicznym ferrytycznych stali nierdzewnych [11, 69]. Jednakże należy zaznaczyć, iż wraz ze zwiększeniem ilości chromu w ferrytycznych stalach nierdzewnych ogranicza się ich spawalność [1-3].

Ze względu na jedną z podstawowych wad spoin ferrytycznych stali nierdzewnych jaką jest rozrost wielkości ziaren ferrytu w wyniku wprowadzenia znacznej ilości ciepła podczas procesu spawania oraz w wyniku długotrwałego wygrzewania powodującego wzrost czułości na działanie karbu poprzez wzrost twardości, obniżenia wartości parametrów wytrzymałości na rozciąganie oraz granicy sprężystości [1÷3,6,16], powstaje konieczność określenia parametrów spawania oraz obróbki cieplnej po spawaniu w celu ograniczenia obniżenia czułości na działanie karbu, przy jednoczesnym zachowaniu oczekiwanej wysokiej twardości i granicy plastyczności obszaru spoiny w porównaniu do obszaru materiału podstawowego, bez konieczności ingerencji w skład chemiczny materiału dodatkowego użytego do spawania stali w celu otrzymania ferrytycznej struktury obszaru spoiny.

Zaprojektowanie procesu technologii obróbki cieplnej złączy spawanych wykonanych z ferrytycznych stali nierdzewnych powinno być opracowane w taki sposób aby nie dopuścić

do jednej z najważniejszych wad dotyczących obrabianego materiału wynikającego z przegrzania stali a powstającego w następujących przypadkach [19]:

- zastosowania zbyt wysokiej temperatury grzania,
- zastosowania zbyt długiego okresu grzania w temperaturze powyżej punktu Ac3,
- zastosowania zbyt powolnej szybkości chłodzenia.

Wyżej wymienione czynniki prowadzą do rozrostu ziarna ferrytu. W przypadku ferrytycznych stali nierdzewnych jest to proces nieodwracalny wiążący się z spadkiem własności mechanicznych [19].

Planowanie, projektowanie a następnie przeprowadzenie procesów obróbki cieplnej spoin ferrytycznych stali nierdzewnych wiąże się w dużej mierze z koniecznością przeciwdziałania i zapobiegania występowania takim niekorzystnym zjawiskom jak [17]:

- nieodwracalny rozrost ziaren ferrytu powstający w wyniku braku przemian fazowych, poprzez wydzielenia austenitu na granicach ziaren, można zablokować nagły wzrost objętości ziaren [1,2],
- możliwość wystąpienia zjawiska tzw. „kruchości 475°C” pojawiającego się podczas nagrzania do temperatury 425°C a według niektórych źródeł już od temperatury 400°C [5] do 550°C a następnie w wyniku szybkiego chłodzenia [2,3,24],
- w przypadku stali zawierających od 20 do 70 % chromu wydzielenie się fazy  $\sigma$  powstającej przy długotrwałym wyżarzaniu w temperaturach od 500°C do 800°C, pojawienie się fazy  $\sigma$  znacznie zwiększa twardość przy jednoczesnym zwiększeniu kruchości stali i ich spoin [1],
- łatwa dyfuzja pierwiastków stopowych zachodząca w temperaturze od 600°C, co powoduje rozrost ziaren ferrytu [1],
- duże prawdopodobieństwo wystąpienia zjawiska uczulenia lub uwrażliwienia stopu polegającego na spadku odporności na korozję międzykrystaliczną w wyniku przeprowadzonego procesu spawania lub/i obróbki cieplnej po spawaniu w temperaturze ok. 900°C [7], połączonego z powolnym chłodzeniem w zakresie temperatur, od 600°C do 400°C. Podczas uwrażliwienia dochodzi do wytworzenia się a następnie dyfuzji węglików chromu i azotków z osnowy na granicę ziaren [1÷3, 5, 7].

Powyższe wskazuje, że problematyka obróbki cieplnej dla stali nierdzewnych ferrytycznych stanowi ważne zagadnienie, a pojęcie badań w tym zakresie jest istotne ze względu na minimalizację niekorzystnych zjawisk pojawiających się w zakresie ich łączenia w procesach spawania w szczególności dotyczącej rozrostu ziarna.

Stale nierdzewne o strukturze ferrytycznej są stalami poddawanyymi wyżarzaniu normalizacyjnemu. Ferrytyczna stal nierdzewna gatunku X2CrTiNb18 zgodnie z zaleceniami producenta powinna zostać poddana obróbce cieplnej w temperaturze minimum 870°C [1c], jednakże temperatura ta nie uwzględnia np. dodatkowego czynnika jakim jest wprowadzenie tytanu jako dodatku stopowego do materiału spoiny podczas spawania. Wzrost procentowego udziału tytanu powyżej 0,65% w składzie chemicznym ferrytycznych stali nierdzewnych zmniejsza spawalność tych stali [1] oraz ilość występowania austenitu w stanie równowagi [3]. W związku z powyższym wprowadzenie podczas spawania dodatku w postaci tytanu do materiału spoiny stali X2CrTiNb18 wymaga opracowania nowego zakresu temperatury wygrzewania normalizacyjnego wymaganego w celu otrzymania drobnego ziarna w obszarze spoiny.

## 2.2. Charakterystyka ferrytycznych stali nierdzewnych

Ferrytyczne stale nierdzewne są to stale które zgodnie z raportem technicznym TR ISO/TR 15608: 2017(E) *Welding Guidelines for a metallic materials grouping system* [2b] należą do grup 7.1. Ich głównym składnikiem chemicznym poza żelazem (Fe) jest chrom (Cr), będący podstawowym pierwiastkiem wpływającym na odporność korozyjną stali [1-5, 8, 22-24]. Zawartość chromu w przypadku najbardziej popularnych gatunków ferrytycznych stali nierdzewnych oraz według różnych źródeł może mieścić się pomiędzy 10,5 a 18% [1÷5, 8, 21-24], i dochodzić nawet do 30 % [1, 21]. Poza chromem dodatkowo wprowadza się takie pierwiastki stopowe jak: tytan, niob, molibden, wanad oraz nikiel w celu polepszenia takich własności jak: zwiększenie własności wytrzymałościowych, odporności korozyjnych [1÷5, 7, 78].

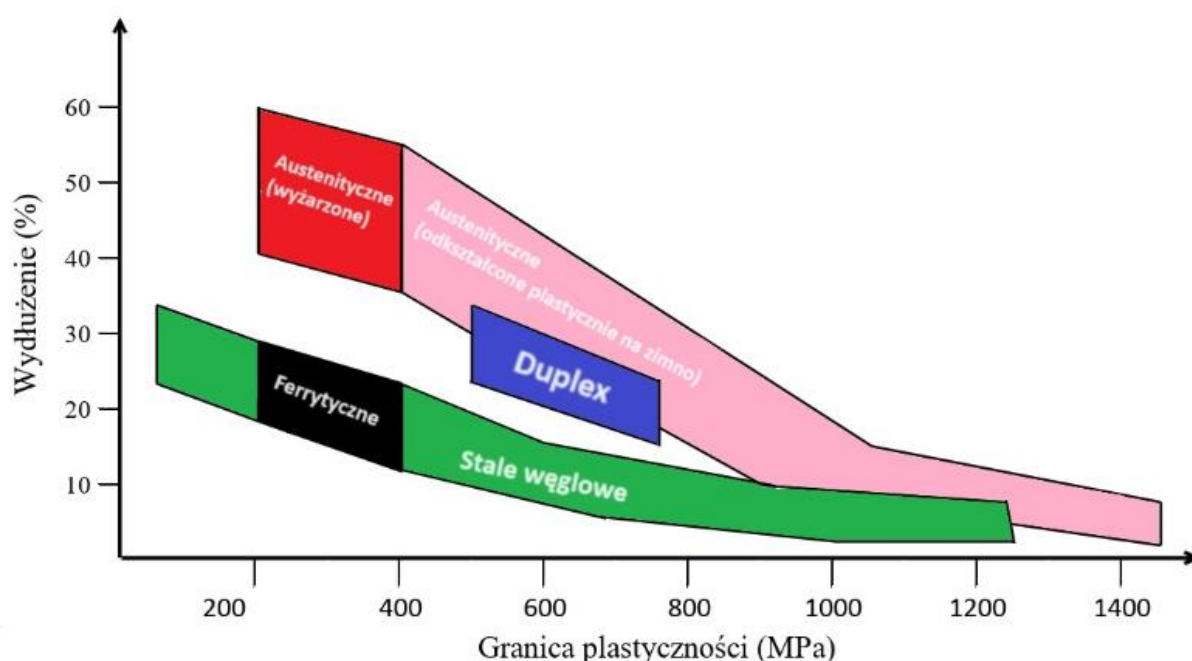
W porównaniu do austenitycznych stali nierdzewnych ferrytyczne stale nierdzewne charakteryzują się wyższą granicą plastyczności oraz dodatkowo takimi własnościami jak [33, 43]:

- mniejszą rozszerzalnością cieplną względem austenitycznych stali ,
- lepszą przewodnością cieplną w porównaniu z austenityczną stalą ,
- lepszą skrawalnością od austenitycznych stali ,
- mniejszą podatność na odkształcenie wsteczne,
- wyższą granicą plastyczności niż popularne austenitycznej stale 304,



- posiadają własnościami magnetyczne,
- większą odpornością korozyjną w podwyższonych temperaturach przy zastosowaniu niobu lepszą odpornością na pęczanie,
- większą odpornością korozyjną na działanie korozji naprężeniowej,
- minimalizacja odpadów, odporność na powstawanie pęknięć gorących, lameralnych oraz wyżarzeniowych,
- wysoka odporność na korozję wżerową powstającą w środowiskach zawierających jony chlorkowe,
- brakiem powstawania struktury podhartowanej ze względu na występowanie struktury ferrytycznej,
- dobra plastyczność oraz mniejszym umocnieniem w wyniku obróbki plastycznej w porównaniu ze stalami nierdzewnymi o strukturze austenitycznej.

Ferrytyczne stale nierdzewne to stale projektowane głównie z przeznaczeniem do pracy w środowiskach korozyjnych. Pomimo szeregu zalet [33. 34], stale te w porównaniu do pozostałych stali nierdzewnych czyli stali o strukturze martenzytycznej, austenitycznej – ferrytycznej (duplex) oraz utwardzanych wydzieleniowo plasują się jako stale o średnich lub niskich właściwościach - tab.1. Porównując własności wytrzymałościowe takie jak wydłużenie A [%] i granica plastyczności Rm [MPa] dla ferrytycznych stali nierdzewnych wykazują one średnie wyniki uzyskiwanych wartości dla tych parametrów w porównaniu do pozostałych stali nierdzewnych o różnych strukturach czy stali węglowych (rysunek 2).



**Rysunek 2.** Porównanie wydłużenia oraz granicy plastyczności dla poszczególnych grup stali nierdzewnych oraz stali węglowych [4a].

Ferrytyczne stale nierdzewne ze względu na niską zawartość węgla (maksymalnie około 0,12% C) charakteryzują się stosunkowo niską wytrzymałością  $R_{p0,2} = 189-450$  [MPa] w stanie wyżarzonym [1], utwardzeniem wydzieleniowym oraz wykazuje własnościami magnetycznymi [8] tabela 1.

**Tabela 1.** Porównanie wybranych własności poszczególnych grup stali nierdzewnych [4a].

Typ stali	Magnetyczność	Odporność korozyjna	Ciągliwość	Utwardzenie
Austenityczna	NIE	WYSOKA	BARDZO WYSOKA	OBRÓBKA PLASTYCZNA NA ZIMNO
Duplex	TAK	BARDZO WYSOKA	ŚREDNIA	-
Ferrytyczna	TAK	ŚREDNIA	ŚREDNIA	-
Martenzytyczna	TAK	ŚREDNIA	NISKA	HARTOWANIE + ODPUSCZANIE
Utwardzana wydzieleniowo	TAK	ŚREDNIA	ŚREDNIA	PRZESYCANIE + STARZENIE

Typ stali	Umocnienie przez zgniot	Żaroodporność	Udarność	Spawalność
Austenityczna	BARDZO WYSOKIE	BARDZO WYSOKA	BARDZO WYSOKA	BARDZO WYSOKA
Duplex	ŚREDNIE	NISKA	ŚREDNIA	WYSOKA
Ferrytyczna	ŚREDNIE	WYSOKA	NISKA	NISKA
Martenzytyczna	ŚREDNIE	ŚREDNIA	NISKA	NISKA
Utwardzana wydzieleniowo	ŚREDNIE	NISKA	NISKA	WYSOKA

Rozwój ferrytycznych stali nierdzewnych upatruje się ze wzrostem zawartości poszczególnych dodatków stopowych oraz z koniecznością wprowadzania nowych pierwiastków, co warunkowane jest zapotrzebowaniem na nowe rozwiązania konstrukcyjne i wykorzystania tychże stali.

Wpływ poszczególnych pierwiastków na własności ferrytycznych stali nierdzewnych przedstawiono poniżej.

Chrom - Głównym zadaniem chromu, który przy zetknięciu z tlenem na powierzchni stali tworzy niewidoczną i przede wszystkim szczelną warstwę tlenku bogatego w chrom i nazywanego warstwą pasywną jest zabezpieczenie przed korozją powierzchni stali. Utworzona warstwa pasywna tworzy zabezpieczenie podłoża stali od otoczenia przed jej dalszym utlenianiem się [7]. Powstała warstwa pasywna dodatkowo charakteryzuje się [7, 25]:

- zdolnością do odtwarzania w wielu środowiskach,

- maksymalnym czasem odbudowy warstwy do 24h w warunkach atmosferycznych,
- zwiększeniem odporności korozyjnej wraz ze zwiększeniem zawartości chromu,
- grubością warstwy pasywnej wahającą się pomiędzy kilka a kilkanaście mikrometrów,
- dobrym przewodnictwem elektronowym na stalach nierdzewnych,
- brakiem porowatości,
- brakiem możliwości odbudowy w przypadku braku występowania tlenu.

Wraz ze zwiększeniem procentowego udziału chromu w składzie chemicznym stali nierdzewnych wzrasta ich odporność na korozję międzykrystaliczną i wżerową [7,11, 26, 27] oraz zwiększają się własności wytrzymałościowe, takie jak: twardość i wytrzymałość przy jednoczesnym spadku wydłużenia [26], jednocześnie pierwiastek ten występując w dużych ilościach w stalach przy jednoczesnym niedostatecznym występowaniu takich dodatków stopowych jak nikiel i molibden powoduje spadek własności mechanicznych spoin ferrytycznych stali nierdzewnych w wyniku skłonności do tworzenia ferrytu chromowego. Powstanie ferrytu chromowego wpływa na zwiększenie wrażliwości na działanie karbu warunkując jednocześnie niską twardość [3, 26] oraz obniżenie spawalność ferrytycznych stali nierdzewnych [7]. Jak wynika z badań przeprowadzonych Li Ma i Jian Han wykazano, że nawet przy bardzo dużych zawartościach chromu w przypadku stali nierdzewnych super-ferrytycznych (zawartość Cr 26% ) można znacznie polepszyć własności wytrzymałościowe stali przy jednoczesnym zachowaniu struktury ferrytycznej dodając około 4% niklu [26].

Procentowy udział chromu w składzie chemicznym wpływa na zakres temperaturowy obróbki cieplnej, polepszenie własności plastycznych takich jak ciągliwość, może nastąpić przy obróbce cieplnej w temperaturze nieprzekraczającej 850°C, jak podaje literatura [2, 5], natomiast po przekroczeniu temperatury 950°C (lub nawet 900°C) rozpoczyna się zjawisko dyfuzji chromu z obszarów bezpośrednio przylegających do granic ziaren, co skutkuje spadkiem odporności na korozję międzykrystaliczną [1, 3, 5, 7].

Korozja międzykrystaliczna zwana inaczej uczuleniem lub uwrażliwieniem polega na lokalnym obniżeniu ilości chromu na granicach ziaren poniżej wymaganego minimum 11%, będącego nieprzekraczalną granicą niezbędną do pasywacji tych obszarów [1]. Uczulenie powstaje podczas procesu spawania ferrytycznych stali nierdzewnych głównie w strefie wpływu ciepła. Zjawisko uwrażliwienia można ograniczyć poprzez zwiększenie szybkości chłodzenia podczas spawania jednak tylko w przypadku gdy suma pierwiastków międzywęzłowych takich jak węgiel i azot mieści się w granicach od 0,02 do 0,05% [1].

Innym sposobem na zahamowanie lub ograniczenie zjawiska dyfuzji chromu na granicach ziaren ferrytu jest zwiększenie ilości wprowadzonego ciepła jednak tylko i wyłącznie gdy do ferrytycznej stali nierdzewnej prowadzono odpowiednią ilość pierwiastków austenitotwórczych. Potwierdzają to badania [28] przeprowadzone na stalach ferrytycznych nierdzewnych o zawartości 11 i 12 % chromu, oraz łącznych sumach węgla i azotu na poziomach 0,06 i 0,03%, lecz z niewielkimi dodatkami niklu odpowiednio 0,33 i 0,5 % oraz manganu (0,56 i 0,49 %). Opublikowane wyniki badań wskazują, że wraz ze zwiększeniem ilości wprowadzonego ciepła przy jednoczesnym zmniejszeniu szybkości chłodzenia zjawisko uczulenia strefy wpływu ciepła zmniejszało się [28]. Użycie dodatków austenitotwórczych takich jak mangan oraz nikiel nawet w niewielkich ilościach powodowało tworzenie austenitu, który podczas chłodzenia przekształca się w martenzyt. Badania te [28] wykazały, że struktura składająca się z ziaren ferrytu, na granicach których występował martenzyt nie charakteryzowała się ubytkiem chromu.

Korozję wżerową podobnie jak korozję międzykrystaliczną w przypadku ferrytycznych stali nierdzewnych można również ograniczyć poprzez procentowe zwiększenie udziału chromu w ogólnym składzie chemicznym tych stali, co potwierdzają badania wykonane na superferrytycznych stalach nierdzewnych o zawartości około 29% i 26 Cr niepoddanych procesowi spawania a jedynie obróbce cieplnej końcowej odprężeniowej w temperaturach odpowiednio 1080°C i 1040°C, które wystawiono na działanie kwasu siarkowego (H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>) [11, 69].

Tytan jest przede wszystkim pierwiastkiem ferrytotwórczym, stabilizującym ferryt oraz wiążącym węgiel i azot w węgliki tytanu i azotki tytanu w wysokich temperaturach. Tytan został wprowadzony do składu chemicznego ferrytycznych stali nierdzewnych drugiej generacji [1]. Pojawienie się węglików tytanu w ferrytycznych stalach nierdzewnych powoduje ograniczenie zjawiska rozrostu ziaren ferrytu [1, 3, 93], natomiast rozpuszczony w stali zmniejsza ilość austenitu w stanie równowagi skutkując mniejszą ilością martenzytu po ochłodzeniu [3].

Ferrytyczne stale nierdzewne charakteryzują się brakiem lub ograniczoną skłonnością do powstawania pęknięć gorących [29] ze względu na dużą możliwość rozpuszczania siarki i fosforu [1]. Jednakże ferrytyczne stale nierdzewne posiadające dużą zawartość chromu mieszczącego się w granicach około 17 % mogą charakteryzować się ograniczoną spawalnością, tytan może pogłębiać tą wadę zwłaszcza gdy zawartość tego pierwiastka przekracza 0,4 %, wówczas aby poprawić spawalność stali należy zastosować dodatkowe zabiegi cieplne [3]. Inne badania przeprowadzone na ferrytycznej stali nierdzewnej

o oznaczeniu 430 zawierającej również 17% chromu potwierdziły tą zależność czyli, że wraz ze wzrostem tytanu zmniejsza się spawalności ferrytycznych stali nierdzewnych. Przebadana ferrytyczna stal nierdzewna wykazała zwiększoną skłonność do pęknięcia gorącego w przypadku gdy zawartość tytanu przekraczała 0,65% [1].

Jak wykazały próby przeprowadzone przez V. Villaret, F. Deschaux-Beaumea podczas, których badano wpływ materiałów dodatkowych do spawania o zróżnicowanych zawartościach niobu oraz tytanu do łączenia ferrytycznych stali nierdzewnych, zwiększenie procentowego udziału przede wszystkim tytanu a nie niobu powodowało zmianę struktury spoiny ferrytycznych stali nierdzewnych z gruboziarnistej kolumnowej do drobnoziarnistej [14]. Podczas badań porównujących wpływ 1% dodatku tytanu, niobu, wanadu lub molibdenu na własności wytrzymałościowe ferrytycznych stali nierdzewnych o zawartości około 18% chromu i nie różniących się procentowym udziałem pozostałych składników stopowych, w których występował tylko jeden z wymienionych pierwiastków wykazano, że każda zmiana składu chemicznego badanych próbek poprzez wprowadzenie jednego procenta któregoś z wyżej wymienionych dodatków zwiększa twardość badanych próbek w porównaniu do materiału bez tych dodatków, natomiast pozytywne wyniki przy badaniu wytrzymałości uzyskiwano w próbkach z jednoprocetowym dodatkiem tytanu i wanadu gdzie natomiast próbki z jednoprocetowym udziałem molibdenu lub niobu charakteryzowały się obniżeniem wytrzymałości w porównaniu do próbki bez wspomnianych dodatków stopowych [15].

Wpływ tytanu na ograniczenie zjawiska rozrostu ziaren ferrytu potwierdzają badania przeprowadzone na ferrytycznej stali nierdzewnej o oznaczeniu S44100 zawierającej chrom o zawartości 18% i otrzymywanej metodą odlewniczą traconego wosku. Badania wykonano na trzech próbkach w których zmienną zasadniczą był procentowy udział tytanu. Najmniejsze ziarno otrzymano przy największym udziale tytanu mieszczącego się w granicach 0,46%, największe ziarno ferrytu przy najmniejszym dodatku tego pierwiastka wynoszącego 0,13%. Badania własności mechanicznych dotyczących wydłużenia oraz wytrzymałości na rozciąganie wykazały, iż najlepsze wyniki otrzymano podczas badania próbki z najmniejszym udziałem procentowym tytanu jako dodatku stopowego. Wynik taki można wytłumaczyć tym, że wraz ze wzrostem zawartości tytanu zwiększa się występowanie azotków tytanu TiN, powodujących wzrost koncentracji naprężeń w badanych próbkach, co prowadzi do większego prawdopodobieństwa wystąpienia pęknięć [29].

Podczas stosowania tytanu jako dodatku stopowego do spawania ferrytycznych stali nierdzewnych należy zwrócić uwagę na jego brak skuteczności w zwalczaniu zjawiska uczulenia podczas ciągłego chłodzenia przy małym dopływie energii spawania [14].

Duże szybkości chłodzenia w początkowym etapie schładzania w zakresie wysokich temperatur cyklu cieplnego spawania hamują konstytuowanie się węglików lub węglikoazotków tytanu w strefie wpływu ciepła. Wraz ze spadkiem szybkość chłodzenia na granicach ziaren ferrytu i wewnątrz ziaren ferrytu tworzą się bogate w chrom wydzielenia  $M_{23}C_6$ , co skutkuje występowaniem zjawiska tzw. uwrażliwienia stali [30].

Należy jednak zaznaczyć, że wprowadzenie tytanu jako dodatku stopowego do ferrytycznych stali nierdzewnych sprzyja występowaniu tzw. kruchości 475°C [7], jako efekt długotrwałego wygrzewania. Niob podobnie jak tytan wprowadzany jest do ferrytycznych stali nierdzewnych w celu związania węgla i azotu w trwałe związki. Zawartość tego pierwiastka w składzie chemicznym stali odpornych na korozję zwiększa odporność ich na pełzanie poprzez tworzenie węglikoazotków [7]. Obok tytanu - niob jest pierwiastkiem ferrytotwórczym zdolnym do poprawy udarności ferrytycznych stali nierdzewnych z pominięciem obróbki cieplnej wykonywanej w temperaturze 800°C, dzięki której uzyskuje się odpuszczenie martenzytu [3]. Poprawę udarności uzyskuje się poprzez dodanie do składu chemicznego stali nierdzewnych około 1% niobu [3], jednak wyniki otrzymanych wartości dla prób wytrzymałości będą nieco niższe w porównaniu z wynikami uzyskanymi na próbkach z jednoprocetowym dodatkiem tytanu [15]. Wyniki badań mikrotwardości charakteryzują się podobną zależnością, co wyniki dotyczące wytrzymałości gdy dokona się porównania wpływ niobu i tytanu na poziomie 1% dodatku do ferrytycznych stali nierdzewnych z 18% udziałem chromu [15]. Niob jest w stanie podwyższyć wartość mikrotwardości ferrytycznych stali nierdzewnych, jednak to dzięki tytanowi ferrytyczna stal nierdzewna zwiększy swoją twardość niemalże dwukrotnie w porównaniu z wynikiem uzyskanym dzięki dodatkowi niobu [15].

Niob w porównaniu do tytanu nie przechodzi w czasie spawania z materiału dodatkowego do żuźla dając w ten sposób możliwość wykorzystania go jako składnik stopowy elektrod otulonych wykorzystywanych przy łączeniu ferrytycznych stali nierdzewnych [2, 3]. Wiązanie węgla w trwałe związki w przypadku ferrytycznych stali nierdzewnych uzyskuje się obok tytanu również w wyniku wprowadzenia niobu, utrudniając w ten sposób rozrost ziaren ferrytu oraz polepszając spawalność [1].

Niob wprowadzany jest również do składu chemicznego w celu poprawy wytrzymałości ferrytycznych stali nierdzewnych na wysokie temperatury, jednak w przypadku długotrwałego wygrzewania wytrzymałość ta spada w wyniku szybkiego tworzenia się gruboziarnistego węglika  $Fe_3Nb_3C$ , aby temu zapobiec wprowadza się dodatek tytanu

oraz molibdenu których zadaniem jest stabilizacja  $Fe_3Nb_3C$ , polegająca na zastąpieniu  $Fe_3Nb_3C$  poprzez wolniejsze tworzenie się  $Fe_2Nb$  [13].

Niob w porównaniu do tytanu czy też cyrkonu odgrywa istotną rolę w procesach odkształcenia plastycznego ferrytycznych stali nierdzewnych. Niob zwiększa odporność na odkształcenie blach z ferrytycznej stali nierdzewnej 18Cr i znacznie zmniejsza wrażliwość na szybkość odkształcenia naprężenia płynięcia [31].

Jednym z niekorzystnych zjawisk jakie powoduje wprowadzenie niobu do składu chemicznego ferrytycznych stali nierdzewnych jest sprzyjanie powstawaniu tzw. kruchości 475°C [7]. Zbyt duża obecność niobu czy też tytanu oraz zanieczyszczeń w ferrytycznych stalach nierdzewnych zwiększa skłonność ich do pęknięcia [1]. Powoduje to konieczność utrzymania pierwiastków stabilizujących na minimalnym poziomie pozwalającym skutecznie związać węgiel i azot w trwałe związki [1].

Niob i tytan mają skłonność do tworzenia się faz Lavesa, co udowodnili Machado i Padilha [90], jednocześnie autorzy ci doszli do wniosku, że obecność tej fazy powoduje znaczny spadek udatności stali austenitycznej nierdzewnej zawierającej 15% chromu oraz 15 % niklu.

Molibden tak jak chrom jest pierwiastkiem ferrytotwórczym [2a]. Jako dodatek stopowy ferrytycznych stali nierdzewnych w połączeniu z Cr i N sprzyja stabilizacji warstwy pasywnej w obecności chlorków [7]. Ze względu na bardzo silne niemalże trzykrotnie silniejsze oddziaływanie pod względem zwiększenia odporności na korozję wżerową w porównaniu do chromu, jest pierwiastkiem dodawanym do gatunków stali przeznaczonych do pracy w środowiskach agresywnych [5, 1a, 32]. Dodatkowymi zaletami stosowania molibdenu jako dodatku stopowego jest zwiększenie spawalności stali, zwiększenie granicy pełzania oraz wytrzymałość na pełzanie, podwyższenie odporności na środowiska zawierające wodór, siarkowodór oraz zwiększenie odporności na działanie wysokich temperatur [32, 2a]. Wraz z rozwojem stali ferrytycznych nierdzewnych ilość molibdenu wzrosła do 4% w przypadku trzeciej najnowszej generacji tych stali [1]. Wysoka zawartość molibdenu przy jednoczesnej zwiększonej zawartości chromu (powyżej 25%) stosowana jest w celu zwiększenia odporności korozyjnej [1].

Krzem jest pierwiastkiem ferrytotwórczym dodawanym głównie w celu polepszenia odporności na utlenianie oraz zapobieganiu nasyceniu w węgiel i azot w wysokich temperaturach, zwiększenie żaroodporności oraz żarowytrzymałości przez tworzenie trwałych warstw zgorzeliny w podwyższonych temperaturach [25]. Krzem dodawany jest często jako dodatek do materiałów dodatkowych do spawania ze względu na zmniejszenie lepkości

cieklej stali [7]. Zawartość krzemu w stalach nierdzewnych mieści się do 5 %, przy czym dodatek tego pierwiastka w granicach od 4 do 5% powoduje zwiększenie odporności na korozję [7], najczęściej jednak dodawany jest w granicach do 1% [25].

Nikiel ze względu na swoje oddziaływanie austenitotwórcze jako pierwiastek stopowy w ferrytycznych stalach nierdzewnych dodawany jest w stężeniu dochodzącym maksymalnie do 4% [26], jednak w większości gatunkach tych stali, niklu nie dodaje się w ogóle [22]. Dodatek tego pierwiastka w granicach 2% do ferrytycznych stali nierdzewnych zawierających dużą ilość Cr powoduje obniżenie temperaturę przejścia takiej stali w stan kruchy zmniejszając przy tym odporność na pękanie naprężeniowo-korozyjne [7]. Jego udział w stalach nierdzewnych powoduje zwiększenie przyczepność warstwy tlenku  $Cr_2O_3$  do podłoża, zmniejszając jednocześnie szybkość dyfuzji kationów w warstwie tlenku [7]. Najczęstszą metodą wzbogacania ferrytycznych stali nierdzewnych w nikiel jest dodawanie go poprzez materiał dodatkowy podczas spawania w postaci drutów i elektrod przeznaczonych do spawania stali nierdzewnych o strukturze austenitycznej [1-3]. Największym udziałem niklu w składzie chemicznym odznaczają się stale nierdzewne o strukturze austenitycznej, w których jego udział może dochodzi nawet do 38% [2].

Spoiny ferrytycznych stali nierdzewnych otrzymane w wyniku zastosowanie spoiw przeznaczonych do spawania stali austenitycznych nierdzewnych zawierający duże ilości niklu (od 10 do 12%) odznaczają się strukturą dwufazową typu duplex i uzyskują lepszą ciągliwość w porównaniu do spoin wykonanych spoiwami ferrytycznymi [3a] pozbawionymi tak dużej ilości tego pierwiastka. Dodatkową zaletą wprowadzenia niklu do składu chemicznego spoin ferrytycznych stali nierdzewnych jest uzyskanie zawężonej strefy wpływu ciepła a tym samym ograniczenie występowania zjawiska rozrostu ziaren. Efekt zawężenia strefy wpływu ciepła jest możliwy dzięki niskiej przewodności cieplnej stopów niklu zmniejszając tym samym przenoszenie ciepła podczas spawania spoiny [3a].

Wanad jest pierwiastkiem ferrytotwórczym [70]. Wraz z niewielką ilością niobu zapobiega korozji [7]. Opublikowane wyniki badania [15] wskazują , że wprowadzenie wanadu do materiału spoiny wpływa na poprawę wyników udarność spoiny. Wanad wywiera korzystny wpływ na ochronę przed korozją w środowisku chlorkowym, ale w przypadku obróbki cieplnej w środowisku kwasu siarkowego odporność korozyjna ulega pogorszeniu w wyniku szybkiej degradacji warstwy tlenu tworzącej się na powierzchni metalu w tym środowisku [70].



Jak wykazały badania zaprezentowane w [72] których celem było sprawdzenie hipotez dotyczącej mechanizmu zwiększenia odporności na korozję wżerową poprzez wprowadzenie wanadu do składu chemicznego ferrytycznej stali nierdzewnej, zauważono, że pomimo, iż wanad nie ma dominującego wpływu na poprawę własności antykorozyjnych ferrytycznej stali nierdzewnej to pierwiastek ten wpływa w pozytywny sposób na szybkość tworzenia się metastabilnie rosnących wżerów.

Pozostałe pierwiastki stopowe: jak wykazały badania przeprowadzone przez Xin Zhang i Lijun Fan [77] na ferrytycznej stali nierdzewnej gatunku 429 (oznaczenie według AISI) modyfikowanych różną zawartością aluminium, dodatek ten w ilości 0,19% jest w stanie zwiększyć ilość równoosiowych ziaren krystalicznych o około 25%, jednak dalsze zwiększanie udziału aluminium w składzie stali powodował spadek ilości ziaren o równoosiowym kształcie. Wraz z zwiększeniem zawartości aluminium wytrzymałość na rozciąganie wzrasta liniowo, natomiast wydłużenie oraz współczynnik odkształcenia plastycznego w początkowym etapie rośnie, a następnie maleje. Dodatek aluminium w ferrytycznych stalach nierdzewnych sprzyja powstawaniu  $Al_2O_3$ , który w niższych temperaturach może sprzyjać rozdrobnieniu ziarna [77].

Badania przeprowadzone przez Villafuerte i Pardo [93] mające na celu zbadanie wpływu tytanu i aluminium na rozdrobnienie ziarna ferrytycznej stali nierdzewnej spawanej metodą TIG bez dodatku spoiwa (metoda 141 według PN-EN ISO 4063:2023-10) wykazały, że udział ziaren równoosiowych w największym stopniu zależy od zawartości tytanu i aluminium oraz w mniejszym od prędkości spawania. Wpływ aluminium na zwiększenie występowania równoosiowych ziaren był powiązany z ilością tytanu. Przy zawartości tytanu wynoszącej 0,29% wag, wzrost zawartości aluminium z 0,010 do 0,040% wag. spowodował zwiększenie frakcji równoosiowej, uzyskano strukturę równoosiową na całej grubości spoiny. W pracy tej stwierdzono również, zależność rozdrobnienia ziarna z ilością wprowadzonego aluminium. W tych warunkach tworzenia stopu struktura równoosiowa jest ciągła. Należy zaznaczyć, że w pracy tej nie wykonano badań właściwości mechanicznych dla otrzymanej spoiny.

Azot może być wprowadzany do składu chemicznego ferrytycznych stali nierdzewnych poprzez proces azotowania wysokotemperaturowego lub azotowania roztworowego [79- 81]. Jak wykazały badania [82] przeprowadzone na ferrytycznej stali nierdzewnej gatunku AISI 430 proces azotowania wpływa pozytywnie na zwiększenie odporności na zużycie, zwiększa twardość oraz na przemianę ferrytu w martenzyt. Podczas badania stwierdzono również, że wraz z wydłużeniem czasu azotowania, ilość przenikania azotu zwiększa się a także zwiększa się poprawa własności trybologicznych.

Mangan jako dodatek stopowy do ferrytycznych stali nierdzewnych jest ograniczony do niezbędnego minimum wynoszącego około 1% według Amerykańskiego Instytut Żelaza i Stali (AISI) [83]. W rzeczywistości mangan (podobnie jak wanad) nie jest powszechnie dodawany do ferrytycznych stali nierdzewnych.

Udział procentowy poszczególnych pierwiastków w składach chemicznych stali nierdzewnych przedstawiono w tabeli 2.

**Tabela 2.** Udział głównych pierwiastków stopowych w składzie chemicznym najczęściej stosowanych stalach nierdzewnych zróżnicowanych pod względem struktury (opracowanie własne).

Struktura stali	Rodzaj pierwiastka [%]						
	Ferrytotwórcze					Austenitotwórcze	
	C	Cr	Mo	Ti	Si	Ni	Mn
Ferrytyczna	0,007 ÷ 0,2	10,5 ÷ 30,0	≤ 4,5	≤ 1,0	≤ 1,5	≤ 4,0	≤ 1,5
Austenityczna	≥ 0,01	≥ 10,5	≤ 8,0	≤ 0,8	≤ 4,5	≤ 38	5,0 ÷ 15,0
Martenzytyczna	≥ 0,08	12,0 ÷ 18,0	≤ 3,0	≤ 2,3	≤ 1,0	≤ 8,5	≤ 1,5

Na podstawie przeglądu literatury [1-5, 7, 13-15, 78, 93] dotyczącej określenia pierwiastka stopowego mającego istotny wpływ na zahamowanie efektu rozrostu ziaren ferrytu, należy stwierdzić, że kluczowym pierwiastkiem mogącym polepszyć właściwości wytrzymałościowe ferrytycznych stali nierdzewnych jest tytan. Wybór tytanu jako pierwiastka stopowego mającego za zadanie ograniczenia rozrostu ziaren ferrytu podczas spawania ferrytycznej stali nierdzewnej pozwolił wysunąć kolejny wniosek, którego założeniem jest, że aby ograniczyć spadek właściwości wytrzymałościowych spoin stali o strukturze ferrytycznej, należy już na wstępie planowania produkcji założyć konieczność stosowania stali nierdzewnej o strukturze ferrytycznej zawierającej tytan. Stal gatunku X2CrTiNb18 [1c], której skład chemiczny oraz właściwości wytrzymałościowe podano odpowiednio w tabeli 3 i 4.

**Tabela 3.** Skład chemiczny stali X2CrTiNb18 [1c].

X2CrTiNb18	C	Si	Mn	P	S	N	Cr	Nb	Ni	Ti
[wt. %]	0,013	0,570	0,320	0,029	0,0017	0,018	17,620	0,367	0,260	0,141

**Tabela 4.** Własności wytrzymałościowe stali X2CrTiNb18 steel [1c].

	Wytrzymałość na rozciąganie <i>R<sub>m</sub></i> [MPa]	Granica plastyczności, <i>R<sub>p</sub> 0.2</i> [MPa]	Wydłużenie, <i>A</i> [%]	Twardość, [HV]
X2CrTiNb18	493	314	35	149

Stosuje się różne podziały ferrytycznych stali nierdzewnych, pod względem strukturalnym stale te można podzielić na półferrytyczne, ferrytyczne [2,3,5] oraz superferrytyczne [5].

Półferrytyczne stale są to stale, których główną cechą jest występowanie struktury dwufazowej austenitu + ferryt w temperaturze 850-1100°C powodując przemianę austenitu w martenzyt podczas chłodzenia oraz powstania wydzieli w postaci węglików chromu na granicach ziaren, powodując wzrost kruchości oraz skłonności do powstawania pęknięć międzykrystalicznych [2,3,25]. Półferrytyczne stale nierdzewne zawierające od 13 do 18 % chromu [2, 3] oraz od 0,05 do 0,12 % węgla wykazują w porównaniu do martenzytycznych stali nierdzewnych takie zalety jak [2,3]:

- umiarkowana twardość po zahartowaniu,
- lepsza odporność korozyjna,
- większej podatności na obróbkę plastyczną na zimno.

Ferrytyczne stale nierdzewne niezależnie od temperatury wykazują strukturę złożoną z ferrytu oraz węglików. Podczas procesu spawania nie ulegają utwardzeniu w wyniku hartowania, jednak wykazują podatność na rozrost ziaren w wyniku zastosowania procesów cieplnych powodujących wzrost kruchości oraz ograniczenie ich zastosowanie na konstrukcje spawane. Zawartość chromu w ferrytycznych stalach mieści się od 25 do 30%, węgla około 0,15%. Ich głównym zastosowaniem są elementy pracujące w środowiskach zawierających tlen oraz siarkę w podwyższonych temperaturach [2].

Superferrytyczne stale nierdzewne charakteryzują się zawartością chromu powyżej 25%, oraz niklu od 1 do 4% [5, 35] oraz przede wszystkim dodatku molibdenu [62, 63]. Superferrytyczne stale nierdzewne zostały pierwotnie opracowane jako elementy wymienników ciepła oraz elementów pracujących w środowiskach morskich [62] dodatkowo znajdują zastosowanie w przemyśle naftowym, chemicznym, papierniczym oraz chemicznym [63]. Jak wykazały badania [64-68] dodatek molibdenu zwiększa nie tylko ogólną odporność korozyjną ale przede wszystkim odporność na działanie kwasu naftalenowego powstającego podczas przetwarzania ciężkiej ropy naftowej. Wraz ze wzrostem światowych cen niklu i molibdenu stale superferrytyczne nierdzewne zaczęły stanowić alternatywę dla stali

nierdzewnych o strukturze austenitycznej. Stale te charakteryzują się wysoką wytrzymałością na rozciąganie oraz plastycznością [34-36].

Innym stosowanym podziałem jest podział pod względem generacji ferrytycznych stali nierdzewnych. Wyróżnia się trzy podstawowe generacje ferrytycznych stali nierdzewnych [1, 3a]. Opracowanie coraz to nowszych generacji miało głównie na celu opracowanie stali charakteryzującej się w pełni ferrytyczną strukturą jednofazową przy jednoczesnym polepszeniu spawalności oraz odporności korozyjnej [3a]. Powstanie nowych generacji ferrytycznych stali nierdzewnych osiągnięto poprzez [3a]:

- zwiększenie udziału chromu,
- wprowadzenie dodatków stopowych takich jak tytan, niob, aluminium charakteryzujących się wysokim powinowactwem chemicznym do tlenu, azotu i węgla,
- zastosowanie molibdenu oraz krzemu jako pierwiastków stabilizujących ferryt.

#### a. Stale pierwszej generacji

Pierwsza generacja ferrytycznych stali nierdzewnych odznacza się dużą zawartością węgla mieszczącego się w zakresie od 0,12% do 0,2% oraz wysokim udziałem chromu w zakresie od 15 do 18%. Ze względu na dużą zawartość węgla w podwyższonej temperaturze pojawia się w strukturze tych stali austenit, który podczas szybkiego chłodzenia po procesie spawania przemienia się w martenzyt a stale te uzyskują strukturę ferrytyczno-martenzytyczną. Uzyskanie czysto ferrytycznej struktury uzależnione jest od zawartości chromu, którego udział powinien być tym większy im więcej wprowadzono węgla do składu chemicznego danej stali. Stale te wykazują dużą podatność do rozrostu ziarna w przypadku przekroczenia temperatury 1350°C, zjawisko to jest nieodwracalne [1]. W wyniku tworzenia się martenzytu charakteryzują się spadkiem ciągliwości oraz odporności korozyjnej [3a].

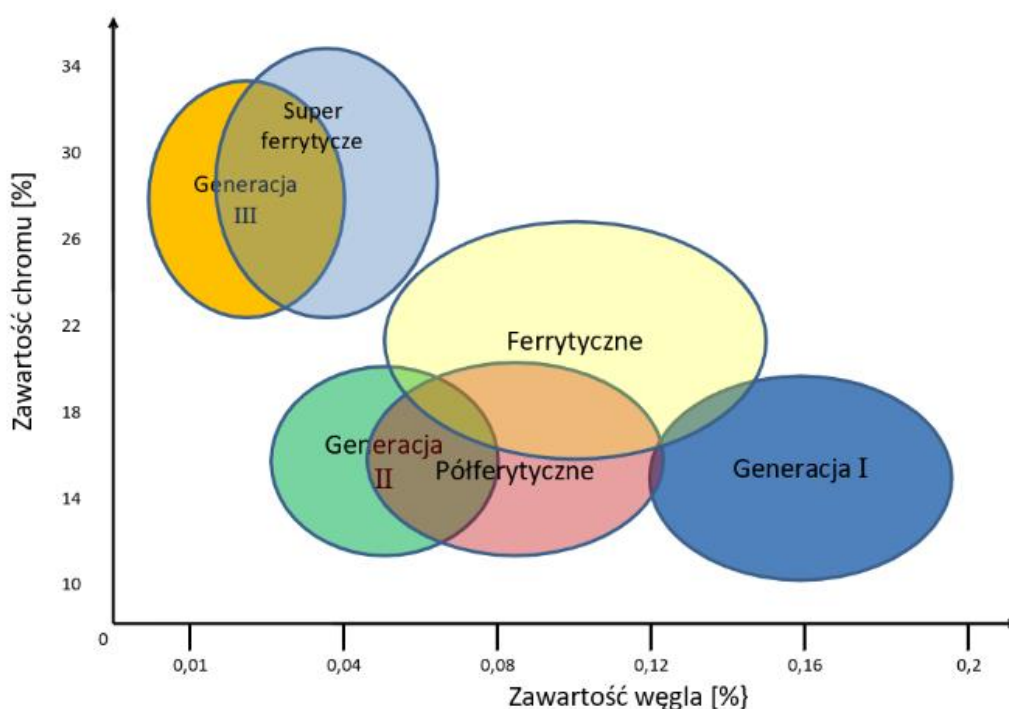
#### b. Stale drugiej generacji

Opracowane zostały przede wszystkim w celu polepszenia własności spawalniczych, osiągnięto to poprzez ograniczony udział węgla w składzie chemicznym do przedziału mieszczącego się pomiędzy 0,02% a 0,08%, dodatkowo zostały wprowadzone inne pierwiastki stopowe takie jak Ti, Nb, Al, które poprzez tworzenie się węglików, w szczególności węglika tytanu i węglika niobu stabilizują fazę ferrytyczną oraz utrudniają rozrost ziarna ferrytycznej stali nierdzewnej w podwyższonej temperaturze [1]. Wprowadzenie dodatku aluminium pozwoliło na poprawę odporności na utlenianie w wysokich temperaturach poprzez stabilizację warstwy tlenku chromu [3a].

### c. Stale trzeciej generacji

Najnowsza generacja ferrytycznych stali nierdzewnych zwane również stalami superferrytycznymi [3a] charakteryzują się w porównaniu do poprzednich dwóch generacji tych stali najlepszą spawalnością. Polepszenie spawalności uzyskano przede wszystkim poprzez znaczne ograniczenie zawartości węgla i azotu poniżej 0,02%. W wyniku otrzymania wysokiej czystości metalurgicznej w przypadku ferrytycznych stali nierdzewnych trzeciej generacji stale te wykazują brak występowania struktury austenitycznej od temperatury pokojowej aż do temperatury topnienia. Wysoką odporność korozyjną uzyskano poprzez wprowadzenie do składu chemicznego tych stali dużej ilości chromu mieszczącej się od 25 do 30% oraz dodatek molibdenu do około 4% [1]. Stale te wykorzystywane są na elementy pracujące w trudnych warunkach korozyjnych jak na przykład w środowiskach chlorkowych [3a].

Podział ferrytycznych stali nierdzewnych zarówno pod względem strukturalnym, jak i biorąc pod uwagę generację ich opracowania można przyrównać ze sobą co prezentuje rysunek 3.



**Rysunek 3.** Podział ferrytycznych stali nierdzewnych pod względem procentowej zawartości chromu oraz węgla [opracowanie własne].

Firma Staltech S.C. Giemza i wspólnicy, świadcząc usługi nadzoru spawalniczego w różnego rodzaju zakładach produkcyjnych wykorzystujących do swojej produkcji stale nierdzewne o strukturze ferrytycznej, napotkała szereg błędów związanych nie tylko z doбором odpowiedniego gatunku stali nierdzewnej do wytwarzanego danego produktu, ale

również błędy związane z nieodpowiednim doбором parametrów procesu spawania podczas łączenia stali nierdzewnych o strukturze ferrytycznej. Powyższe stanowiło podstawę podjęcia określonej w niniejszym doktoracie problematyki badawczej.

Dodatkowo podczas nadzoru nad procesami spawalniczymi dostrzeżono możliwość zmniejszenia kosztów produkcji poprzez zastosowanie tańszego materiału dodatkowego jakim jest drut spawalniczy o strukturze ferrytycznej w porównaniu do materiału dodatkowego o strukturze austenitycznej zawierającego kosztowny nikiel. Na podstawie analizy problemu związanego z koniecznością stosowania podczas łączenia stali nierdzewnej o strukturze ferrytycznej materiałem dodatkowym o strukturze austenitycznej stwierdzono, że zastosowanie materiału dodatkowego o strukturze ferrytycznej przy spawaniu stali nierdzewnej o tej samej strukturze przy odpowiednio dobranej technologii spawania opierającej się na nisko energetycznych metodach spawania i/lub wprowadzenie do materiału spoiny dodatkowego pierwiastka mogącego ograniczyć efekt rozrostu ziaren ferrytu, powinno w znacznym stopniu nie tylko ograniczyć koszty produkcji w wyniku zastąpienia kosztownego materiału dodatkowego o strukturze austenitycznej tańszym materiałem dodatkowym o strukturze ferrytycznej, ale również w przypadku poprawy własności wytrzymałościowych otrzymanych w ten sposób spoin, możliwości rozszerzenia zastosowania stali nierdzewnej o strukturze ferrytycznej na produkty gdzie oprócz walorów estetycznych oraz własności antykorozyjnych wymagane są od powiednio wysokie własności mechaniczne takie jak udarność, twardość czy wytrzymałość na rozciąganie.

Kolejnym czynnikiem na który wskazuje dotychczasowe doświadczenie firmy Staltech S.C. mającym poprawić własności wytrzymałościowe stali nierdzewnej o strukturze ferrytycznej jest proces obróbki cieplnej. Ze względu na wprowadzane naprężenia spawalnicze podczas spawania stali nierdzewnej o strukturze ferrytycznej [3], zastosowanie obróbki cieplnej wydaje się konieczne. W przypadku stali gatunku X2CrTiNb18 zastosowanie procesu obróbki cieplnej jest już uwzględniony przez wytwórcę stali [1c]. W przypadku tej stali temperatura obróbki cieplnej powinna wynosić minimum 870°C [1c], co w przypadku stali nierdzewnej o strukturze ferrytycznej odpowiada wyżarzaniu normalizacyjnemu [1]. Celem normalizacji stali gatunku X2CrTiNb18 jest relaksacja naprężeń oraz przede wszystkim poprawa własności mechanicznych poprzez uzyskanie rozdrobnienia ziaren [20].

### 2.3. Kształtowanie własności złączy spawanych ferrytycznych stali nierdzewnych

Dotychczasowa praktyka stosowana podczas spawania ferrytycznych stali nierdzewnych polegała na zastosowaniu materiału dodatkowego o strukturze austenitycznej [1-3, 19]. Rozwiązanie takie pozwala na otrzymanie złącza spawanego pozbawionego negatywnych skutków takich jak spadek własności wytrzymałościowych (wzrost twardości i spadek udarności) w obszarze SWC i spoiny a powstających podczas spawania z wykorzystaniem materiału dodatkowego o tej samym składzie chemicznym co materiał podstawowy [44, 41]. Materiały dodatkowe austenityczne, charakteryzujące się dużą zawartością molibdenu oraz austenitotwórczego niklu, wykazują większą plastyczność oraz lepszą udarność w niskich temperaturach [41, 45]. Molibden oraz nikiel podczas chłodzenia przemieniają austenit w martenzyt usytuowany na granicach ziaren hamując w ten sposób szybkość rozrostu ziaren. Wprowadzenie w/w pierwiastków wraz z zastosowaniem obróbki cieplnej po spawaniu wpływa pozytywnie na poprawę własności mechanicznych spoin oraz ich własności antykorozyjne bez konieczności wprowadzania dodatkowej ilości chromu za pomocą materiału dodatkowego do spawania [3].

Jedną z głównych wad wykorzystania podczas spawania ferrytycznych stali nierdzewnych materiałów dodatkowych o strukturze austenitycznej jest odmienna barwa otrzymanej spoiny w porównaniu do spoiny wykonanej z użyciem materiału dodatkowego o strukturze ferrytycznej. Różnica w barwie wynikająca z zastosowania materiału dodatkowego o odmiennej strukturze powoduje konieczność uwzględnienia w technologii spawania dwóch rodzajów materiałów dodatkowych [46]. Kolejną wadą stosowania materiału dodatkowego o strukturze austenitycznej jest skłonność do tworzenia się kruchych faz międzymetalicznych w temperaturze od 600 do 900°C [2,17], ograniczając w ten sposób jego zastosowanie do elementów cienkościennych maksymalnie do 4 mm, w przypadku których obróbka cieplna po spawaniu jest nie wymagana. Dodatkowym ograniczeniem stosowania materiałów dodatkowych o strukturze austenitycznej jest duża zawartość niklu, charakteryzującego się stosunkowo wysoką ceną [7, 17].

W celu uniknięcia konieczności stosowania materiałów dodatkowych o strukturze austenitycznej podczas spawania stali ferrytycznych nierdzewnych przy jednoczesnym ograniczeniu powstawania zjawiska rozrostu ziaren ferrytu jest wprowadzenie niobu i tytanu jako pierwiastków stopowych za pomocą materiałów dodatkowych do spawania. Dodatek niobu do ferrytycznych stali nierdzewnych powoduje wzrost wytrzymałości na wysokie temperatury, efekt ten w przypadku długotrwałego wygrzewania ulega spadkowi w wyniku szybkiego tworzenia się gruboziarnistej fazy  $Fe_3Nb_3C$ . W celu utrzymania

wytrzymałości na wysokie temperatury wprowadza się dodatkowo tytan oraz molibden stabilizując tym samym fazę  $Fe_3Nb_3C$  poprzez zastąpienie jej wolniejszym tworzeniem się fazy  $Fe_2Nb$  [13].

Podczas spawania i/ lub obróbki cieplnej po spawaniu ferrytycznych stali nierdzewnych następuje dyfuzja węglików chromu i azotków z osnowy na granice ziaren [1÷3, 5, 7]. Zastosowanie materiału dodatkowego o strukturze austenitycznej wraz z dodatkową obróbką cieplną po spawaniu w znaczny sposób ogranicza powstawaniu zjawiska dyfuzji chromu z obszarów bezpośrednio przylegających do granic ziaren powodując tym samym rozrost ziaren ferrytu wraz ze spadkiem ciągliwości spoiny oraz doprowadzając do obniżenia odporności korozyjnej [9, 10]. Wraz ze wzrostem temperatury obróbki cieplnej po spawaniu intensywność tego zjawiska zwiększa się [9, 10].

Podczas spawanie ferrytycznych stali nierdzewnych następuje nieodwracalny efekt rozrostu ziaren ferrytu zarówno w strefie wpływu ciepła, jak i samej spoinie [47, 48]. Jak wykazały badania przeprowadzone przez Anbazhagan i Nagalakshmi [49] ograniczenie zjawiska rozrostu ziaren ferrytu można uzyskać za pomocą niskoenergetycznych metod spawania. W przeprowadzonym eksperymencie podczas spawania stali AISI 430 z zastosowaniem dwóch metod spawania tj. spawania elektrodą wolframową w osłonie gazu obojętnego (GTA) przy użyciu prądu stałego i osobno prądu pulsacyjnego oraz metody spawania elektrodą otuloną (SMA), wykazano, że znaczne rozdrobnienie ziaren uzyskano w przypadku spawania metodą GTA prądem pulsacyjnym, zwiększając w efekcie plastyczność do około 60% w porównaniu z próbkami wykonanymi metodą SMA oraz poprawiając ciągliwość o około 40%. Uzyskaną poprawę ciągliwości oraz plastyczności uzyskano prawdopodobnie poprzez wprowadzenie mniejszej ilości ciepła, którą charakteryzuje się spawanie impulsowe w porównaniu do tradycyjnego spawania metodą GTA przy użyciu prądu stałego [40]. Podobne rezultaty w otrzymaniu ziaren równoosiowych uzyskano podczas badań przeprowadzonych przez G. M. Reddy and T. Mohandas [94] i wykonanych na stali ferrytycznej nierdzewnej gatunku AISI 430. Podczas eksperymentu badano wpływ spawania prądem ciągłym oraz pulsującym metodą TIG (metoda 141 według PN-EN ISO 4063:2023-10) przy prądach spawania AC i DC. Uzyskane spoiny wykonane prądem stałym DC i AC charakteryzowały się ziarnami kolumnowymi, natomiast spawanie prądem pulsującym zarówno AC, jak i DC dało spoinę składającą się z równoosiowych ziaren. Wyniki pokazały, również, że zarówno w przypadku spawania prądem ciągłym AC, jak i pulsującym AC spoina wykazywała poprawę wytrzymałości i ciągliwości odpowiednio o 33% i 55% w porównaniu do spoin z DC.



Polepszenie własności wytrzymałościowych ferrytycznych stali nierdzewnych wiąże się nie tylko z uzyskaniem drobnych ziaren podczas spawania ale również uzyskanie ich równoosiowej struktury [40]. Podczas krzepnięcia materiału spoiny tworzy się sekwencja kolumnowych ziaren, co powoduje obniżenie niektórych właściwości mechanicznych spoiny. Dlatego też ziarno kolumnowe nie jest pożądane w spoinach większości metali [91]. Dlatego też, należy dążyć do uzyskania struktury równoosiowej a w materiale spawanym ze względu lepsze właściwości mechaniczne w porównaniu do struktury kolumnowej [92]. Im więcej obszarów małych ziaren o kształcie równoosiowym, tym właściwości wytrzymałościowe spoiny będą lepsze.[40].

Jak wykazały badania przeprowadzone przez Amuda i Mridha [50] zmiana morfologii ziaren pomiędzy gruboziarnistą strukturą kolumnową a równoosiową możliwa jest poprzez zmianę prędkości spawania wpływając w ten sposób na ilość wprowadzonego ciepła podczas spawania, stwierdzono jednocześnie, że najlepsze wyniki uzyskano podczas spawania metodą TIG (metoda 141 według PN-EN ISO 4063:2023-10) przy prędkości spawania wynoszącej 3,5 mm/s [50].

Jak wykazały dotychczasowe badania [37, 38, 49, 50, 56-59, 91, 92, 94] (opisane powyżej) jedną z kluczowych metod ograniczenia zjawiska rozrostu ziaren ferrytu a przez to zwiększenie własności wytrzymałościowych ferrytycznych stali nierdzewnych jest ograniczenie ilości wprowadzonego ciepła  $Q$  [ kJ/mm] (1). W celu wyboru metody spawania charakteryzującej się jak najmniejszą ilością wprowadzanego ciepła podczas spawania, należy dokonać wyboru na podstawie współczynnika „k” (tabela 5).

Firma Staltech S.C. jako pierwszy czynnik do poprawy własności spoin wykonanych z ferrytycznych stali nierdzewnych wskazuje konieczność zmiany technologii spawania na technologię odznaczającą się niskim współczynnikiem sprawności cieplnej jakim jest metoda spawania o numerze 141 według PN-EN ISO 4063:2023-10.

Podczas analizy problemu związanego z wpływem metody spawania na zjawisko rozrostu ziaren ferrytu na podstawie przeglądu literatury [40 47-50, 91, 92, 94], można wskazać, że wybór niskoenergetycznej metody spawania jaką jest metoda 141 przez pracowników firmy Staltech S.C. produkcji elementów konstrukcyjnych wykonanych z stali nierdzewnej o strukturze ferrytycznej, stwierdzono, że produkcja zakładu opiera się niemalże w 90 % na metodzie spawania typu MIG (metoda 135 według PN-EN ISO 4063:2023-10) czyli spawaniu elektrodą topliwą w osłonie gazu obojętnego odznaczającej się dość wysoką sprawnością cieplną oznaczoną jako „k” i wynoszącą dla metody MIG 0,8 [tabela 5].

**Tabela 5.** Współczynnik sprawności cieplnej „k” dla poszczególnych metod spawania [4b].

Nr. procesu spawania	Nazwa procesu spawania	Współczynnik [k]
121	Spawanie łukiem krytym	1,0
111	Spawanie elektrodą otuloną	0,8
131	Spawanie elektrodą topliwą litym w osłonie gazu obojętnego	0,8
135	Spawanie elektrodą topliwą litym w osłonie gazu aktywnego	0,8
136	Spawanie drutem prozkowym w osłonie gazu	0,8
141	Spawanie elektrodą nietopliwą w osłonie gazu obojętnego	0,6
15	Spawanie plazmowe	0,6

Przy założeniu tych samych parametrów spawania i wynoszących odpowiednio: natężenie prądu spawania 100 [A], napięcie spawania 12 [V] oraz prędkości spawania 1,2 [mms/s]. korzystając ze wzoru na ilość wprowadzonego ciepła (1), można obliczyć, że ilość wprowadzonego ciepła Q [kJ/mm] przy metodzie spawania 141 wynosi 0,6 [kJ/mm] natomiast metody 131 wynosi 0,8 [kJ/mm]:

$$Q = \frac{I \times U}{V \times 1000} \times k \quad (1)$$

gdzie:

Q - Ilość wprowadzonego ciepła [kJ/mm],

k - współczynnik sprawności cieplnej,

A - Natężenie prądu spawania [A],

I - Napięcie łuku spawalniczego [V],

V - prędkość spawania [mm/s].

Na kształtowanie własności spoin wykonanych z ferrytycznych stali nierdzewnych w dużej mierze mają wpływ nie tylko parametry spawania ale również dodatki stopowe takie jak: tytan, molibden, wanad i niob. Dostępne w literaturze wyniki badań prezentują uzyskane wyniki związane z zastosowaniem materiałów dodatkowych do spawania ferrytycznych stali nierdzewnych o różnych zawartościach tytanu oraz niobu. Wykazano, że wraz ze zwiększeniem procentowej zawartości przede wszystkim tytanu a nie

niobu, następowała zmiana struktury spoiny ferrytycznej stali nierdzewnej z gruboziarnistej kolumnowej na drobnoziarnistą [14]. Jak opisano w tym samym artykule [14], drobnoziarnista struktura niezależnie od metody jej uzyskania powinna w istotny sposób wpłynąć na zwiększenie własności wytrzymałościowych spoin ferrytycznych stali nierdzewnych a w szczególności wpływając na zwiększenie twardości oraz udarności [14]. Podobne rezultaty uzyskano podczas badań przeprowadzonych na próbkach wykonanych z ferrytycznej stali nierdzewnej o zawartości chromu wynoszącej 18% [15]. Dodatkowo próbki zostały wzbogacone jednoprocetowym udziałem takich pierwiastków jak tytan, molibden, niob i wanad. Każda z próbek wzbogacona została tylko jednym pierwiastkiem. Wyniki eksperymentów wykazały, że każdy z w/w pierwiastków zwiększa twardość badanych próbek w porównaniu do próbki bez wskazanych dodatków stopowych. Badając próbki na udarność wykazano, że tylko tytan oraz wanad mają wpływ na badane parametry. Molibden i niob natomiast spowodowały obniżenie udarności w porównaniu do wyników uzyskanych na próbce niewzbogaconej żadnym z w/w pierwiastków stopowych [15].

Kolejnym czynnikiem, który ma wpływ na poprawę własności mechanicznych spoin ferrytycznych stali nierdzewnych poprzez ograniczenie efektu rozrostu ziaren ferrytu jest zastosowanie gazu osłonowego [52]. Zgodnie z wytycznymi zawartymi przez Kazimierza Ferencę oraz Jarosława Ferencę w literaturze [51] do osłony ciekłego jeziora spawalniczego od strony grani podczas spawania ferrytycznych stali nierdzewnych należy stosować tylko i wyłącznie argon lub hel [51]. Natomiast w przypadku gazu osłonowego od strony jeziora spawalniczego można zastosować dodatek wodoru nieprzekraczającego 5% jednak tyczy się to tylko stali o strukturze czysto ferrytycznej. Zastosowanie dodatku wodoru pozwala na uzyskanie lepszej rzadkopląsności jeziora spawalniczego oraz czystą powierzchnię spoiny [51].

Jednakże jak wykazały badania przeprowadzone przez Yong Zheng oraz Yichen Wang [52] na ferrytycznej stali nierdzewnej gatunku 443 (X2CrMoTi18-2 wg PN- EN 10088) w których zastosowano metodę spawania dwuwarstwowego w osłonie gazu, gdzie jako gazu osłonowego użyto argonu i/ lub azotu, to azot pozwalał na uzyskanie znacznie lepszych wyników badań pod względem twardości spoin oraz wielkości ziaren ferrytu w spoinie. Podczas badania wykonano cztery próbki, pierwsza próbka w osłonie czystego argonu, druga z zastosowaniem argonu jako gazu osłonowego wewnątrz dyszy spawalniczej oraz azotu jako gazu osłonowego podawanego po zewnętrznej stronie dyszy, próbka trzecia w osłonie tak jak w próbce drugiej z tym, że podwyższono parametry spawania z 80 do 100

A, oraz próbka czwarta w której zastosowano jako główny gaz osłonowy argon z domieszką 5% azotu wewnątrz dyszy oraz czysty azot jako dodatkowy gaz osłonowy przepływający po zewnętrznej stronie dyszy spawalniczej. Wyniki przeprowadzonego eksperymentu wykazały wzrost twardości wewnątrz próbek wykonanych metodą osłony jeziora spawalniczego w kombinacji Ar+N<sub>2</sub> zarówno przy mniejszych, jak i podwyższonych parametrach spawania (80 i 100 A). Uzyskany wzrost twardości związany jest z otrzymaniem w części centralnej spoiny mniejszego równoosiowego ziarna ferrytu w porównaniu do próbek osłanianych tylko argonem lub argonem z domieszką 5% azotu z dodatkową osłoną azotu na zewnętrznej stronie dyszy spawalniczej, w których otrzymano ziarna ferrytu większe w kształcie kolumnowej [52].

Podobny eksperyment przeprowadzili Heng Li, Wenqing Xing opisany w literaturze [60]. Podczas prób przeprowadzonych na gatunku ferrytycznej stali nierdzewnej 443 (X2CrMoTi18-2 wg PN- EN 10088), zastosowano również osłonę jeziora spawalniczego gazem typu argon jako jedyne go czynnika osłaniającego ciekłą spoinę, oraz argonu z domieszką 3% azotu jako głównego gazu osłonowego przepływającego przez wewnętrzną część dyszy spawalniczej i czystego azotu jako gazu pomocniczego w osłonie ciekłego jeziora spawalniczego przepływającego przez zewnętrzną część dyszy spawalniczej. Rezultatem tak przeprowadzonych prób spawalniczych na stali gatunku 443 było uzyskanie spoiny o udziale ziaren równoosiowych wynoszącym 1,6 większym w porównaniu do spoin bez dodatkowej osłony azotem, zmniejszenie wielkości ziaren równoosiowych ferrytu o około 18% dla spoiny oraz 48 % dla SWC, oraz zmniejszenie szerokości ziaren kolumnowych o około 29%. Zwiększona została jednocześnie wytrzymałość spoiny o około 3,5 raz w porównaniu do spoin osłanianych argonem oraz około 1,6 razy dla SWC, głębokość wtopienia spoiny i stosunek głębokości do szerokości metalu spoiny zwiększają się odpowiednio o 75% i 48% [60], co można interpretować jako zwiększenie sprawności spawania [2].

W związku z dostępnymi danymi literaturowymi można określić, iż na poprawę własności wytrzymałościowych spoin otrzymywanych podczas spawania ferrytycznych stali nierdzewnych mają wpływ następujące czynniki:

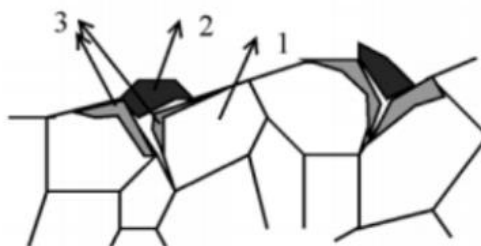
- metoda spawania, która powinna odznaczać się jak najniższą energią spawania oraz ilością wprowadzonego ciepła. Do metod takich zaliczyć można spawanie z dodatkowym chłodzeniem azotem [12, 18],
- materiał dodatkowy który w przypadku spawania ferrytycznych stali nierdzewnych, dla których nie zachodzi przemiana fazowa powinien zawierać co najmniej jeden

- z dodatków stopowych takich jak: tytan, wanad, niob, nikiel, które mogą zahamować niekontrolowane zjawisko rozrostu ziaren ferrytu podczas nagrzewania stali [78],
- zastąpienie materiału dodatkowego o strukturze ferrytycznej materiałem dodatkowym austenitycznym o dużej zawartości niklu [41, 44, 45, 53], rozwiązanie takie pozwala na uzyskanie spoiny o lepszej ciągliwości oraz zawężonej strefie wpływu ciepła, odznaczającej się mniejszym ziarnem w porównaniu do spoin uzyskanych z wykorzystaniem spoiwa ferrytycznego [3a],
  - odpowiedni dobór gazu osłonowego, którego głównym składnikiem powinien być czysty argon [51],
  - gazem wspomagającym ochronę ciekłego jeziora spawalniczego którym może być azot. Jak wykazały badania [52, 60] azot stosowany jako domieszka do czystego argonu nie powinien przekraczać 3% udziału w składzie chemicznym gazu osłonowego. Czysty azot nie powinien pełnić roli głównego gazu osłonowego, jego wykorzystanie należy ograniczyć do zastosowania w roli gazu dodatkowego doprowadzanego przez dodatkowe ujścia w dyszy spawalniczej bądź też jako 3% domieszka do głównego gazu osłonowego, którego podstawą jest argon [52, 60],
  - odpowiednio dobrane parametry operacji obróbki cieplnej po spawaniu, które istotnie mogą doprowadzić do poprawy własności wytrzymałościowych spoiny [54].

Ferrytyczne stale nierdzewne mogą być kształtowane pod względem swojej głównej zalety czyli odporności korozyjnej. Ferrytyczne stale nierdzewne charakteryzują się następującą odpornością korozyjną [33, 43]:

- na korozję wżerową w mediach zawierających jony chlorkowe,
- naprężeniową.

Pomimo, że ferrytyczne stale nierdzewne odznaczają się większą odpornością korozyjną międzykrystaliczną w porównaniu do austenitycznych stali nierdzewnych [33] to niestety nie są wolne od występowania tego typu korozji [1]. Spowodowane jest to wygrzewaniem ferrytycznej stali nierdzewnej w temperaturach od 550 do 950°C podczas, którego powstaje efekt zubożenia granic ziaren ferrytu w chrom [25]. Podczas korozji międzykrystalicznej następuje pobranie chromu z obszarów przygranicznych, węgiel natomiast dyfunduje z całej objętości ziaren w efekcie czego następuje zubożenie na granicach ziaren w chrom efektem czego jest spadek odporności na korozję (rysunek 4).



**Rysunek 4.** Schemat korozji międzykrystalicznej:  
1- pojedyncze ziarno, 2- wydzielona faza, 3- obszar zubożony [71].

W celu ograniczenia powstawania korozji międzykrystalicznej należy [1, 25, 70, 78]:

- wprowadzić niob oraz tytan jako pierwiastków stabilizujących węgiel i wiąże go w węgliki tytanu oraz niobu,
- ograniczyć czas wygrzewania w zakresie temperatur 550-950°C, w których występuje wydzielenie węglików chromu,
- zastosować obróbkę cieplną w zakresie temperatury 750-850°C na skutek czego następuje rozpuszczenie węglików oraz faz międzywęzłowych,
- stosować materiał dodatkowy o ograniczonej ilości węgla.

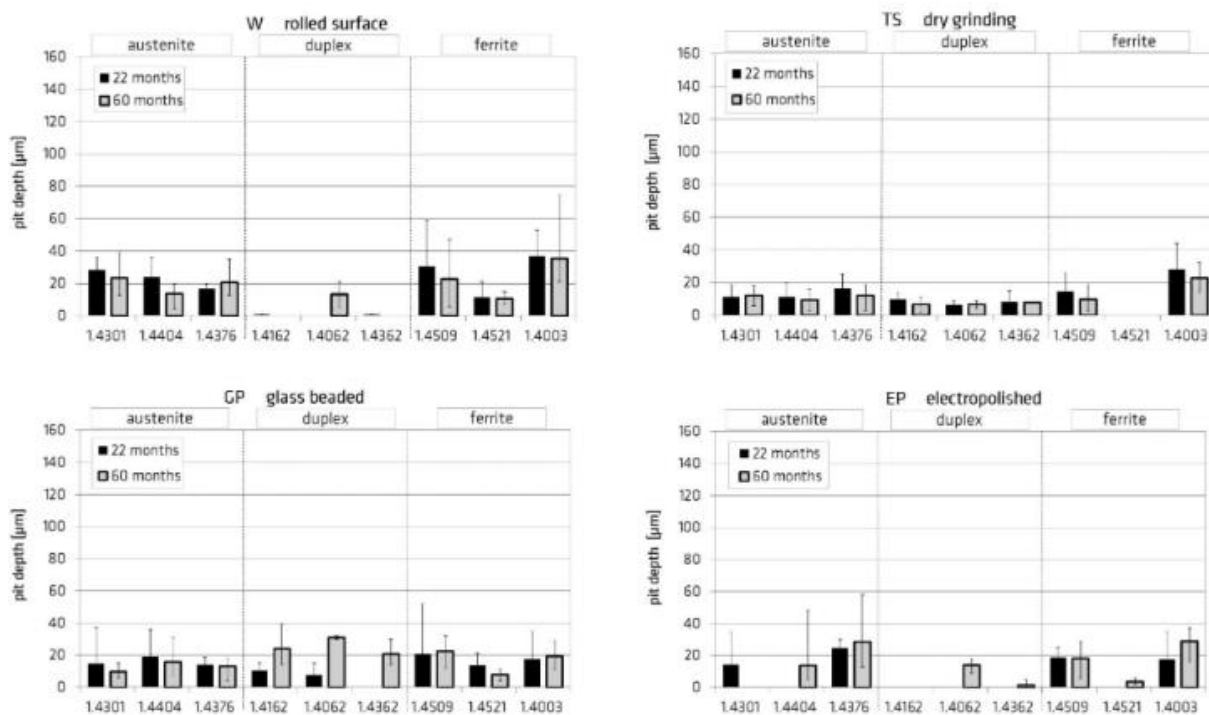
Najlepszą odporność korozyjną wykazują superferrytyczne stale nierdzewne, charakteryzujące się zawartością Cr powyżej 25%, dużym dodatkiem Mo oraz niskim udziałem C. Zwiększenie udziału chromu oraz molibdenu przy jednoczesnym obniżeniu węgla pozwoliło na dodanie niklu zachowując struktury ferrytyczną. Dodatek niklu wpływa pozytywnie na odporność korozyjną, lecz jednocześnie obniża maksymalną temperaturę ich pracy do 400°C [62].

Planując poprawę własności wytrzymałościowych ferrytycznych stali nierdzewnych, należy pamiętać, że niektóre pierwiastki takie jak np. glinu mogą wpływać negatywnie na ich odporność korozyjną. Udowodnili to Xin Zhang i Lijun Fan w badaniach [77] przeprowadzonych na ultra czystej stali nierdzewnej o strukturze ferrytycznej gatunku AISI 429 (X6Cr13 wg PN-EN 10088-1). W opisanym eksperymencie wykazano, że dodatek 0,19 % Al nie wpływa na odporność korozyjną ze względu na pojawienie się Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> o niewielkich rozmiarach oraz zmniejszonej zawartości siarczku manganu MnS. Jednak po wprowadzeniu aluminium do składu chemicznego ferrytycznej stali nierdzewnej pojawia się również wydzielenia Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> o dużych rozmiarach oddziałując negatywnie na odporność korozyjną tych stali [77].

Jak wykazały badania przeprowadzone przez A. Burkert, T. Müller [73] i wykonane na dziewięciu różnych gatunkach stali takich jak: austenityczne stale nierdzewne, ferrytyczne stale nierdzewne oraz stale typu duplex czyli na stalach nierdzewnych różniących się między sobą składem chemicznym oraz przede wszystkim strukturą (rysunek 5), sposób ukształtowania powierzchni również wpływa na odporność korozyjną. Podczas eksperymentu zastosowano cztery rodzaje przygotowania powierzchni badanych próbek takie jak: walcowanie, szlifowanie na sucho, szkiełkowanie (śrutowanie granulatem szklanym) oraz elektropolerowanie. Autorzy eksperymentu zauważyli, że stosunkowo gładkie powierzchnie walcowane oraz polerowane wykazywały tylko niewielki wpływ czasu ekspozycji na działanie atmosfery morskiej w porównaniu do powierzchni poddanych szkiełkowaniu, gdzie uzyskano pogorszenie wyglądu powierzchni. W warunkach swobodnego wietrzenia mniejsza odporność na korozję chropowatych powierzchni jest wynikiem braku samoistnego czyszczenia wywołanego opadami deszczu, co powoduje osadzanie się a zbiegiem czasu akumulacji krytycznych składników atmosfery morskiej takich jak np. chlorki na powierzchni badanych próbek.

Podobne wnioski wysunęli autorzy [74] badający wpływ walcowania ultradźwiękowego na mikrostrukturę powierzchni oraz właściwości antykorozyjne stali gatunku T4003. Z przeprowadzonych badań wynikało, że zmniejszenie chropowatości powierzchni uzyskana poprzez zastosowanie walcowania ultradźwiękowego wpływa pozytywnie na poprawę odporności korozyjnej powierzchni złączy spawanych w wyniku nie tylko gładziej powierzchni ale również poprzez uzyskanie szczątkowego naprężenia ściskającego. Efekt wzrostu odporności korozyjnej gładkich powierzchni można wyjaśnić w następujący sposób:

- Zwiększenie chropowatości powierzchni powoduje łatwiejsze uwalnianie elektronów, co powoduje zwiększenie szybkości korozji, co potwierdzają również Li [75].
- Gładka powierzchnia uzyskana w tym przypadku poprzez walcowanie ultradźwiękowe zanurzona w roztworze korozyjnym zmniejsza powierzchnię stykającą się z roztworem korozyjnym.
- Szczątkowe naprężenia ściskające uzyskane na powierzchni wpływa korzystnie na poprawę odporności korozyjnej ponieważ zmniejsza możliwość powstania i rozszerzania pęknięć powierzchniowych, które mogą być początkiem korozji stali nierdzewnej.



**Rysunek 5.** Wyniki wpływu przygotowania powierzchni na korozję w atmosferze morskiej różnych gatunków stali nierdzewnej po 22 i 60 miesiącach ekspozycji [73].

W celu zwiększenia odporności korozyjnej ferrytycznej stali nierdzewnej lub też aby odporność ta nie uległa pogorszeniu, powinny zostać spełnione następujące warunki:

- Należy zwiększyć udział procentowy chromu w składzie chemicznym ferrytycznych stali nierdzewnych, co pozwoli na podniesienie odporności na korozję wżerową [7, 11, 26, 27, 69].
- Należy ograniczyć sumę pierwiastków: węgiel i azot, do granicy mieszczącej się od 0,02 do 0,05% [1] w celu ograniczenia zjawiska uczulenia.
- Należy zastosować metodę spawania uwzględniającej w technologii metodę szybkiego chłodzenia obszaru spoiny i SWC [1], przy jednoczesnym spełnieniu kryterium ograniczenia azotu i węgla w w/w granicach w celu ograniczenia zjawiska uczulenia [1].
- Wprowadzić do składu chemicznego ciekłego jeziora spawalniczego takie dodatki jak nikiel, mangan przy jednoczesnym zmniejszeniu szybkości chłodzenia, w celu zmniejszenia zjawiska uczulenia strefy wpływu ciepła [28].
- Należy zastosować wyżarzanie w zakresie temperatur mieszczącej się od 700 do 950 °C wraz z szybki chłodzeniu po obróbce cieplnej w celu ograniczenia korozji naprężeniowej [1].
- Należy zastosować materiały dodatkowe, w których zawartość C+N wynosi poniżej 0,01% aby wyeliminować zjawisko korozji międzykrystalicznej [4, 61].



- 
- Należy wprowadzić tytan w ilości  $4(C+N)+0,15$  albo niob lub cyrkon według zależności  $1Ti = 7/4 Nb + 7/4 Zr$  w celu związania atomów węgla i azotu w trwałe związki, co pozwoli na ograniczenie zjawiska uczulenia.
  - Wraz ze wzrostem zawartości chromu należy wprowadzić do stali nierdzewnych molibden oraz nikiel, pozwoli to na zwiększanie odporności na korozję wżerową, szczelinową oraz naprężeniową w środowiskach zawierających jony chlorkowe [62].
  - Powierzchnie elementów pracujących w środowiskach korozyjnych powinny posiadać gładką powierzchnię, im bardziej chropowata powierzchnia tym większa podatność na inicjację procesu korozji na powierzchni [73,74].
  - Jedną z konieczności zmniejszenia podatności na występowanie korozji powierzchniowej jest uzyskanie złącza wolnego od wad spawalniczych (3b) takich jak pęknięcia (100), różne rodzaje podtopień (5011, 5012, 5013), zakończenie krateru (2025), pęknięcia w kraterach (104), niepełny przetop (4012), które podobnie jak zwiększona chropowatość powierzchni może powodować większe osiadanie się krytycznych związków będących załączkiem korozji [73, 74].

### 3. BADANIA WŁASNE

#### 3.1. Cel i teza pracy

Problem związany ze spadkiem własności wytrzymałościowych ferrytycznych stali nierdzewnych po procesie spawania, wskazuje na konieczność opracowania odpowiedniej technologii spawania tych stali, pozwalającej na zmniejszenie zjawiska rozrostu ziaren ferrytu będącego jednym z głównych przyczyn spadku własności wytrzymałościowych. W celu opracowania optymalnej technologii spawania pozwalającej na zwiększenie własności wytrzymałościowych spoiny, podjęto badania dotyczące oceny wpływu parametrów procesu spawania także innych operacji towarzyszących technologii spawania jak obróbka cieplna po spawaniu, a także wpływu zastosowania materiału dodatkowego.

W dostępnej literaturze dotyczącej problemu spadku własności wytrzymałościowych ferrytycznych stali nierdzewnych wynikających z procesu spawania nie znaleziono wyników badań opisujących wpływ procesu obróbki cieplnej na możliwość ograniczenia zjawiska rozrostu ziaren ferrytu w celu zwiększenia własności wytrzymałościowych ferrytycznych stali nierdzewnych w obszarze spoiny i SWC. Również wpływ dodatku tytanu przy jednoczesnym zastosowaniu procesu obróbki cieplnej po spawaniu nie został do tej pory zbadany pod względem wpływu na zjawisko rozrostu ziaren ferrytu w spoinie.

Na podstawie przeprowadzonej analizy dostępnej literatury związanego z spadkiem własności wytrzymałościowych obszaru spoin ferrytycznych stali nierdzewnej, został określony następujący cel pracy doktorskiej:

Dobór parametrów obróbki cieplnej i ocena ich wpływu na wybrane własności spoin stali ferrytycznych nierdzewnych.

W pracy przyjęto następujące tezy:

**Teza 1: Obróbka cieplna spoin z ferrytycznych stali nierdzewnych wraz z zastosowaniem materiału dodatkowego do spawania powinna ograniczyć zjawisko rozrostu ziaren ferrytu w spoinie.**

**Teza 2: Ograniczenie zjawiska rozrostu ziarna występującego w ferrytycznych stalach nierdzewnych wynikające z zastosowania obróbki cieplnej złączy spawanych powinno polepszyć uzyskiwane własności mechaniczne spoin.**

Podjęta praca badawcza ma aspekt poznawczy oraz wdrożeniowy. Celem wdrożeniowym pracy jest wyznaczenie odpowiednich parametrów procesu spawania oraz procesu obróbki cieplnej po spawaniu pozwalających na opracowanie instrukcji spawania „WPS” i kartę technologiczną operacji obróbki cieplnej „OC” w celu uznania technologii spawania

spełniającej wymagania normy PN EN ISO 15614-1 oraz pozwalającego na wykorzystanie opracowanej technologii spawania w praktyce przemysłowej.

### 3.2. Charakterystyka materiału badanego

Do badań wykorzystano materiał w postaci blach z ferrytycznej stali nierdzewnej gatunku X2CrTiNb18.

Do badań wstępnych użyto wyciętych z blachy płyt o wymiarach 2,0 x 350,0 x 150,0 [mm] świadectwo odbioru nr. 110680989.

Do badań właściwych użyto wyciętych z blachy płyt o wymiarach 3,0 x 350,0 x 150,0 [mm] świadectwo odbioru nr. N-Nr-N 23I0764430-01 V01. Własności mechaniczne oraz skład chemiczny materiału użytego w badaniu przedstawiono w tabeli 6a i 6b oraz 7a i 7b.

**Tabela 6a.** Skład chemiczny ferrytycznej stali nierdzewnej X2CrTiNb18 przeznaczonej na badania wstępne [1Z].

X2CrTiNb18	C	Si	Mn	P	S	N	Cr	Nb	Ni	Ti
[wt. %]	0,017	0,570	0,410	0,024	0,002	0,014	17,630	0,371	0,220	0,137

**Tabela 6b.** Skład chemiczny ferrytycznej stali nierdzewnej X2CrTiNb18 przeznaczonej na badania właściwe [2Z].

X2CrTiNb18	C	Si	Mn	P	S	N	Cr	Nb	Ni	Ti
[wt. %]	0,013	0,570	0,320	0,029	0,0017	0,018	17,620	0,367	0,260	0,141

**Tabela 7a.** Własności wytrzymałościowe ferrytycznej stali nierdzewnej X2CrTiNb18 przeznaczonej na badania wstępne [1Z].

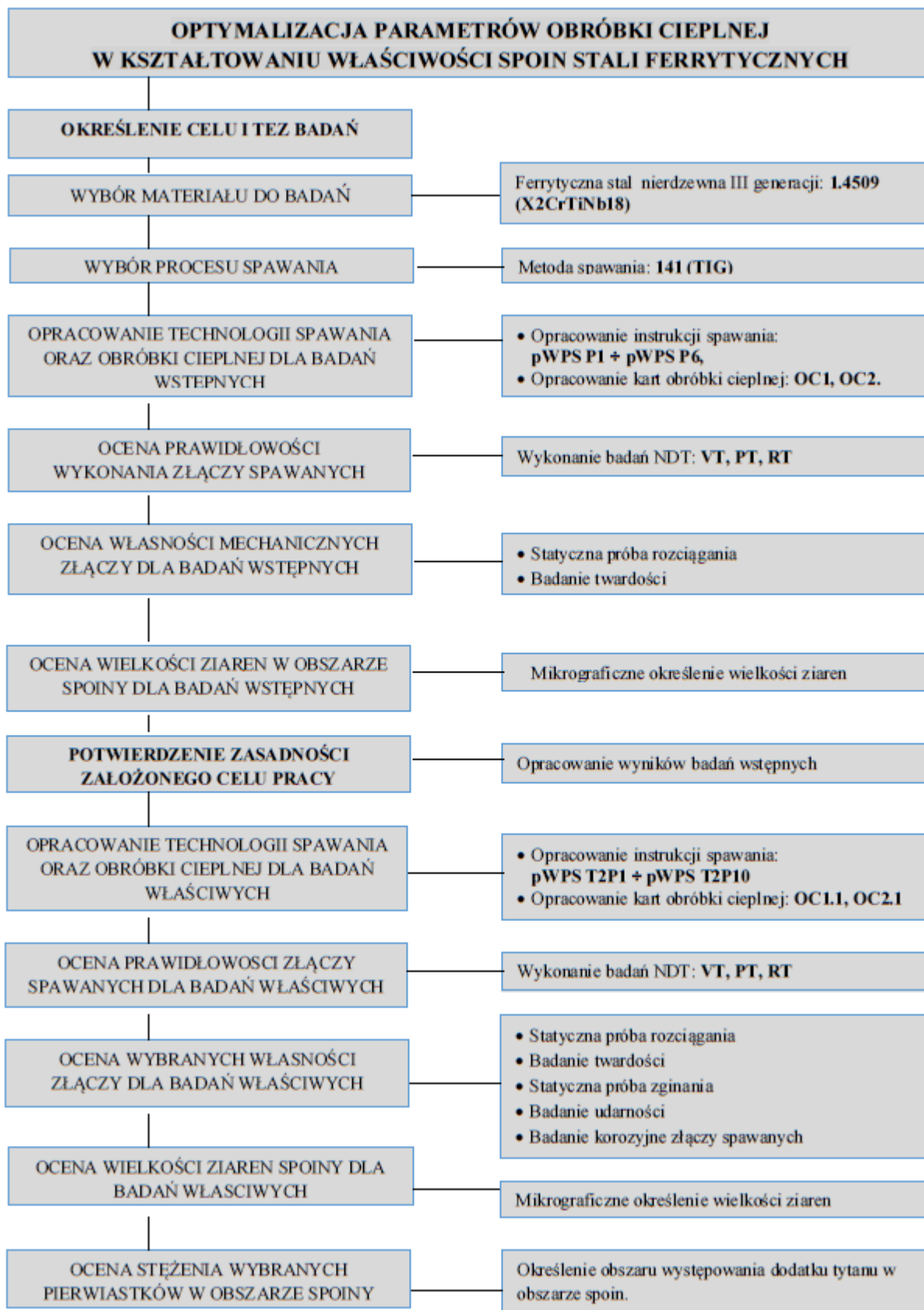
	Wytrzymałość na rozciąganie, $R_m$ [MPa]	Granica plastyczności, $R_p$ 0.2 [MPa]	Wydłużenie, A [%]	Twardość, [HV]
X2CrTiNb18	473	317	29	154

**Tabela 7b.** Własności wytrzymałościowe ferrytycznej stali nierdzewnej X2CrTiNb18 przeznaczonej na badania właściwe [2Z].

	Wytrzymałość na rozciąganie, $R_m$ [MPa]	Granica plastyczności, $R_p$ 0.2 [MPa]	Wydłużenie, A [%]	Twardość, [HV]
X2CrTiNb18	493	314	35	149

### 3.3. Plan badań

W celu realizacji pracy doktorskiej przyjęto plan badań przedstawiony na rysunku 6.



Rysunek 6. Przyjęty plan badań (opracowanie własne).

### **3.4. Metodyka badawcza**

Poniżej opisano metodykę badawczą zastosowaną w trakcie realizacji przyjętego planu badań.

#### **3.4.1. Badania wizualne**

Badania wizualne zostały przeprowadzone po spawaniu złączy przeznaczonych do badań wstępnych jak i badań właściwych według PN-EN ISO 17637 [11b]. Oceny złączy dokonano według normy PN-EN ISO 5817 [12b].

#### **3.4.2. Badania rentgenowskie**

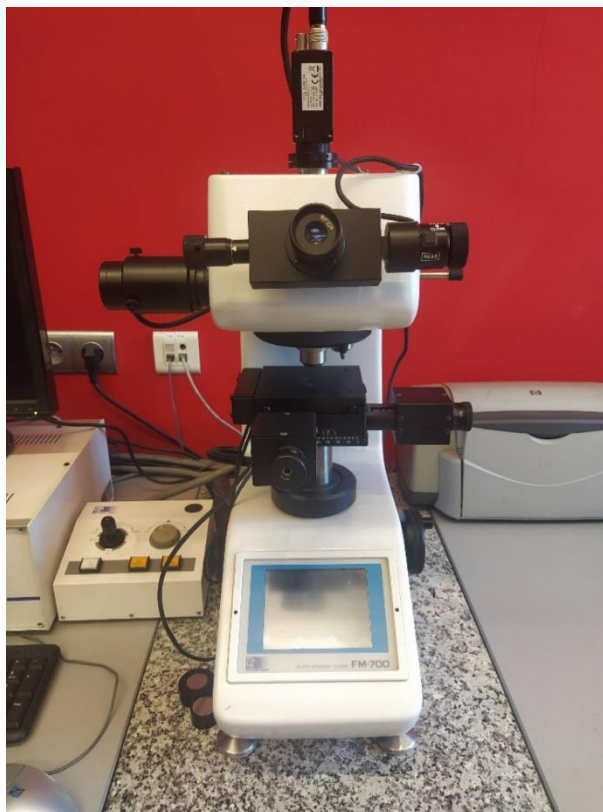
Badaniom rentgenowskim zostały poddane złącza przeznaczone do badań wstępnych (oznaczenie od P1 do P6) jak i badań właściwych (oznaczenie od T2P1 do T2P10) według PN-EN ISO 17636-1 [13b]. Oceny złączy dokonano według normy PN-EN ISO 10675-1 [14b] oraz PN-EN ISO 5817 [12b].

#### **3.4.3. Badania penetracyjne**

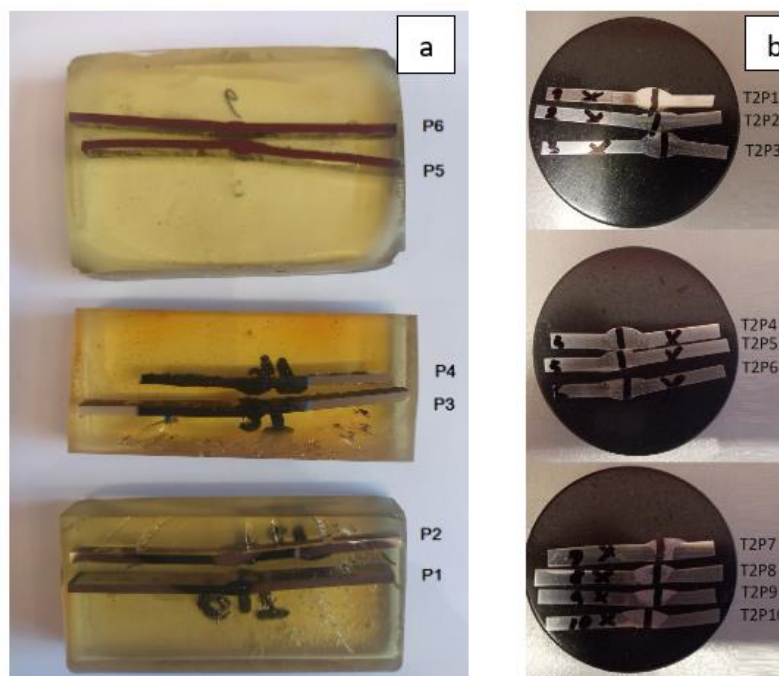
Badania penetracyjne zostały wykonane na złączach przeznaczonych do badań wstępnych (oznaczenie od P1 do P6) jak i badań właściwych (oznaczenie od T2P1 do T2P10) według PN-EN ISO 3452-1 [19b]. Oceny złączy dokonano według normy PN EN ISO 23277 [21b].

#### **3.4.4. Badanie twardości**

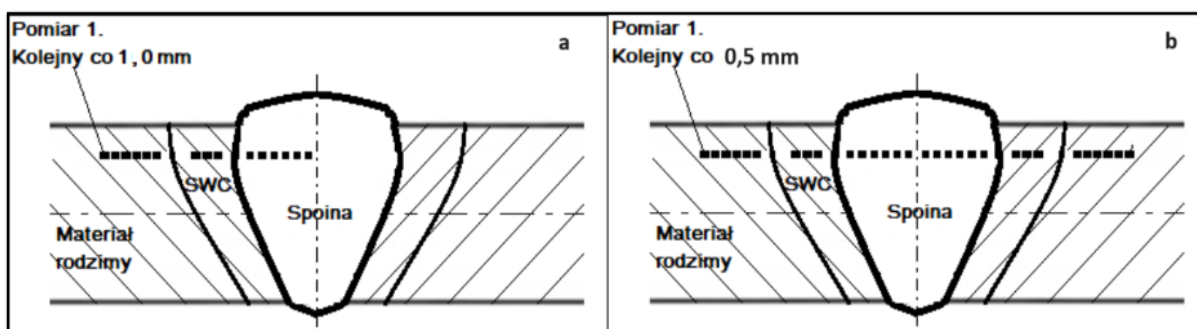
Badanie twardości złączy spawanych przeprowadzono metodą Vickersa wykorzystując twardościomierz FM 700 (rysunek 7) zgodnie z normą PN-EN ISO 9015-1 [6b]. Badanie wstępne pomiaru twardości wykonano metodą HV, natomiast badania właściwe pomiaru twardości metodą HV 10 przy obciążeniu 98,07 N (HV10) zgodnie z normą PN-EN 6507 [7b] wykorzystując twardościomierz FM 700 (rysunek 7). Zmiana metody badania twardości z HV przy badaniach wstępnych na HV 10 przy badaniach właściwych wynika z konieczności przeprowadzenia badań niszczących zgodnie z wymaganiami normy na uznanie technologii spawania PN-EN ISO 15614-1 [1b]. Próbki przed badaniem twardości zostały odpowiednio przygotowane po przecięciu i zainkludowanie, następnie poddane szlifowaniu oraz polerowaniu (rysunek 8a i 8b). Rysunek 9a i 9b przedstawia sposób przeprowadzenia pomiarów.



**Rysunek 7.** Twardościomierz FM 700 – Laboratorium Badania Materiałów, Wydział MT, Politechnika Śląska (opracowanie własne).



**Rysunek 8.** Próbki złączy spawanych przygotowanych do pomiaru twardości: a- badania wstępne, b- badania właściwe (opracowanie własne).



*Rysunek 9. Sposób przeprowadzenia pomiarów twardości: a - dla badań wstępnych, b - dla badań właściwych (opracowanie własne).*

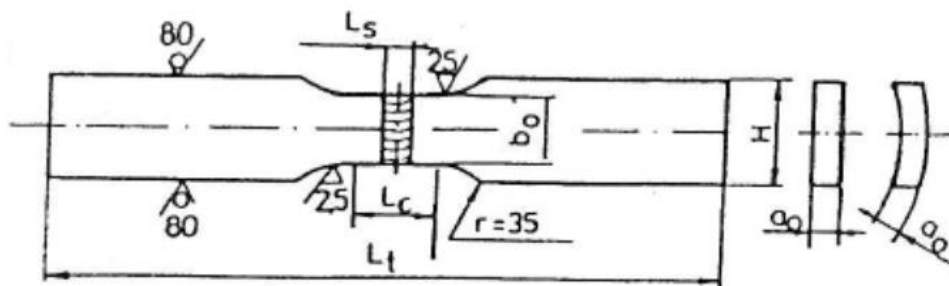
### 3.4.5. Statyczna próba rozciągania

W celu wykonania statycznej próby rozciągania dla badań wstępnych pobrano po jednej próbce poprzecznej z każdego złącza spawanego. Dla badań właściwych pobrano po trzy próbki poprzeczne dla każdego złącza spawanego zgodnie z normą PN-EN ISO 4136. Próby wykonano na maszynie wytrzymałościowej Zwick/Z100 (rysunek 10).



*Rysunek 10. Maszyna wytrzymałościowa do statycznej próby rozciągania - Laboratorium Badania Materiałów, Wydział MT, Politechnika Śląska (opracowanie własne).*

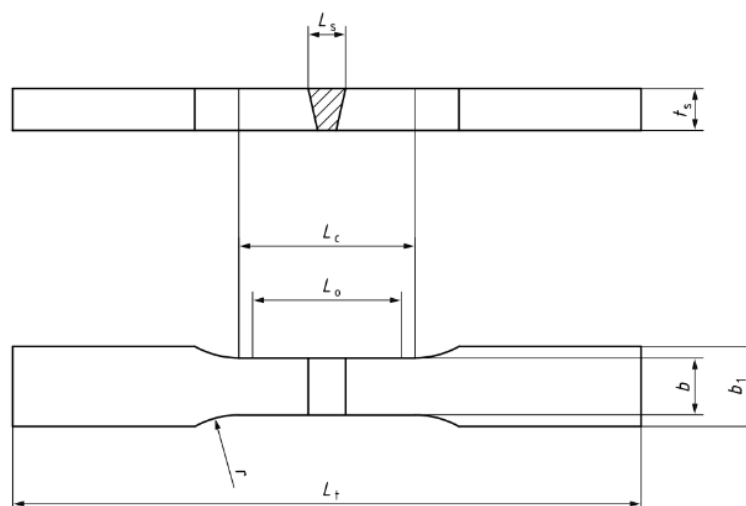
W celu wykonania statycznej próby rozciągania próbki do badań wstępnych zostały przygotowane zgodnie z rysunkiem 11, normą PN-88/M-69710 oraz wymiarami podanymi w tabeli 8. Próbki do badań właściwych zostały przygotowane zgodnie z rysunkiem 12 oraz wymiarami zgodnymi z normą PN-EN ISO 4136 podanymi w tabeli 9. Zmiana metody przygotowania próbek podyktowana była koniecznością wykonania badań niszczących zgodnie z wymaganiami normy PN-EN ISO 15614-1 na uznanie technologii spawania.



**Rysunek 11.** Kształt i wymiary próbek do rozciągania według PN-88/M-69710 dla badań wstępnych [10b].

**Tabela 8.** Zalecane wymiary próbek przeznaczonych do statycznej próby rozciągania wg. PN - 88/M-69710.

$a_0$	2 [mm]
$b_0$	12,5 [mm]
$H$	25 [mm]
$L_c$	80 [mm]
$L_s$	20 [mm]
$L_t$	300 [mm]
$r$	$\geq 35$



**Rysunek 12.** Kształt i wymiary próbek do rozciągania według PN-EN ISO 4136 dla badań właściwych [8b].



**Tabela 9.** Wymiary próbek do statycznej próby rozciągania wg. PN-EN ISO 4136 dla badań właściwych [8b].

<i>Lt</i>	300 [mm]
<i>bI</i>	15 [mm]
<i>b</i>	25 [mm]
<i>Lc</i>	80 [mm]
<i>r</i>	≥ 25

### 3.4.6. Statyczna próba zginania

W celu wykonania statycznej próby zginania dla badań właściwych złączy spawanych pobrano próbki płaskie poprzeczne o wymiarach 300,0 x 25,0 x 3,0 [mm]. Badania na zginanie przeprowadzono zgodnie z normą PN-EN ISO 5173 [15b]. Dla każdego złącza spawanego pobrano po sześć próbek, trzy przeznaczone na wykonanie badania od strony lica oraz trzy próbki w celu wykonania badania od strony przetopu spoiny.

### 3.4.7. Próba udarności

W celu wykonania badań udarności, pobrano sześć próbek z każdego złącza próbnego, trzy próbki w celu przeprowadzenia badania dla strefy wpływu ciepła oraz 3 próbki dla obszaru spoiny. Badanie udarności zostało wykonane z karbem V zgodnie z normą PN-EN ISO 9016 [16b]. Badanie przeprowadzono w temperaturze pokojowej 20°C.

Badanie udarności zostały przeprowadzone tylko dla złączy spawanych przeznaczonych do badań właściwych. Ze względu na grubość płyty przeznaczonej do badań wstępnych wynoszącej  $t = 2,5$  mm, badania udarności nie zostały przeprowadzone.

### 3.4.8. Mikrograficzne określenie wielkości ziarna

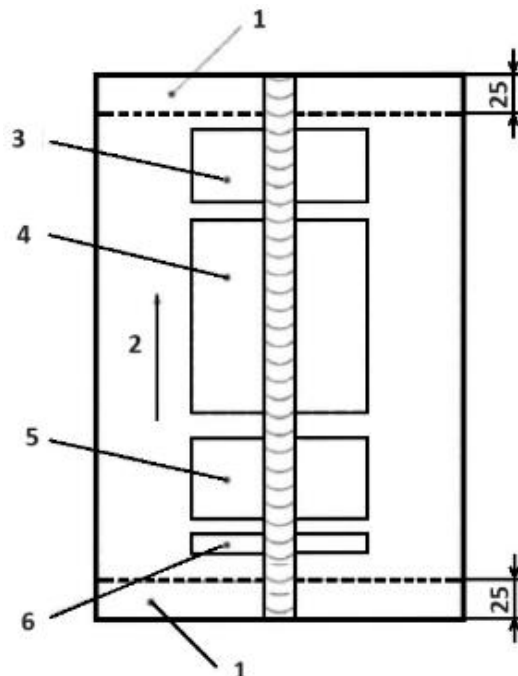
Ocenę wielkości ziaren zarówno dla badań wstępnych, jak i dla badań właściwych przeprowadzono metodą przechwytywania polegającej na wyznaczeniu linii prostej na badanym zgładzie próbki a następnie obliczeniu ilości ziaren przeciętych przez linię. Badanie dotyczące określenia wielkości ziarna wykonano zgodnie z normą PN-EN ISO 643 [9b]. Obserwacje wykonano na elektronowym mikroskopie skaningowym w trybie EDS.

### 3.4.9. Badanie odporności na korozję międzykrystaliczną

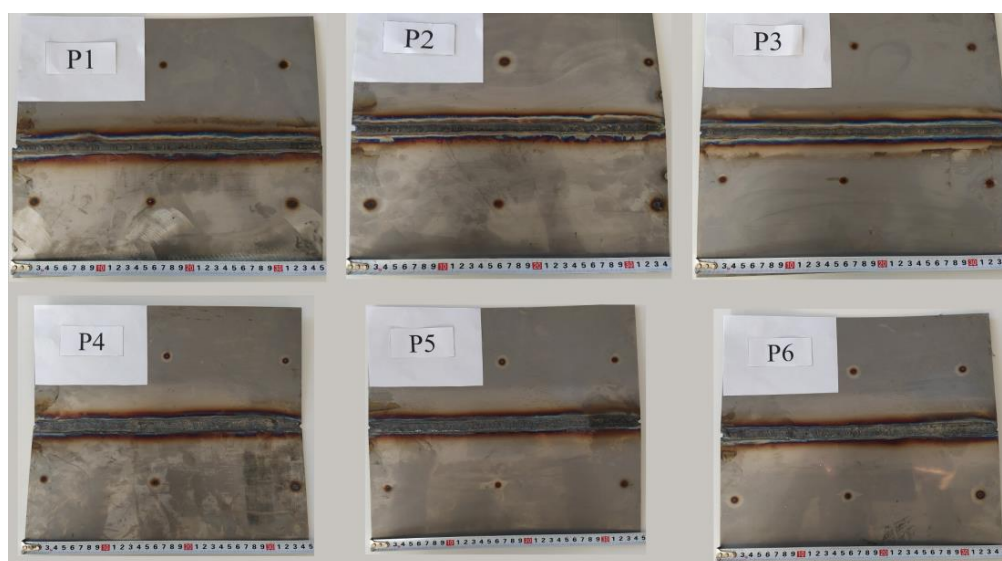
Badania odporności na korozję międzykrystaliczną złączy przeznaczonych do badań właściwych oznaczonych od T2P1 do T2P10 poddano badaniom w środowisku roztworu na bazie kwasu siarczanowego w obecności opiłków miedzi (próba Monypenny Straussa) zgodnie z normą PN-ISO 3651-2 [20b]. Próbki przetrzymywano w roztworze w czasie 24h.

### 3.5. Przygotowanie próbek do badań

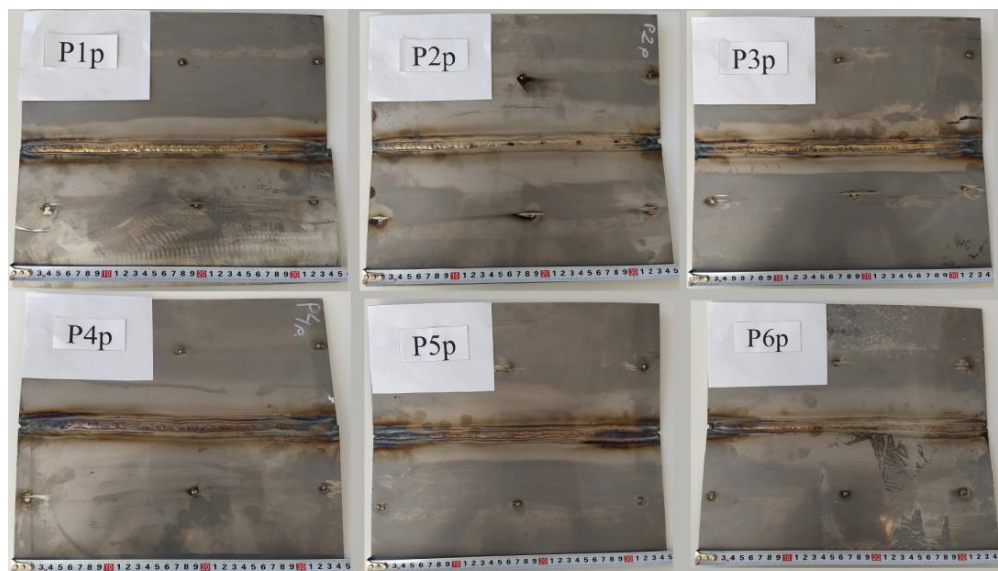
Próbki do badań zostały przygotowane zgodnie z normą PN-EN ISO 15614-1 [1b]. Z zakupionego materiału opisanego w pkt 3.2 dostarczonego w postaci płyt, z których pobrano próbki zgodnie z normą PN-EN ISO 15614-1 [1b] oraz rysunkiem 13.



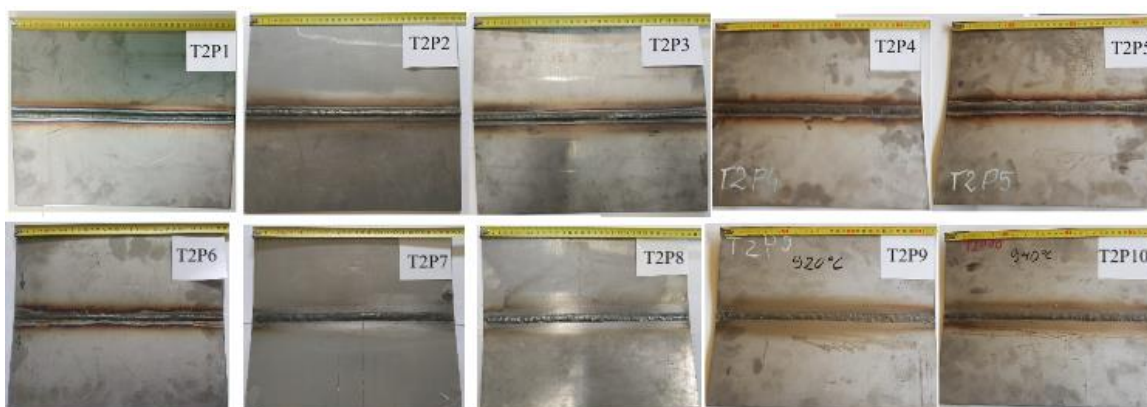
**Rysunek 13.** Miejsce pobrania próbek do badań niszczących z złączy spawanych, gdzie: 1- odpad, 2-kierunek spawania, 3 i 5- obszar pobrania próbek na zginanie i rozciąganie, 4- obszar pobrania próbek do badania udarności i badań dodatkowych, 6- obszar pobrania próbek na badania makroskopowe oraz badania twardości [1b].



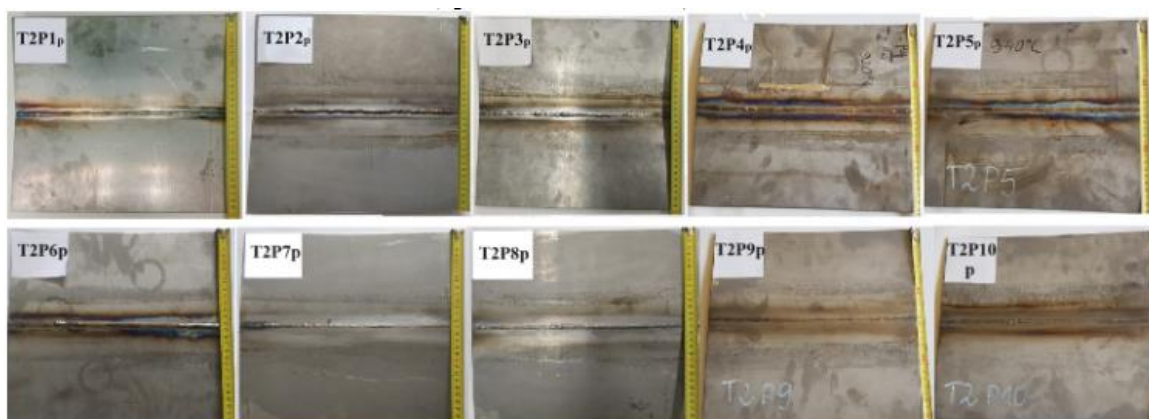
**Rysunek 14a.** Złącza spawalnicze dla badań wstępnych widok od strony lica spoiny (opracowanie własne).



**Rysunek 14b.** Złącza spawalnicze dla badań wstępnych widok od strony grani (opracowanie własne).



**Rysunek 14c.** Złącza spawalnicze dla badań właściwych widok od strony lica (opracowanie własne).



**Rysunek 14d.** Złącza spawalnicze dla badań właściwych widok od strony grani (opracowanie własne).

Złącza spawane płyt próbnymi zarówno przeznaczonych do badań wstępnych, jak i do badań właściwych (rysunek 14a ÷ 14d), podzielono na dwie podstawowe grupy, pierwszą grupę stanowią trzy złącza próbne w przypadku badań wstępnych o numeracji od P1 do P3

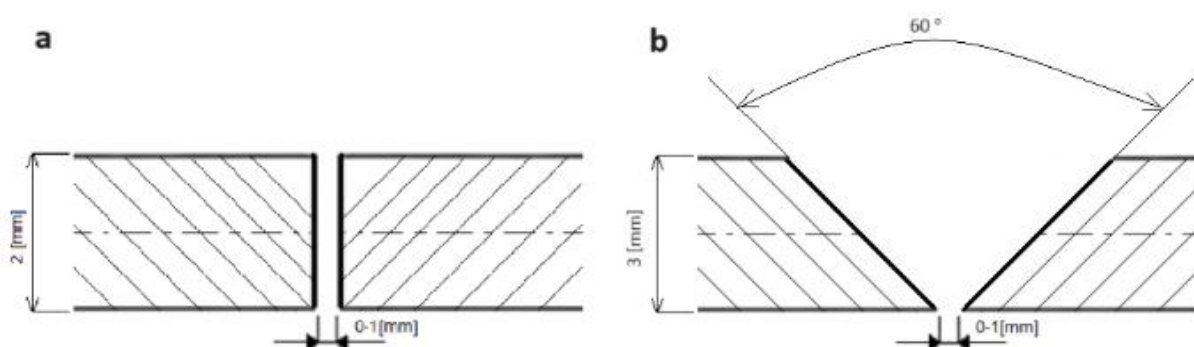
oraz pięć złączy próbnych o oznaczeniu od T2P1 do T2P5 w przypadku badań właściwych, które zostały wykonane bez dodatku tytanu. Drugą grupę stanowią złącza próbne o oznaczeniu od P4 do P6 (badania wstępne) oraz od T2P6 do T2P10 (badania właściwe) z zastosowanym podczas spawania dodatkiem tytanu mającym za zadanie ograniczenia zjawiska rozrostu ziaren ferrytu. Dodatkowo w każdej z dwóch grup złączy próbnych zarówno w przypadku badań wstępnych, jak i badań właściwych, znajdują się złącza próbne poddane odpowiedniej obróbce cieplnej po spawaniu w temperaturach podanych w tabelach 10a i 10b.

### 3.5.1. Technologia spawania

W zakresie przygotowania próbek zastosowano technologię spawania w osłonie gazu obojętnego elektrodą nietopliwą TIG 141 (wg PN-EN ISO 4063 [5b]) w pozycji PA, zgodnie z parametrami procesu spawania podanymi w tabelach: 10a – dla badań wstępnych i 10b – dla badań właściwych.

Wybór metody spawania 141, podyktowany jest stosunkowo niższą ilością wprowadzonego ciepła podczas spawania w porównaniu do innych popularnych metod spawania takich jak np. metoda MIG (131) czyli spawanie elektrodą topliwą w osłonie gazu obojętnego, co w szerszym zakresie zostało omówione w pkt. 2.4 niniejszej pracy.

Jako gazu osłonowego i formującego grań użyto argonu o oznaczeniu „I1” wg. PN-EN ISO 14175 [17b] w ilości 14 l/min przepływającego przez dyszę spawalniczą oraz 12 l/min gazu przepływającego od strony grani. Kształt rowka spawalniczego wykonano zgodnie z rysunkiem 15a i 15b oraz normą PN-EN ISO 9692-1 [18b].



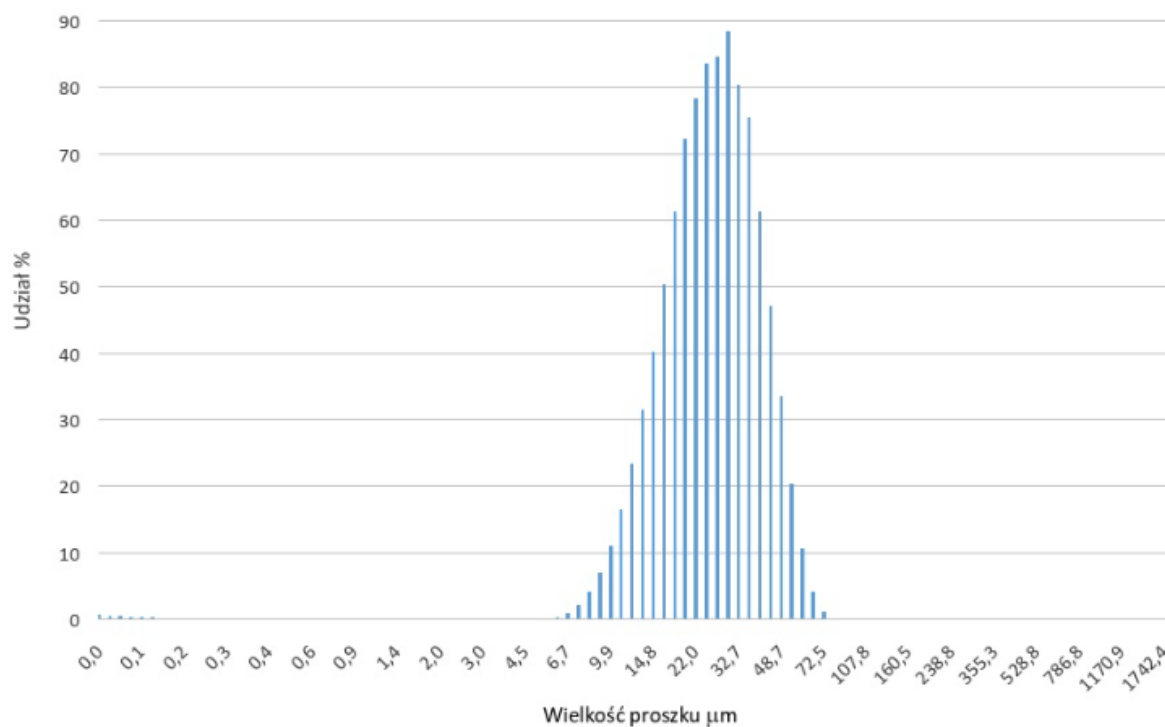
**Rysunek 15.** Kształt rowka spawalniczego: **a** dla badań wstępnych, **b** dla badań właściwych (opracowanie własne).

Materiał dodatkowy wycięty został z materiału podstawowego w związku z czym skład chemiczny materiału dodatkowego był identyczny jak skład chemiczny materiału podstawowego. Materiał dodatkowy stanowiły wycięte paski o wymiarach 2,0 x 3,0 x 150,0

[mm] w przypadku badań wstępnych oraz 3,0 x 3,0 x 150,0 [mm] w przypadku badań właściwych. Wybór materiału dodatkowego został podyktowany kwestiami dostępności oraz faktem, iż dostępne druty spawalnicze adekwatne do materiału spawalniczego wzbogacane są w tytan lub niob a w eksperymencie badawczym część złączy spawana była bez dodatku tytanu.

Podczas spawania złączy spawanych o numerach od P4 do P6 (badania wstępne) oraz od T2P6 do T2P10 (badania właściwe) zastosowano tytan jako dodatek spawalniczy w postaci proszku o granulacji zgodnie z rysunkiem 16, w ilości zgodnie z tabelami 10a i 10b. Proszek tytanu dodawano metodą zasypową polegającą na zasypaniu rowka spawalniczego przed spawaniem odmierzoną wcześniej odpowiednią ilością proszku zgodnie z tabelami 10a i 10b.

Przed przystąpieniem do procesu spawania zostały opracowane wstępne instrukcje spawania pWPS-y dla każdego złącza próbnego. Instrukcje zostały zamieszczone w załącznikach A ÷ F.



**Rysunek 16.** Rozkład frakcji wielkość cząstek proszku tytanu (opracowanie własne).

**Tabela 10a.** Parametry procesu spawania oraz obróbki cieplnej dla poszczególnych złączy spawanych wykonanych w ramach badań wstępnych (opracowanie własne).

Nr. złącza	Rodzaj biegunowości	Nr. ściegu	Natężenie [A]	Napięcie [V]	Prędkość spawania [mm/s]	Ilość wprowadzonego ciepła [kJ/mm]	Dodatek tytanu	Temp. obr. cieplnej / czas wygrzewania
P1	DC=(-)	1	65	10,7 ÷ 12,4	0,83	0,50 ÷ 0,58	-	-
P2	DC=(-)	1	65	11,2 ÷ 12,5	0,97	0,53 ÷ 0,59	-	880°C/ 30min
P3	DC=(-)	1	65	10,3 ÷ 12,5	1,00	0,48 ÷ 0,59	-	920°C/ 30min
P4	DC=(-)	1	80	10,5 ÷ 12,1	0,94	0,61 ÷ 0,70	~1g/ 350 mm	-
P5	DC=(-)	1	80	10,7 ÷ 12,3	1,09	0,62 ÷ 0,71	~1g/ 350 mm	880°C/ 30min
P6	DC=(-)	1	80	10,8 ÷ 12,1	1,09	0,62 ÷ 0,70	~1g/ 350 mm	920°C/ 30min

**Tabela 10b.** Parametry procesu spawania oraz obróbki cieplnej dla poszczególnych złączy spawanych wykonanych w ramach badań właściwych (opracowanie własne).

Nr. złącza	Rodzaj biegunowości	Nr. ściegu	Natężenie [A]	Napięcie [V]	Prędkość spawania [mm/s]	Ilość wprowadzonego ciepła [kJ/mm]	Dodatek tytanu	Temp. obr. cieplnej / czas wygrzewania
T2P1	DC=(-)	1	79	12,0 ÷ 12,5	0,67	0,84 ÷ 0,88	-	-
		2	85	12,4 ÷ 14,4	0,75	0,84 ÷ 0,97		
T2P2	DC=(-)	1	79	11,9 ÷ 12,5	0,68	0,82 ÷ 0,87	-	880°C/ 30min
		2	85	12,3 ÷ 14,1	0,74	0,85 ÷ 0,97		
T2P3	DC=(-)	1	79	12,3 ÷ 12,5	0,81	0,71 ÷ 0,73	-	900°C/ 30min
		2	85	12,3 ÷ 14,1	0,72	0,87 ÷ 0,99		
T2P4	DC=(-)	1	79	11,8 ÷ 12,3	0,92	0,60 ÷ 0,63	-	920°C/ 30min
		2	85	12,3 ÷ 14,4	0,77	0,81 ÷ 0,95		
T2P5	DC=(-)	1	79	11,8 ÷ 12,4	0,85	0,65 ÷ 0,69	-	940°C/ 30min
		2	85	12,0 ÷ 14,4	0,76	0,80 ÷ 0,96		
T2P6	DC=(-)	1	94	12,5 ÷ 13,5	1,07	0,66 ÷ 0,71	~2g/ 350 mm	-
		2	94	12,0 ÷ 13,7	0,86	0,79 ÷ 0,90		
T2P7	DC=(-)	1	94	12,5 ÷ 13,5	1,06	0,67 ÷ 0,72	~2g/ 350 mm	880°C/ 30min
		2	94	12,5 ÷ 13,5	0,89	0,79 ÷ 0,86		
T2P8	DC=(-)	1	94	12,0 ÷ 14,0	1,01	0,67 ÷ 0,78	~2g/ 350 mm	900°C/ 30min
		2	94	12,0 ÷ 14,0	0,85	0,80 ÷ 0,93		
T2P9	DC=(-)	1	94	12,0 ÷ 13,2	0,94	0,65 ÷ 0,78	~2g/ 350 mm	920°C/ 30min
		2	94	12,3 ÷ 13,7	0,89	0,78 ÷ 0,89		
T2P10	DC=(-)	1	94	12,2 ÷ 13,5	0,96	0,72 ÷ 0,79	~2g/ 350 mm	940°C/ 30min
		2	94	12,1 ÷ 13,8	0,82	0,83 ÷ 0,95		

### 3.5.2. Obróbka cieplna po procesie spawania

Plan badawczy obejmował realizację procesu obróbki cieplnej uzyskanych złączy spawanych. Otrzymane złącza spawane poddano operacji wyżarzania normalizującego. Minimalna temperatura wyżarzania normalizującego dla ferrytycznej stali nierdzewnej gatunku *X2CrTiNb18* została określona przez jej producenta na 880°C [1c]. Producent stali nie określił szybkości nagrzewania oraz szybkości chłodzenia podczas operacji wyżarzania. Dotychczasowa praktyka przemysłowa chłodzenia złączy ferrytycznych stali nierdzewnych po wyżarzaniu normalizującym polega na wolnym chłodzeniu w powietrzu lub wodzie [2, 5].

Wszystkie złącza spawane zarówno wykonane w celu przeprowadzenia badań wstępnych, jak i badań właściwych zostały poddane obróbce cieplnej z parametrami podanymi w tabeli 11a i 11b. Nagrzewanie próbek do temperatury 300°C odbywało się bez określonej technologicznie szybkości nagrzewania. Po osiągnięciu temperatury 300°C przez nagrzewany wsad, nagrzewanie odbywało się z szybkością wynoszącą 200°C/h. Chłodzenie po wygrzewaniu realizowano z szybkością wynoszącą 200°C/h do temperatura 300°C, po osiągnięciu tej temperatury następowało swobodne chłodzenie z piecem.

**Tabela 11a.** Parametry obróbki cieplnej złączy spawanych – badania wstępne (opracowanie własne).

Nr. złącza	Temp. wyżarzania [°C]	Szybkość nagrzewania [°C/h]	Czas wygrzewania [min]	Szybkość chłodzenia [°C/h]	Karta obróbki cieplnej
P2	880	Max 200	30	Max 200	OC 1
P3	920	Max 200	30	Max 200	OC 2
P5	880	Max 200	30	Max 200	OC 1
P6	920	Max 200	30	Max 200	OC 2

**Tabela 11b.** Parametry obróbki cieplnej złączy spawanych – badania właściwe (opracowanie własne).

Nr. złącza	Temp. wyżarzania [°C]	Szybkość nagrzewania [°C/h]	Czas wygrzewania [min]	Szybkość chłodzenia [°C/h]	Karta obróbki cieplnej
T2P2	880	Max 200	30	Max 200	OC 1
T2P3	900	Max 200	30	Max 200	OC 1.1
T2P4	920	Max 200	30	Max 200	OC 2
T2P5	940	Max 200	30	Max 200	OC 2.1
T2P7	880	Max 200	30	Max 200	OC 1
T2T8	900	Max 200	30	Max 200	OC 1.1
T2T9	920	Max 200	30	Max 200	OC 2
T2P10	940	Max 200	30	Max 200	OC 2.1

Obróbkę cieplną dla złączy spawanych przeznaczonych do badań wstępnych, jak i do badań właściwych przeprowadzono piecu mufowym FCF 5SM-d.

### 3.6. Wyniki badań

Poniżej zostaną przedstawione uzyskane w trakcie realizacji eksperymentu wyniki badań.

#### 3.6.1. Wyniki badań wstępnych

Badania wstępne zostały przeprowadzone w celu potwierdzenia zasadności założonych tez pracy.

##### 3.6.1.1 Wyniki twardości

Badanie twardości przeprowadzono metodą Vickersa. Odciski wykonano w jednej linii przechodzącej przez materiał rodzimy, strefę wpływu ciepła oraz spoinę. Wyniki pomiaru twardości dla badań wstępnych przedstawiono w tabelach 12 ÷ 17. Graficzne zestawienie wyników przedstawiono na rysunkach od 17 do 22 natomiast zestawienie wyników badań twardości na rysunku 23.

*Tabela 12. Wyniki pomiaru twardości dla próbki P1 (opracowanie własne).*

Twardość HV						
Oznaczenie próbki	Materiał rodzimy		Strefa wpływu ciepła		Spoina	
P1	156	Średnia 151	145	Średnia 147	159	Średnia 156
	151				153	
	144		147		156	
	150				154	
	153		148		158	
	153				156	
<b>Rozstęp</b>	12		3		6	
<b>Odchylenie standardowe</b>	3,71		1,24		2,08	

*Tabela 13. Wyniki pomiaru twardości dla próbki P2 (opracowanie własne).*

Twardość HV						
Oznaczenie Próbki	Materiał rodzimy		Strefa wpływu ciepła		Spoina	
P2	140	Średnia 144	148	Średnia 149	153	Średnia 151
	145				151	
	140		150		159	
	145				155	
	144		150		147	
	148				143	
<b>Rozstęp</b>	8		2		16	
<b>Odchylenie standardowe</b>	2,86		0,94		5,21	



Tabela 14. Wyniki pomiaru twardości dla próbki P3 (opracowanie własne).

Twardość HV						
Oznaczenie Próbki	Materiał rodzimy		Strefa wpływu ciepła		Spoina	
P3	144	Średnia 144	145	Średnia 149	149	Średnia 149
	138				147	
	147		155		153	
	142				149	
	148		148		145	
	144				149	
Rozstęp	10		10		8	
Odchylenie standardowe	3,28		4,18		2,42	

Tabela 15. Wyniki pomiaru twardości dla próbki P4 (opracowanie własne).

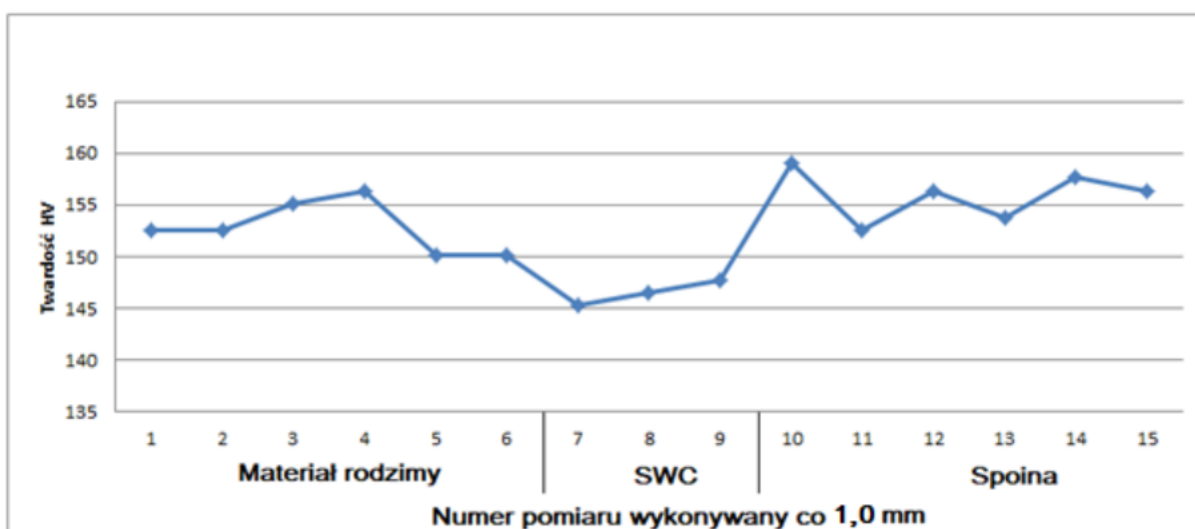
Twardość HV						
Oznaczenie Próbki	Materiał rodzimy		Strefa wpływu ciepła		Spoina	
P4	147	Średnia 149	160	Średnia 159	208	Średnia 210
	149				216	
	151		158		222	
	145				208	
	151		158		196	
	153				209	
Rozstęp	8		2		12	
Odchylenie standardowe	2,68		0,94		8,00	

Tabela 16. Wyniki pomiaru twardości dla próbki P5 (opracowanie własne).

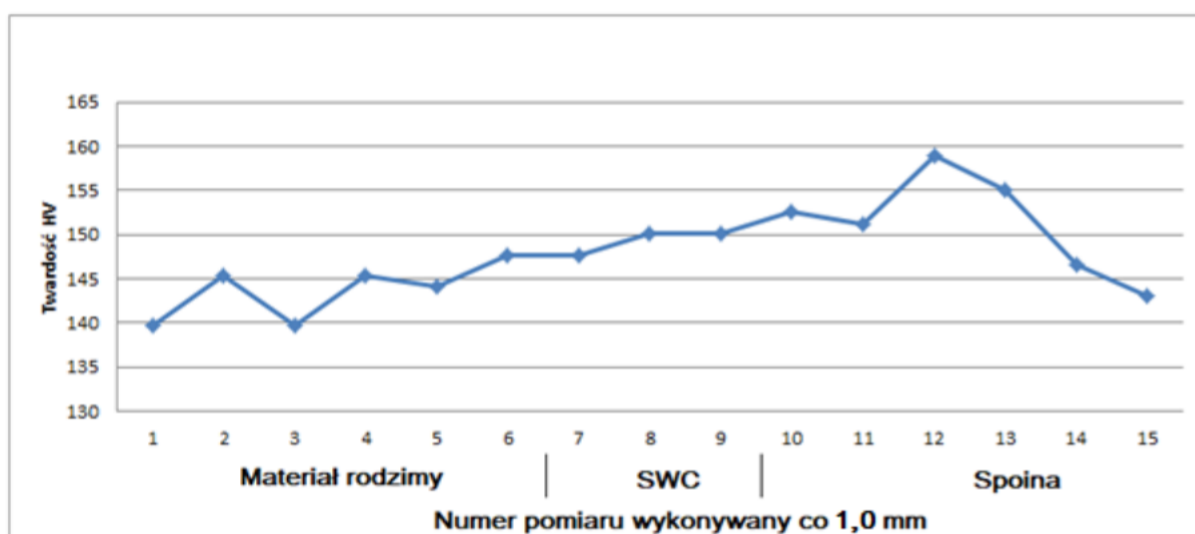
Twardość HV						
Oznaczenie Próbki	Materiał rodzimy		Strefa wpływu ciepła		Spoina	
P5	144	Średnia 147	144	Średnia 143	206	Średnia 193
	149				210	
	149		145		178	
	141				167	
	143		141		193	
	153				202	
Rozstęp	12		4		43	
Odchylenie standardowe	4,15		1,69		15,48	

Tabela 17. Wyniki pomiaru twardości dla próbki P6 (opracowanie własne).

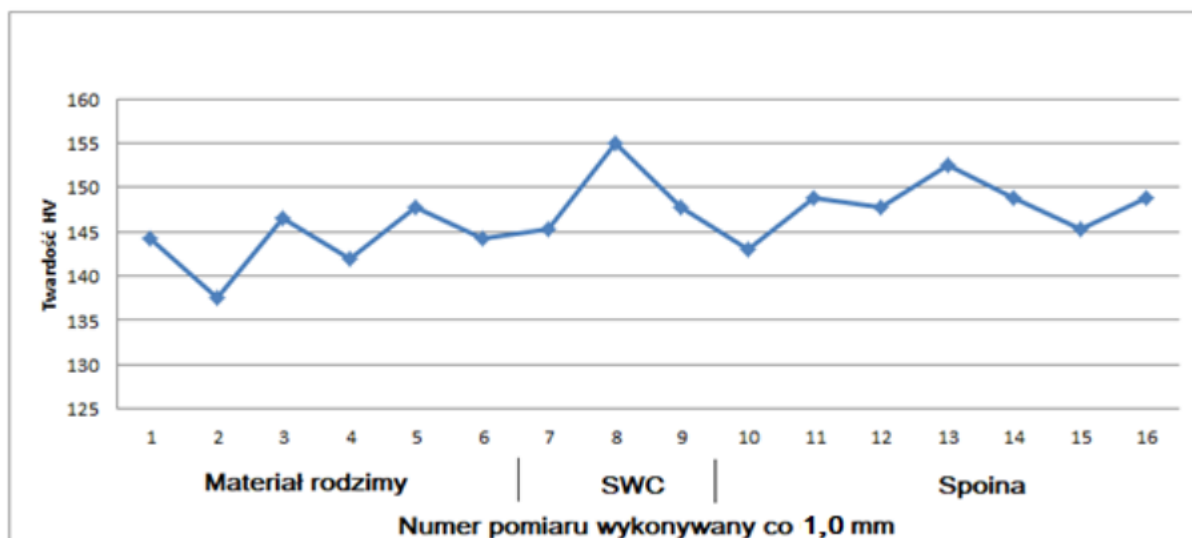
Twardość HV						
Oznaczenie Próbki	Material rodzimy		Strefa wpływu ciepła		Spoina	
P6	147	Średnia 151	153	Średnia 153	145	Średnia 177
	148				151	
	150		155		241	
	151				196	
	153		151		154	
	156				173	
Rozstęp	9		4		96	
Odchylenie standardowe	3,02		1,63		33,41	



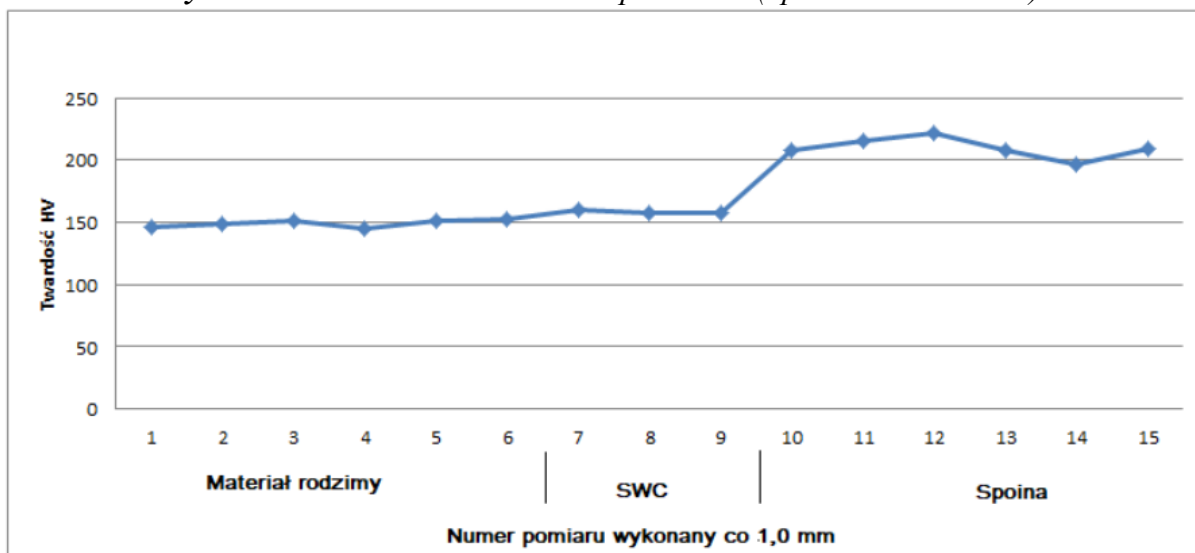
Rysunek 17. Rozkład twardości dla próbki P1 (opracowanie własne).



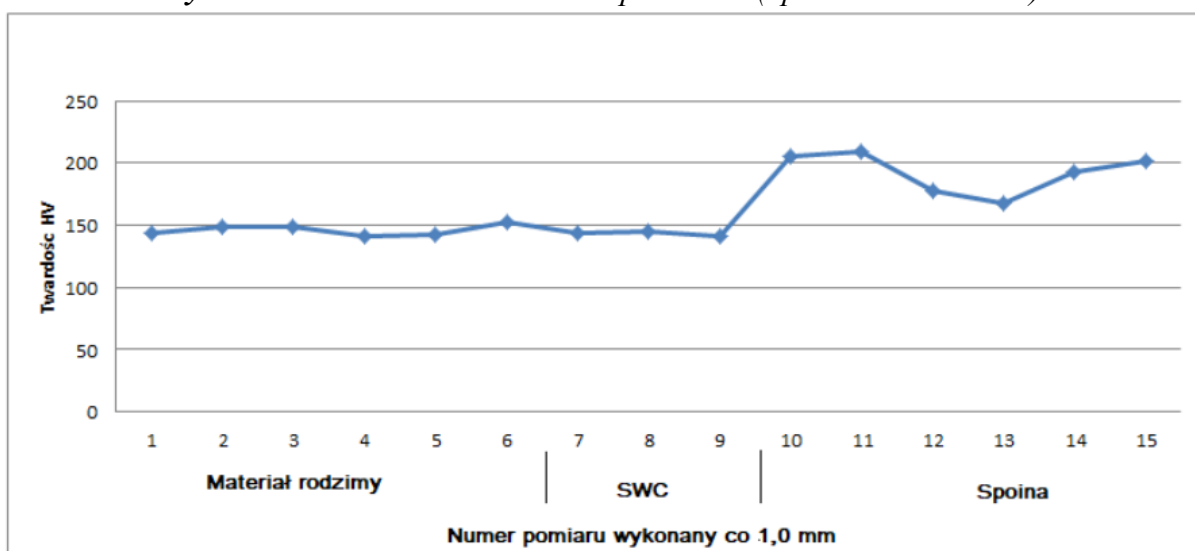
Rysunek 18. Rozkład twardości dla próbki P2 (opracowanie własne).



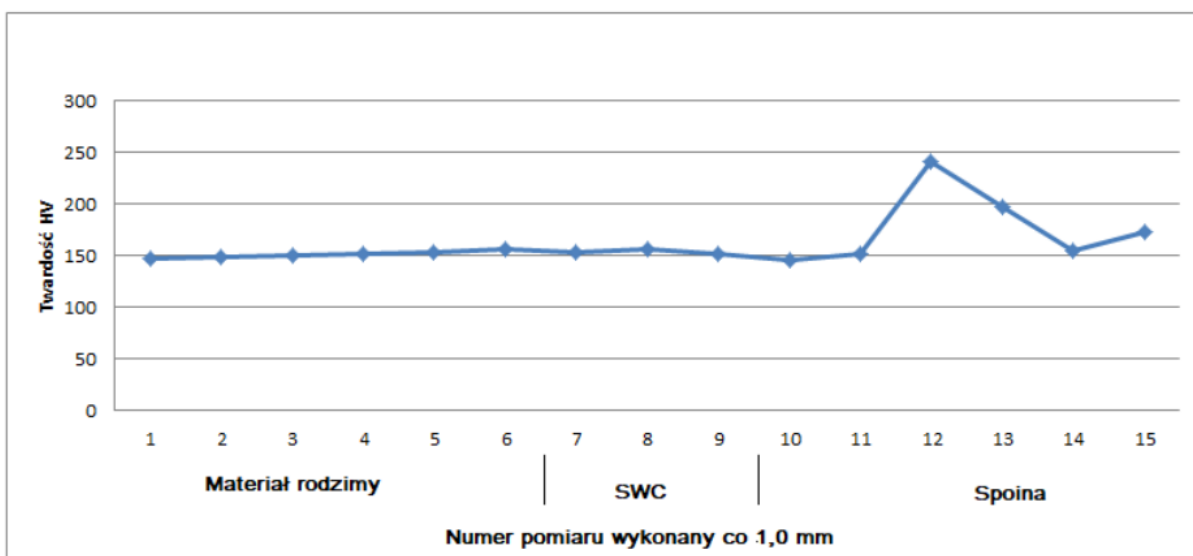
*Rysunek 19. Rozkład twardość dla próbki P3 (opracowanie własne).*



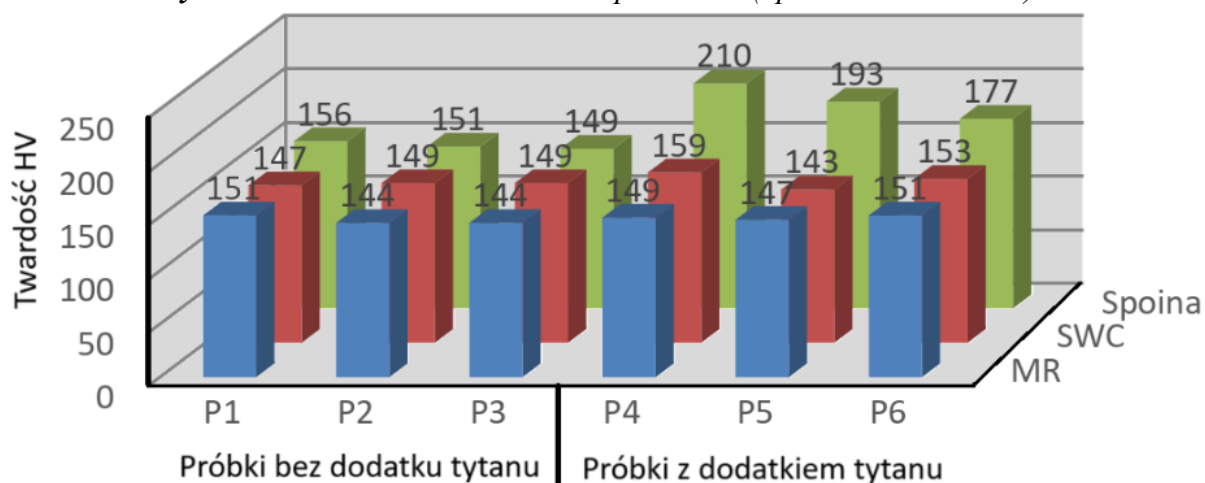
*Rysunek 20. Rozkład twardość dla próbki P4 (opracowanie własne).*



*Rysunek 21. Rozkład twardość dla próbki P5 (opracowanie własne).*



**Rysunek 22.** Rozkład twardość dla próbki P6 (opracowanie własne).



**Rysunek 23.** Zestawienie wyników badań twardości próbek wykonanych w ramach badań wstępnych (opracowanie własne).

Analizując uzyskany wyniki badań twardości HV dla złącza P1 (tabela 12, rysunek 17), wykonanego bez obróbki cieplnej oraz bez dodatku tytanu do twardości materiału rodzimego (tabela 7a), można zauważyć, że wartość twardości złącza P1 w obszarze spoiny wyniosła 156 HV, co stanowi wzrost o około 1%, w stosunku do materiału rodzimego, którego wartość twardości wyniosła 154, ze względu na dokładność pomiaru, można uznać za wynik porównywalny. Natomiast w obszarze SWC wyniosła 149 HV, co stanowi spadek o około 3%.

Realizacja procesu wyżarzania po spawaniu złączy o numerach P2 oraz P3 spowodowało niewielkie różnice uzyskanych wartości twardości HV dla obszaru spoiny oraz SWC do wartości uzyskanych dla złącza P1:

- do wartości 151 HV dla złącza P2 obrobionego cieplnie w temperaturze 880°C, dla obszaru spoiny, oraz do wartości 149 HV dla SWC, co stanowi spadek o około 3% dla obszaru spoiny oraz wzrost o około 1% dla SWC,
- do wartości 149 HV dla złącza P3 obrobionego cieplnie w temperaturze 920°C, dla obszaru spoiny oraz SWC, co stanowi spadek o około 4% dla obszaru spoiny oraz wzrost o około 1% dla SWC.

Zastosowanie dodatku tytanu podczas spawania złącza P4, spowodowało wzrost uzyskania wartości twardości HV w obszarze spoiny do wartości 210 HV, oraz w SWC do wartości 159 HV, co w porównaniu do wartości 156 HV dla obszaru spoiny oraz 147 HV dla SWC jakie uzyskało złącze P1, stanowi wzrost o około 34% dla obszaru spoiny oraz wzrost o około 8% dla SWC.

Wprowadzenie obróbki cieplnej po spawaniu do złączy P5 oraz P6, które zostały wzbogacone tytanem w porównaniu do złącza P4 wykonanego z dodatkiem tytanu lecz nie obrobionego cieplnie spowodowało spadek twardości w porównaniu do wartości 210 HV dla obszaru spoiny oraz 159HV dla SWC:

- do wartości 193 HV dla złącza P5 obrobionego cieplnie w temperaturze 880°C, dla obszaru spoiny, oraz do wartości 143 HV dla SWC, co stanowi spadek o około 8% dla obszaru spoiny oraz spadek o około 10% dla SWC,
- do wartości 177 HV dla złącza P6 obrobionego cieplnie w temperaturze 920°C, dla obszaru spoiny, oraz do wartości 153 HV dla SWC, co stanowi spadek o około 15% dla obszaru spoiny oraz spadek o około 4% dla SWC.

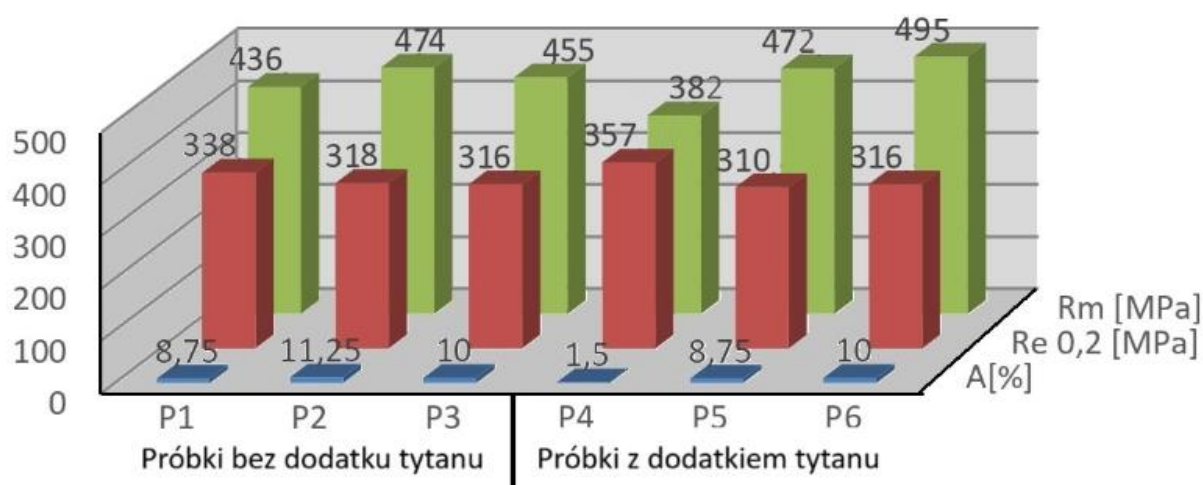
Powyższe wyniki badań pozwalają uznać, iż dodatek tytanu w znaczący sposób wpłynęła na wzrost twardości w obszarze spoiny oraz SWC, natomiast obróbka cieplna wraz ze wzrostem temperatury powoduje spadek wartości twardości w obszarze spoiny.

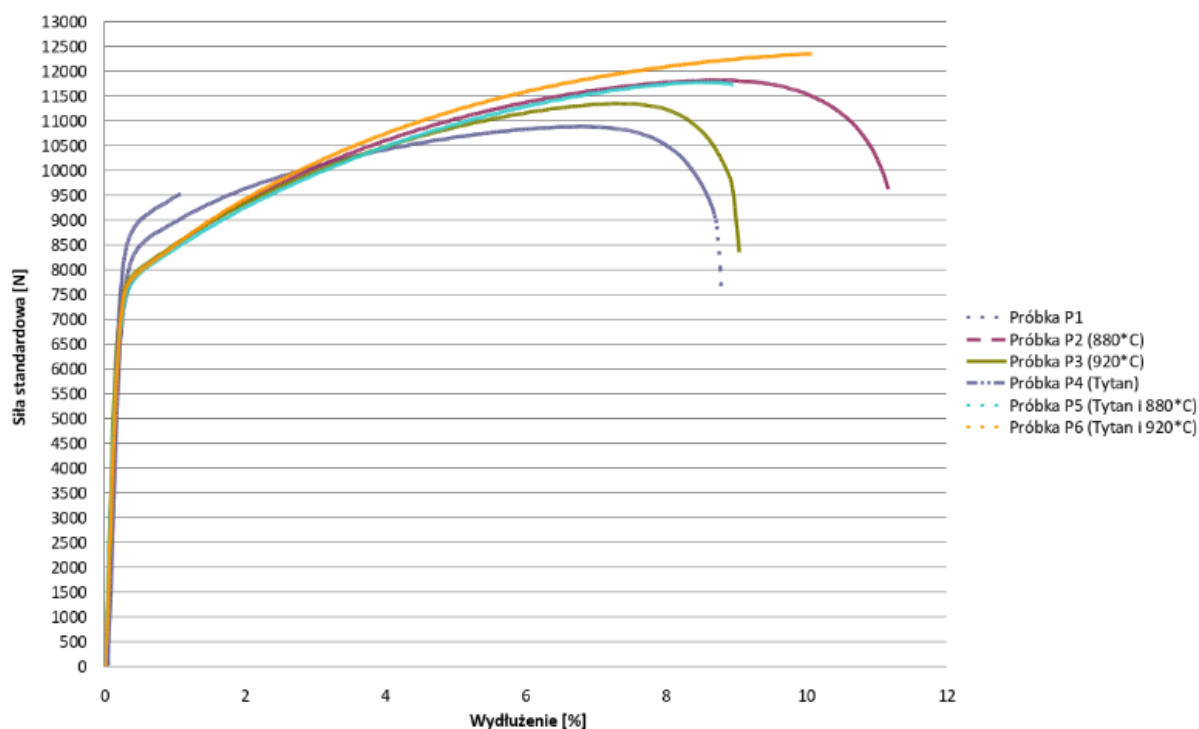
### **3.6.1.2. Wyniki statycznej próby rozciągania**

Złącza próbne spoin zostały poddane statycznej próbie rozciągania, uzyskane wartości naprężenia rozciągającego, granicy plastyczności i wydłużenia zestawiono w tabeli 18 oraz na rysunku 24. Wykresy naprężenie-odkształcenie dla poszczególnych próbek przedstawiono na rysunku 25.

**Tabela 18.** Wyniki statycznej próby rozciągania (opracowanie własne).

Oznaczenie próbki	Wytrzymałość na rozciąganie $R_m$ [MPa]	Granica plastyczność $Re_{0,2}$ [MPa]	Sila rozciągająca $F_e$ [N]	Wydłużenie $A$ [%]	Miejsce przelomu
P1	436	338	8400	8,75	Spoina
P2	474	318	7750	11,25	Spoina
P3	455	316	7700	10,00	Spoina
P4	382	357	8050	1,50	Spoina
P5	472	310	7700	8,75	Spoina
P6	495	316	7700	10,00	Spoina

**Rysunek 24.** Zestawienie wyników badań własności wytrzymałościowych próbek wykonanych w ramach badań wstępnych (opracowanie własne).



**Rysunek 25.** Wyniki statycznej próby rozciągania dla próbek od P1 do P6 (opracowanie własne).

Dodatek tytanu oraz obróbka cieplna powodują znaczący wzrost wydłużenia  $A[\%]$ . Dla próbek bez dodatku tytanu uzyskano niewielki wzrost wydłużenia  $A[\%]$ .

Zestawiając wyniki badań wytrzymałościowych (rysunki 24 i 25) próbek wykonanych bez dodatku tytanu w ramach badań wstępnych można wysunąć następujące wnioski:

- najwyższą wytrzymałość na rozciąganie  $R_m$  wynoszącą 474 MPa uzyskała próbka P2 poddana obróbce cieplnej w temperaturze 880°C, co w porównaniu do wartości 436 MPa jaką uzyskała próbka P1 nie poddana wyżarzaniu stanowi wzrost o 9%,
- wprowadzenie procesu wyżarzania powoduje wzrost wytrzymałości na rozciąganie, co można zaobserwować porównując wyniki uzyskane dla próbki P1 436 MPa do wyników próbek P2 i P3, które uzyskały wartości 474 MPa (P2) oraz 455 MPa (P3), co stanowi wzrost o 9% (P2) oraz o 4% (P3),
- wraz ze wzrostem temperatury wyżarzania wytrzymałość na rozciąganie  $R_m$  ulega obniżeniu z wartości 474 MPa dla próbki P2 wyżarzanej w 880°C do 455 MPa dla próbki P3 wyżarzanej w 920°C, co stanowi spadek o 4%,
- najwyższą granicę plastyczności  $Re_{0,2}$  wynoszącą 338 MPa uzyskała próbka P1 nie poddana wyżarzaniu,
- wprowadzenie wyżarzania powoduje obniżenie granicy plastyczności  $Re_{0,2}$  z wartości 338 MPa dla próbki P1 do wartości 318 MPa jaką uzyskała próbka P2 wyżarzana

- w 880°C co stanowi spadek o 6% oraz do wartości 316 MPa jaką uzyskała próbka P3 wyżarzana w 920°C, co stanowi spadek o 7%,
- największe wydłużenie A [%] podczas próby rozciągania wynoszące 11,25% uzyskało złącze P2 (wyżarzane w 880°C), co w porównaniu do złącza P1 (bez obróbki cieplnej) które uzyskało wynik 8,75% stanowi wzrost o 29%,
  - wprowadzenie procesu wyżarzania powoduje wzrost wydłużenia A[%], co można zaobserwować porównując wyniki uzyskane dla próbki P1 8,75% do wyników próbek P2 i P3, które uzyskały wartości 11,25 % (P2) oraz 10% MPa (P3), co stanowi wzrost o 29% (P2) oraz o 14% (P3),
  - wraz ze wzrostem temperatury wyżarzania wydłużenie A [%] ulega obniżeniu z wartości 11,25% dla próbki P2 wyżarzanej w 880°C do 10% dla próbki P3 wyżarzanej w 920°C co stanowi spadek o 11%.

Zestawiając wyniki badań wytrzymałościowych (rysunki 24 i 25) próbek wykonanych z dodatkiem tytanu w ramach badań wstępnych można wysunąć następujące wnioski:

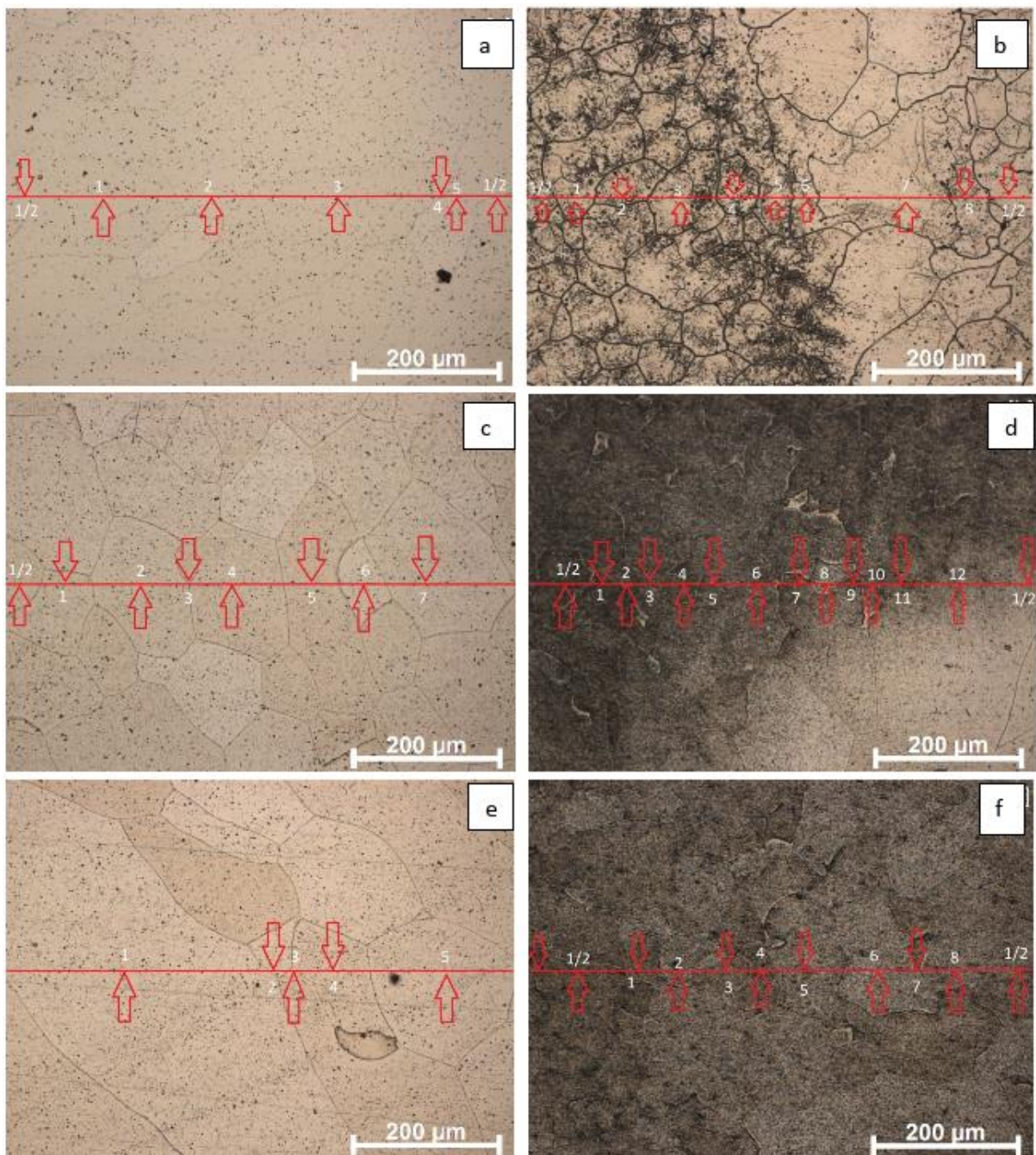
- najwyższą wartości wytrzymałości na rozciąganie  $R_m$  uzyskała próbka P6 wyżarzana w 920°C, której wynik wyniósł 495 MPa co w porównaniu do wartości próbki P4 wykonanej bez wyżarzania i wynoszącej 382 MPa stanowi wzrost o 30%,
- wprowadzenie procesu obróbki cieplnej w przypadku próbek wykonanych z dodatkiem tytanu powoduje wzrost z wartości 382 MPa (próbka P4 bez wyżarzania) do wartości 472 MPa (próbka P5 wyżarzana w 880°C) co stanowi wzrost o 25% oraz do wartości 495 MPa (próbka P6 wyżarzana w 920°C) co stanowi w/w wzrost o 30%,
- wraz ze wzrostem temperatury wyżarzania z temperatury 880°C (próbka P5) do temperatury 920°C (próbka P6) wytrzymałość na rozciąganie  $R_m$  ulega wzrostowi z 472 MPa (P5) do 495MPa (P6) co stanowi wzrost o 4%,
- najwyższą granicę plastyczności  $Re_{0,2}$  wynoszące 357 MPa uzyskała próbka P4 nie poddana wyżarzaniu,
- wprowadzenie wyżarzania powoduje obniżenie granicy plastyczności  $Re_{0,2}$  z wartości 357 MPa dla próbki P4 do wartości 310 MPa jaką uzyskała próbka P5 wyżarzana w 880°C co stanowi spadek o 13% oraz do wartości 316 MPa jaką uzyskała próbka P6 wyżarzana w 920°C co stanowi spadek o 11%,
- największe wydłużenie A[%] podczas próby rozciągania wynoszące 10% uzyskało złącze P6 (wyżarzane w 920°C), co w porównaniu do złącza P4 (bez obróbki cieplnej) które uzyskało wynik 1,5% stanowi wzrost o 567%,
- wprowadzenie procesu wyżarzania powoduje wzrost wydłużenia A[%], co można zaobserwować porównując wyniki uzyskane dla próbki P4 które wynoszą 1,5% do



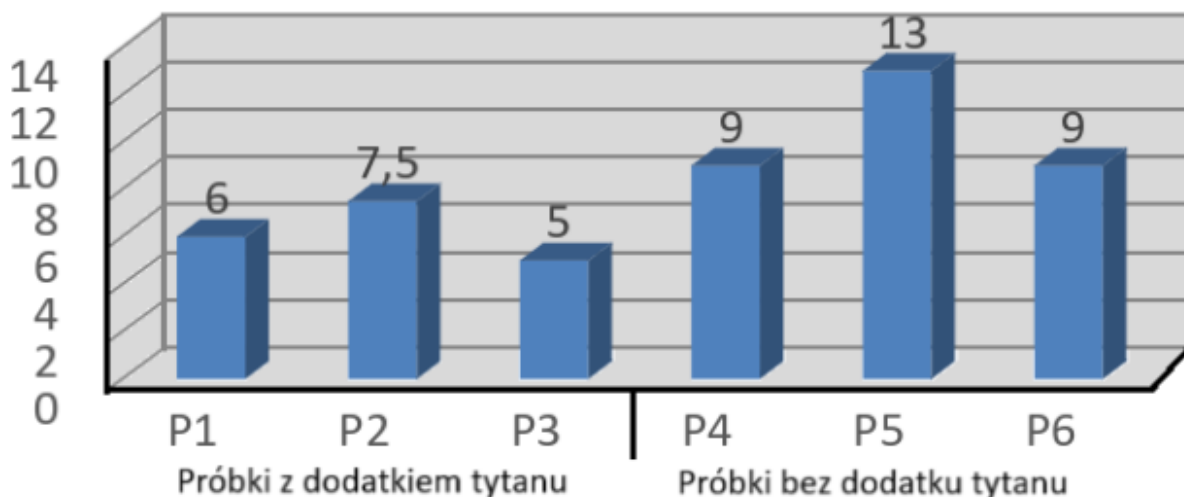
- wyników próbek P5 i P6, które uzyskały wartości 8,75 % (P5) oraz 10% MPa (P6) , co stanowi wzrost o 483% (P5) oraz o 567% (P6),
- wraz ze wzrostem temperatury wyżarzania wydłużenie  $A[\%]$  ulega podwyższeniu z wartości 8,75% dla próbki P5 wyżarzanej w 880°C do 10% dla próbki P6 wyżarzanej w 920°C co stanowi wzrost o 14%.
  - Powyższe wyniki badań pozwalają uznać, iż dodatek tytanu wraz z obróbką cieplną pozwala uzyskać wzrost wytrzymałości na rozciąganie  $R_m$  dla badanych złączy, identycznie zaobserwowano niewielki wzrost wartości granicy plastyczności  $Re_{0,2}$ . Dodatek tytanu wraz z obróbką cieplną powoduje spadek granicy plastyczności i wytrzymałości w porównaniu do próbek wykonanych bez tytanu i bez obróbki cieplnej. Obróbka cieplna próbek wykonanych bez tytanu pozwoliła uzyskać wzrost wytrzymałości na rozciąganie w odniesieniu do próbki bez obróbki cieplnej, wzrost temperatury obróbki cieplnej powoduje kolejno jej spadek.

### 3.6.1.3. Wyniki mikrograficznej oceny wielkości ziarna

Dla wykonanych próbek przeprowadzono określenie wielkości ziarna. Wyniki pomiarów przedstawiono na rysunku 26 natomiast zestawienie wyników pomiarów wielkości ziarna na rysunku 27. Pomiaru wielkości ziarna dokonano w obszarze spoin.



**Rysunek 26.** Struktura badanego materialu z pomiarem liczby ziaren w próbkach:  
a - P1, b - P4, c - P2, d - P5, e - P3, f - P6 (opracowanie własne).



**Rysunek 27.** Zestawienie wyników pomiaru wielkości ziarna (liczba ziaren) próbek wykonanych w ramach badań wstępnych (opracowanie własne).

Analizując otrzymane wyniki badań pomiaru wielkości ziaren (rysunki 26 i 27) w obszarze spoiny w przypadku próbek wykonanych bez dodatku tytanu przeprowadzonych w ramach badań wstępnych można zdefiniować następujące zależności [95]:

- Najmniejsze ziarna (największa liczba ziaren) obserwowane w obszarze spoiny uzyskało złącze P2 wyżarzane w temperaturze 880°C, co w porównaniu do ilości ziaren uzyskanych przez próbkę P1 wykonanej bez wyżarzania i wynoszącej 6 ziaren stanowi wzrost o 25%.
- Wraz ze wzrostem temperatury wyżarzania z temperatury 880°C do temperatury 920°C ilość ziaren ulega zmniejszeniu (następuje rozrost ziaren) co można zaobserwować porównując wyniki próbki P2 (880°C) gdzie ilość ziaren wyniosła 7,5 do wyników próbki P3 (920°C) która uzyskała 5 ziaren, co stanowi spadek o 33%.

Dokonując analizy uzyskanych wyników pomiaru wielkości ziaren w obszarze spoiny dla próbek wykonanych z dodatkiem tytanu można zdefiniować następujące wnioski [95]:

- Najmniejsze ziarna (największa liczba ziaren) obserwowane w obszarze spoiny uzyskała próbka P5 wyżarzana w temperaturze 880°C, co w porównaniu do ilości ziaren jakie uzyskała próbka P4 wykonana bez obróbki cieplnej i wynoszącej 9 ziaren stanowi wzrost o 44%.
- Wraz ze wzrostem temperatury wyżarzania z temperatury 880°C do temperatury 920°C ilość ziaren ulega zmniejszeniu (następuje rozrost ziaren) co można zaobserwować porównując wyniki próbki P5 (880°C) gdzie ilość ziaren wyniosła 13 do wyników próbki P6 (920°C) która uzyskała 9 ziaren, co stanowi spadek o 31%.

Powyższe wyniki badań pozwalają określić, że dodatek tytanu powoduje rozdrobnienie struktury (wzrost liczby ziaren). Wzrost temperatury obróbki cieplnej złączy wykonanych z dodatkiem tytanu oraz bez dodatku tytanu powoduje obniżenie liczby ziaren.

### **3.6.2. Wyniki badań właściwych**

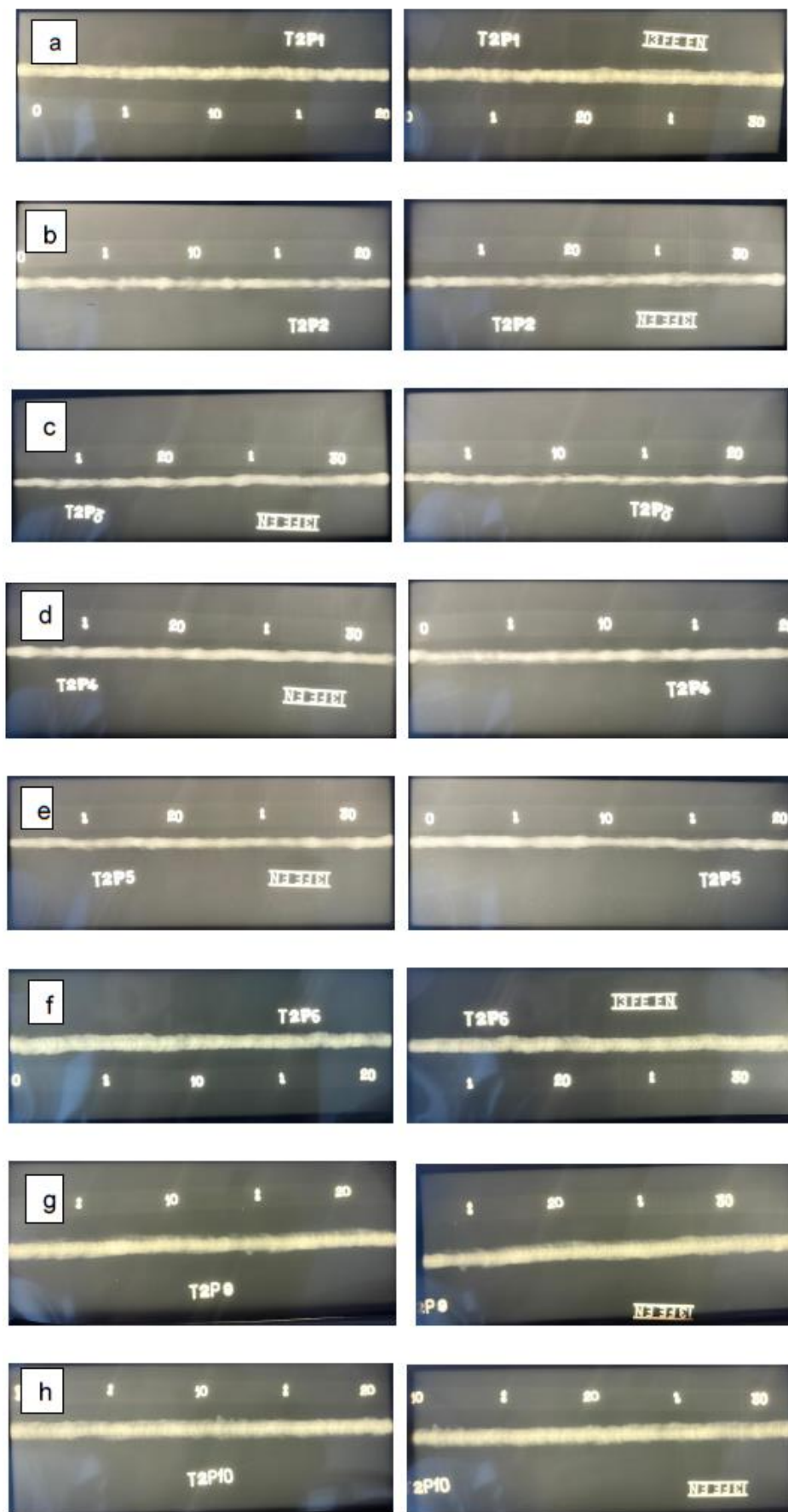
Poniżej zestawiono uzyskane wyniki badań właściwych.

#### **3.6.2.1. Wyniki badań wizualnych**

Zarówno złącza przeznaczone do badań wstępnych jak i właściwych spełniły wymagania poziomu jakości „B” normy PN-EN ISO 5817 [12b]. Sprawozdanie z badania wizualnego o numerach od T2p1 do T2P10 zostało przedstawiono w załączniku C.

#### **3.6.2.2. Wyniki badań radiograficznych**

Wykonane złącza przeznaczone do badań wstępnych, jak i właściwych spełniły wymagania poziomu jakości „B” według normy PN-EN ISO 5817 [12b], oraz spełniły poziom akceptacji „1” według normy PN-EN ISO 10675-1 [14b]. Zdjęcia rentgenowskie dla poszczególnych złączy próbnych przedstawiono na rysunku 28. Sprawozdanie z badań radiograficznych złączy o numerach od T2P1 do T2P10 zostało przedstawione w załączniku D do niniejszej pracy.



**Rysunek 28.** Rentgenogramy złączy spawalniczych: a – T2P1, b – T2P2, c – T2P3, d – T2P4, e – T2P5, f – T2P6, g – T2P9, h – T2P10 (opracowanie własne).

### 3.6.2.3. Wyniki badań penetracyjnych

Złącza spawalnicze przeznaczone do badań wstępnych oraz do badań właściwych spełniły wymagany poziom, jakości 2x według normy PN-EN ISO 23277. Sprawozdanie z badań penetracyjnych złączy o numerach od T2P1 do T2P10 zostało przedstawione w załączniku E.

### 3.6.2.4. Wyniki twardości

Wyniki pomiaru twardości HV10 złączy spawanych zostały przedstawione w tabelach 19 ÷ 28. Graficzne zestawienie wyników przedstawiono na rysunkach od 29 do 38.

Wyniki badań twardości HV10 przeprowadzone na 10 złączach spawanych potwierdziły poprzednio uzyskane wyniki w ramach badań wstępnych, iż wraz z dodaniem tytanu jako składnika stopowego dodawanego do materiału spoiny podczas spawania, następuje wyraźny wzrost twardości obszaru spoin.

**Tabela 19.** Wyniki pomiaru twardości dla próbki T2P1 (opracowanie własne).

Twardość, HV10						
Oznaczenie próbki	Materiał rodzimy		Strefa wpływu ciepła		Spoina	
T2P1		Średnia <b>153</b>	150	Średnia <b>154</b>	149	Średnia <b>155</b>
	152		148		151	
	154		155		153	
	150		150		155	
	150		152		160	
	158		151		160	
	153		154		147	
	153		163		144	
	156		162		163	
	156		156		164	
	-		156		161	
	-		156		-	
	<b>Rozstęp</b>		8		15	
<b>Odchylenie standardowe</b>	2,67		4,44		6,54	

Tabela 20. Wyniki pomiaru twardości dla próbki T2P2 (opracowanie własne).

Twardość, HV10						
Oznaczenie Próbki	Materiał rodzimy		Strefa wpływu ciepła		Spoina	
T2P2	154	Średnia 161	161	Średnia 164	159	Średnia 166
	151		159		164	
	162		159		163	
	155		156		163	
	150		164		166	
	175		167		160	
	174		170		165	
	158		165		162	
	163		164		173	
	167		176		170	
	-		-		178	
	-		-		170	
	<b>Rozstęp</b>		25		20	
<b>Odchylenie standardowe</b>	8,49		5,59		5,39	

Tabela 21. Wyniki pomiaru twardości dla próbki T2P3 (opracowanie własne).

Twardość, HV10						
Oznaczenie Próbki	Materiał rodzimy		Strefa wpływu ciepła		Spoina	
T2P3	152	Średnia 164	154	Średnia 169	171	Średnia 170
	156		158		164	
	162		158		159	
	152		162		155	
	153		183		164	
	176		174		167	
	180		179		173	
	181		175		178	
	169		177		175	
	164		175		153	
	-		-		169	
	-		-		137	
	-		-		171	
	-		-		191	
	-		-		185	
	-		-		189	
-	-	186				
<b>Rozstęp</b>	29		29		54	
<b>Odchylenie standardowe</b>	10,90		9,85		13,69	

Tabela 22. Wyniki pomiaru twardości dla próbki T2P4 (opracowanie własne).

Twardość, HV10						
Oznaczenie Próbki	Materiał rodzimy		Strefa wpływu ciepła		Spoina	
T2P4	150	Średnia 151	152	Średnia 156	154	Średnia 146
	148		160		149	
	145		151		158	
	150		153		154	
	145		161		146	
	156		150		115	
	157		157		135	
	157		160		128	
	154		163		154	
	150		152		148	
	-		-		152	
	-		-		155	
	<b>Rozstęp</b>		157		13	
<b>Odchylenie standardowe</b>	4,35		4,57		12,48	

Tabela 23. Wyniki pomiaru twardości dla próbki T2P5 (opracowanie własne).

Twardość, HV10										
Oznaczenie Próbki	Materiał rodzimy		Strefa wpływu ciepła		Spoina					
T2P5	147	Średnia 153	153	Średnia 156	156	Średnia 142				
	155		162		150					
	147		156		134					
	154		151		148					
	154		150		157					
	156		147		115					
	156		158		136					
	150		160		-					
	155		160		-					
	154		164		-					
	-		154		-					
	<b>Rozstęp</b>		9		17		42			
	<b>Odchylenie standardowe</b>		3,31		5,14		13,88			



Tabela 24. Wyniki pomiaru twardości dla próbki T2P6 (opracowanie własne).

Twardość, HV10						
Oznaczenie Próbki	Materiał rodzimy		Strefa wpływu ciepła		Spoina	
T2P6	143	Średnia <b>150</b>	137	Średnia <b>147</b>	176	Średnia <b>171</b>
	144		152		172	
	155		137		171	
	154		143		189	
	157		147		184	
	150		145		166	
	151		153		181	
	152		153		153	
	146		143		169	
	149		155		148	
	-		152		191	
	-		155		174	
	-		144		168	
	-		-		163	
	-		-		167	
-	-	169				
<b>Rozstęp</b>	14		18		43	
<b>Odchylenie standardowe</b>	4,43		6,15		11,18	

Tabela 25. Wyniki pomiaru twardości dla próbki T2P7 (opracowanie własne).

Twardość, HV10										
Oznaczenie Próbki	Materiał rodzimy		Strefa wpływu ciepła		Spoina					
T2P7	152	Średnia <b>155</b>	152	Średnia <b>159</b>	231	Średnia <b>181</b>				
	152		155		82					
	145		143		136					
	146		169		238					
	154		168		257					
	160		159		200					
	161		159		213					
	159		168		154					
	161		161		163					
	158		160		160					
	-		160		153					
	<b>Rozstęp</b>		16		25		175			
	<b>Odchylenie standardowe</b>		5,7		7,30		49,55			

Tabela 26. Wyniki pomiaru twardości dla próbki T2P8 (opracowanie własne).

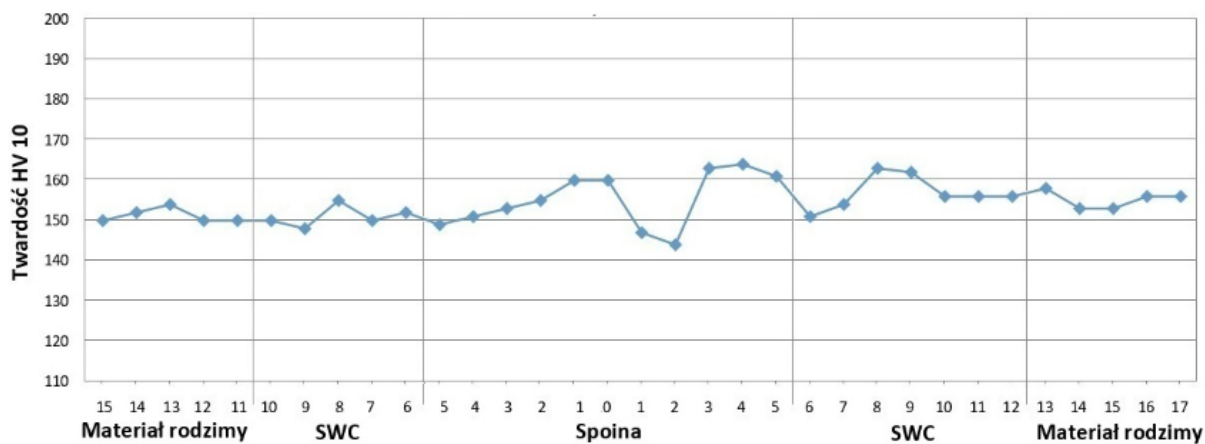
Twardość, HV10						
Oznaczenie Próbki	Materiał rodzimy		Strefa wpływu ciepła		Spoina	
T2P8	158	Średnia 156	155	Średnia 158	211	Średnia 187
	154		155		210	
	154		159		205	
	156		162		205	
	158		154		204	
	155		164		207	
	153		158		209	
	159		-		197	
	155		-		156	
	154		-		177	
	-		-		124	
	-		-		120	
	-		-		193	
	-		-		186	
	-		-		210	
-	-	185				
<b>Rozstęp</b>	6		9		91	
<b>Odchylenie standardowe</b>	1,95		3,52		28,62	

Tabela 27. Wyniki pomiaru twardości dla próbki T2P9 (opracowanie własne).

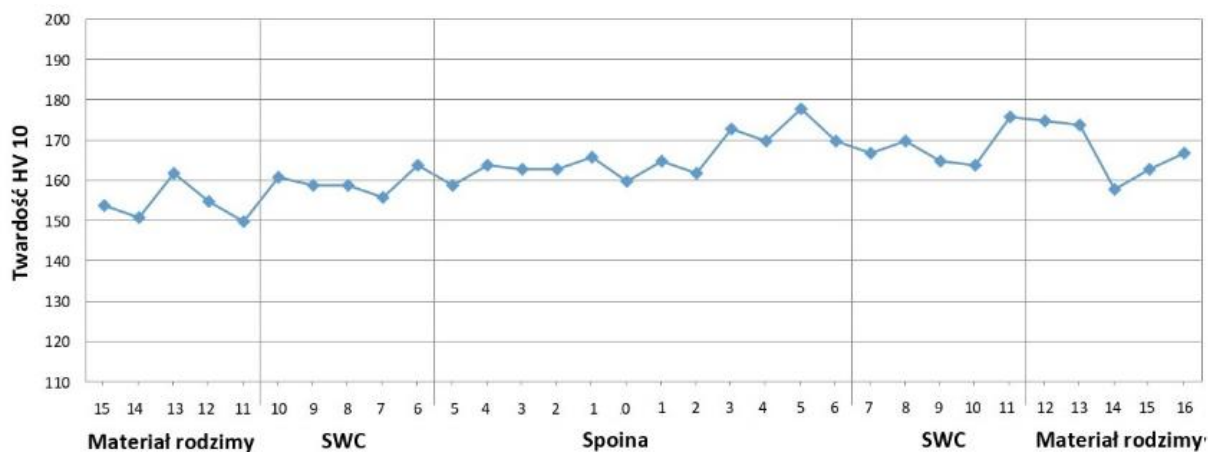
Twardość, HV10						
Oznaczenie Próbki	Materiał rodzimy		Strefa wpływu ciepła		Spoina	
T2P9	155	Średnia 143	154	Średnia 156	235	Średnia 224
	147		153		231	
	154		155		229	
	139		158		235	
	140		152		254	
	155		186		241	
	149		149		247	
	135		156		163	
	125		142		216	
	128		-		182	
	-		-		206	
	-		-		235	
	-		-		227	
	-		-		234	
	<b>Rozstęp</b>		30		44	
<b>Odchylenie standardowe</b>	10,47		11,44		24,10	

Tabela 28. Wyniki pomiaru twardości dla próbki T2P10 (opracowanie własne).

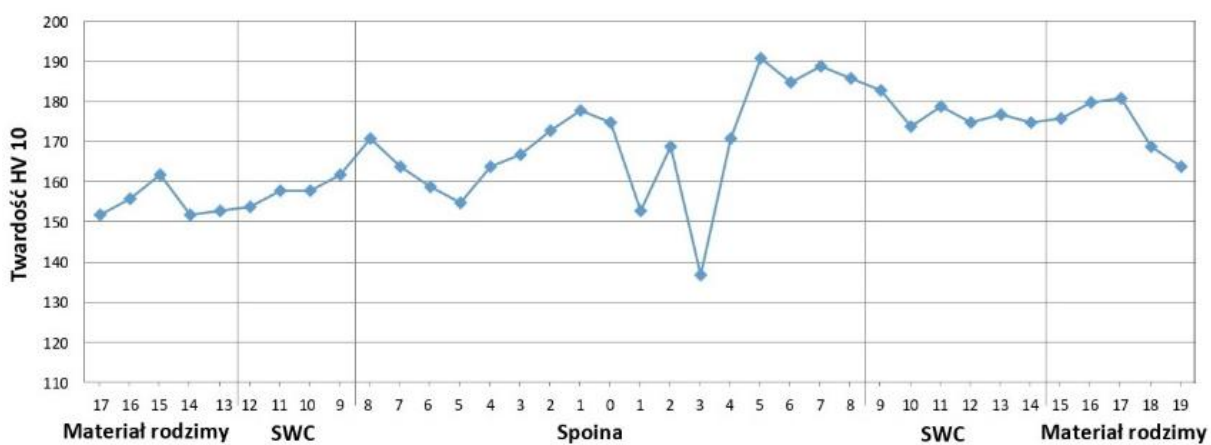
Twardość, HV10						
Oznaczenie Próbki	Materiał rodzimy		Strefa wpływu ciepła		Spoina	
T2P10	145	Średnia 150	139	Średnia 158	146	Średnia 200
	131		152		161	
	151		165		188	
	158		151		210	
	155		158		196	
	152		186		209	
	151		164		214	
	151		154		218	
	154		153		194	
	153		-		177	
	-		-		166	
	-		-		196	
	-		-		221	
	-		-		229	
	-		-		226	
	-		-		216	
-	-	216				
-	-	219				
<b>Rozstęp</b>	27		47		83	
<b>Odchylenie standardowe</b>	7,11		12,27		23,41	



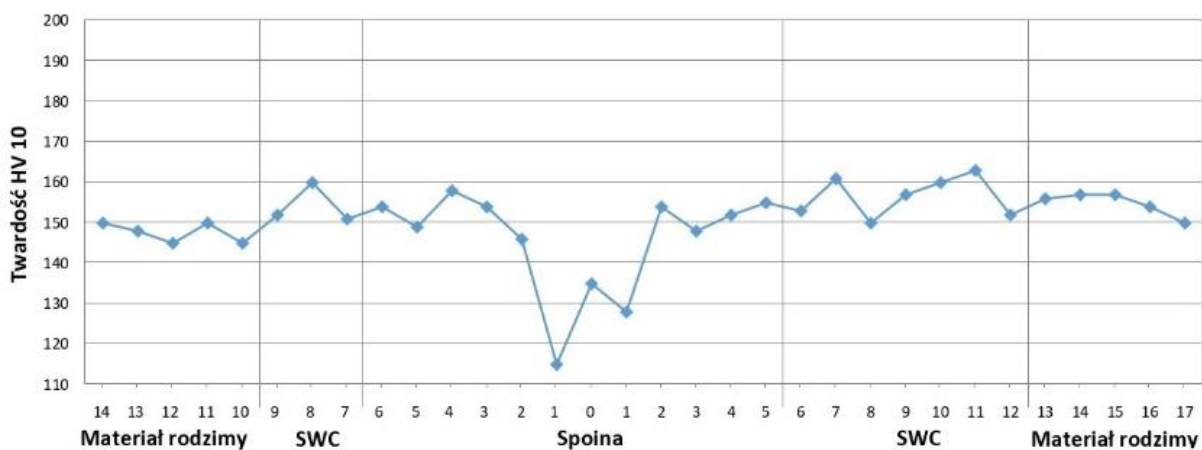
Rysunek 29 Rozkład pomiaru twardości dla próbki T2P1 w trzech obszarach złącza spawanego (opracowanie własne).



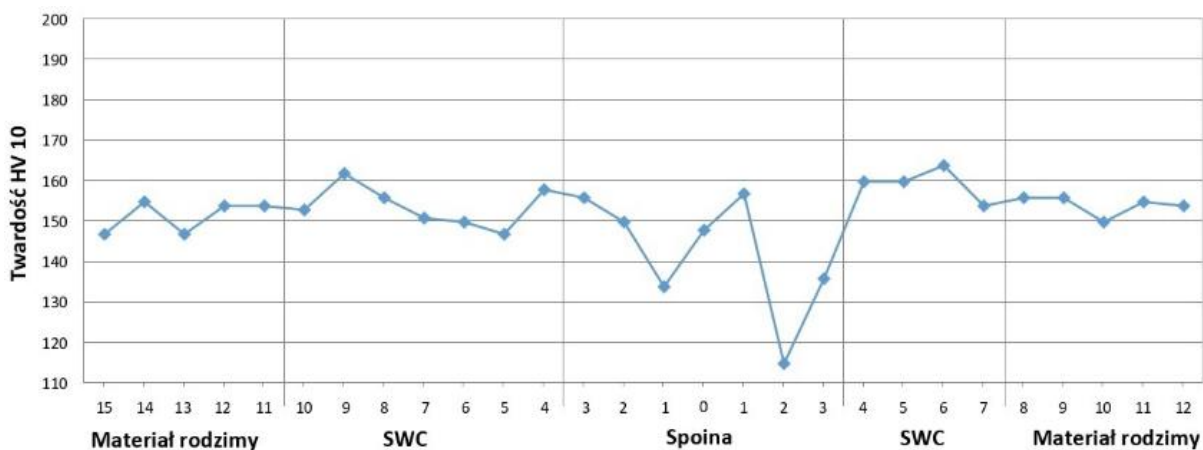
**Rysunek 30.** Rozkład pomiaru twardości dla próbki T2P2 w trzech obszarach złącza spawanego (opracowanie własne).



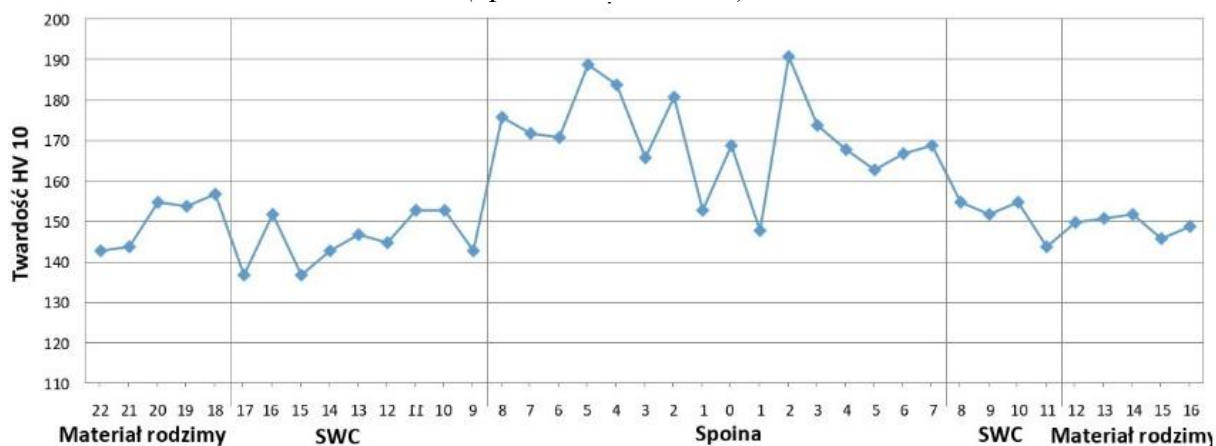
**Rysunek 31.** Rozkład pomiaru twardości dla próbki T2P3 w trzech obszarach złącza spawanego (opracowanie własne).



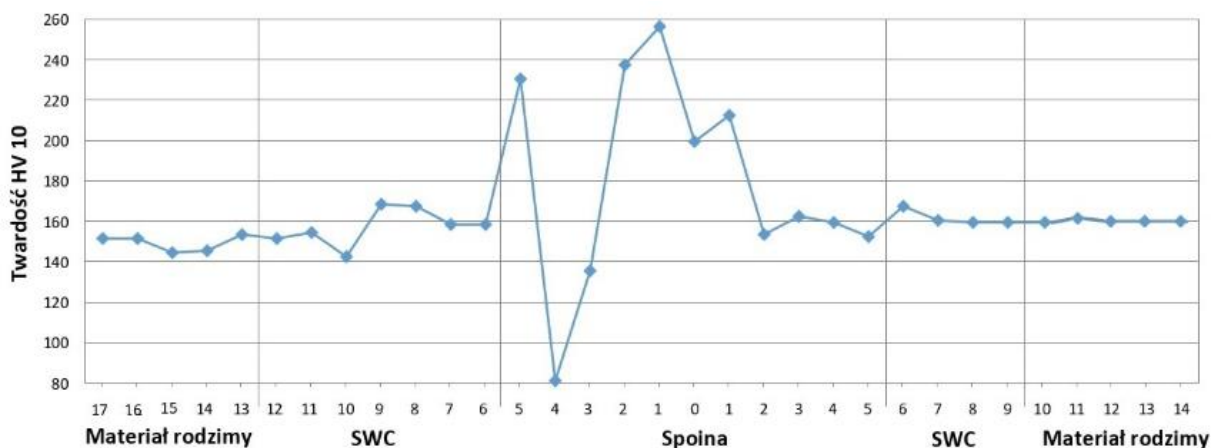
**Rysunek 32.** Rozkład twardości dla próbki T2P4 w trzech obszarach złącza spawanego (opracowanie własne).



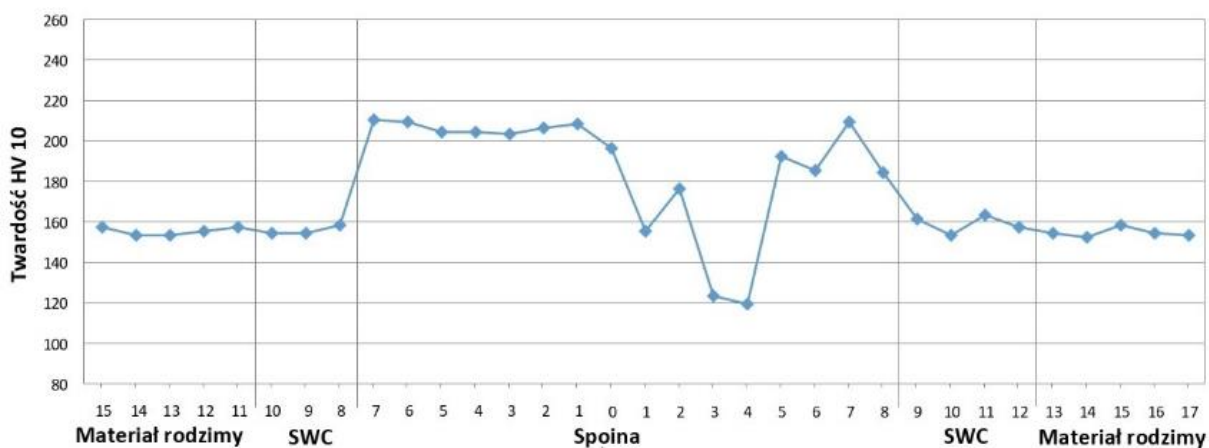
**Rysunek 33.** Rozkład twardości dla próbki T2P5 w trzech obszarach złącza spawanego (opracowanie własne).



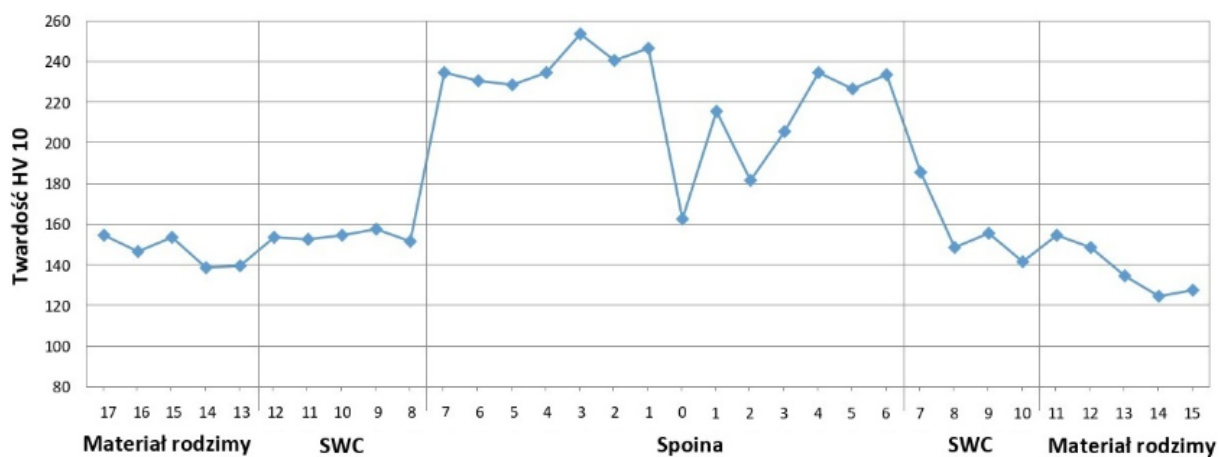
**Rysunek 34.** Rozkład twardości dla próbki T2P6 w trzech obszarach złącza spawanego (opracowanie własne).



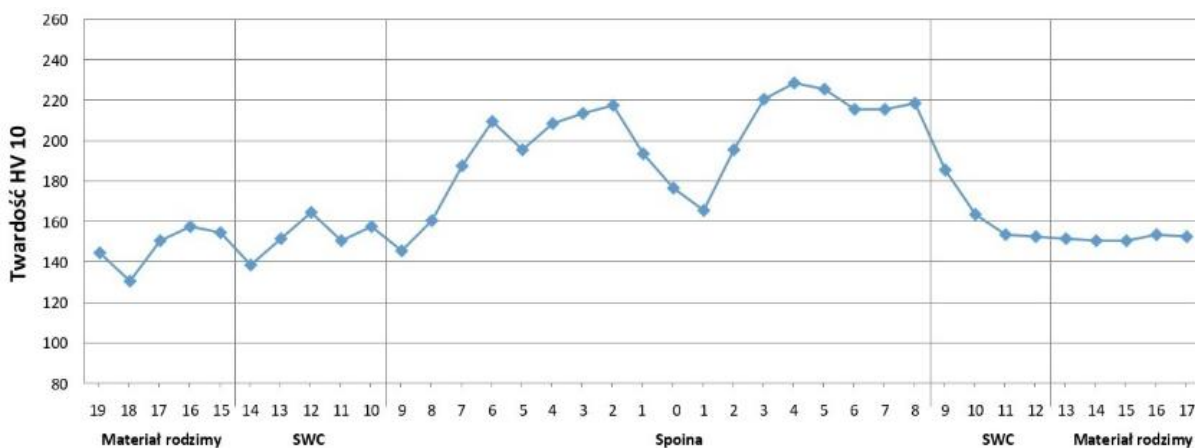
**Rysunek 35.** Rozkład twardości dla próbki T2P7 w trzech obszarach złącza spawanego (opracowanie własne).



**Rysunek 36.** Rozkład twardości dla próbki T2P8 w trzech obszarach złącza spawanego (opracowanie własne).



**Rysunek 37.** Rozkład twardości dla próbki T2P9 w trzech obszarach złącza spawanego (opracowanie własne).



**Rysunek 38.** Rozkład twardości dla próbki T2P10 w trzech obszarach złącza spawanego (opracowanie własne).

Analizując uzyskane wyniki pomiaru twardości (tabele 19 ÷ 28) przeprowadzonych na badanych złączach poddanych obróbce cieplnej do wyników pomiarów uzyskanych dla złącza T2P1 (bez obróbki cieplnej), które uzyskało wartość 155 HV10 dla obszaru spoiny oraz 154 HV10 dla SWC, można zauważyć następujące prawidłowości:

- wzrost twardości do 166 HV10 dla złącza T2P2 (obróbka cieplna w 880°C) dla obszaru spoiny oraz do wartości 164 HV10 dla SWC, co stanowi odpowiedni wzrost o 6% oraz 7%,
- wzrost twardości do 166 HV10 dla złącza T2P2 (obróbka cieplna w 880°C) dla obszaru spoiny oraz do wartości 164 HV10 dla SWC, co stanowi odpowiedni wzrost o 6% oraz 7%,
- wzrost twardości do 170 HV10 dla złącza T2P3 (obróbka cieplna w 900°C) dla obszaru spoiny oraz do wartości 169 HV10 dla SWC, co stanowi wzrost o około 10% dla obydwu obszarów.

Dalszy wzrost temperatury obróbki cieplnej złączy spawanych powyżej temperatury 900°C do wyników pomiarów uzyskanych dla złącza T2P1 (bez obróbki cieplnej), które uzyskało wartość 155 HV10 dla obszaru spoiny oraz 154 HV10 dla SWC, spowodował:

- spadek wartości twardości do 146 HV10 dla złącza T2P4 (obróbka cieplna w 920°C) dla obszaru spoiny, co stanowi spadek o około 6%, oraz wzrost do twardości do 156 HV10 dla SWC, co stanowi wzrost o około 6%,
- spadek wartości twardości do 142 HV10 dla złącza T2P5 (obróbka cieplna w 940°C) dla obszaru spoiny, co stanowi spadek o około 8%, oraz wzrost do twardości do 156 HV10 dla SWC, co stanowi wzrost o około 6%.

Wprowadzenie dodatku tytanu podczas spawania do złącza T2P6 (bez obróbki cieplnej) spowodowało wzrost twardości w obszarze spoiny do wartości 171 HV10, co w porównaniu do wartości 155 HV10 dla złącza T2P1 (bez obróbki i bez dodatku tytanu) stanowi wzrost o 10%. Natomiast w obszarze SWC nastąpił spadek z wartości 154 HV10 (T2P1) do wartości 147 HV10 (T2P6), co stanowi spadek o około 5%.

W przypadku złączy wzbogaconych tytanem podczas spawania, zastosowanie procesu wyżarzania po spawaniu spowodowało w porównaniu do złącza T2P6 (z dodatkiem tytanu, bez obróbki cieplnej) wzrost wartości twardości zarówno w obszarze spoiny, jak i SWC:

- do wartości 181 HV10 dla złącza T2P7 (obróbka cieplna 880°C) dla obszaru spoiny, oraz do wartości 159 HV10 dla SWC, co stanowi wzrost o około 16% dla spoiny i 3% dla SWC,

- do wartości 187 HV10 dla złącza T2P8 (obróbka cieplna 900°C) dla obszaru spoiny, oraz do wartości 158 HV10 dla SWC, co stanowi wzrost o około 20% dla spoiny i około 2% dla SWC,
- do wartości 224 HV10 dla złącza T2P9 (obróbka cieplna 920°C) dla obszaru spoiny, oraz do wartości 156 HV10 dla SWC, co stanowi wzrost o około 44% dla spoiny oraz 1% dla SWC,
- do wartości 200 HV10 dla złącza T2P10 (obróbka cieplna 940°C) dla obszaru spoiny, oraz do wartości 158 HV10 dla SWC, co stanowi wzrost o około 29% oraz o około 2% dla SWC.

### **3.6.2.5. Wyniki statycznej próby rozciągania**

Styczną próbę rozciągania wykonano dla dziesięciu złączy próbnych, z których wycięte zostały po trzy próbki dla każdego złącza spawanego.

Uzyskane wyniki statycznej próby wytrzymałości na rozciąganie zestawiono w tabeli 29a ÷ 29c, oraz na rysunku 39.

Wyniki pomiarów statycznej próby rozciągania przeprowadzanych dla poszczególnych złączy wykonanych w ramach badań właściwych wykazały, iż wprowadzenie procesu obróbki cieplnej po spawaniu w przypadku złączy spawanych oznaczonych od T2P2 do T2P5 (rysunek 39) nie wzbogaconych tytanem, spowodowało wzrost średniej wartości wytrzymałości na rozciąganie z wartości 576 MPa dla próbki T2P1 wykonanej bez obróbki cieplnej do 591 MPa dla próbki T2P2 (tabela 29a), co stanowi wzrost o około 3%, oraz do wartości 599 MPa dla złącza T2P4 (tabela 29), co stanowi wzrost o około 4 % i do 593 MPa dla złącza T2P5 (tabela 29a), co stanowi wzrost o około 3%. Jednakże najwyższą różnicę i jednocześnie najwyższy wzrost średniej wartości wytrzymałości na rozciąganie uzyskało złącze spawane o oznaczeniu T2P3 i wyniosło 619 MPa uzyskując wzrost o około 7% w porównaniu do średniej wartości wytrzymałości dla złącza T2P1.



**Tabela 29a.** Wyniki wytrzymałości na rozciąganie  $R_m$  dla badań właściwych (opracowanie własne).

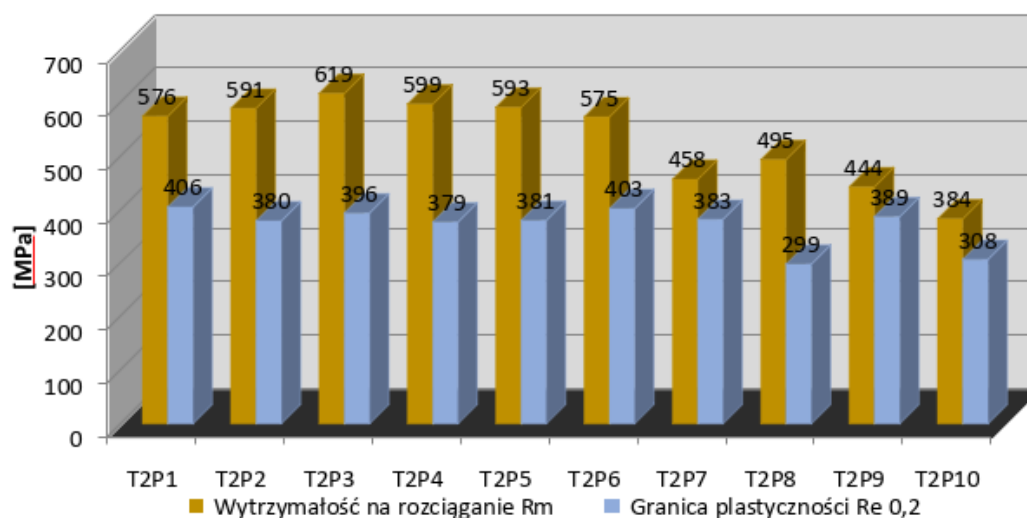
Oznaczenie złącza	Nr. próbki	$R_m$ [MPa]	Średnia	Rozstęp	Odchylenie standardowe
<b>T2P1</b>	T2P1.1	587	576	24	9,97
	T2P1.2	563			
	T2P1.3	579			
<b>T2P2</b>	T2P2.1	584	591	43	18,23
	T2P2.2	616			
	T2P2.3	573			
<b>T2P3</b>	T2P3.1	613	619	16	7,11
	T2P3.2	615			
	T2P3.3	629			
<b>T2P4</b>	T2P4.1	600	599	2	0,94
	T2P4.2	598			
	T2P4.3	600			
<b>T2P5</b>	T2P5.1	591	593	3	1,41
	T2P5.2	594			
	T2P5.3	594			
<b>T2P6</b>	T2P6.1	578	575	6	2,44
	T2P6.2	572			
	T2P6.3	575			
<b>T2P7</b>	T2P7.1	496	459	108	49,99
	T2P7.2	492			
	T2P7.3	388			
<b>T2P8</b>	T2P8.1	497	495	4	1,69
	T2P8.2	493			
	T2P8.3	494			
<b>T2P9</b>	T2P9.1	482	445	72	29,45
	T2P9.2	442			
	T2P9.3	410			
<b>T2P10</b>	T2P10.1	405	384	59	27,13
	T2P10.2	402			
	T2P10.3	346			

**Tabela 29b.** Wyniki granicy plastyczności  $Re_{0,2}$  dla badań właściwych (opracowanie własne).

Oznaczenie złącza	Nr. próbki	$Re_{0,2}$ [MPa]	Średnia	Rozstęp	Odchylenie standardowe
<b>T2P1</b>	T2P1.1	412	406	8	4,32
	T2P1.2	402			
	T2P1.3	404			
<b>T2P2</b>	T2P2.1	379	380	9	3,74
	T2P2.2	385			
	T2P2.3	376			
<b>T2P3</b>	T2P3.1	394	396	13	5,43
	T2P3.2	390			
	T2P3.3	403			
<b>T2P4</b>	T2P4.1	378	379	2	0,94
	T2P4.2	380			
	T2P4.3	378			
<b>T2P5</b>	T2P5.1	380	381	1	0,47
	T2P5.2	381			
	T2P5.3	381			
<b>T2P6</b>	T2P6.1	402	403	3	1,24
	T2P6.2	405			
	T2P6.3	404			
<b>T2P7</b>	T2P7.1	384	383	2	0,94
	T2P7.2	384			
	T2P7.3	382			
<b>T2P8</b>	T2P8.1	303	299	10	4,18
	T2P8.2	293			
	T2P8.3	300			
<b>T2P9</b>	T2P9.1	386	389	18	7,58
	T2P9.2	399			
	T2P9.3	381			
<b>T2P10</b>	T2P10.1	309	308	3	1,41
	T2P10.2	309			
	T2P10.3	306			

Tabela 29c. Wyniki wydłużenia A dla badań właściwych (opracowanie własne).

Oznaczenie złącza	Nr. próbki	A [%]	Średnia	Rozstęp	Odchylenie standardowe
T2P1	T2P1.1	11,3	13,3	4,2	1,75
	T2P1.2	12,6			
	T2P1.3	15,5			
T2P2	T2P2.1	10,1	11,2	4,2	1,87
	T2P2.2	13,8			
	T2P2.3	9,6			
T2P3	T2P3.1	13,3	14,4	1,8	0,77
	T2P3.2	15,1			
	T2P3.3	14,7			
T2P4	T2P4.1	15,2	15,3	0,2	0,09
	T2P4.2	15,2			
	T2P4.3	15,4			
T2P5	T2P5.1	13,1	13,6	0,9	0,36
	T2P5.2	14,0			
	T2P5.3	13,6			
T2P6	T2P6.1	13,9	12,6	3,2	1,38
	T2P6.2	10,7			
	T2P6.3	13,3			
T2P7	T2P7.1	3,0	1,4	2,7	1,13
	T2P7.2	1,1			
	T2P7.3	0,3			
T2P8	T2P8.1	12,0	13	2	0,816
	T2P8.2	14,0			
	T2P8.3	13,0			
T2P9	T2P9.1	2,3	1,4	1,5	0,64
	T2P9.2	1,1			
	T2P9.3	0,8			
T2P10	T2P10.1	3,7	3	2,1	0,98
	T2P10.2	3,7			
	T2P10.3	1,6			



Rysunek 39. Wyniki badań własności mechanicznych złączy spawanych wykonanych w ramach badań właściwych dla poszczególnych próbek T2P1 ÷ T2P10 (opracowanie własne).

Uzyskany wynik dla złącza spawanego które podczas spawania zostało wzbogacone tytanem lecz nie poddane obróbce cieplnej po spawaniu (T2P6) wykazało zbliżony średni wynik wytrzymałości na rozciąganie  $R_m$  do średniego wyniku złącza spawanego wykonanego również bez obróbki cieplnej (T2P1) lecz nie wzbogaconego tytanem podczas spawania i wynosiło odpowiednio 575 MPa dla złącza T2P6 i 576 dla złącza T2P1 (tabela 29, rysunek 39).

Realizacja procesu obróbki cieplnej po spawaniu w przypadku złączy spawanych wzbogaconych podczas spawania tytanem (od T2P7 do T2P10), spowodowała wyraźny spadek średniej wartości pomiaru wytrzymałości na rozciąganie w porównaniu z uzyskaną wartością dla złącza T2P6 które wynosiło 575 MPa (tabela 29a, rysunek 39):

- do wartości 458 MPa dla złącza T2P7 wzbogaconego tytanem i obrabionego cieplnie w temperaturze 880°C co stanowi spadek o 25%,
- do wartości 495 MPa dla próbki T2P8 (900°C), co stanowi spadek o 14%,
- do wartości 444 MPa dla złącza T2P9, co stanowi spadek o 29%,
- oraz do 384 MPa dla złącza T2P10, co stanowi spadek o 49% - wynosi jednocześnie największą różnicę pomiędzy wartością złącza T2P6.

Wartość granicy plastyczności  $Re_{0,2}$  w przypadku złącza T2P1 wykonanego bez obróbki cieplnej oraz bez dodatku tytanu (tabela 29b, rysunek 39) wyniosła 406 MPa. Wprowadzenie wyżarzania po spawaniu złączy o oznaczeniu od T2P2 do T2P5 spowodowało:

- dla temperatury wyżarzania 880°C – złącze T2P2 - spadek wartości  $Re_{0,2}$  do 380 MPa, co stanowi spadek o około 6%,
- dla temperatury wyżarzania 900°C – złącze T2P3 - spadek do wartości  $Re_{0,2}$  396MPa, co stanowi spadek o około 2%,
- dla temperatury wyżarzania 920°C – złącze T2P4 - spadek do wartości  $Re_{0,2}$  379 MPa, co stanowi spadek o około 7%,
- dla temperatury wyżarzania 920°C – złącze T2P5 - spadek do wartości  $Re_{0,2}$  381 MPa, co stanowi spadek o około 6%.

Wprowadzenie podczas spawania dodatku tytanu do złącza o oznaczeniu T2P6 spowodowało nieznaczny spadek granicy plastyczności  $Re_{0,2}$  (tabela 29b, rysunek 39) do wartości 403 MPa z wartości 406 MPa, którą uzyskano dla złącza T2P1 wykonanego bez dodatku tytanu. Spadek wartości granicy plastyczności  $Re_{0,2}$  pomiędzy powyższymi złączami wynosi nie całe 1%, co ze względu na dokładność pomiaru, można uznać za nieistotny w ocenie wpływu tytanu. Uzyskane wyniki mieszczą się w granicach błędów statystycznego.

Wprowadzenie dodatkowego procesu wyżarzania do złączy wzbogaconych tytanem podczas spawania oznaczonych od T2P7 do T2P10 spowodowało w porównaniu do złącza T2P6 (tabela 29b, rysunek 39), które nie zostało poddane wyżarzaniu ale wzbogacone tytanem obniżenie wartości granicy plastyczności  $Re_{0,2}$  z 403 MPa:

- do wartości 383 MPa dla złącza T2P7 wyżarzanego w temperaturze 880°C, co stanowi spadek o około 5%,
- do wartości 299 MPa dla złącza T2P8 wyżarzanego w temperaturze 900°C, co stanowi spadek o około 26%,
- do wartości 389 MPa dla złącza T2P9 wyżarzanego w temperaturze 920°C, co stanowi spadek o około 3%,
- do wartości 308 MPa dla złącza T2P10 wyżarzanego w temperaturze 940°C, co stanowi spadek o około 24%.

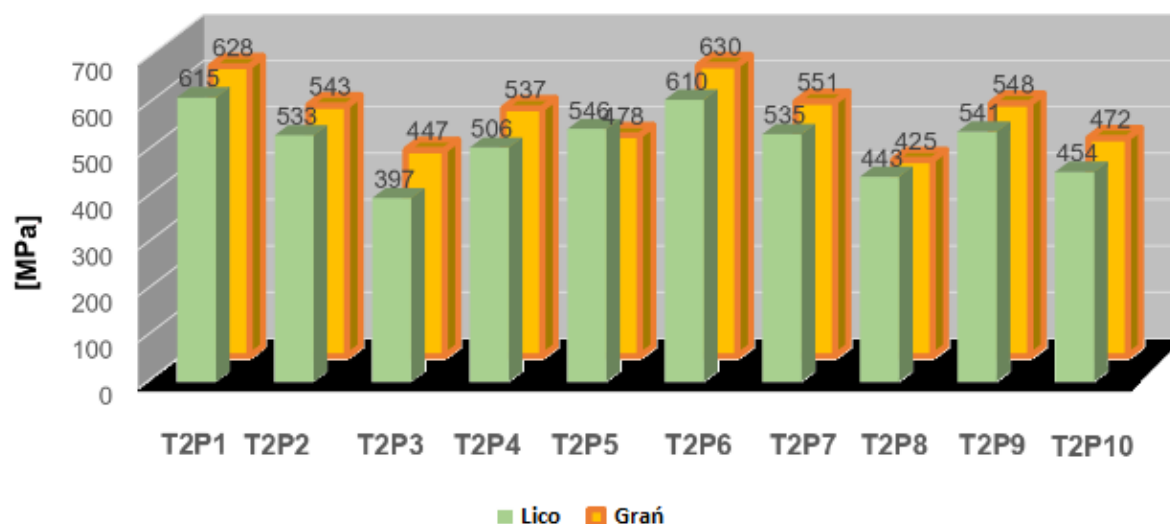
### 3.6.2.6. Wyniki statycznej próby zginania

Złącza spawane wykonane w ramach badań zostały poddane statycznej próbie zginania zgodnie z normą PN-EN ISO 5173. Z każdego złącza spawanego pobrano sześć próbek, trzy dla przeprowadzenia badania od strony lica oraz trzy od strony grani złącza spawanego.

Wyniki pomiaru statycznej próby zginania dla materiału rodzimego zostały zestawione w tabeli 30 oraz na rysunku 40, natomiast wyniki dla poszczególnych próbek zostały zestawione w tabelach 31 ÷ 32. Graficzne przedstawienie wartości średnich wyników uzyskanych z statycznej próby na zginanie dla poszczególny złączy spawanych zarówno od strony lica jak i od strony grani przedstawiono na rysunkach 41 ÷ 42.

**Tabela 30.** Zestawienie wyników statycznej próby na zginanie dla materiału rodzimego (opracowanie własne).

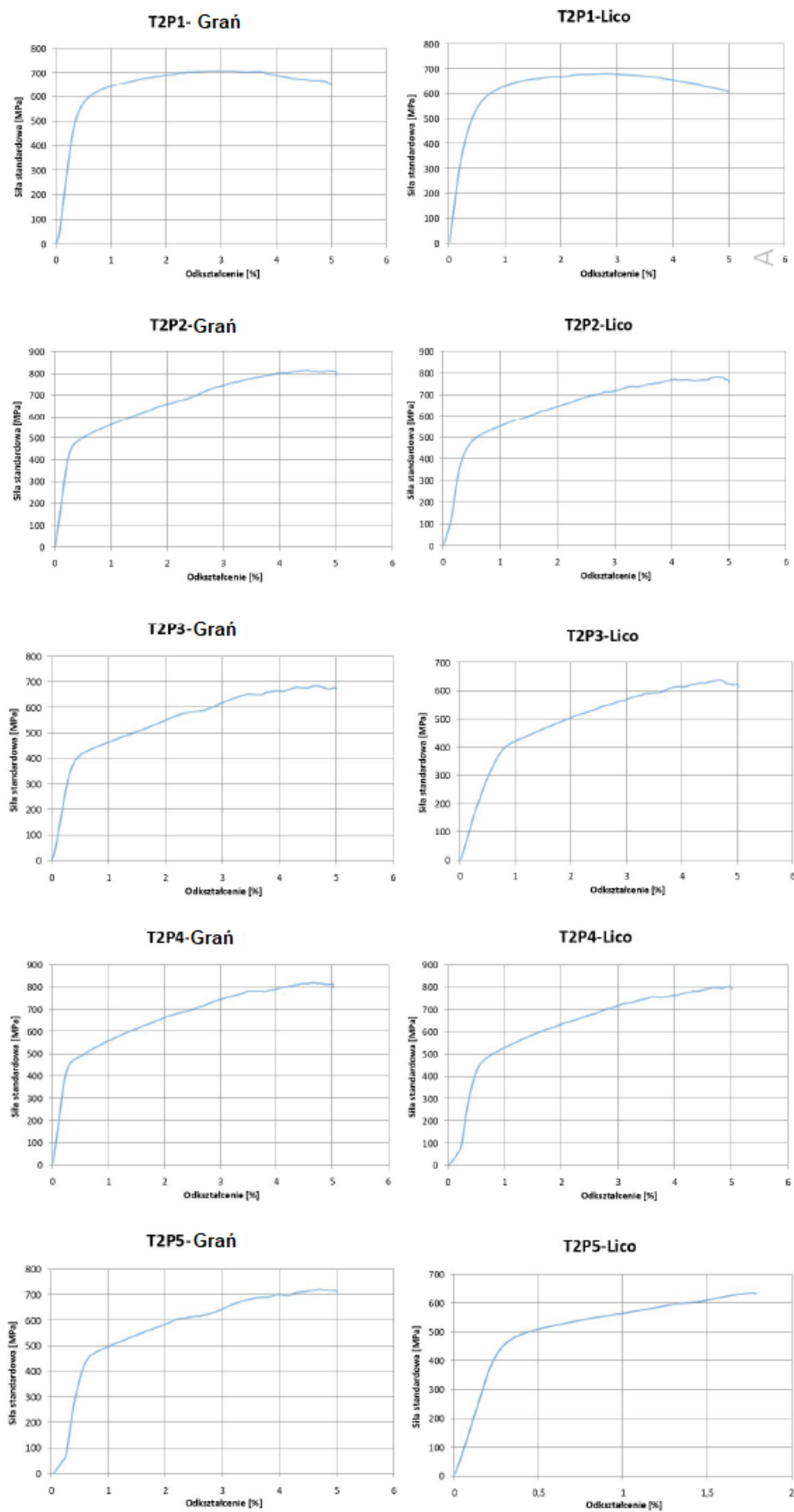
Oznaczenie złącza	Oznaczenie próbki	$\sigma_g$ [MPa]	Średnia	Rozstęp	Odchylenie standardowe
MR	MR1	582	577	10	4,10
	MR2	576			
	MR3	572			



**Rysunek 40.** Wyniki badań statycznej próby zginania złączy spawanych wykonanych w ramach badań właściwych dla poszczególnych próbek T2P1 ÷ T2P10 (opracowanie własne).

**Tabela 31.** Zestawienie wyników statycznej próby na zginanie dla złączy spawanych T2P1 – T2P5 (opracowanie własne).

Oznaczenie złącza	Obszar badania	Oznaczenie próbki	$\sigma_g$ [MPa]	Średnia	Rozstęp	Odchylenie standardowe
<b>T2P1</b>	grań	T2P1P1	622	628	19	8,95
		T2P1P2	641			
		T2P1P3	622			
	lico	T2P1L1	637	615	47	19,43
		T2P1L2	590			
		T2P1L3	620			
<b>T2P2</b>	grań	T2P2P1	537	543	46	18,90
		T2P2P2	569			
		T2P2P3	524			
	lico	T2P2L1	538	533	9	3,68
		T2P2L2	533			
		T2P2L3	529			
<b>T2P3</b>	grań	T2P3P1	463	447	34	13,95
		T2P3P2	429			
		T2P3P3	449			
	lico	T2P3L1	427	397	71	30,13
		T2P3L2	409			
		T2P3L3	356			
<b>T2P4</b>	grań	T2P4P1	501	506	58	23,97
		T2P4P2	480			
		T2P4P3	538			
	lico	T2P4L1	545	537	16	39,66
		T2P4L2	529			
		T2P4L3	620			
<b>T2P5</b>	grań	T2P5P1	567	546	37	15,41
		T2P5P2	542			
		T2P5P3	530			
	lico	T2P5L1	464	478	34	13,95
		T2P5L2	498			
		T2P5L3	474			

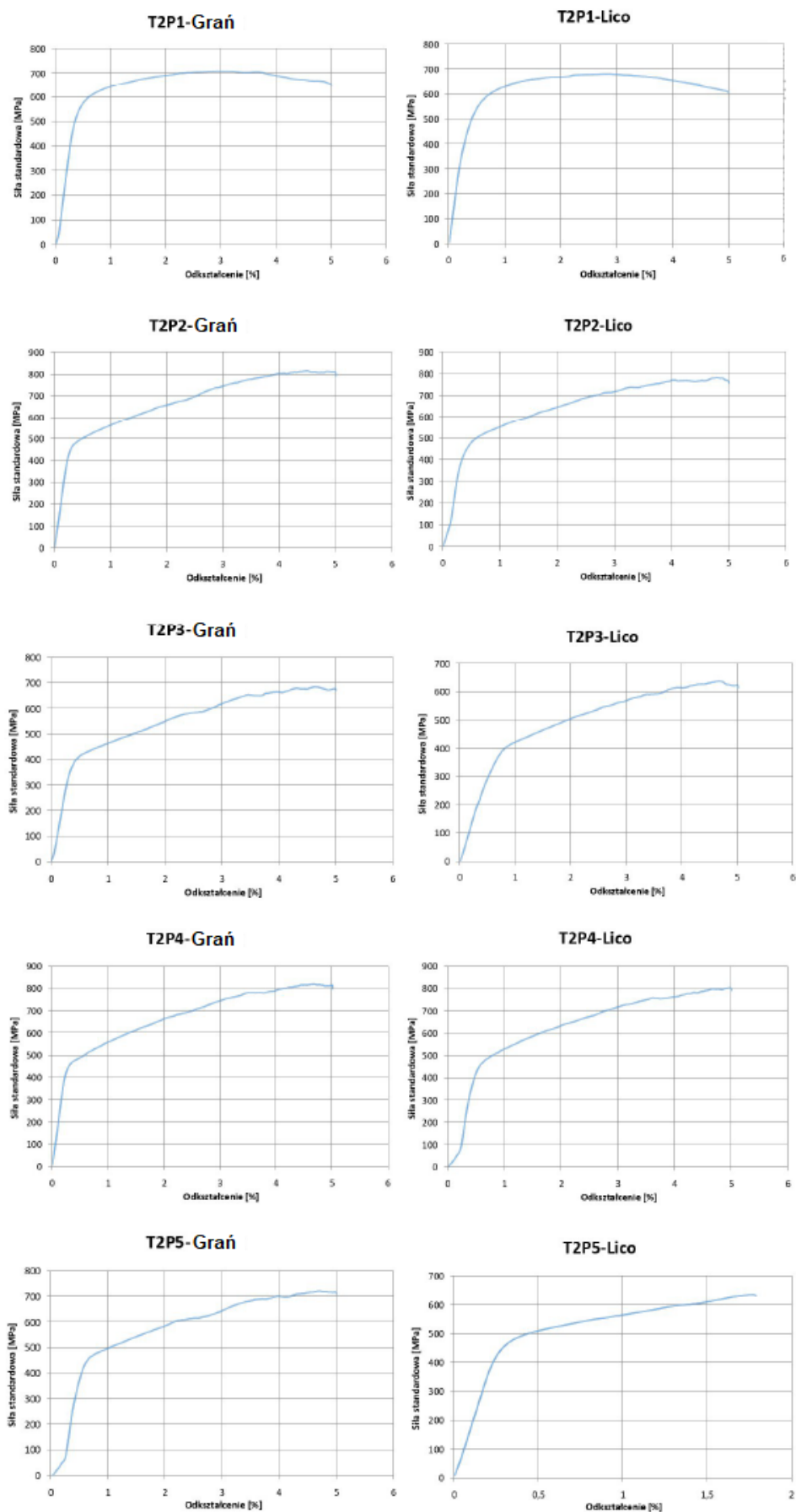


**Rysunek 41.** Wykresy uzyskane podczas statycznej próby zginania dla złączy spawanych T2P1 ÷ T2P5 (opracowanie własne).

**Tabela 32.** Zestawienie wyników statycznej próby na zginanie dla złączy spawanych T2P6 – T2P10 (opracowanie własne).

Oznaczenie złącza	Obszar badania	Oznaczenie próbki	$\sigma_g$ [MPa]	Średnia	Rozstęp	Odchylenie standardowe
<b>T2P6</b>	grań	T2P6P1	600	630	66	27,35
		T2P6P2	666			
		T2P6P3	623			
	lico	T2P6L1	626	610	48	22,62
		T2P6L2	626			
		T2P6L3	578			
<b>T2P7</b>	grań	T2P7P1	580	551	59	24,11
		T2P7P2	521			
		T2P7P3	553			
	lico	T2P7L1	560	535	38	17,46
		T2P7L2	524			
		T2P7L3	522			
<b>T2P8</b>	grań	T2P8P1	426	425	6	2,49
		T2P8P2	422			
		T2P8P3	428			
	lico	T2P8L1	386	443	179	83,92
		T2P8L1	382			
		T2P8L3	562			
<b>T2P9</b>	grań	T2P9P1	566	548	34	14,07
		T2P9P2	544			
		T2P9P3	532			
	lico	T2P9L1	555	541	48	21,69
		T2P9L2	557			
		T2P9L3	510			
<b>T2P10</b>	grań	T2P10P1	475	472	37	14,81
		T2P10P2	489			
		T2P10P3	453			
	lico	T2P10L1	457	454	22	9,28
		T2P10L2	441			
		T2P10L3	463			





**Rysunek 42.** Wykresy statycznej próby zginania dla złączy spawanych T2P6 ÷ T2P10 (opracowanie własne).

Złącze spawane wykonane bez dodatku tytanu oraz bez obróbki cieplnej o oznaczeniu T2P1 uzyskało wyniki statycznej próby zginania wynosząc odpowiednio 615 MPa dla pomiaru od strony lica, oraz 628 MPa od strony grani (tabela 31), co w porównaniu do wyniku jaki uzyskał materiał rodzimy wynoszący 577 MPa (tabela 30), co stanowi wzrost o 6% dla pomiaru od strony lica oraz wzrost o 9% dla pomiaru od strony grani.

Wprowadzenie wyżarzania po spawaniu spowodowało spadek mierzonej wartości dla złączy od T2P2 do T2P5, zarówno dla uzyskanych wyników od strony lica, jak i od strony grani (tabela 31) w porównaniu do próbki T2P1:

- do wartości 533 MPa mierzonej od strony lica oraz 543 MPa od strony grani dla złącza T2P2 poddanego wyżarzaniu w temperaturze 880°C, co stano spadek o około 13% zarówno dla lica, jak i grani,
- do wartości 397 MPa mierzonej od strony lica oraz 447 MPa od strony grani dla złącza T2P3 poddanego wyżarzaniu w temperaturze 900°C, co stanowi odpowiednio spadek o około 35% dla lica oraz 28% dla grani,
- do wartości 537 MPa mierzonej od strony lica oraz 506 MPa od strony grani dla złącza T2P4 poddanego wyżarzaniu w temperaturze 920°C, co stano odpowiednio spadek o około 12% dla lica oraz 19% dla grani,
- do wartości 478 MPa mierzonej od strony lica oraz 546 MPa od strony grani dla złącza T2P5 poddanego wyżarzaniu w temperaturze 940°C, co stano odpowiednio spadek o około 22% dla lica oraz 13% dla grani.

Zastosowanie tytanu jako dodatku stopowego podczas spawania złącza o oznaczeniu T2P6 spowodowało wzrost wartości zginania w porównaniu do złącza T2P1 wykonanego bez dodatku tytanu oraz bez obróbki cieplnej. Uzyskano wartości zginania od strony lica 610 MPa (tabela 32), co stanowi spadek o około 1%, i od strony grani do wartości 630 MPa, co stanowi wzrost o około 1% (tabela 32), co ze względu na dokładność pomiaru, można uznać za nieistotny w ocenie wpływu tytanu. Uzyskane wyniki mieszczą się w granicach błędu statystycznego.

Realizacja wyżarzania po spawaniu złączy wykonanych z dodatkiem tytanu (złącza od T2P7 do T2P10) w porównaniu do złącza T2P6 (bez obróbki cieplnej, z dodatkiem tytanu) spowodowało spadek uzyskanych wartości zginania (tabela 32, rysunek 40):

- do wartości 535 MPa mierzonej od strony lica oraz 551 MPa od strony grani dla złącza T2P7 poddanego wyżarzaniu w temperaturze 880°C, co stanowi spadek o około 12% zarówno dla wartości od strony lica i grani,

- do wartości 443 MPa mierzonej od strony lica oraz 425 MPa od strony grani dla złącza T2P8 poddanego wyżarzaniu w temperaturze 900°C, co stanowi odpowiednio spadek o około 27% dla lica oraz 32% dla grani,
- do wartości 541 MPa mierzonej od strony lica oraz 548 MPa od strony grani dla złącza T2P9 poddanego wyżarzaniu w temperaturze 920°C, co stanowi odpowiednio spadek o około 11% dla lica oraz 13% dla grani,
- do wartości 454 MPa mierzonej od strony lica oraz 472 MPa od strony grani dla złącza T2P10 poddanego wyżarzaniu w temperaturze 940°C, co stanowi odpowiednio spadek o około 25% dla lica oraz 32% dla grani.

### 3.6.2.7. Wyniki pomiaru udarności

Próba udarności została przeprowadzona na próbkach o wymiarach 2,5x10x55 [mm]. Z każdego złącza spawanego (T2P1 ÷ T2P10) przygotowano sześć próbek zawierających trzy próbki z karbem usytuowanym w osi spoiny oraz trzy próbki z karbem usytuowanym w obszarze SWC.

Wyniki przeprowadzonych pomiarów badań udarności przedstawiono na rysunku 43 oraz w tabeli 33 ÷ 35.

**Tabela 33.** Wyniki pomiaru udarności dla materiału rodzimego (opracowanie własne).

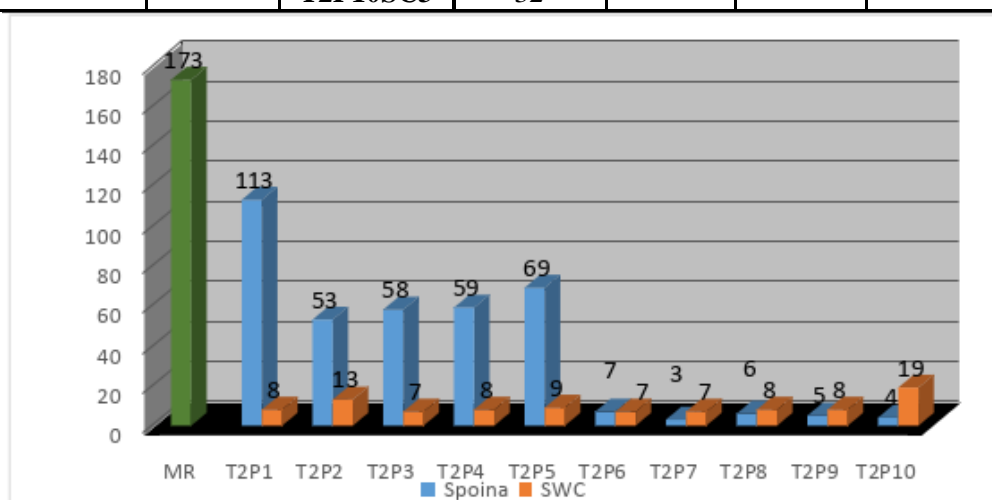
Oznaczenie złącza	Oznaczenie próbki	Udarność [J/cm <sup>2</sup> ]	Średnia	Rozstęp	Odchylenie standardowe
MR	MR1	182	173	16	6,68
	MR2	166			
	MR3	171			

Tabela 34. Wyniki pomiaru udarności dla złączy T2P1 ÷ T2P5 (opracowanie własne).

Oznaczenie złącza	Obszar badania	Oznaczenie próbki	Udarność [J/cm <sup>2</sup> ]	Średnia	Rozstęp	Odchylenie standardowe
T2P1	spoina	T2P1SP1	97	113	57	25,77
		T2P1SP2	149			
		T2P1SP3	92			
	SWC	T2P1SC1	8	8	2	0,81
		T2P1SC2	9			
		T2P1SC3	7			
T2P2	spoina	T2P2SP1	44	53	16	6,68
		T2P2SP2	55			
		T2P2SP3	60			
	SWC	T2P2SC1	16	13	5	2,16
		T2P2SC2	11			
		T2P2SC3	12			
T2P3	spoina	T2P3SP1	45	58	18	8,99
		T2P3SP2	65			
		T2P3SP3	63			
	SWC	T2P3SC1	7	7	2	0,81
		T2P3SC2	6			
		T2P3SC3	8			
T2P4	spoina	T2P4SP1	55	59	18	7,71
		T2P4SP2	51			
		T2P4SP3	69			
	SWC	T2P4SC1	9	8	2	0,94
		T2P4SC2	7			
		T2P4SC3	9			
T2P5	spoina	T2P5SP1	81	69	22	9,09
		T2P5SP2	59			
		T2P5SP3	67			
	SWC	T2P5SC1	10	9	4	1,88
		T2P5SC2	6			
		T2P5SC3	10			

Tabela 35. Wyniki pomiaru udarności dla złączy T2P6 ÷ T2P10 (opracowanie własne).

Oznaczenie złącza	Obszar badania	Oznaczenie próbki	Udarność [J/cm <sup>2</sup> ]	Średnia	Rozstęp	Odchylenie standardowe
T2P6	spoina	T2P6SP1	9	7	2	1,24
		T2P6SP2	7			
		T2P6SP3	6			
	SWC	T2P6SC1	7	7	3	1,24
		T2P6SC2	8			
		T2P6SC3	5			
T2P7	spoina	T2P7SP1	4	3	1	0,47
		T2P7SP2	3			
		T2P7SP3	3			
	SWC	T2P7SC1	5	7	3	1,41
		T2P7SC2	8			
		T2P7SC3	8			
T2P8	spoina	T2P8SP1	7	6	2	0,81
		T2P8SP2	6			
		T2P8SP3	5			
	SWC	T2P8SC1	8	8	1	0,47
		T2P8SC2	8			
		T2P8SC3	7			
T2P9	spoina	T2P9SP1	4	5	3	1,24
		T2P9SP2	7			
		T2P9SP3	5			
	SWC	T2P9SC1	8	8	1	0,47
		T2P9SC2	8			
		T2P9SC3	9			
T2P10	spoina	T2P10SP1	4	4	1	0,47
		T2P10SP2	5			
		T2P10SP3	4			
	SWC	T2P10SC1	15	19	21	9,10
		T2P10SC2	11			
		T2P10SC3	32			



Rysunek 43. Wyniki pomiarów udarności dla materiału rodzimego oraz złączy T2P1 do T2P10 (opracowanie własne).

Analizując uzyskane wyniki pomiaru udarności przeprowadzone na badanych złączach (tabele 34, 35 oraz rysunek 43) w porównaniu do wyniku pomiaru udarności materiału rodzimego MR (tabela 33), można zauważyć wyraźny spadek wartości uzyskanych wyników udarności dla poszczególnych próbek w obszarze spoiny oraz SWC.

Najmniejszy spadek wartości udarności w porównaniu do materiału rodzimego dla którego udarność wyniosła  $173 \text{ J/cm}^2$  uzyskało złącze spawane o oznaczeniu T2P1 (bez dodatku tytanu oraz bez obróbki cieplnej - rysunek 43), gdzie wynik dla obszaru spoiny wyniósł  $113 \text{ J/cm}^2$  (tabela 33), co stanowi spadek o 33%. Największą różnicę w obszarze spoiny uzyskało złącze T2P7 (rysunek 43) wykonane z dodatkiem tytanu oraz wyżarzane w temperaturze  $880^\circ\text{C}$ , dla którego w badanym obszarze wynik wyniósł  $3 \text{ J/cm}^2$  (tabela 35), co stanowi spadek o 98% w porównaniu do wyniku uzyskanego dla materiału rodzimego (tabela 33 ÷ 35).

Realizacja obróbki cieplnej po spawaniu wpływa na zmniejszenie wartości udarności, w przypadku złączy poddanych obróbce cieplnej i nie wzbogaconych tytanem podczas spawania (złączy od T2P2 do T2P5) w porównaniu do wyników dla złącza T2P1 dla którego uzyskano  $113 \text{ J/cm}^2$  (rysunek 40) dla obszaru spoiny oraz  $8 \text{ J/cm}^2$  dla SWC:

- do wartości  $53 \text{ J/cm}^2$  dla złącza T2P2 poddanego obróbce cieplnej w temperaturze  $880^\circ\text{C}$ , co stanowi spadek o około 53% w obszarze spoiny, przy jednoczesnym wzroście udarności w SWC do  $13 \text{ J/cm}^2$ , co stanowi wzrost o 62%,
- do wartości  $58 \text{ J/cm}^2$  dla złącza T2P3 poddanego obróbce cieplnej w temperaturze  $900^\circ\text{C}$ , co stanowi spadek o około 49% w obszarze spoiny, przy jednoczesnym spadku udarności w SWC do  $7 \text{ J/cm}^2$ , co stanowi spadek o około 12%,
- do wartości  $59 \text{ J/cm}^2$  dla złącza T2P4 poddanego obróbce cieplnej w temperaturze  $920^\circ\text{C}$ , co stanowi spadek o około 48% dla obszaru spoiny, jednocześnie uzyskując ten sam wynik w SWC co próbka T2P1 i wynoszący  $8 \text{ J/cm}^2$ ,
- do wartości  $69 \text{ J/cm}^2$  dla złącza T2P5 poddanego obróbce cieplnej w temperaturze  $940^\circ\text{C}$ , co stanowi spadek o około 39% dla obszaru spoiny, przy jednoczesnym wzroście pomiaru udarności w SWC do  $9 \text{ J/cm}^2$ , co stanowi wzrost o około 13%.

Wprowadzenie dodatku tytanu podczas spawania złączy od T2P6 do T2P10, również spowodowało spadek wyniku pomiaru udarności w porównaniu do złącza T2P1 (bez obróbki cieplnej i bez dodatku tytanu) dla którego uzyskano wartości  $113 \text{ J/cm}^2$  (rysunek 43) w obszarze spoiny:

- do wartości  $7 \text{ J/cm}^2$  dla złącza T2P6 (bez obróbki cieplnej) w obszarze spoiny i SWC, co stanowi spadek o około 94% dla obszaru spoiny, oraz spadek o ok 12% dla SWC (rysunek 43),
- do wartości  $3 \text{ J/cm}^2$  dla złącza T2P7 (obróbka cieplna w  $880^\circ\text{C}$ ) w obszarze spoiny oraz do  $7 \text{ J/cm}^2$  dla SWC, co stanowi odpowiednio spadek o 97% dla obszaru spoiny oraz 62% dla obszaru SWC (rysunek 43),
- do wartości  $6 \text{ J/cm}^2$  dla złącza T2P8 (obróbka cieplna w  $900^\circ\text{C}$ ) w obszarze spoiny oraz do  $8 \text{ J/cm}^2$  dla SWC, co stanowi spadek odpowiednio o 95% dla obszaru spoiny oraz o około 94% dla obszaru SWC (rysunek 43),
- do wartości  $5 \text{ J/cm}^2$  dla złącza T2P9 (obróbka cieplna w  $920^\circ\text{C}$ ) w obszarze spoiny oraz  $8 \text{ J/cm}^2$  dla SWC, co stanowi spadek odpowiednio o 95% dla obszaru spoiny oraz o około 92% dla obszaru SWC (rysunek 43),
- do wartości  $4 \text{ J/cm}^2$  dla złącza T2P10 (obróbka cieplna w  $940^\circ\text{C}$ ) w obszarze spoiny oraz  $19 \text{ J/cm}^2$  dla SWC, o stanowi spadek odpowiednio o 96% dla obszaru spoiny oraz o około 83% dla obszaru SWC (rysunek 43).

### 3.6.2.8. Wyniki mikrograficznej oceny wielkości ziarna

Pomiaru wielkości ziarna dokonano za pomocą trzech linii wyznaczonych w obszarze spoiny i SWC dla każdego złącza próbnego. W celu przeprowadzenia badania określające wielkość ziarna z każdego złącza spawanego została pobrana jedna próbka z której wykonano zgiąd metalograficzny, następnie zgiądy te zostały poddane trawieniu w roztworze 10% kwasu szczawiowego aby uwidocznic granice ziaren. Obserwacji dokonano na mikroskopie świetlnym konfokalny.

Uzyskane wyniki pomiaru ilości ziarna w materiale rodzimym, SWC oraz spoinie zestawiono w tabeli 36 ÷ 38, natomiast graficzne przedstawienie pomiaru ilości ziaren przedstawiono na rysunkach 44 ÷ 48.



*Rysunek 44. Liczba ziaren dla materiału rodzimego (opracowanie własne)*

*Tabela 36. Wyniki pomiaru ilości ziaren w obszarze materiału rodzimego (opracowanie własne).*

Oznaczenie złącza	Obszar badania	Nr. linii badania	Ilość ziaren	Średnia	Rozstęp	Odchylenie standardowe
MR	MR	1	25,0	27,0	4,5	1,87
		2	29,5			
		3	26,5			

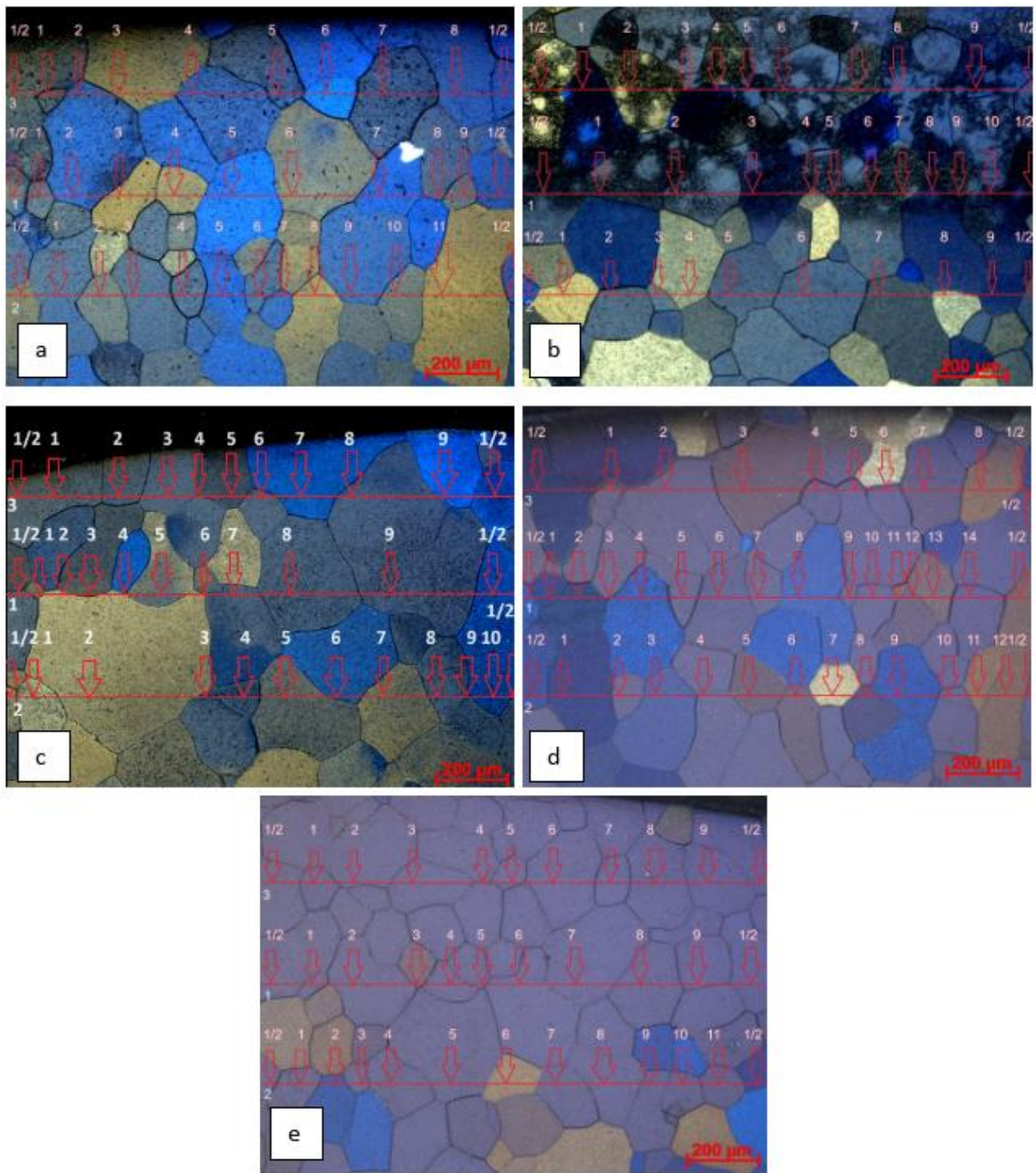


**Tabela 37.** Wyniki pomiaru ilości ziaren w obszarze spoiny i SWC dla złączy od T2P1 do T2P5 (opracowanie własne).

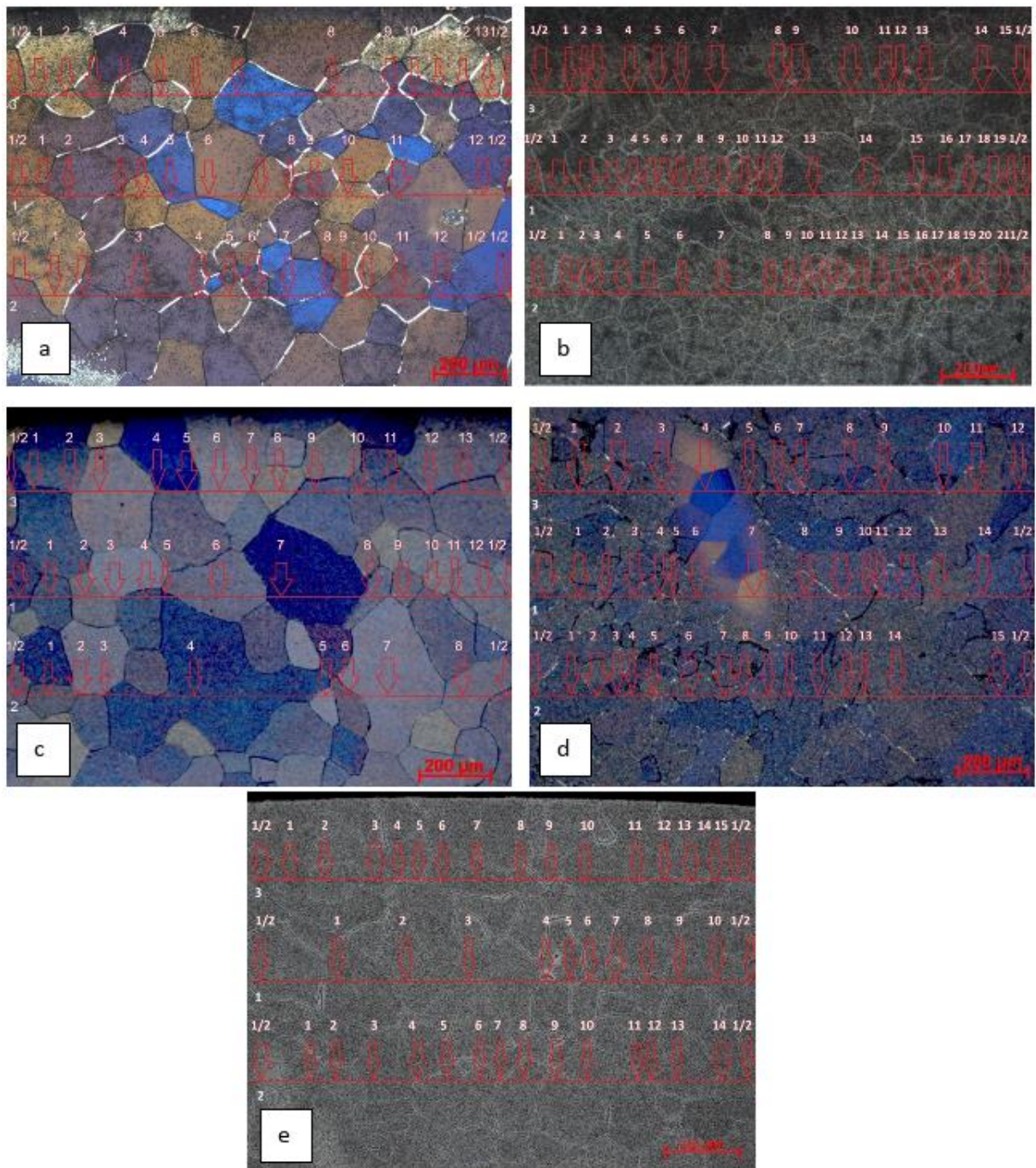
Oznaczenie złącza	Obszar badania	Nr. linii badania	Ilość ziaren	Średnia	Rozstęp	Odchylenie standardowe
T2P1	Spoina	1	10,0	10,3	3	1,24
		2	12,0			
		3	9,0			
	SWC	1	11,0	11,3	2	0,94
		2	13,0			
		3	11,0			
T2P2	Spoina	1	11,0	10,3	1	0,47
		2	10,0			
		3	10,0			
	SWC	1	16,0	12,3	6	2,62
		2	10,0			
		3	11,0			
T2P3	Spoina	1	10,0	10,3	1	0,47
		2	11,0			
		3	10,0			
	SWC	1	14,5	15,2	1,5	0,62
		2	16,0			
		3	15,0			
T2P4	Spoina	1	15,0	12,5	5,5	2,27
		2	13,0			
		3	9,5			
	SWC	1	9,0	11,6	6	2,49
		2	11,0			
		3	15,0			
T2P5	Spoina	1	10,0	10,6	2	0,94
		2	12,0			
		3	10,0			
	SWC	1	13,0	13,0	6	2,44
		2	16,0			
		3	10,0			

**Tabela 38.** Wyniki pomiaru ilości ziaren w obszarze spoiny i SWC dla próbek od T2P6 do T2P10 (opracowanie własne).

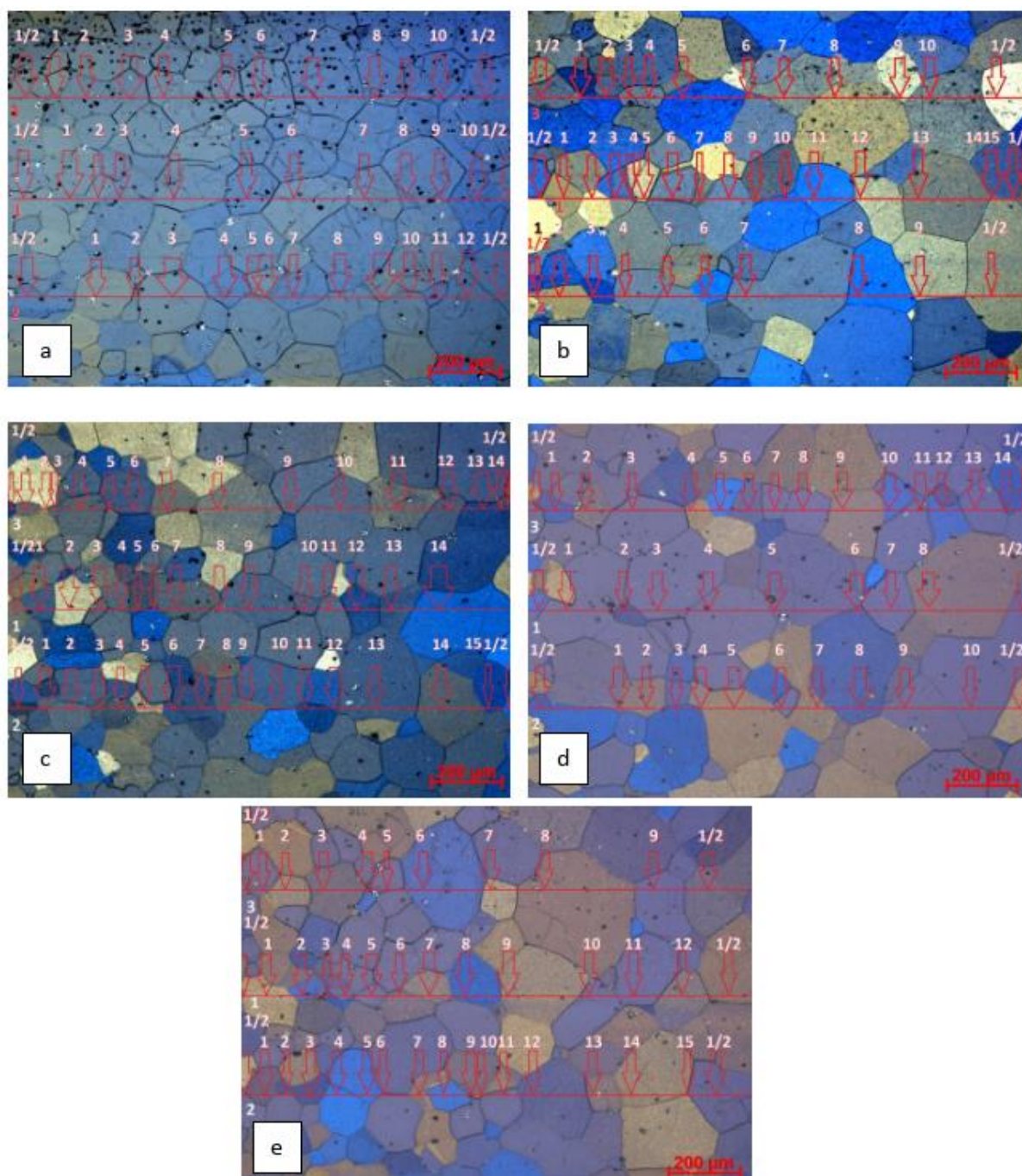
Oznaczenie złącza	Obszar badania	Nr. linii badania	Ilość ziaren	Średnia	Rozstęp	Odchylenie standardowe
T2P6	Spoina	1	13,0	13,5	1	0,40
		2	13,5			
		3	14,0			
	SWC	1	9,0	8,6	1	0,47
		2	9,0			
		3	8,0			
T2P7	Spoina	1	20,0	19,3	6	2,49
		2	22,0			
		3	16,0			
	SWC	1	13,0	12,6	3	1,24
		2	14,0			
		3	11,0			
T2P8	Spoina	1	13,0	12,0	5	2,16
		2	9,0			
		3	14,0			
	SWC	1	9,0	11,3	5	2,05
		2	14,0			
		3	11,0			
T2P9	Spoina	1	15,0	14,5	3,5	1,47
		2	16,0			
		3	12,5			
	SWC	1	9,0	9,3	1	0,47
		2	9,0			
		3	10,0			
T2P10	Spoina	1	11,0	14,0	5	2,16
		2	15,0			
		3	16,0			
	SWC	1	12,0	14,3	4	1,69
		2	16,0			
		3	15,0			



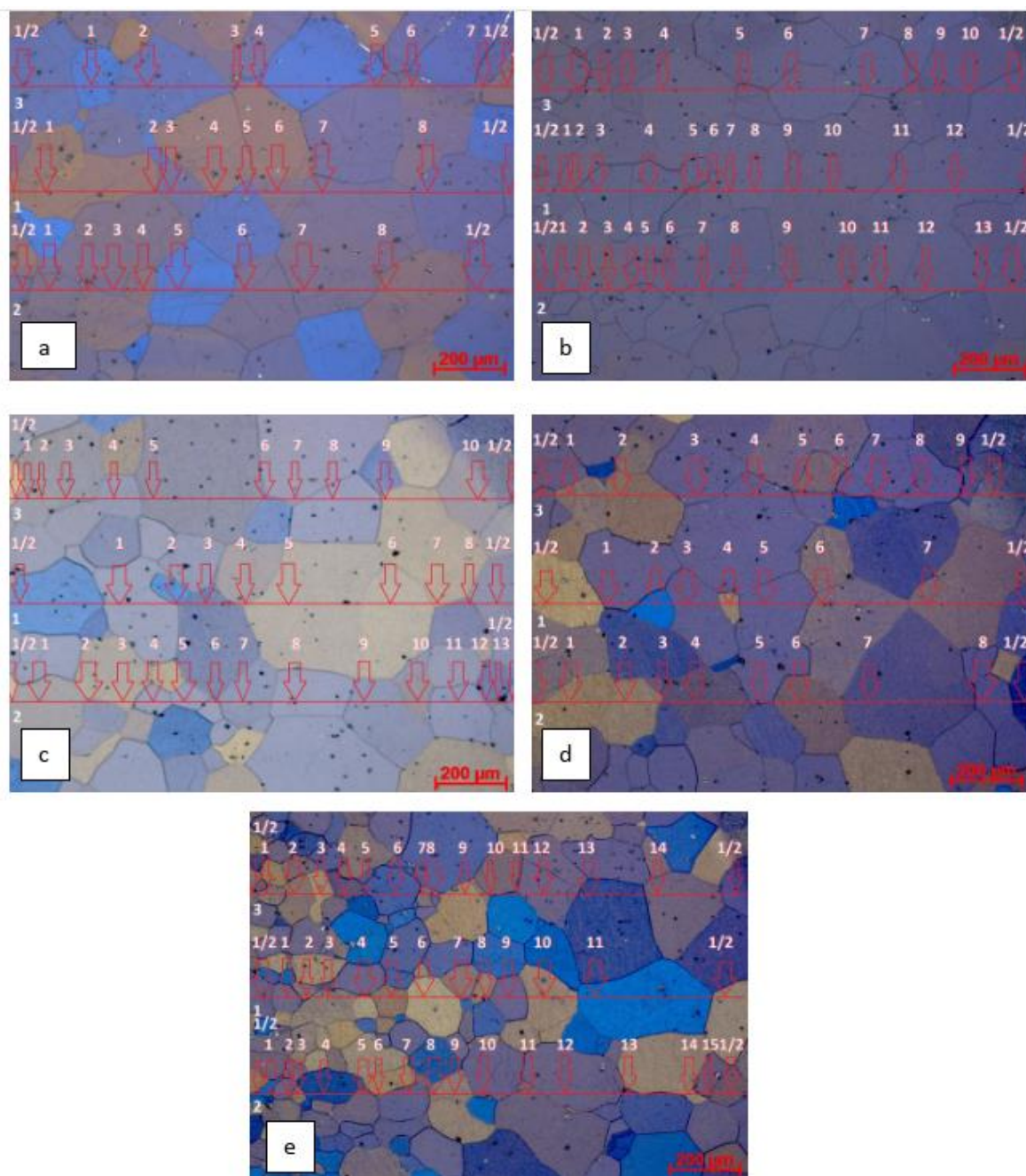
**Rysunek 45.** Struktura badanego materialu z pomiarem liczby ziaren w obszarze spoiny dla złączy: a- T2P1, b- T2P2, c- T2P3, d- T2P4, e- T2P5 (opracowanie własne).



**Rysunek 46.** Struktura badanego materialu z pomiarem liczby ziaren w obszarze spoiny dla złącz: a- T2P6, b- T2P7, c- T2P8, d- T2P9, e- T2P10 (opracowanie własne).



**Rysunek 47.** Struktura badanego materialu z pomiarem liczby ziaren w obszarze SWC dla złącz: a- T2P1, b- T2P2, c- T2P3, d- T2P4, e- T2P5 (opracowanie własne).



**Rysunek 48.** Struktura badanego materialu z pomiarem liczby ziaren w obszarze SWC dla złączy: a- T2P6, b- T2P7, c- T2P8, d- T2P9, e- T2P10 (opracowanie własne).

Porównując uzyskane wyniki pomiaru liczby ziaren w materiale rodzimym (tabela 36) do wyników uzyskanych dla złączy poddanych procesowi spawania można zauważyć wyraźny spadek liczby ziaren w obszarze spoiny dla poszczególnych złączy (tabela 37 - 38). Uśredniony wynik pomiaru liczby ziaren dla materiału rodzimego wyniósł 27 ziaren (tabela 36), uśredniony wynik pomiaru liczby ziaren dla złącza poddanego procesowi spawania (T2P1) bez obróbki cieplnej w obszarze spoiny wyniósł 10,3 ziaren (tabela 37), co stanowi spadek o około 62%, natomiast dla obszaru SWC wyniósł 11,3, co stanowi spadek o około 58%.

Przeprowadzenie procesu obróbki cieplnej po spawaniu w przypadku złączy o oznaczeniu od T2P2 do T2P5 w porównaniu do złącza T2P1 spowodowało rozdrobnienie ziaren (wzrost liczby ziaren) dla złączy od T2P2 do T2P5 w obszarach SWC, oraz rozdrobnienie ziaren dla dwóch złączy o oznaczeniu T2P4 oraz T2P5 w obszarze spoiny (tabela 37 i 38). Wzrost liczby ziaren w SWC (rozdrobnienie) nastąpił:

- dla złącza T2P2 obrobionego cieplnie w temperaturze 880°C, do uśrednionej wartości 12,3, co stanowi wzrost liczby ziaren o około 9%,
- dla złącza T2P3 obrobionego cieplnie w temperaturze 900°C, do uśrednionej wartości 15,2, co stanowi wzrost liczby ziaren o około 34%,
- dla złącza T2P4 obrobionego cieplnie w temperaturze 920°C, do uśrednionej wartości 11,6 co stanowi wzrost liczby ziaren o około 2%,
- dla złącza T2P5 obrobionego cieplnie w temperaturze 940°C, do uśrednionej wartości 13, co stanowi wzrost liczby ziaren o około 15%.

W obszarze spoiny wzrost uśrednionej liczby ziaren (rozdrobnienie ziaren) w porównaniu do złącza T2P1, które uzyskało 10,3 ziarna (tabela 37) wystąpiło:

- dla złącza T2P4 obrobionego cieplnie w temperaturze 920°C, do uśrednionej wartości 12,5, co stanowi wzrost o około 21%,
- dla złącza T2P5 obrobionego cieplnie w temperaturze 940°C, do uśrednionej wartości 10,6, co stanowi wzrost o około 3%.

Dla złącza T2P3 obrobionego cieplnie w temperaturze 900°C, jak i dla złącza T2P2 obrobionego cieplnie w temperaturze 880°C liczba ziaren nie uległa zmianie i wyniosła tak jak w przypadku złącza T2P1 uśrednioną wartość 10,3 (tabela 37).

Zastosowanie tytanu jako dodatku stopowego podczas spawania złącza o numerze T2P6 spowodowało wzrost liczby ziaren (rozdrobnienie ziaren) mierzonych w obszarze spoiny do wartości uśrednionej 13,5 ziaren (tabela 38) w porównaniu do wartości uśrednionej 10,3 ziaren (tabela 37) uzyskanej w złączu T2P1 (bez tytanu oraz bez obróbki cieplnej), co stanowi wzrost o około 31%. Natomiast w obszarze SWC nastąpił spadek liczby ziaren (uzyskano rozrost ziaren) z uśrednionej wartości 11,3 dla złącza T2P1 (tabela 37) do 8,6 dla złącza T2P6 (tabela 38), co stanowi spadek liczby ziaren o około 24%.

Zastosowanie wyżarzania po spawaniu w złączach wzbogaconych tytanem spowodowało w obszarze spoiny wzrost liczby ziaren, wzrost ten odnotowano dla następujących złączy (tabela 38) – w porównaniu do liczby ziaren dla złącza T2P6:

- T2P7 obrobionego w temperaturze 880°C, do uśrednionej wartości 19,3 ziarna, co stanowi wzrost liczby ziaren o około 43%,
- T2P9 obrobionego w temperaturze 920°C, do uśrednionej wartości 14,5 ziaren, co stanowi wzrost liczby ziaren około 7%,
- T2P10 obrobionego w temperaturze 940°C, do uśrednionej wartości 14 ziaren, co stanowi wzrost liczby ziaren o około 4%.

W złączu o oznaczeniu T2P8 poddanemu obróbce cieplnej w temperaturze 900°C, uzyskano spadek uśrednionej liczby ziaren (rozrost wielkości ziaren) do wartości 12 ziaren (tabela 38), co stanowi spadek o około 11% w porównaniu do złącza T2P6 (bez obróbki cieplnej).

Liczba ziaren mierzona w obszarze SWC dla złączy poddanych wyżarzaniu oraz spawanych z dodatkiem tytanu w porównaniu do złącza T2P6 (z dodatkiem tytanu oraz bez zastosowania obróbki cieplnej), dla którego uzyskano uśrednioną wartość 8,6 ziaren (tabela 38) wzrosła (ziarna uległy rozdrobnieniu) do uśrednionej wartości:

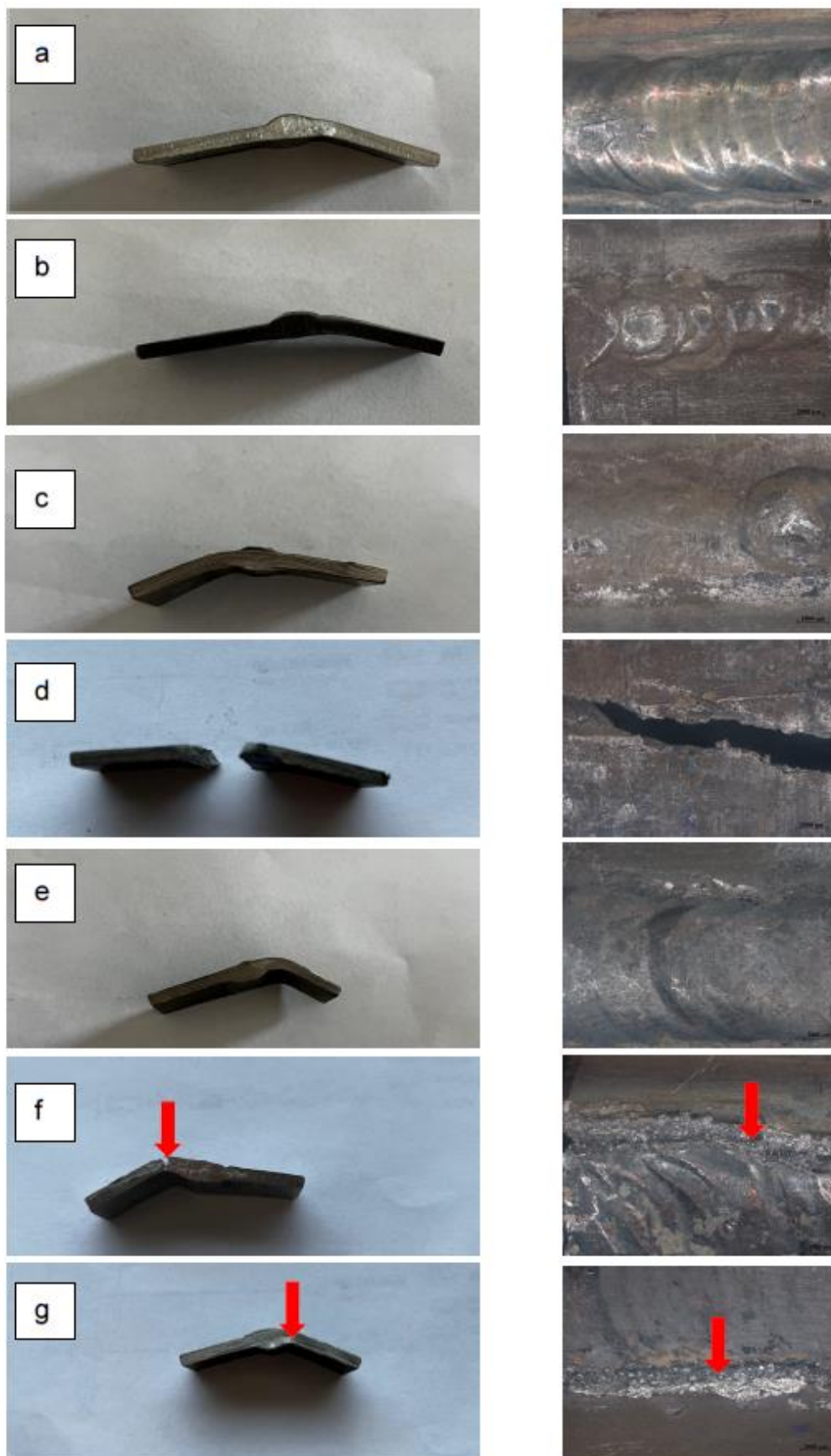
- 12,6 ziaren dla złącza T2P7 obrobionego w temperaturze 880°C, co stanowi wzrost liczby ziaren o około 46%,
- 11,3 ziaren dla złącza T2P8 obrobionego w temperaturze 900°C, co stanowi wzrost liczby ziaren o około 31%,
- 9,3 ziaren dla złącza T2P9 obrobionego w temperaturze 920°C, co stanowi wzrost liczby ziaren o około 8%,
- 14,3 ziaren dla złącza T2P10 obrobionego w temperaturze 940°C, co stanowi wzrost liczby o około 66%.

### **3.6.2.9. Wyniki odporności na korozję międzykrystaliczną**

Badaniom na odporność na korozję międzykrystaliczną poddano wszystkie złącza wykonane w ramach badań właściwych.

Złącza poddane próbie zginania wykonanej w ramach badania odporności na korozję międzykrystaliczną pokazano na rysunku 49. Badania odporności na korozję międzykrystaliczną nie są uwzględniane podczas uznania technologii spawania według normy PN- EN ISO 15614-1.





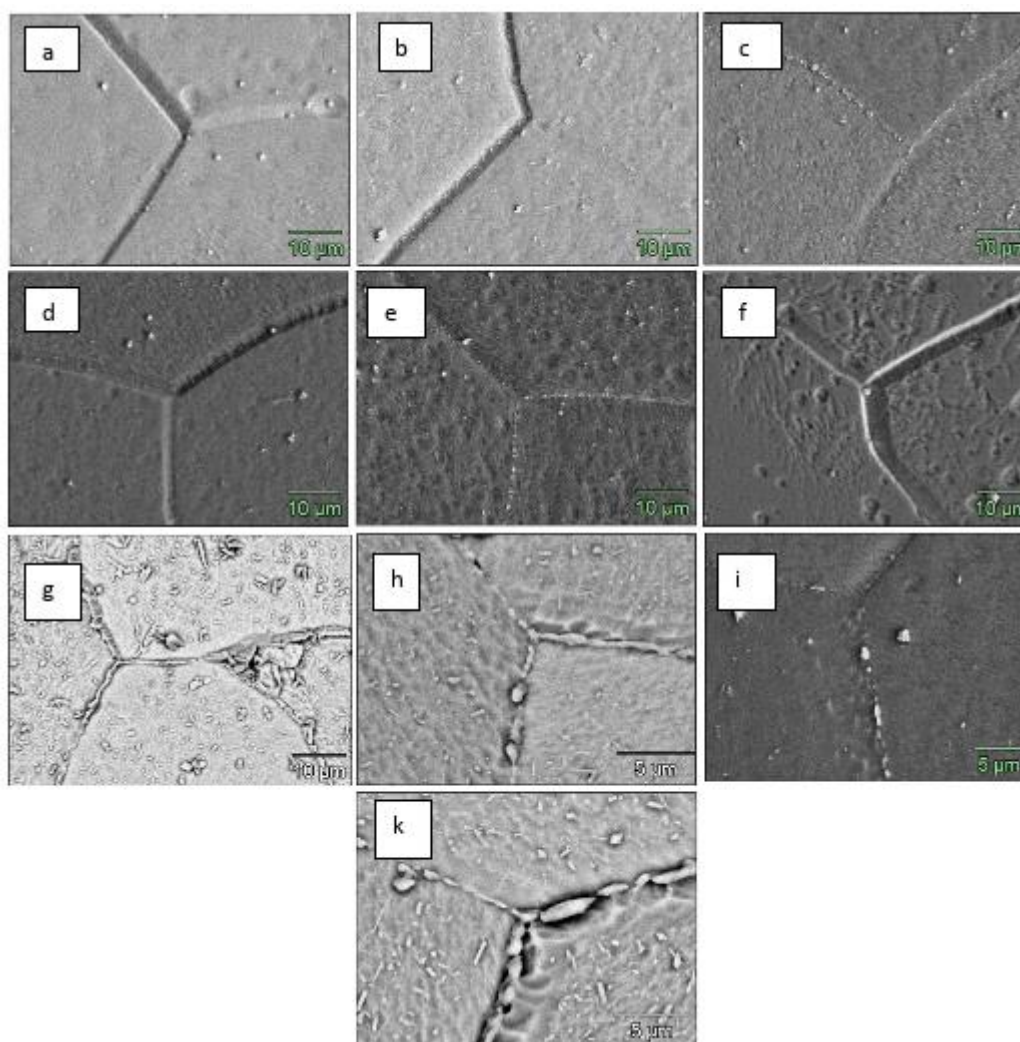
**Rysunek 49.** Zdjęcia próbek poddanych próbie zginania w ramach badania odporności na korozję międzykrystaliczną: a – T2P1, b – T2P3, c – T2P4, d – T2P7, e – T2P8, f – T2P9, g – T2P10, czerwoną strzałką wskazano miejsce pęknięcia obserwowane od strony lica (opracowanie własne).

W wyniku przeprowadzonej próby zginania wykonanej w ramach próby odporności na korozję międzykrystaliczną, uzyskano następujące rezultaty:

- złącza spawane o numerach T2P1 ÷ T2P5 oraz T2P8 nie wykazały pęknięć,
- złącza o numerach T2P6, T2P9 oraz T2P10 uległy pęknięciu w SWC,
- złącze o numerze T2P7 uległo zerwaniu.

### 3.6.2.10. Wyniki badań metalograficznych

Na rysunku 50 przedstawiono zdjęcia struktur złączy spawanych w obszarze spoiny.



**Rysunek 50.** Struktury poszczególnych złączy spawanych wykonanych w ramach badań właściwych: a – T2P1, b – T2P2, c – T2P3, d – T2P4, e – T2P5, f – T2P6, g – T2P7, h – T2P8, i – T2P9, k – T2P10 (opracowanie własne).

Zdjęcia od 50a do 50k przedstawiają strukturę ferrytyczną materiału złącza spawanego w obszarze spoiny. Na zdjęciach widoczne są granicę ziaren.

Zdjęcia od 50f do 50k przedstawiają strukturę ferrytyczną materiału złącza spawanego w obszarze spoiny. Na zdjęciach widoczne są granicę ziaren z widocznymi wydzieleniami, morfologia wydzieleni i skład chemiczny został przedstawiony na rysunkach od 51 do 54.

### 3.6.2.11. Wyniki badania rozkładu pierwiastków stopowych

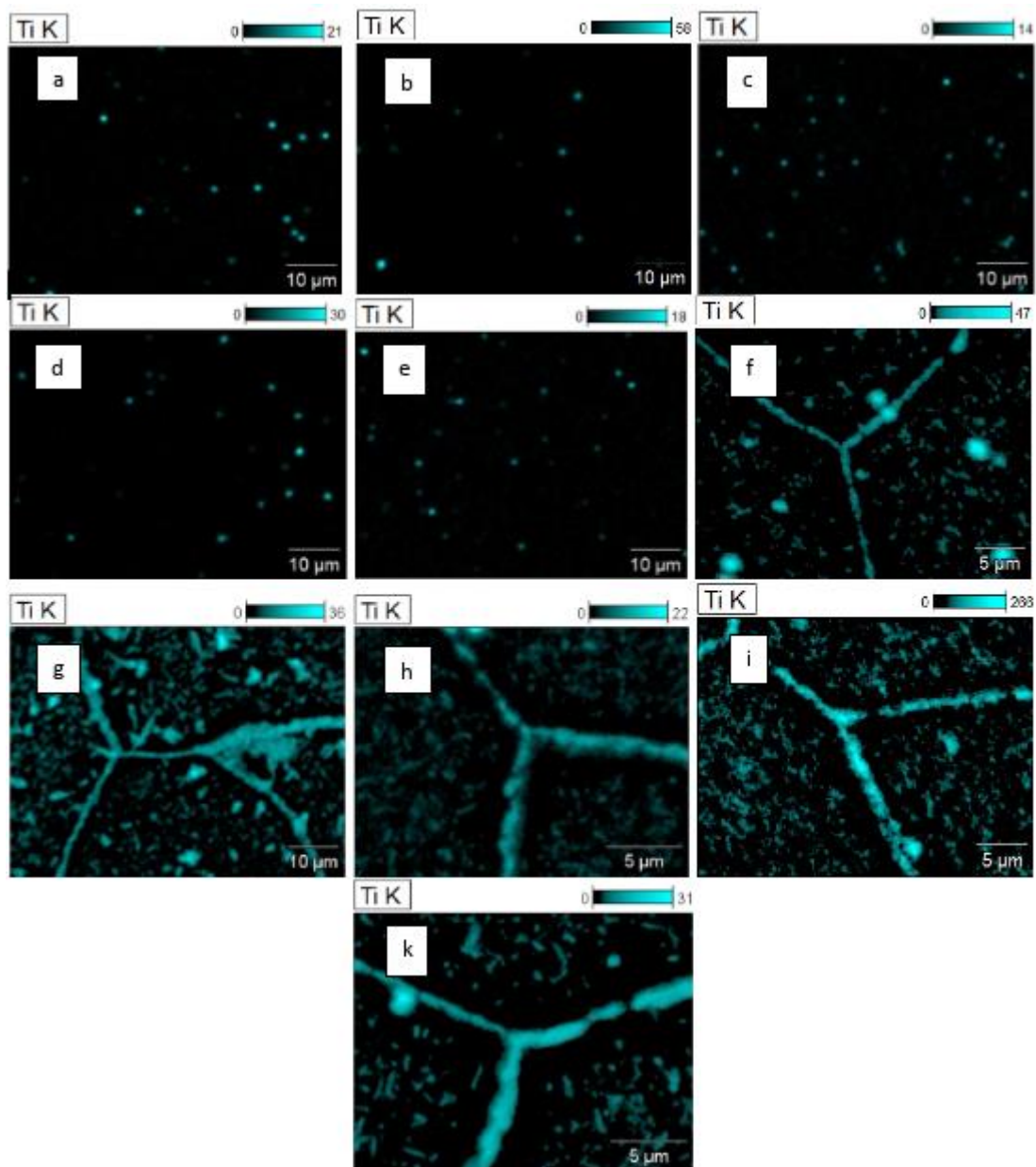
Poniżej przedstawiono wyniki rozkładu pierwiastków stopowych w postaci map stężeń, wykonane na mikroskopie skaningowym przy pomocy przystawki EDS.

Wyniki analizy rozmieszczenia wybranych pierwiastków dla poszczególnych złączy zamieszczono na rysunkach 51 ÷ 54.

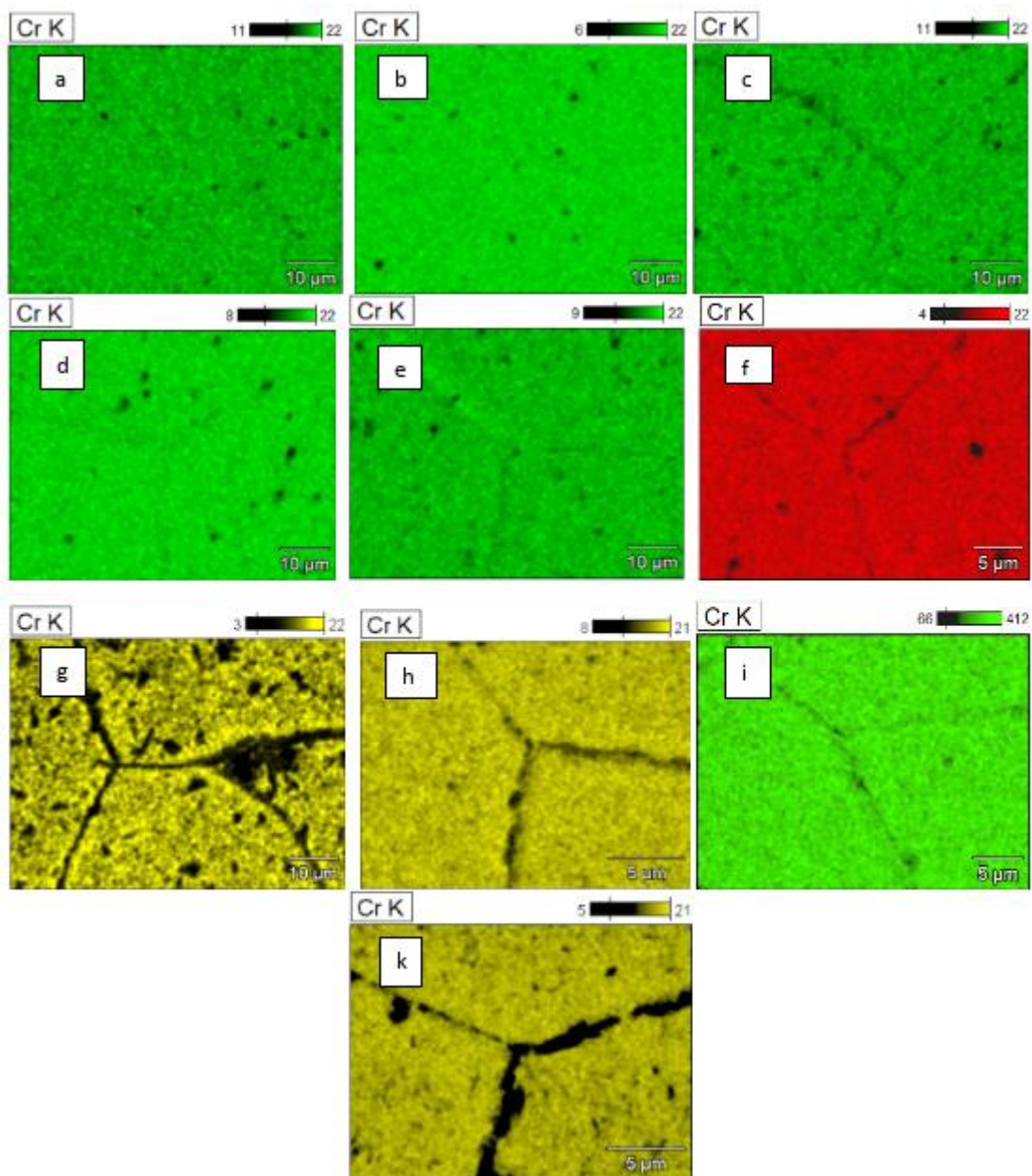
Analiza map rozmieszczenia pierwiastków (rysunek od 51 do 54) pozwala zdefiniować pewne prawidłowości:

- rozmieszczenie tytanu w obszarze spoiny w złączach T2P1 ÷ T2P5 charakteryzuje się (rysunek 51a ÷ 51e) niewielkimi przypadkowymi skupiskami ulokowanymi w ziarnach, rozłożonych przypadkowo,
- wyraźne przesycenie tytanem na granicach ziaren, jak i w samym ziarnie charakteryzuje obszar spoiny dla złączy T2P6 ÷ T2P10 (rysunek 51f ÷ 51k),
- równomierne rozmieszczenie chromu zarówno w ziarnach, jak i na granicach ziaren dla złączy T2P1 ÷ T2P5 (rysunek 52a ÷ 52e),
- pojawienie się nieznacznego wysycenia chromu z granic ziaren zaobserwowano w złączu T2P3 (rysunek 52c) oraz T2P5 (rysunek 52e),
- równomierne rozmieszczenie chromu w ziarnach z wysyceniem z granic ziaren widocznym zaobserwowano w złączach T2P6 (rysunek 52f) oraz T2P9 (rysunek 52i),
- wyraźne wysycenie chromu z granic ziaren zaobserwowano w przypadku złączy T2P7, T2P8 (rysunek 52h), oraz T2P10 (rysunek 52k),
- równomierne rozmieszczenie krzemu zarówno w ziarnach, jak i na ich granicach ziaren w przypadku złącza T2P1 (rysunek 53a) oraz T2P2 (rysunek 53b),
- pojawienie się wysycenia krzemu z ziaren oraz przejście na granice ziaren w przypadku złączy T2P3 (rysunek 53c), T2P4 (rysunek 53d) oraz T2P5 (rysunek 53e),
- wyraźne wysycenie krzemu z obszaru ziaren i przechodzenie tego pierwiastka na granice ziaren w przypadku złączy T2P6 ÷ T2P10 (rysunki 53f ÷ 53k),

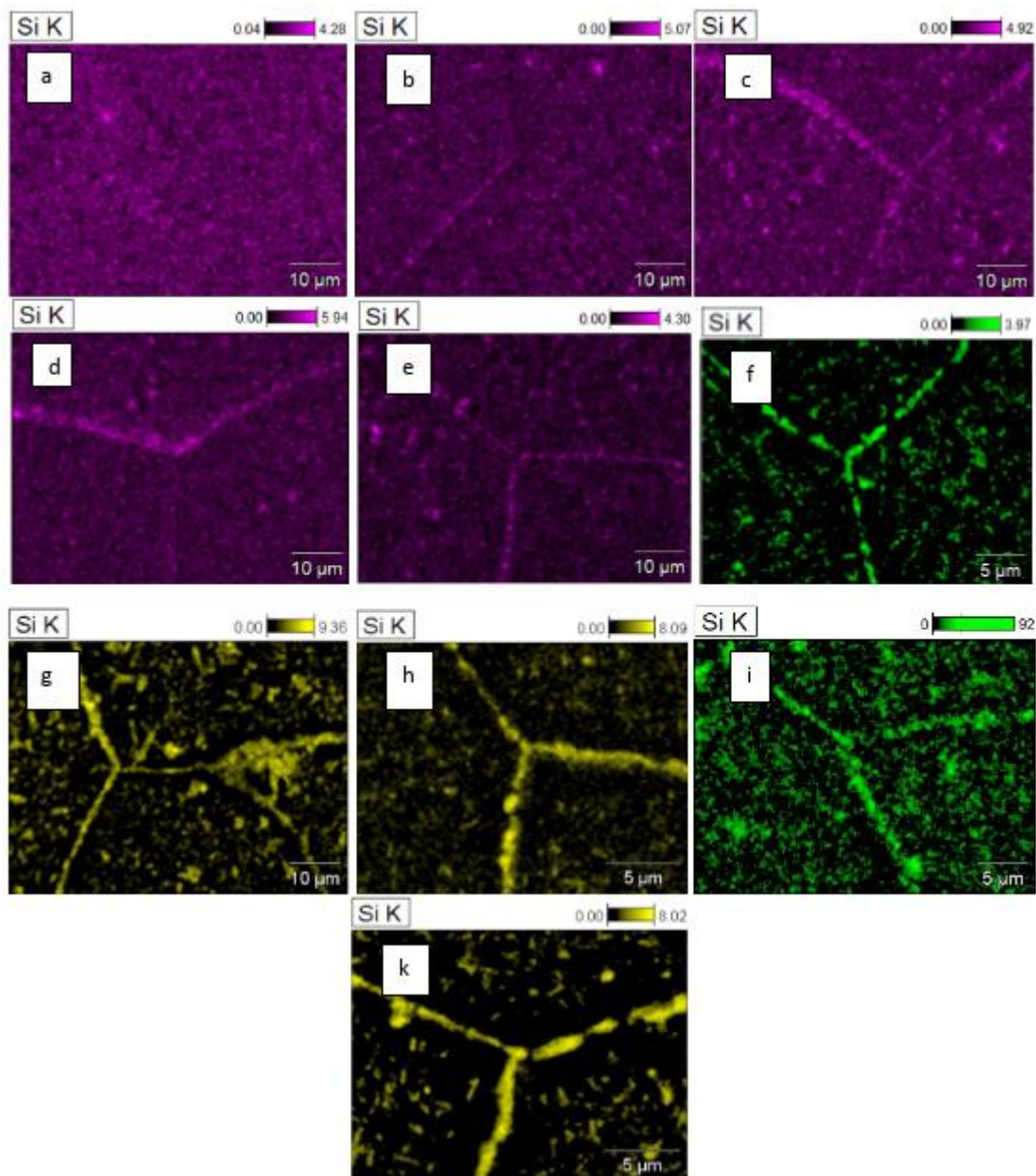
- równomierne rozmieszczenie węgla w ziarnach wraz z przypadkowymi skupiskami ułożonymi w ziarnach charakteryzuje obszar spoiny w złączach T2P1 ÷ T2P6 (rysunek 54 a ÷ 54 f) oraz T2P9 (rysunek 54i),
- rozmieszczenie węgla w obszarze spoiny złączy T2P7 (rysunek 54g), T2P10 (rysunek 54k) charakteryzuje się wysyceniem z ziaren, przesycaeniem na granicach ziaren oraz pojawieniem się większych skupisk ułożonych na granicach ziaren,
- złącze T2P8 (rysunek 54h) w obszarze spoiny charakteryzuje się zarówno równomiernym rozmieszczeniem węgla w ziarnach, jak i nie wielkimi skupiskami tego pierwiastka w granicach ziaren.



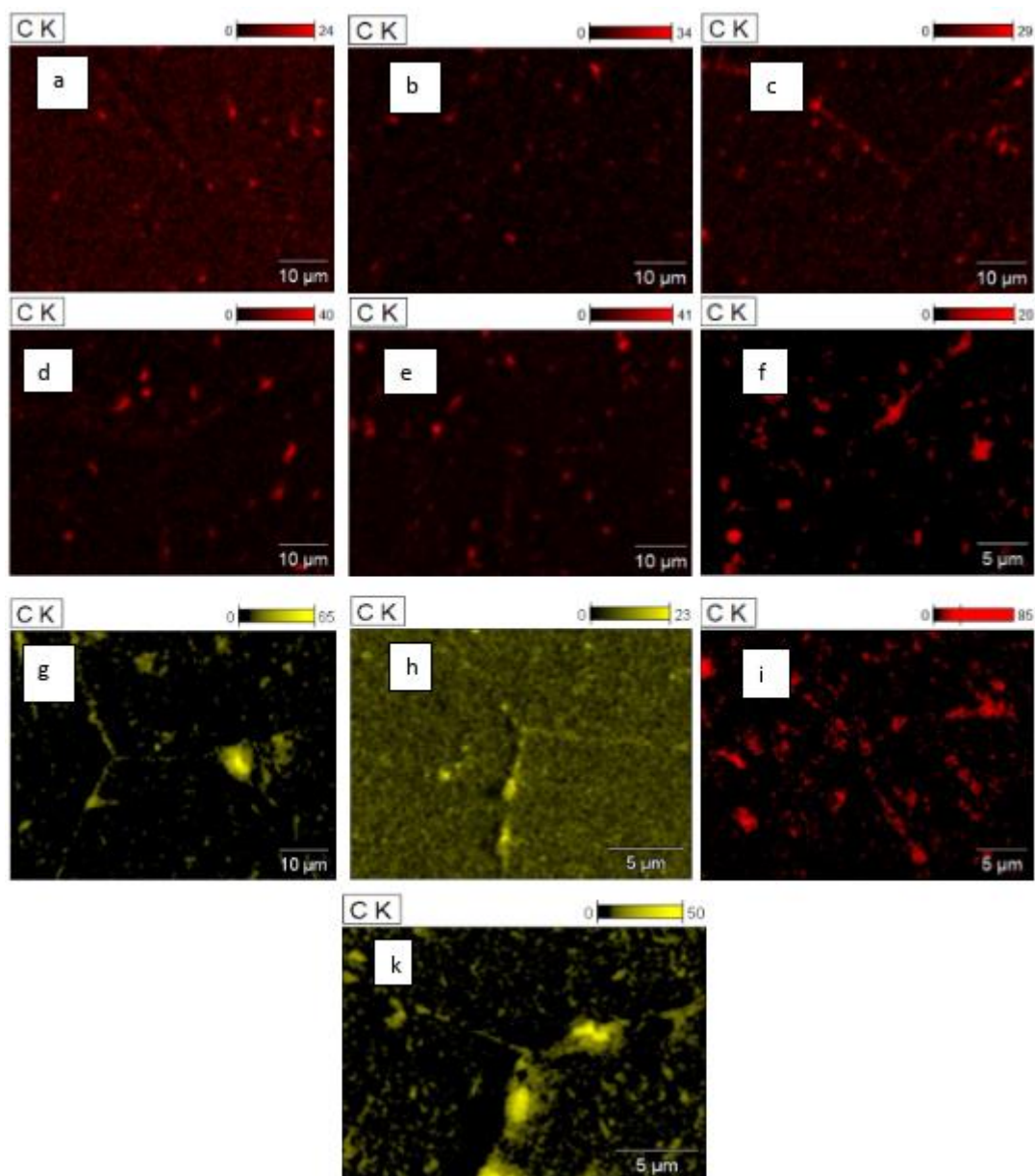
**Rysunek 51.** Mapy rozkładu powierzchniowego tytanu w obszarze złącza spoiny: a – T2P1, b – T2P2, c – T2P3, d – T2P4, e – T2P5, f – T2P6, g – T2P7, h – T2P8, i – T2P9, k – T2P10 (opracowanie własne).



**Rysunek 52.** Mapy rozkładu powierzchniowego chrom w obszarze złącza spoiny: a – T2P1, b – T2P2, c – T2P3, d – T2P4, e – T2P5, f – T2P6, g – T2P7, h – T2P8, i – T2P9, k – T2P10 (opracowanie własne).



**Rysunek 53.** Mapy rozkładu powierzchniowego krzemu w obszarze złącza spoiny: a – T2P1, b – T2P2, c – T2P3, d – T2P4, e – T2P5, f – T2P6, g – T2P7, h – T2P8, i – T2P9, k – T2P10 (opracowanie własne).



**Rysunek 54.** Mapy rozkładu powierzchniowego węgla w obszarze złącza spoiny: a – T2P1, b – T2P2, c – T2P3, d – T2P4, e – T2P5, f – T2P6, g – T2P7, h – T2P8, i – T2P9, k – T2P10 (opracowanie własne).



#### 4. PODSUMOWANIE - ANALIZA WYNIKÓW

Dostępna literatura naukowa z zakresu tematyki badań nie przedstawia wyników badań wpływu obróbki cieplnej na złącza ferrytycznych stali nierdzewny gatunku X2CrTiNb18. Zasadniczym problemem wykorzystania ferrytycznej stali nierdzewnej gatunku X2CrTiNb18 w procesach spawalniczych jest rozrost ziarna w strefie spoiny oraz SWC co skutkuje spadkiem własności mechanicznych. Dlatego podjęto badania mające na celu określenia wpływu obróbki cieplnej złączy spawanych na zahamowania rozrostu ziarna i spadek własności mechanicznych. Badania miały na celu określić optymalne parametry obróbki cieplnej złączy spawanych.

W tabeli 39 zestawiono uzyskane wyniki badań. Analiza uzyskanych wyników badań pozwala odpowiedzieć na postawione pytania badawcze:

*W jakim stopniu zastosowanie obróbki cieplnej po procesie spawania wpłynie na ograniczenie rozrostu ziarna?*

Proces obróbki cieplnej realizowany po spawaniu w zakresie temperatury od 880 do 940°C powoduje rozdrobnienie ziaren w SWC, zarówno w przypadku złączy wykonanych z dodatkiem, jak i bez dodatku tytanu (T2P2 ÷ T2P5, T2P7 ÷ T2P10).

W obszarze spoiny rozdrobnieniu ulegają ziarna poddane obróbce cieplnej w temperaturze wynoszącej od 920 do 940°C, zarówno w przypadku złączy wykonanych z dodatkiem (T2P7 ÷ T2P10), jak i bez dodatku tytanu (T2P2 ÷ T2P5).

Obróbka cieplna wykonana w zakresie temperatury od 880 do 900°C (T2P2, T2P3, T2P9, T2P10) powoduje zahamowanie rozrostu ziaren w obszarze spoiny w przypadku złączy wykonanych bez dodatku tytanu.

Obróbka cieplna wykonana w temperaturze 880°C (T2P7) w przypadku złączy z dodatkiem tytanu powoduje rozdrobnienie ziaren.

*W jakim stopniu zastosowanie obróbki cieplnej i optymalizacja przyjętych parametrów jej realizacji wpłynie na zwiększenie własności mechanicznych spoin ferrytycznych stali nierdzewnych?*

Obróbka cieplna złączy spawanych wykonana w zakresie temperatur od 880 do 940°C w przypadku złączy wykonanych bez dodatku tytanu (T2P2 ÷ T2P5) powoduje wzrost twardość w SWC.

Wyżarzanie w temperaturze od 880 do 900°C (T2P2 oraz T2P3) powoduje wzrost twardości HV10 w obszarze spoiny.

Obróbka cieplna wykonana w zakresie temperatur od 880 do 940°C w przypadku złączy wykonanych bez dodatku tytanu (T2P2 ÷ T2P5) powoduje wzrost wytrzymałości na rozciąganie Rm.

Wyżarzanie w temperaturze od 920 do 940°C (T2P4 oraz T2P5) powoduje wzrost udarności mierzonej dla SWC.

Wprowadzenie wyżarzania w temperaturze od 900 do 940°C (T2P3 oraz T2P5) powoduje zwiększenie wydłużenia A[%], co można zauważyć porównując wyniki złącza T2P1 (bez obróbki cieplnej) z T2P3 (900°C), T2P4 (920°C) oraz T2P5 (940°C).

*Czy wzrost własności wytrzymałościowych ferrytycznych stali nierdzewnych, może zostać zwiększony poprzez wprowadzenie dodatku stopowego, jakim jest tytan podczas procesu spawania?*

Dodatek proszku tytanu powoduje wzrost własności wytrzymałościowych takich jak twardość [HV10] oraz wytrzymałość na rozciąganie [Rm], co potwierdzają wyniki uzyskane dla złącza T2P6 w porównaniu do materiału rodzimego (tabela 39).

*W jakim stopniu zwiększone zostaną własności wytrzymałościowych spoin ferrytycznych stali nierdzewnych w wyniku zastosowania operacji obróbki cieplnej spoin wraz z użyciem materiału dodatkowego w procesie spawania w postaci proszku tytanu?*

Wprowadzenie tytanu jako dodatku spawalniczego jedynie w przypadku złącza wyżarzanego w temperaturze 900°C (T2P8) wykazała niewielki wzrost wytrzymałość na rozciąganie Rm w porównaniu do materiału rodzimego wynoszący 0,4% (tabela 39), oraz niewielki wzrost wydłużenia A z wartości 12,6% dla złącza T2P6 (bez obróbki cieplnej) do wartości 13%.

Wyraźny wzrost wartości granicy plastyczności  $Re_{0,2}$  (tabela 39) w porównaniu do materiału rodzimego uzyskały złącza T2P7 (900°C) oraz T2P9 (920°C) dla których wartość wzrosła odpowiednio o 22% i 24%.

Tabela 39 prezentuje zbiorcze zestawienie wyników badań.

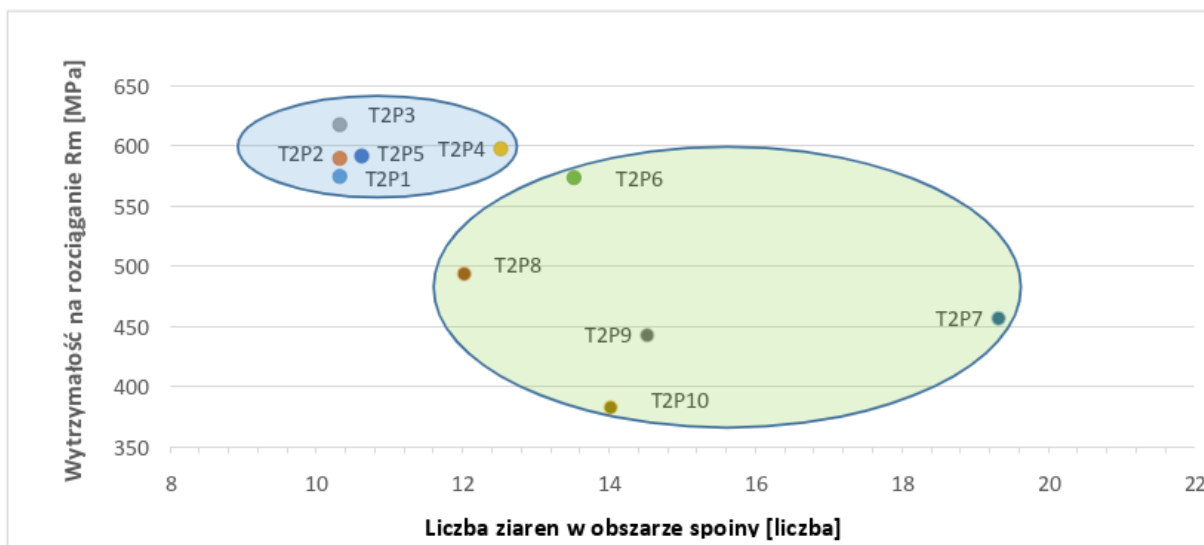
Tabela 39. Zestawienie wyników badań (opracowanie własne).

Rodzaj badania	Materiał rodzimy	Obszar badania dla złącza	Oznaczenie badanego złącza									
			T2P1 (próbka referencyjna)	T2P2	T2P3	T2P4	T2P5	T2P6 (próbka referencyjna)	T2P7	T2P8	T2P9	T2P10
Twardość, [HV10]	153	spoina	155	166	170	146	142	171	181	187	224	200
		SWC	154	164	169	156	156	147	159	158	156	158
Wytrzymałość na rozciąganie, $R_m$ [MPa]	493	całe złącze	576	591	619	599	593	575	459	495	445	384
			406	380	396	379	381	403	383	299	389	308
Wytrzymałość na zginanie, $R_e 0,2$ [MPa]	35	całe złącze	13,1	11,2	14,4	15,3	13,6	12,6	1,4	13	1,4	3,0
			615	533	397	537	478	610	535	443	541	545
Wytrzymałość na zginanie [MPa]	665	lico	628	543	447	506	546	630	551	425	548	472
		grań	113	53	58	59	69	7	3	6	5	4
Udarność [J/cm2]	173	spoina	8	13	7	8	9	7	7	8	8	19
		SWC	10,3	10,3	10,3	12,5	10,6	13,5	19,3	12,0	14,5	14,0
Wielkość ziarna [liczba ziaren]	27	spoina	11,3	12,3	15,2	11,6	13,0	8,6	12,6	11,3	9,3	14,3
		SWC										

Legenda:

	Wzrost wartości w stosunku do złącza referencyjnego
	Spadek wartości w stosunku do złącza referencyjnego

Poniżej przedstawiono (rysunki 55 - 59) wyniki analiz uzyskanych danych dla badań właściwych.

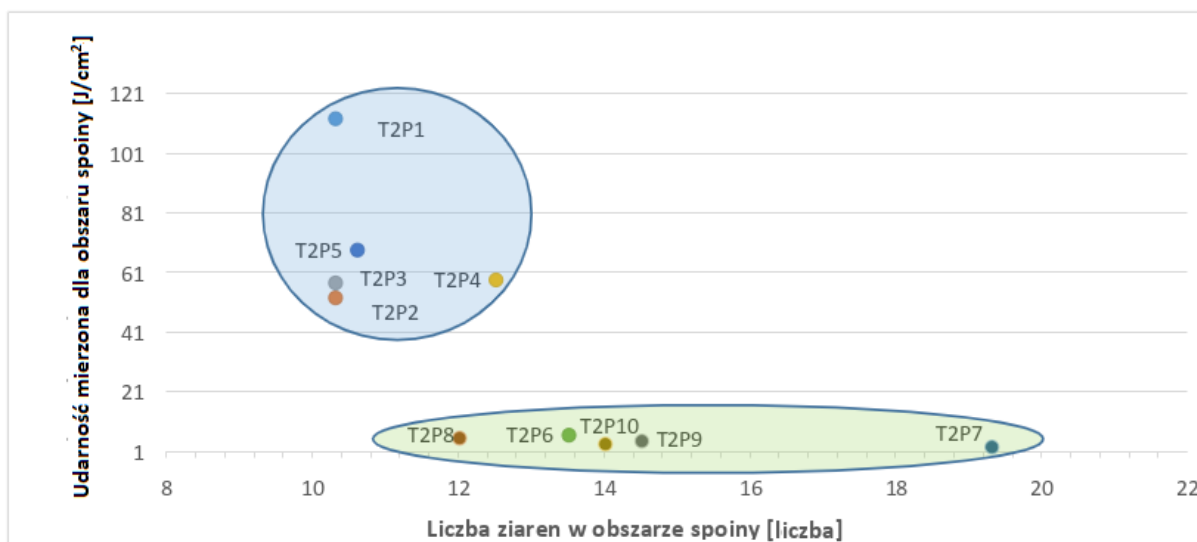


**Rysunek 55.** Graficzne przedstawienie zależności wytrzymałości na rozciąganie  $R_m$  a wielkością ziarna w obszarze spoiny dla próbek od T2P1 do T2P10 (opracowanie własne).

Analizując wyniki pomiaru wielkości ziaren oraz wytrzymałości na rozciąganie  $R_m$ , można określić następujące zależności:

- dla złączy obrabianych cieplnie bez dodatku tytanu największą liczbę ziaren uzyskano dla próbki T2P4 wynosząca 12,5, równocześnie uzyskując granicę wytrzymałości na rozciąganie  $R_m$  wynoszącą 600MPa, największą wytrzymałość na rozciąganie uzyskała próbka T2P3 (obrabiana cieplnie w 900°C) uzyskując porównywalną wielkość ziaren do próbek T2P1, T2P2 - 10,3 ziaren,
- dla złączy obabionych cieplnie z dodatkiem tytanu największą liczbę ziaren uzyskano dla złącza T2P7 - 19,5, uzyskując przy tym wytrzymałość na rozciąganie 470MPa, największą wytrzymałość na rozciąganie uzyskano dla złącza T2P6 - 600 MPa przy liczbie ziaren 14.

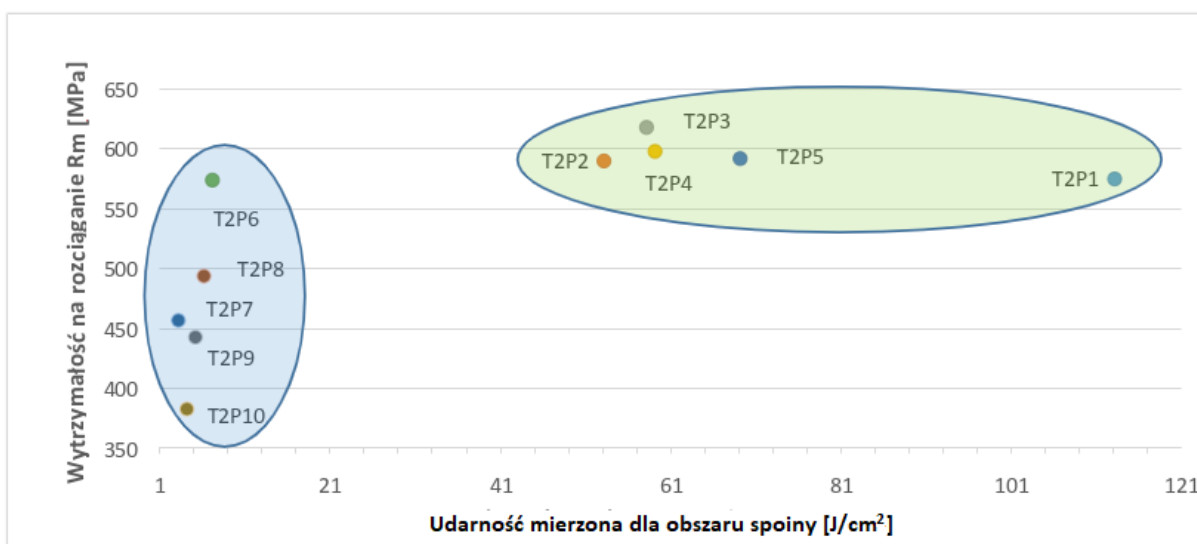
Powyższe wyniki wskazują, iż występuje brak korelacji pomiędzy wynikami wytrzymałości na rozciąganie  $R_m$  [MPa] a wielkością ziaren w obszarze spoiny.



**Rysunek 56.** Graficzne przedstawienie zależności udarności w obszarze spoiny a liczbą ziaren w obszarze spoiny dla próbek od T2P1 do T2P10 (opracowanie własne).

Analizując wyniki pomiaru wielkości ziaren oraz udarności, można określić następujące zależności:

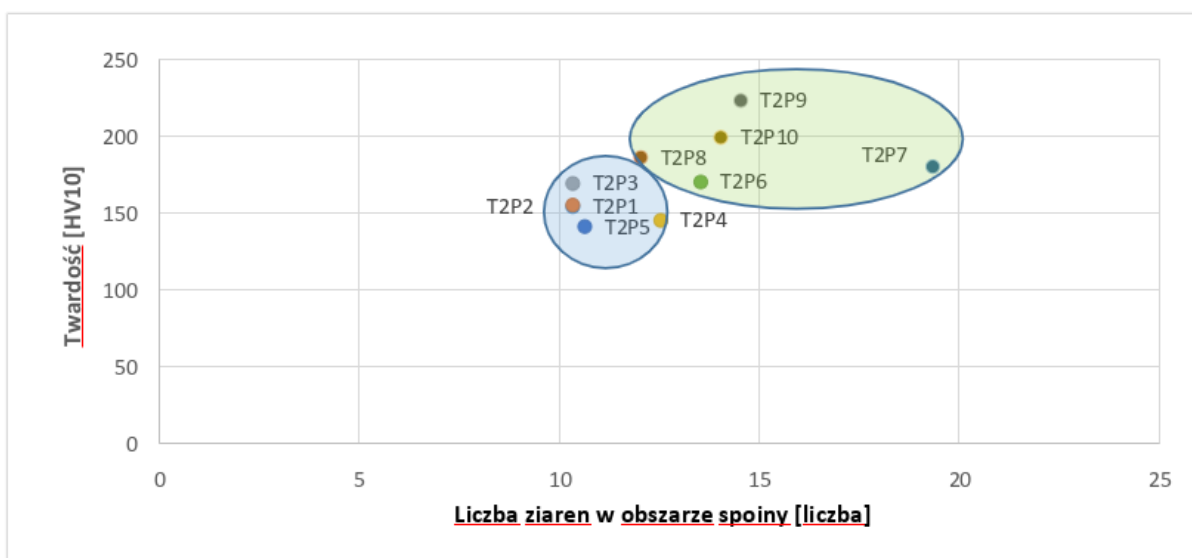
- dla złączy wykonanych bez dodatku tytanu podczas spawania najwyższą udarność uzyskała próbka T2P1 – 11 J/cm<sup>2</sup> przy liczbie ziaren wynoszącej 10,3,
- dla złączy obrobionych cieplnie bez dodatku tytanu najwyższą udarność uzyskało złącze T2P5 - 69 J/cm<sup>2</sup> przy liczbie ziaren wynoszącej 10,6. Najwyższą liczbę ziaren uzyskała próbka T2P4 – 12,5 ziaren, uzyskując wartość udarności wynoszącą 59 J/cm<sup>2</sup>,
- dla złączy obrobionych cieplnie z dodatkiem tytanu największą udarność uzyskały próbka T2P6 – 7 J/cm<sup>2</sup> oraz T2P8 6 J/cm<sup>2</sup> przy liczbie ziaren wynoszących odpowiednio 13,5 oraz 12.



**Rysunek 57.** Graficzne przedstawienie zależności udarności w obszarze spoiny a liczbą ziaren w obszarze spoiny dla próbek od T2P1 do T2P10 (opracowanie własne).

Analizując wyniki pomiaru wielkości ziaren oraz wytrzymałości na rozciąganie  $R_m$ , można określić następujące zależności:

- dla złączy obrabianych cieplnie bez dodatku tytanu najwyższą wytrzymałość na rozciąganie  $R_m$  uzyskano dla próbki T2P3 - 619 MPa przy udarności wynoszącej 48 J/cm<sup>2</sup>,
- dla złączy wykonanych z dodatkiem tytanu najwyższą wytrzymałość na rozciąganie  $R_m$  uzyskało złącze T2P6 - 575 MPa przy udarności wynoszącej 7 J/cm<sup>2</sup>,
- dla złączy obrobionych cieplnie z dodatkiem tytanu najwyższą wytrzymałość na rozciąganie  $R_m$  uzyskano dla próbki T2P8 - 495 MPa przy udarności wynoszącej 6 J/cm<sup>2</sup>.



**Rysunek 58.** Graficzne przedstawienie zależności twardości HV10 w obszarze spoiny a liczbą ziaren w obszarze spoiny dla próbek od T2P1 do T2P10 (opracowanie własne).

Analizując wyniki pomiaru wielkości ziaren oraz twardości HV10, można określić następujące zależności:

- dla złączy obrobionych cieplnie oraz wykonanych bez dodatku tytanu najwyższą twardość uzyskała próbka T2P3 wynoszącą 170 [HV10] przy liczbie ziaren wynoszącej 10,3 ziaren,
- dla złączy obrobionych cieplnie oraz wykonanych z dodatku tytanu najwyższą twardość uzyskała próbka T2P9 wynoszącą 224 [HV10] przy liczbie ziaren wynoszącej 14,5 ziaren.

Analizując zestawione wyniki badań przeprowadzonego eksperymentu (tabela 39) można wysunąć następujące zależności:

- dodatek proszku tytanu podczas spawania spowodował rozdrobnienie ziaren zarówno w SWC, jak i w spoinie,
- rozdrobnienie ziaren poprzez wprowadzenie proszku tytanu podczas spawania ferrytycznej stali nierdzewnej, nie poddanej wyżarzaniu zmniejszyło twardość w obszarze SWC,
- rozdrobnienie ziaren poprzez wprowadzenie proszku tytanu do spoiny złączy ferrytycznej stali nierdzewnej poddanych dodatkowo obróbce cieplnej zwiększyło twardość w SWC i spoinie,
- rozdrobnienie ziaren poprzez wprowadzenie proszku tytanu do spoiny podczas spawania zmniejszyła wytrzymałość na rozciąganie  $R_m$  niezależnie od temperatury przeprowadzonej obróbki cieplnej,

- wprowadzenie proszku tytanu podczas spawania i uzyskane rozdrobnienie ziarna spowodowało zwiększenie wytrzymałości na zginanie mierzonej w obszarze spoiny w porównaniu do złączy poddanych obróbce cieplnej lecz bez wprowadzania proszku tytanu podczas spawania,
- wprowadzenie proszku tytanu podczas spawania pozwoliło uzyskać rozdrobnienie ziarna, co wpłynęło na zwiększenie wytrzymałości na zginanie w złączach poddanych wyżarzaniu w temperaturach 880°C (T2P7), 920°C (T2P9) oraz 940°C (T2P10) mierzonego w obszarze SWC w porównaniu do złączy poddanych tej samej obróbce cieplnej lecz nie wzbogaconych tytanem podczas spawania czyli 880°C (T2P2), 920°C (T2P4) oraz 940°C (T2P5),
- wprowadzenie proszku tytanu do spoin złączy spawanych ferrytycznych stali nierdzewnych powoduje wyraźny spadek udarności zarówno w SWC jak i obszarze spoiny,
- zastosowanie obróbki cieplnej po spawaniu złączy ferrytycznych stali nierdzewnych w temperaturach 880°C (T2P2), 920°C (T2P4) oraz 940°C (T2P5), wpływa na poprawę udarności mierzonej w SWC w porównaniu do złącza T2P1 wykonanego bez obróbki cieplnej po spawaniu,
- zastosowanie obróbki cieplnej w złączach wykonanych z dodatkiem tytanu (od T2P7 do T2P10) spowodowało spadek udarności,
- zastosowanie obróbki cieplnej w złączu T2P10 (940°C) wykonanego z dodatkiem tytanu spowodowało wzrost udarności dla SWC z wartości 7 J/cm<sup>2</sup> jaką uzyskało złącze T2P6 do wartości 19 J/cm<sup>2</sup>,
- zastosowanie obróbki cieplnej w złączach wykonanych z dodatkiem tytanu (od T2P7 do T2P10) spowodowało spadek własności wytrzymałościowych takich jak wytrzymałość na rozciąganie R<sub>m</sub>, granica plastyczności Re<sub>0,2</sub> oraz wydłużenie A oraz wytrzymałości na zginanie.

Ferrytyczne stale nierdzewne ze względu na dużą podatność na rozrost ziaren podczas spawania wykorzystywane są przede wszystkim na elementy maszyn i konstrukcji od których wymagana jest odpowiednia odporność korozyjna a nie wysoka wytrzymałość mechaniczna.

Dotychczasowe rozwiązania problemu związanego z zjawiskiem rozrostu ziaren ferrytycznych stali nierdzewnych obejmowały:

- zastosowanie technologii spawania odznaczającej się wprowadzeniem niskiej ilości ciepła do spoiny podczas spawania,
- wprowadzenia dodatku stopowego podczas spawania hamującego rozrost ziaren.



W pracy zaproponowano rozwiązanie mające na celu rozdrobnienie ziaren a przez to poprawę własności wytrzymałościowych spoin ferrytycznej stali nierdzewnej gatunku X2CrTiNb18, polegające na wprowadzeniu procesu obróbki cieplnej po spawaniu oraz określeniu optymalnych parametrów, co w skuteczny sposób wpłynęło na poprawę takich własności mechanicznych jak twardość, wytrzymałość na rozciąganie, wydłużenie oraz poprawę granicy na rozciąganie przy jednoczesnym rozdrobnieniu ziaren w obszarze spoiny oraz SWC.

Uzyskane wyniki badań potwierdziły postawioną tezę, że **obróbka cieplna spoin ze ferrytycznych stali nierdzewnych wraz z zastosowaniem materiału dodatkowego do spawania powinna ograniczyć zjawisko rozrostu ziaren ferrytu w spoinie**. Jednocześnie druga teza dotycząca **ograniczenia zjawiska rozrostu ziarna występującego w ferrytycznych stalach nierdzewnych wynikającego z zastosowania obróbki cieplnej złączy spawanych powinno polepszyć uzyskiwane własności mechaniczne spoin**, została potwierdzona częściowo.

Eksperyment dokonano na złączach spawanych wykonanych z ferrytycznej stali nierdzewnej gatunku X2CrTiNb18 metodą TG 141 w pozycji PA.

Pomiar twardości mierzony w SWC wykazał zwiększenie wartości dla wszystkich złączy zarówno wykonanych bez dodatku tytanu, jak i z tytanem oraz z dodatkowym procesem wyżarzania. Twardość mierzona w obszarze spoiny również uzyskały zwiększenie wartości dla wszystkich złączy zarówno wykonanych bez dodatku tytanu, jak i z tytanem oraz z dodatkowym procesem wyżarzania, zaznaczyć jedna należy, że złącza T2P4 (920°C) oraz T2P5 (940°C) uzyskały nieznacznie mniejszą wartość w porównaniu do twardości materiału rodzimego.

Wynik statycznej próby rozciągania w przypadku złączy wykonanych bez dodatku tytanu uzyskano wzrost wartości dla złączy o numerach od T2P3 do T2P5 (od 900 do 940°C). Wytrzymałość na rozciąganie  $R_m$  [MPa] wzrosła w porównaniu do złącza T2P1 wykonanego bez obróbki cieplnej (tabela 39), przy jednoczesnym wzroście wydłużenia  $A$ [%]. Granica plastyczności  $Re_{0,2}$  w porównaniu do złącza referencyjnego T2P1 uległa zmniejszeniu jednak porównując wyniki do materiału rodzimego uzyskano wzrost wartości.

Wyniki statycznej próby zginania złączy spawanych pomimo uzyskanych niższych wyników w porównaniu do złącza referencyjnego T2P1 dały wynik pozytywny, zarówno dla złączy wykonanych bez dodatku tytanu, jak i z dodatkiem tytanu. Wszystkie próbki zginane zarówno od strony lica, jak i od strony grani nie uległy pęknięciu w SWC będącym

najsłabszym obszarem złącza, jak i w samej spoinie, co zgodnie z wymaganiami normy PN-EN ISO 15614- 1 pozwala na stwierdzenie prawidłowości wykonania złączy.

Próby udarności złączy spawanych wykonano na próbkach typu Charpy V w temperaturze 20°C zgodnie z normą PN-EN ISO 9016. Wyniki złączy wykonanych z dodatkiem tytanu wykazał znaczący spadek wartości udarności w obszarze spoiny w porównaniu zarówno do materiału rodzimego, jak i do złączy T2P1 i T2P6 (tabela 39). Wartość udarności mierzonej dla SWC w porównaniu do materiału rodzimego również wykazała spadek, jedynie w porównaniu do złącza T2P1 oraz T2P6 (z tytanem bez obróbki) uzyskano nieznaczny wzrost wartości.

Dla złączy wykonanych bez dodatku tytanu lecz poddane wyżarzaniu uzyskano obniżenie wartości udarności mierzonej dla obszaru spoiny, stwierdzono że wraz ze wzrostem temperatury wyżarzania wartość udarności ulegała wzrostowi. Udarności mierzone dla SWC w porównaniu do wyników uzyskanych dla SWC złącza T2P1 (tabela 39) uległa wzrostowi podczas wyżarzania w temperaturze 880°C, lecz dalszy wzrost temperatury powodował spadek do wartości w granicach wyniku uzyskanego dla SWC dla złącza T2P1 (tabela 39).

Wyniki mikrograficznego określenia wielkości ziarna wykonane dla obszaru spoiny jak i SWC, zarówno w przypadku złączy wykonanych bez dodatku tytanu oraz obrabianych cieplnie (T2P2 ÷ T2P5) jak i z dodatkiem tytanu oraz obrabianych cieplnie (T2P7 ÷ T2P10) potwierdziły uzyskanie rozdrobnienia ziarna. W zależności od temperatury wyżarzania wielkość ziaren ulegała zmniejszeniu (złącza T2P4 oraz T2P5) lub nie uległa rozrostowi (T2P2, T2P3) w obszarze spoiny. Dla SWC wielkość ziaren uległa zmniejszeniu dla każdej zastosowanej temperatury przy czym należy zaznaczyć, że największemu nierozdrobnieniu uległy ziarna złącza T2P3 wyżarzane w 900°C (liczba ziaren 15,2) a najmniejszemu rozdrobnieniu złącze T2P4 wyżarzane w 920°C (liczba ziaren 11,6) w porównaniu do SWC złącza T2P1 (liczba ziaren 10,3) (tabela 39).

Wprowadzenie tytanu do spoiny spowodowało rozdrobnienie ziaren w obszarze spoiny złącza T2P6 w porównaniu do złącza T2P1 (bez tytanu i bez obróbki cieplnej). Wprowadzenie wyżarzania do złączy wykonanych z tytanem spowodowało dalsze rozdrobnienie ziaren przy czym największe rozdrobnienie charakteryzowane liczbą ziaren wynoszącą 19,3 uzyskano dla temperatury 880°C (T2P7) a najmniejszą liczbę ziaren wynoszącą 12 ziaren dla temperatury 900°C (T2P8), co w porównaniu do złącza T2P1, dla którego uzyskano liczbę ziaren wynoszącą 10,3, potwierdza to oczekiwany wpływ zarówno tytanu, jak i dodatkowej obróbki cieplnej na rozdrobnienie ziaren ferrytu w obszarze spoiny.

W obszarze SWC złącza wykonanego z dodatkiem tytanu T2P6 nastąpił rozrost ziaren (tabela 39) w porównaniu do złącza T2P1 (tabela 39), przeprowadzenie wyżarzania spowodowało rozdrobnienie ziaren w tym obszarze, przy czym największemu rozdrobnieniu uległo SWC dla złącza T2P10 (940°C) uzyskując liczbę ziaren 14,3 a najmniejszemu złącze T2P9 (920°C) uzyskując liczbę ziaren 9,3. Wyniki te również potwierdzają oczekiwany wpływ obróbki cieplnej na rozdrobnienie ziaren w SWC ferrytycznych stali nierdzewnych.

## 5. WNIOSKI

Na podstawie przygotowanych próbek i przeprowadzonych badań oraz analizy uzyskanych wyników sformowano następujące wnioski:

1. Przeprowadzone badania oraz analiza uzyskanych wyników badań dla złączy spawanych ze stali X2CrTiNb18 pozwoliły potwierdzić pierwszą tezę pracy dotyczącą zastosowania procesu obróbki cieplnej po spawaniu, który wpływa na rozdrobnienie ziaren ferrytu w obszarze spoiny. Największe rozdrobnienie ziaren uzyskano dla złącza T2P4 wyżarzzonego w temperaturze 920°C w czasie 30 minut.
2. Przeprowadzone badania oraz analiza wyników badań dla złączy spawanych ze stali X2CrTiNb18 pozwoliły częściowo potwierdzić drugą tezę stanowiącą, że **ograniczenie zjawiska rozrostu ziarna występującego w ferrytycznych stalach nierdzewnych wynikające z zastosowania obróbki cieplnej złączy spawanych powinno polepszyć uzyskiwane własności mechaniczne spoin.** W wyniku zastosowania obróbki cieplnej dla złączy spawanych stwierdzono:
  - rozdrobnienie ziarna w obszarze SWC, jak i spoiny dla próbek zarówno z, jak i bez dodatku tytanu,
  - wartość wytrzymałości na rozciąganie  $R_m$  złączy wykonanych bez dodatku tytanu ulega wzrostowi w porównaniu do materiału rodzimego oraz próbki referencyjnej T2P1 (bez obróbki cieplnej),
  - wartość wytrzymałości na rozciąganie  $R_m$  złączy wykonanych z dodatkiem tytanu ulega obniżeniu w porównaniu do materiału rodzimego oraz próbki referencyjnej T2P6 (bez obróbki cieplnej),
  - twardość w SWC zarówno dla próbek wykonanych z dodatkiem, jak i bez dodatku tytanu wzrosła w porównaniu do materiału rodzimego, jak i do próbek referencyjnych T2P1 (bez tytanu i bez wyżarzania) i T2P6 (z tytanem, bez wyżarzania),
  - twardość w obszarze spoiny dla próbek wykonanych z dodatkiem tytanu uległa wzrostowi w porównaniu do materiału rodzimego, jak i do próbek referencyjnych T2P1 (bez tytanu i bez wyżarzania) i T2P6 (z tytanem, bez wyżarzania),
  - twardość w obszarze spoiny dla próbek wykonanych bez dodatku tytanu T2P2 (wyżarzanej w temperaturze 880°C) oraz T2P3 (wyżarzanej w temperaturze 900°C) uległa wzrostowi,

- 
- wydłużenie A[%] dla próbek wykonanych bez dodatku tytanu o numerach T2P3 (wyżarzana w 900°C), T2P4 (wyżarzana w 920°C) oraz T2P5 (wyżarzana w 940°C) uległo wzrostowi w porównaniu do próbki referencyjnej T2P1 (bez obróbki cieplnej),
  - wydłużenie A[%] dla próbek wykonanych z dodatkiem tytanu uległo obniżeniu w porównaniu do próbki referencyjnej T2P6 (bez obróbki cieplnej).
3. Użycie dodatku spawalniczego w postaci proszku tytanu oraz przeprowadzenie obróbki cieplnej złączy spawanych ze stali X2CrTiNb18 warunkuje rozdrobnienie ziaren ferrytu zarówno w SWC, jak i w spoinie. Jednakże rozdrobnienie ziaren nie powoduje dla złączy z dodatkiem tytanu zwiększenia własności mechanicznych spoin takich jak, udarność  $J/cm^2$ , wytrzymałości na rozciąganie  $R_m$  [MPa], granicy plastyczności  $Re_{0,2}$  [MPa], wydłużenia A[%] oraz wytrzymałości na zginanie [MPa] w porównaniu z próbką referencyjną T2P6 (z dodatkiem tytanu, bez obróbki cieplnej).
  4. Analiza otrzymanych wyników badań właściwych (tabela 39) pozwoliła na wybór optymalnych parametrów technologii obróbki cieplnej złączy spawanych dla stali X2CrTiNb18 i uzyskanie uznania technologii spawania WPQR o numerze PL09/313803/24 (załącznik F) zgodnie z normą PN-EN ISO 15613 [22b], oraz wytycznymi zawartymi w normie PN-EN ISO 15614-1 a także zgodnie z parametrami wykonania złącza T2P4 wynikającymi z przeprowadzonych badań (załącznik A i B).

**Literatura:**

- [1] Łabanowski J., „**Stale odporne na korozję i ich spawalność**”. Wydawnictwo Politechniki Gdańskiej, Gdańsk, 2020.
- [2] Tasak E., „**Metalurgia spawania**”. Wydawnictwo JAK Kraków, 2008.
- [3] Tasak E., Ziewiec A., „**Spawalność materiałów konstrukcyjnych. Tom 1 spawalność stali**”. Wydawnictwo JAK, Kraków, 2009.
- [4] Wróbel M., Nowak S., „**Stale ferrytyczne odporne na korozję**”. Inżynieria Materiałowa, tom 134, 2003.
- [5] Brytan Z., Niagaj J., „**Spawanie korozja właściwości - Wprowadzenie do Stali Nierdzewnych**”. MTP, Poznań, 17.06. 2009.
- [6] Ceyhun K., Ceyhun T., „**Effect of post weld heat treatment and heat input on the microstructure and mechanical properties of plasma arc welded AISI 410S ferritic stainless steel**”. Materials Research Express 6, 2019.
- [7] Blicharski M., „**Zmiany mikrostruktury w połączeniach spawanych różnoimiennych materiałów stosowanych w energetyce**”. Przegląd Spawalnictwa, 3, 2013.
- [8] Cunat P. J., „**Spawanie stali nierdzewnych**”, Euro-Inox, Bruksela, 2002.
- [9] Ghorbania S. Ghasemib R., Ebrahimi-Kahrizsangi R., Hojjati-Najafabaci A., „**Effect of post weld heat treatment (PWHT) on the microstructure, mechanical properties, and corrosion resistance of dissimilar stainless steels**”. Materials Science and Engineering A, 2017.
- [10] Tembhurkar Ch., Ravinder K., Ambade S., Jagesvar V., Sharma A., Sarkar S., „**Effect of fillers and autogenous welding on dissimilar welded 316L austenitic and 430 ferritic stainless steels**”. Journal of Materials Engineering and Performance, 2020.
- [11] Li Ma, Shengsun Hu., Han J., Zhu Z., „**Effects of Cr content on the microstructure and properties of 26Cr–3.5Mo–2Ni and 29Cr–3.5Mo–2Ni Super Ferritic Stainless Steels**”. Journal of Materials Science and Technology 32, 2016.
- [12] Amuda M. O. H., Mridha S., „**Grain refinement and hardness distribution in cryogenically cooled ferritic stainless steel welds**”. Materials and Design 47, 2013.
- [13] Fujita N., Ohmura K., Yamamoto A., „**Changes of microstructures and high temperature properties during high temperature service of Niobium added ferritic stainless steels**”. Materials Science and Engineering A351, 2003.
- [14] Villaret V., Deschaux-Beaumea F., Borderuil C., Rouquette S., Chovet C., „**Influence of filler wire composition on weld microstructures of a 444 ferritic stainless steel grade**”. Journal of Materials Processing Technology 213, 2013.

- [15] Kuzucu V., Aksoy M., Korkut M. H., „**The effect of strong carbide-forming elements such as Mo, Ti, V and Nb on the microstructure of ferritic stainless steel**”. Journal of Materials Processing Technology 82, 1998.
- [16] Ceyhun K, Ceyhun T., „**Laser welding of AISI 410S ferritic stainless steel**”. Materials Research Express 6, 2019.
- [17] Walczyk G., Roszak M., „**Przyczyny ograniczeń zastosowania stali stopowych nierdzewnych o strukturze ferrytycznej w procesach spawalniczych**”. Sympozjum Katedr i Zakładów Spawalnictwa, Wyd. red. 2021.
- [18] Amuda M.O.H., Mridha S., „**Comparative evaluation of grain refinement in AISI 430 FSS welds by elemental metal powder addition and cryogenic cooling**”. Materials and Design 35, 2012.
- [19] Walczyk G., Pakieła W., Roszak M., Snopek P., „**Application of the heat treatment in the welding process of ferritic stainless steels – causes and effects**”. Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering 119, 2023.
- [20] Pilarczyk J., (red.) „**Poradnik Inżyniera- Spawalnictwo tom 1**”. WNT, Warszawa, 2003.
- [21] Kotecki D., Armao F., „**Stainless Steels. Welding Guide**”, Lincoln Electric, U.S.A. 2003.
- [22] Kozłowski A.(red.). „**Podręcznik projektowania konstrukcji ze stali nierdzewnych**”, wydanie czwarte, Oficyna Wydawnicza Politechniki Rzeszowskiej, Rzeszów 2017.
- [23] Dobrzański L. A., „**Podstawy nauki o materiałach i metaloznawstwie. Materiały inżynierskie z podstawami projektowania materiałowego**”, Wydawnictwo Naukowo-Techniczne, Gliwice-Warszawa 2002.
- [24] Blicharski M., „**Inżynieria materiałowa stal**”, Wydawnictwo Naukowo-Techniczne, Warszawa, 2004.
- [25] Brytan Z., „**Vademecum stali nierdzewnych**”, Wydawnictwo Stowarzyszenie Stal Nierdzewna. wydanie drugie, Warszawa 2018.
- [26] Ma Li, Han J., Shen, J., Hu, S., „**Effects of microalloying and heat-treatment temperature on the toughness of 26Cr–3.5 Mo super ferritic stainless steels**”. Acta Metallurgica Sinica 27.3, pp.: 407-415, 2014.
- [27] Jeong K. K., Yeong H. K., Jong S. L., Kyoo Y. K., „**Effect of chromium content on intergranular corrosion and precipitation of Ti-stabilized ferritic stainless steels**”, Corrosion Science 52, 2010.

- [28] Greef M. L., Toit M. Du., „**Sensitisation of two 11-12 % chromium type en 1.4003 ferritic stainless steels during continuous cooling after welding**”, *Welding in the World*, Vol. 50, nr 7/8, 2006.
- [29] Kang Y., Mao W. M., Chen Y.J., Jing J., Cheng M., „**Effect of Ti content on grain size and mechanical properties of UNS S44100 ferritic stainless steel**” *Materials Science & Engineering*, A677, 2016.
- [30] du Toit M., Naudé J., „**The influence of stabilization with titanium on the heat-affected zone sensitization of 11 to 12 % chromium ferritic stainless steels under low heat input welding conditions**”. *Welding In The World*, Vol. 55, 2011.
- [31] Li H., Takata N., Kobashi M., Yoshino M., „**Effect of added stabilizing elements on thermal activation process of plastic deformation in 18Cr ferritic stainless steel**”. *Materials Science and Engineering A824*, 2021.
- [32] Łangalis M., „**Dodatki stopowe w stalach nierdzewnych**”, *Stal Metale i Nowe Technologie*, 2009.
- [33] Kułakowski M., Rokosz K., „**Stopowe stale austenityczne, ferrytyczne i duplex używane w transporcie**”. *Autobusy: technika, eksploatacja, systemy transportowe*. 7-8, 2017.
- [34] Janikowski D. S., „**Super-Ferritic Stainless Steels Rediscovered**”. *Stainless Steel World* 2005.
- [35] Lu H-H., Shen X-Q., Liang W., „**Effect of Grain Size on the Precipitation Behaviour in Super-Ferritic Stainless Steels During a Long-Term Ageing**”. *Acta Metallurgica Sinica* 34:1285–1295, 2021.
- [36] Shen Ke-Yu., „**Microstructure and Properties of Super-Ferritic Stainless Steels Used for Marine Construction after Fire Exposure**”. *Hindawi Advances in Materials Science and Engineering Volume* 2022.
- [37] Ranjbarnodeh E., Weis S, Hanke S., Fischer A., „**EBSD characterization of the effect of welding parameters on haz of aisi409**” *Journal of Mining and Metallurgy Sect. B-Metall.* 48 (1) B 115 - 121, 2012.
- [38] Kou S., „**Welding Metallurgy**”, John Wiley & Sons Press, New York, p.507, 2003
- [39] Santos B., Farias C., Sobral M, Oliveira M., Araujo S., „**Spectral analysis of ultrasonic lamb waves applied to the study of the intermetallic phase presence on plates of AISI 430 ferritic stainless steel**” *18th World Conference on Nondestructive Testing*, 16-20 April 2012, Durban, South Africa, 2012.
- [40] Khattak M. A., Zaman S., Tamin M. N., Badshah S., Mushataq S., Omran A.A.B., „**Effect of welding phenomenon on the microstructure and mechanical**



**properties of ferritic stainless steel**” - A review Journal of Advanced Research in Materials Science 32, Issue 1, 13-31, 2017.

[41] Tembhurkar C., Kataria R. Ambade S., Verma J., Sharma A., Sarkar S., „**Effect of Fillers and Autogenous Welding on Dissimilar Welded 316L Austenitic and 430 Ferritic Stainless Steels**”. Journal of Materials Engineering and Performance, 2021.

[42] Sathiya P., Aravindan S., Noorul Haq A., „**Effect of friction welding parameters on mechanical and metallurgical properties of ferritic stainless steel**”. International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 31.11-12, 2007.

[43] Amuda M.O.H., Mridha S., „**Grain Refinement in Ferritic Stainless Steel Welds: The Journey so Far**”. Advanced Materials Research Vols. 83-86, 2010.

[44] Anttila S., Karjalainen P., Lantto S., „**Mechanical properties of ferritic stainless steel welds in using type 409 and 430 filler metals**”. Welding in the World 57, 2013.

[45] Węgrzyn T., Hadryś D., Miros M., „**Wpływ pierwiastków stopowych na właściwości mechaniczne stopiwa**”. Zeszyty naukowe Wyższej Szkoły Zarządzania Ochroną Pracy w Katowicach, 1(3), 2007.

[46] Klimpel A., „**Spawanie zgrzewanie i cięcie metali**” Wydawnictwo Naukowo Techniczne, Warszawa 2007.

[47] Taban, Emel, Deleu E., Dhooge A., Kaluc E., "**Laser welding of modified 12% Cr stainless steel: Strength, fatigue, toughness, microstructure and corrosion properties.**" Materials & Design 30, no. 4: 1193- 1200, 2009.

[48] Bhadeshia H.K.D.H., Honeycombe R.W.K., „**Steels: microstructure and properties. Butterworth-Heinemann**”, Butterworth-Heinemann 2017.

[49] Anbazhagan, V., and R. Nagalakshmi. „**Metallurgical studies in ferritic stainless steel** ." Weld Res J 23, no. 3: 25-37 2002.

[50] Amuda M. O. H. , Mridha S., „**Microstructural features of AISI 430 ferritic stainless steel (FSS) weld produced under varying process parameters.**" International Journal of Mechanical and Materials Engineering 4, no. 2:160-166, 2009.

[51] Ferenc K., Ferenc J., „**Spawalnicze gazy osłonowe i palne**” Wydawnictwo WNT, Warszawa 2018.

[52] Zheng Y., Wang Y., Li H., Xing W., Dong P., Wang W., Fan G., Lian J., Ding., „**An experimental study of nitrogen gas influence on the 443 ferritic stainless steel joints by double-shielded welding**”, The International Journal of Advanced Manufacturing Technology 87:3315–3323, 2016.

- [53] Ciechacki K., Szykowny T., „**Struktura i właściwości mechaniczne złączy spawanych stali ferrytycznej X2CrNi12 ze stałą austenityczną X5CrNi 18-10**” Acta Mechanica et Automatica, vol.5 no.1, 2011.
- [54] Doomra A., Sandhu S. S., Singh B., „**Effect of post weld heat treatment on metallurgical and mechanical properties of electron beam welded AISI 409 ferritic steel**”, Metallurgical and Materials Engineering Association of Metallurgical Engineers of Serbia AMES 2020.
- [55] Walczyk G., „**Analiza niezgodności związanych z procesami spawalniczymi ferrytycznych stali nierdzewnych wynikającymi z doświadczenia firmy Staltech s.c. Giemza i wspólnicy**” Przeprowadzona w ramach doktoratu wdrożeniowego „Optymalizacja parametrów obróbki cieplnej w kształtowaniu właściwości spoin stali ferrytycznych”. 2022 (materiał niepublikowany).
- [56] Santos, T. F. A., T. F. C. Hermenegildo, C. R. M. Afonso, R. R. Marinho, M. T. P. Paes, and A. J. Ramirez., "**Fracture toughness of ISO 3183 X80M (API 5L X80) steel friction stir welds.**" Engineering Fracture Mechanics 77, no. 15, 2937-2945, 2010.
- [57] Sato, Y. S., Y. Kurihara, S. H. C. Park, H. Kokawa, N. Tsuji N., „**Friction stir welding of ultrafine grained Al alloy 1100 produced by accumulative roll-bonding.**" Scripta Materialia 50, no. 1: 57-60, 2004.
- [58] Park, S. H. C., Sato Y. S., Kokawa H., Okamoto K., Hirano S., Inagaki M., „**Corrosion resistance of friction stir welded 304 stainless steel.**" Scripta Materialia 51, no. 2: 101-105, 2004.
- [59] Nandan, R., T. DebRoy, and H. K. D. H. Bhadeshia., "**Recent advances in friction-stir welding—process, weldment structure and properties.**" Progress in Materials Science 53, no. 6: 980-1023, 2008.
- [60] H. Li, W. Xing, Yu X., Zuo W., Ma L., Dong P., Wang W., Fan G., Lian J., Ding M., „**Dramatically enhanced impact toughness in welded ultra-ferritic stainless steel by additional nitrogen gas in Ar-based shielding gas**” . Materials Research Society, Vol. 31, No. 22, Nov 28, 2016.
- [61] Lipold C. J. ,Kotecki D. J. , „**Welding metallurgy and weldability of stainless steels**”, John Wiley & Sons Inc., New Jersey 2005.
- [62] Azevedoa C. R F., Padilha A. F., „**The most frequent failure causes in super ferritic stainless steels: are they really super?**”, ICSI 2019 The 3rd International Conference on Structural Integrity., Funchal, Portugal, 2019.
- [63] Mouraa L. B., Ferreira Gomes de Abreu H., Araujo W.S., Franco J.F.B., Sampaio M.C., Mauricion F.E.R., „**Embrittlement and aging at 475 °C in an experimental superferritic**

**stainless steel with high molybdenum content**”, Corrosion Science 137, United Kingdom, 2018.

[64] Baptista I.P., Jóia C.J.B.M., et al., „**System and methodology for evaluating the naphthenic corrosivity in laboratory**”, Conference on Equipment Technology. Proceedings of the 7th COTEQ Conference Portugal, 2003.

[65] Gallo G., Edmondson J., „**The effect of molybdenum on stainless steels and naphthenic acid corrosion resistance, Proceedings of the Corrosion Congress**” Corrosion, New Orleans, Luisiana, U.S.A., 2008.

[66] Moura L.B., Guimarães R.F., Abreu H.F.G., Miranda C., Tavares S.S.M., „**Naphthenic corrosion resistance, mechanical properties and microstructure evolution of experimental Cr–Mo steels with Mo content**”, Materials Research Ibero-American Journal of Materials 15 277–284, 2012.

[67] Gomes da Silva M.J., Herculano L.F.G., Urcezino A.S.C., W.S. Araújo, H.F.G. de Abreu, P. de Lima-Neto, „**Influence of Mo content on the phase evolution and corrosion behavior of model Fe–9Cr–xMo (x = 5, 7, and 9 wt%) alloys**” Journal of Materials Research. 30 1999–2007, 2015.

[68] Park C. J., Ahn M.K., Know H. S., „**Influence of Mo substitution by W on the precipitation kinetics of secondary phases and the associated localized corrosion and embrittlement in 29% Cr ferrite stainless steels**”, Materials Science and Engineering:A, 418 211–217, 2006.

[69] Yu Y., Shironita S., Souma K., Umeda M., „**Effect of chromium content on the corrosion resistance of ferritic stainless steels in sulfuric acid solution**” Heliyon 4, Cambridge, U.S.A. 2018.

[70] Eren H., Aksoy M., Korkut H., Erbil M., „**Effect of vanadium and heat treatment on the corrosion behavior of ferritic stainless steel**”. Practical Metallography. 45, 2008.

[71] Surowska B., „**Wybrane zagadnienia z korozji i ochrony przed korozją**”. Politechnika Lubelska, Lublin 2002.

[72] Ras M. H., Pistorius P. C., „**Possible mechanisms for the improvement by vanadium of the pitting corrosion resistance of 18% chromium ferritic stainless steel**”. Corrosion Science. Vol. 44, 2002.

[73] Burkert A., Müller T., Lehmann J., Mietz J., „**Long-term corrosion behaviour of stainless steels in marine atmosphere**”. Materials and Corrosion Volume 69, January 2018

[74] Liu P., Yu R., Gao X., Zhang G., „**Influence of surface ultrasonic rolling on microstructure and corrosion property of T4003 ferritic stainless steel welded joint**”. Metals, 10, 2020.

- [75] Li W., Li D. Y., „**Influence of surface morphology on corrosion and electronic behavior**”. *Acta Materialia*. 54, 445–452, 2006
- [76] Liu H-L., Liu L-L., Chen L. Q., „**Influence of finish rolling temperature on microstructure and mechanical properties of a 19Cr1.5Mo0.5W ferritic stainless steel**”. *Acta Metallurgica Sinica* 33:991–1000, 2020.
- [77] Zhang X., Fan L., Xu Y., Li J., Xiao X., Jiang L., „**Effect of aluminum on microstructure, mechanical properties and pitting corrosion resistance of ultra-pure 429 ferritic stainless steels**”. *Materials and Design* vol. 65, 2015.
- [78] Shan Y., Luo X., Hu X., Liu S., „**Mechanisms of solidification structure improvement of ultra pure 17 wt% cr ferritic stainless steel by Ti, Nb additio**”. *Journal of Materials Science and Technology*, vol. 27, April 2011.
- [79] Sung J. J. H., Kong J. H., Yoo D.K., On H.Y., Lee D.J., Lee H.W., „**Phase changes of the AISI 430 ferritic stainless steels after high-temperature gas nitriding and tempering heat treatment**”, *Materials Science and Engineering, A* 489 38, 2008.
- [80] Nor Nurulhuda Md. Ibrahima, Hussain P., Awang M., „**Microstructure and hardness of high temperature gas nitrided AISI 420 martensitic stainless steel**”, *MATEC Web of Conferences*, 13 04017, 2014.
- [81] Abidin K. A. Z., Ismail E. A., Zainuddin A., Hussain P., „**Investigation of microstructure and corrosion propagation behaviour of nitrided martensitic stainless steel plates**” *MATEC Web of Conferences*, 2014 13 04029 1, 2014.
- [82] Dan N. E. , Sabri S. N. S. M., „**The influence of nitrogen on the wear resistance of ferritic stainless steel**”. *Journal of Physics: Conf. Series* 1082, 012109, 2018.
- [83] Jackson E. M. L. E. M., Pato R., „**Influence of manganese on the properties of vanadium-bearing ferritic stainless steel**”. *Iron and Steel Institute of Japan* vol. 35, No 5, 1995.
- [84] Sedlaček M., Podgornik B., Cesnik D., „**Influence of heat treatment and K<sub>1c</sub>/HRC ratio on the dynamic wear properties of coated high speed steel**”. *Metallurgija*, 56, 1-2, 87-90, 2017.
- [85] Akhyar, Farhan A., Azwinur, Syukran, Fadhilah T. A., „**Impact toughness of ASTM A36 low carbon steel by metal active gas (mag) welding process using different cooling media**”. *Metallurgija*, 61, 3-4, 641-644, 2022.
- [86] Souza J. A., „**Avaliação da fragilização à 400 e 475°C do aço inoxidável ferrítico AISI 444 utilizado em torres de destilação de petróleo**”. M.Sc. Thesis, Universidade Federal do Ceará, Ceará, Brazilia. 2004.

- [87] Van Zwieten A. C. T. M., Bulloch J. H., „**Some considerations on the toughness properties of ferritic stainless steels—a brief review**”. International Journal of Pressure Vessels and Piping 1993;56:1–31, 1993.
- [88] Tavares S.S.M., deNoronha R.F., da Silva M.R., Neto J.M., Pairis S., „**475°C embrittlement in a duplex stainless steel UNS S31803**”. Materials Research., 2001;4:237-40.
- [89] Cortie M. B., Pollak H. „**Embrittlement and aging at 475 °C in an experimental ferritic stainless steel containing 38 wt.% chromium**”. Materials Science and Engineering: A 1995;199:153–63, 1995.
- [90] Machado I. F., Padilha A. F., „**The occurrence of Laves phase in Fe-15% Cr-15% Ni austenitic stainless steels containing niobium**”. Acta Microscopica, 2003
- [91] Katayama S. „**Jurnal of Light Metal and Construction**”. Vol. 38 No 9(2000), p 12
- [92] Kurz W., Fisher D. J., Rappaz M., „**Fundamentals of solidification**”. Trans Tech Publications 1st ed. 3rd revised ed. Switzerland 1984.
- [93] Villafuerte J.C., Pardo E., Kerr H.W., „**The effect of alloy composition and welding conditions on columnar - equiaxed transitions in ferritic stainless steel gas - tungsten arc welds**”. Metallurgical and Materials Transactions A. Physical Metallurgy And Materials Science. 1990.
- [94] Reddy G. M., Mohandas T., „**Explorative studies on grain refinement of ferritic stainless steel welds**”, Journal of Materials Science Letters 20, 721 – 723, 2001.
- [95] Walczyk G., Pakieła W., Roszak M., „**Effect of titanium powder addition and heat treatment on the grain size in the weld of ferritic stainless steel of the X2CrTiNb18 grade**”. Metalurgija 63 2, 287-289, 2024.
- [96] Walczyk G., Roszak M., Pakieła W., „**Effect of titanium and heat treatment on selected mechanical properties of ferritic stainless steel joints**”. Mat. Konferencyjne, 26<sup>th</sup> International Seminar of Ph.D. Students SEMDOK 2023.

#### **Źródła internetowe:**

- [1a] [Stalnierzewna.pl/925/wplyw-zawartosci-molibdenu-na-wlasnosci-stali-nierdzewnej](http://Stalnierzewna.pl/925/wplyw-zawartosci-molibdenu-na-wlasnosci-stali-nierdzewnej). 2024.
- [2a] [alfa-tech.com.pl/molibden-molybdenum](http://alfa-tech.com.pl/molibden-molybdenum). 2024
- [3a] [Sodel.com/medias/iw/ferritic-stainless-steels-sodel.pdf](http://Sodel.com/medias/iw/ferritic-stainless-steels-sodel.pdf). 2024
- [4a] [stalnierdzewna.com/baza-wiedzy/porownanie-wlasnosci-mechanicznych-stali-nierdzewnej/](http://stalnierdzewna.com/baza-wiedzy/porownanie-wlasnosci-mechanicznych-stali-nierdzewnej/). 2024.

**Wykaz norm:**

- [1b] PN EN ISO 15614-1. Specyfikacja i kwalifikowanie technologii spawania metali. Badania technologii spawania. Część 1: Spawanie łukowe i gazowe stali oraz spawanie łukowe niklu i stopów niklu . PKN Warszawa, 2017.
- [2b] TR ISO 15608. Spawanie. Wytyczne systemu podziału materiałów metalowych na grupy. ISO, Genewa, 2017.
- [3b] ISO 6520-1. Spawanie i procesy pokrewne - Klasyfikacja geometrycznych niezgodności spawalniczych w metalach -Część 1: Spawanie. PKN Warszawa 2002.
- [4b] ISO TR 17671-1. Welding Recommendations for welding of metallic materials Part 1: General guidance for arc welding. ISO, Genewa, 2002.
- [5b] PN-EN ISO 4063:2023-10 Spawanie, zgrzewanie, lutowanie i cięcie - Nazwy procesów i numery referencyjne. PKN, Warszawa, 2023.
- [6b] PN-EN ISO 9015-1:2011. Badania niszczące złączy spawanych metali - Badanie twardości - Część 1: Badanie twardości złączy spawanych łukowo. PKN, Warszawa, 2011.
- [7b] PN-EN ISO 6507: 2018 -05. Metale - Pomiar twardości sposobem Vickersa - Część 1: Metoda badania. PKN, Warszawa, 2018.
- [8b] PN-EN ISO 4136: 2013-05. Badania niszczące złączy spawanych metali - Próba rozciągania próbek poprzecznych. PKN, Warszawa, 2013.
- [9b] PN-EN ISO 643. Stal. Mikrograficzne określenie wielkości ziarna. PKN, Warszawa, 2013.
- [10b] PN-88/M-69710. Spawalnictwo - Próba statyczna rozciągania doczołowych złączy spajanych. PKN, Warszawa, 1988.
- [11b] PN-EN ISO 17637:2017-02. Badania nieniszczące złączy spawanych - Badania wizualne złączy spawanych. PKN, Warszawa, 2017.
- [12b] PN-EN ISO 5817: 2014-05. Spawanie - Złącza spawane ze stali, niklu, tytanu i ich stopów (z wyjątkiem spawanych wiązka) - Poziomy jakości dla niezgodności spawalniczych. PKN, Warszawa, 2014.
- [13b] PN-EN ISO 17636-1: 2023-02. Badania nieniszczące spoin - Badanie radiograficzne - Część 1: Techniki promieniowania X i gamma z błoną. PKN, Warszawa, 2013.
- [14b] PN-EN ISO 10675-1: 2022-05. Badania nieniszczące spoin - Kryteria akceptacji badań radiograficznych - Część 1: Stal, nikiel, tytan i ich stopy. PKN, Warszawa, 2022.
- [15b] PN-EN ISO 5173: 2023-06. Badania niszczące spoin w materiałach metalowych - Badania na zginanie.
- [16b] PN-EN ISO 9016: 2013-05. Badania niszczące złączy spawanych metali. Badania udarności. Usytuowanie próbek, kierunek karbu i badanie. PKN Warszawa, 2013.

- [17b] PN-EN ISO 14175: 2009. Materiały dodatkowe do spawania - Gazy i mieszaniny gazów do spawania i procesów pokrewnych. PKN, Warszawa, 2009.
- [18b] PN-EN ISO 9692: 2014-02. Spawanie i procesy pokrewne - Rodzaje przygotowania złączy - Część 1: Ręczne spawanie łukowe, spawanie łukowe elektrodą metalową w osłonie gazów, spawanie gazowe, spawanie metodą TIG i spawanie stali. PKN, Warszawa, 2014.
- [19b] PN-EN ISO 3452-1 Badania nieniszczące. Badania Penetracyjne. Część 1: Zasady ogólne. PKN, Warszawa, 2013.
- [20b] PN-ISO 2651-2. Austenityczne stale nierdzewne. Oznaczanie odporności na korozję międzykrystaliczną. Badania korozji w środowisku kwas siarkowy/siarczan miedziowy w obecności opiłków miedzi (próba Monypenny Straussa), Wydawnictwo Normalizacyjne ALFA - WERO Sp. z o.o.-- Warszawa, 1994.
- [21b] PN-EN ISO 23277:2015-05. Badania nieniszczące spoin -- Badania penetracyjne -- Poziomy akceptacji. PKN Warszawa, 2015.
- [22b] PN-EN ISO15613: 2004. Specyfikacja i kwalifikowanie technologii spawania metali -- Kwalifikowanie na podstawie przedprodukcyjnego badania spawania/zgrzewania. PKN Warszawa, 2004.

**Certyfikaty:**

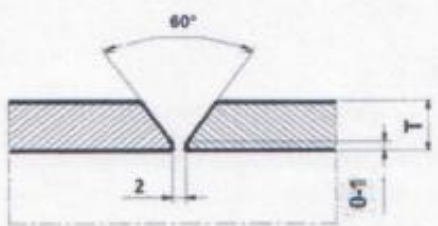



- [1c] Material quality certificate X2CrTiNb18, APERAM Stainless Service&Solutions Poland Sp. Z o.o., Nr cert. 110680989.
- [2c] Material quality certificate X2CrTiNb18, APERAM - Stainless France. Aperam Isbergues, 62330 Isbergues, France. Nr. cert. N-NR-N 230I0764430-01 V01.

**Spis załączników:**

- A. pWPS nr. p T2P4-23
- B. OC 2
- C. Sprawozdanie z badań wizualny
- D. Sprawozdanie z badań rentgenowskich
- E. Sprawozdanie z badań penetracyjnych
- F. Uznanie technologii spawania



## Załącznik A.

Grupa Group		Material podstawowy Base material ISO/TR 15608	Grubość Thickness t [mm]	Średnica Diameter [mm]	Rodzaj spoiny Joint type	Pozycja spawania Welding position(s) PW-EN ISO 6947	Metoda spawania Welding process PW-EN ISO 4063		
7.1		1.4509 (X2CrTiNb18)	t = 3,0	-	BW	PA	141 - Ręczne		
Przygotowanie do spawania / Drawing of joint				Szczegół spawania (Sequence of welding)					
				<p>Ilość ściegów zależy od grubości materiału Number of passes depends on thickness of weld</p> 					
Parametry spawania / Welding parameters:									
Nr ściegu Weld factor	Metoda spawania Welding method	Ø drutu /elektrody Filler metal [mm]	Rodzaj prądu /biegunowość Current type /polarity	Napięcie Current [A]	Napięcie Voltage [V]	Prędkość podawania drutu Wire feed speed [m/min]	Szybkość spawania Welding speed [mm/s]	Wprowadzane ciepło Heat input [kJ/mm]	
1	141	4	DC - (-)	78 + 80	10,9 + 13	-	2,35 + 2,70	0,19 + 0,27	
2	141	4	DC - (-)	84 + 87	12,3 + 14,1	-	1,85 + 2,00	0,31 + 0,40	
141	Material dodatkowy / Filler material Nazwa handlowa / Trade name		X2CrTiNb18 (uzyskany z materiału podstawowego)					Maksymalna szerokość ściegu maksymalny rozmiar szwu / max. weld width Pochlada / Cooling Sposób materiału spawalniczego Welding consumable	3 x Ø materiał dodatkowy 3 x Ø wire diameter
	Klasyfikacja / Classification		gr. 7.1 (1.4509)					Elektroda nietopliwa / Tungst. Lectr. PW-EN ISO 6848	WCe20 WLa20 Ø 2,4
	Material dodatkowy / Filler material Nazwa handlowa / Trade name		-					Czyszczenie krawędzi Joint preparation clean	Szlifowanie, czyszczenie szczotką drucianą / grinding and brushing
	Klasyfikacja / Classification		-					Obróbka cieplna po spawaniu Post weld heat treatment	Tak/ Yes
	Gaz osłonowy-topnik Shielding gas flux		ER ISO 14175: II (99,99% Ar)					Temperatura obróbki Temp. of heat treatment	wg karty OC 1 (920°C)
	Przepływ gazu / Gas flow		-					Szybkość nagrzewania / Heating rate	wg karty OC 2
	Gaz formujący Backing gas		0-12 [l/min]					Czas wygrzewania / Holding time	wg karty OC 2
	Przepływ gazu tylny / Backing gas flow		10-14 [l/min]					Szybkość chłodzenia / Cooling rate	wg karty OC 2
	Temperatura podgrzewania Preheat temp.		-						
	Temp. Miedzyściegowa / Interpass temp.		max 150 [°C]						
Uwagi / Remarks:									
1. Spoiny szczerpe rozmieścić równomiernie na długości złącza oraz dokładnie przetapiać lub wyciąć w całości Tack weldings - shifted symmetrically along the length of the joint and completely fused or completely cut off									
2. Jeżeli możliwe, początek spawania ściegu następnego przesunąć w stosunku do początku ściegu poprzedniego o około 20 mm. If it's possible the beginning of next bead should be shifted in relation to begins of previous bead by 20 mm									
3. Dopuszczalne jest ogrzewanie płomieniem gazowym : max. doc. 168,3 mm, grubość ścianki 10 mm Heating may be effected with a gas flame : d<sub>max</sub> 168,3 mm, wall thickness 10 mm max.									
Wykonawca / Prepared by				Zatwierdził / Approved by					
Walczyk Grzegorz PL/IWE/1516/2014  <b>GŁÓWNY SPAWALNIK</b>  mgr inż. Grzegorz Walczyk  27.03.2023 Date, stamp, signature				 Grabowa, ul. Ogrodowa 22, 42-454 Łazy NIP: 669 230 42 48 REGON: 983633110 e-mail: biuro@staltechsc.pl  Date, stamp, signature					

## Załącznik B.

	<b>Material</b> <b>Material</b> <b>X2CrTiNb18</b> <b>(1.4509)</b>		<b>OC 2</b> <b>(dla próbek T2P4;</b> <b>T2P9)</b>	
<b>Rodzaj obróbki cieplnej / metoda</b> Kind of annealing / method	<b>Wyżarzanie odpężające / elektryczne – indukcyjne lub oporowe</b> Stress relieving / electrical induction or resistance			
<b>Zakres zastosowania</b> Scope of activity	<b>Wszystkie grubości</b> Every thickness			
<b>Nagrzewanie</b> Heating rate	<b>maksymalne szybkości podano na wykresie</b> max. speed (see diagram)			
<b>Wyrzewanie</b> Holding time	<b>3 min/1 mm grubości / minimum 30 min</b> 3 min./1mm thickness/ minimum 30 min.			
<b>Chłodzenie</b> Cooling rate	<b>maksymalne szybkości podano na wykresie</b> max. speed (see diagram)			
	<b>Material rodzimy</b> Base material	<b>Spoina</b> Weld max	<b>Material rodzimy</b> Base material	
<b>TWARDOŚĆ /HV/</b> Hardness /HV/	<b>X2CrTiNb18</b> <b>(1.4509)</b>			
<p>Temperatura (°C) 920°C</p> <p>Nagrzewanie Heating rate max 200°C/h</p> <p>Wyżarzanie Holding time 3 min. / 1mm minimum 30 min.</p> <p>Chłodzenie w piecu Cooling rate max 200°C/h</p> <p>Nagrzewanie do temperatury 300°C prowadzić z prędkościami &lt;math&gt;&lt;400\text{°C/h}&lt;/math&gt; (Heating rate to temperature 300°C/h - speed limit &lt;math&gt;&lt;400\text{°C/h}&lt;/math&gt;)</p> <p>0 1 2 3 4 5 6 7 8 9 10 11 Czas (Time)[min.]</p>				
<b>SZCZEGÓŁY WYKONANIA:</b> Details of performance:				
<ol style="list-style-type: none"> <li>1. Rejestrację nagrzewania należy rozpocząć od temperatury otoczenia. Registration of heating rate begin from environment temperature</li> <li>2. Obróbkę cieplną należy przeprowadzić zgodnie z zamieszczonym wykresem. Heat treatment parameters (see diagram).</li> <li>3. Przebieg chłodzenia rejestrować do 300°C przy czynnej wyżarzarce z szybkościami podanymi na wykresie, potem w spokojnym powietrzu pod materiałem izolacyjnym. Course of cooling registration to 300°C – with switch on annealing machine, next cooling under insulating material.</li> <li>4. Prędkości nagrzewania i chłodzenia powyżej temperatury 300°C należy ograniczyć do 200°C/h przy nagrzewaniu oraz 200°C/h przy chłodzeniu. Speeds of heating and cooling rate over 300°C limit to 200°C/h for heating rate and 200°C/h for cooling rate</li> </ol>				
Opracował: Prepared by: Mgr inż. Grzegorz Walczyk.	<b>STALTECH S.C.</b> Sprawdził i zatwierdził: Checked and approved: ul. Ogrodowa 22, 42-454 Łary NIP: 646-230-42-43 REGON: 363633110 e-mail: biuro@staltechsc.pl			

## Załącznik C.




Nr uznania LBU-303/05-20




STALTECH S.C. UL. OGRODOWA 22, GRABOWA 42-450 ŁAZY

Zleceniodawca Auftrageber / Purchaser		SPRAWOZDANIE Z BADAŃ WIZUALNYCH PRÜFBERICHT VISUELLPRÜFUNG TEST REPORT VISUAL <b>Nr/No 479BLN/2023/09</b>			Data badania Datum / Date 21.09.2023	Strona: Blatt / Sheet 1	
Nr zlecenia Auftrags. Nr. Purchase Order No.		-			Badanie wg: Prüfung nach Examination instructions No PN-EN ISO 17637 IB.07.01.1.06		
Badany obiekt: Prüfobjekt Test object		Złącza spawane BW			Ocena wg: Bewertung Evaluation PN EN ISO 5817		
Nr rysunku: Zeichnungs-Nr Drawing No		--			Wymagany poziom akceptacji Zulässigkeitsgrenze Level acceptance B		
Wymiary [mm] Abmessungen Dimensions		t=3 [mm]			Temperatura otoczenia: °C Umgebungstemperatur Environment temp. 20°C		
<b>UWAGI:</b> T2P1 - brak OC T2P2 - Obróbka cieplna wg kart OC1 T2P3 - Obróbka cieplna wg kart OC 1.1 T2P4 - Obróbka cieplna wg kart OC 2 T2P5 - Obróbka cieplna wg kart OC 2.1 T2P6 - brak OC materiał podstawowy z dodatkiem tytanu T2P7 - Obróbka cieplna wg kart OC1 materiał podstawowy z dodatkiem tytanu T2P8 - Obróbka cieplna wg kart OC1.1 materiał podstawowy z dodatkiem tytanu T2P9 - Obróbka cieplna wg kart OC 2 materiał podstawowy z dodatkiem tytanu T2P10 - Obróbka cieplna wg kart OC 2.1 materiał podstawowy z dodatkiem tytanu				Warunki przeglądania Bedingungen inspection Conditions inspection Światło sztuczne białe > 500 Lx			
Materiał: Werkstoff Material 1.4509		Rodzaj złącza: Fugenform Type of seam BW	Metoda spawania: Schweißverfahren Welding proc. 141	Stan powierzchni: Oberflächen beschaffenheit Surface finish Oczyszczona	Obróbka cieplna Wärmebehandlung Heat treatment tak / ja / yes <input type="checkbox"/> nie / nein / no <input checked="" type="checkbox"/>	Przyrządy pomocnicze Hilfsvorrichtung Ancillary instruments lupa, suwmiarka SM 17115337 spidromierz ZD-6265, luxometr 39071577/61, termometr 29267341/785	
Lp. Lfd Nr Item	Cecha spawacza Schweisser Nr Welder No	Oznaczenie Object bezeichnung Marking	Długość badana [mm] Abmessung Dimensions	Wykryte wskazania Befund Indications	Poziom jakości Niveau qualität Quality level Poziom akceptacji Zulässigkeitsgrenze Level acceptance	Uwagi Bemerkungen Remarks	
1	--	T2P1	350	-	B	-	
2	--	T2P2	350	-	B	-	
3	--	T2P3	350	-	B	-	
4	--	T2P4	350	-	B	-	
5	--	T2P5	350	-	B	-	
6	--	T2P6	350	-	B	-	
7	--	T2P7	350	-	B	-	
8	--	T2P8	350	-	B	-	
9	--	T2P9	350	-	B	-	
10	--	T2P10	350	-	B	-	
<div style="display: flex; justify-content: space-around;"> <div style="text-align: center;"> <p>Nr 1</p> </div> <div style="text-align: center;"> <p>Nr 2</p> </div> </div> <p style="text-align: center;"><b>Sposób oznaczania połączeń spawanych /</b> <i>Haltbezeichnung / Procedure marking welded joint</i></p>							
1. Wyniki badań odnoszą się wyłącznie do badanych obiektów / Test results refer solely to tested objects. / Die Prüfungsergebnisse beziehen sich ausschließlich auf die geprüften Objekte. 2. Dokładność pomiaru określona dla na podstawie błędów pomiarowego aparatury badawczej, wyznaczonych w wymienionym sprawozdaniu. / Test Accuracy is based on measuring error of measuring equipment, detailed in report mentioned. / Die Genauigkeit der Abmessung wird auf der Basis des Messfehlers der Messgeräte bezichtigt, die in dem Bericht genannt wurden. 3. Pierwotny wykonany metodami bezpośrednimi, nie posiada on niepewności pomiarowej. / Tests cannot out with direct methods; measure uncertainty is not given. / Die Messungen werden mit den direkten Methoden durchgeführt; Ansatzunsicherheit wird nicht genannt. 4. Wszelkie odchylenia i zastrzeżenia lub ograniczenia warunków technicznych badań, wraz z wszelkimi innymi informacjami, odnosi się do określonego badania. / Any deviation and completion or condition limitations of technical tests along with any other information refer to specified test. / Jegliche Abweichungen und Ergänzungen oder Einschränkungen von technischen Prüfungsbedingungen sowie alle anderen Informationen beziehen sich auf eine einzelne Prüfung. 5. Bez pisemnej zgody laboratorium badawczego sprawozdanie nie może być powielane inaczej jak tylko w całości. / Without written approval of Testing Laboratory this report cannot be copied otherwise than in whole. / Ohne schriftliche Freigabe des Prüfinglabors darf das Bericht in Teilen nicht vervielfältigt werden.							
Sprawdzenie sprzętu Überprüfung des Gerätes von der Prüfung Equipment inspection before the testing Tak / ja / yes <input checked="" type="checkbox"/> Nie / nein / no <input type="checkbox"/>		Sprzęt sprawny Gerät einwandfrei Equipment ok Tak / ja / yes <input checked="" type="checkbox"/> Nie / nein / no <input type="checkbox"/>		Wykonał / oceniał Prüfer Controller Dominik Ochala IS-505-WT2-00038-20-01 		Zatwierdził mgr inż. Paweł Snopek Bestätigt von Verified by 	


## Załącznik D.

Nr uznania I.BU-303/05-20 		<b>SPRAWOZDANIE Z BADAŃ RADIOGRAFICZNYCH</b> DURCHSTRAHLUNGS-PRÜFBERICHT TEST REPORT RADIOGRAPHIC		Data badania Datum / Date 21.09.2023 Sprawozdanie nr Protokol Nr / Report Nr 479LN/2023/09	Strona: Blatt / Sheet 1 Stron: Seiten / Of 2
Badany obiekt: Prüfobject Test object Złącze spawane doczołowe BW		Miejsce badania: Prüfamt / Location: STALTECH S.C. Grabowa, ul. Ogródowa 22 42-450 Łazy		Data otrzymania obiektu do badań: Prüfdatum Date of receipt of the test object 21.09.2023	
Nr rysunku: Zeichnungs-Nr / Drawing No --		Metoda spawania 141 Schweißverfahren Welding proc.		Warunki techniczne pracy: --- Arbeits-technische Bedingung Terms technical work	
Rodzaj złącza Nahart Type of seam BW		Material: 1.4509 Werkstoff Material		Wymiary [mm] t=3 [mm] Abmessungen Dimensions	
Badanie wg: Prüfung nach Examination instructions No EN ISO 17636-1		Wymagany poziom jakości B Quality level Wymagany poziom akceptacji 1 Level acceptance		Ocena wg: Bewertung nach Evaluation EN ISO 10675-1 Klasa jakości B wg. PN-EN ISO 5817	
Klasa badania: Prüfklasse Test class A <input type="checkbox"/> B <input checked="" type="checkbox"/>		Obróbka filmu Filmverarbeitung Processing of a film Ręczna / Manuell / Manuell <input checked="" type="checkbox"/> Automatyczna / Automatisch / Automatic <input type="checkbox"/>		Temperatura otoczenia: 21°C Umgebungstemperatur Environment temp.	
Aparat rentgenowski <input checked="" type="checkbox"/> Röntgenapparat X-ray apparatus Producent, typ, nr fabr.: Hersteller, type, Nr Andrex, CMA206, 42043		Gammagraficzny <input type="checkbox"/> Gammagerät/ Gammagraphical		Aktywność: --- Aktivität Activity	
Źródło promieniowania X Strahlenquelle Radiation source		Wymiary [mm] 2.3 Abmessungen Dimensions		Napięcie anodowe: Röhrenspannung Anode voltage 110 [kV]	
Układ geometryczny badania Aufnahmeanordnung Bild Nr. Geometric system test		W.J.O.-typ: 13 FE EN wym. W17		Prąd anodowy: Röhrenstrom Anode current 3.0 [mA]	
Blona rtg, producent, typ Röntgenfilm, Hersteller, Type FUJI IX 80		Odległość ogniskowa: 550.0 [mm] Abstand Strahlenquelle / Focal length		Polożenie od strony źródła Lage Position	
Odchylenia od norm lub warunków badania Abweichungen von Standards oder Prüfbedingungen Deviations from standards or testing conditions		Okladki wzmacniające, grubość 0.1 [mm] Verstärkungsfolie, Dicke intensifying screens, Thickness		Czas ekspozycji: 4 [min] 00 [sek] Belichtungszeit / Exposure time	
Uwagi / Bemerkungen / Remarks: ---		T2P1 brak OC T2P2 - Obróbka cieplna wg kart OC1 T2P3 - Obróbka cieplna wg kart OC 1.1 T2P4 - Obróbka cieplna wg kart OC 2 T2P5 - Obróbka cieplna wg kart OC 2.1 T2P6 - brak OC materiał podstawowy z dodatkiem tytanu T2P7 - Obróbka cieplna wg kart OC1 materiał podstawowy z dodatkiem tytanu T2P8 - Obróbka cieplna wg kart OC1.1 materiał podstawowy z dodatkiem tytanu T2P9 - Obróbka cieplna wg kart OC 2 materiał podstawowy z dodatkiem tytanu T2P10 - Obróbka cieplna wg kart OC 2.1 materiał podstawowy z dodatkiem tytanu			
Sprawdzenie sprzętu Überprüfung des Gerätes vor der Prüfung Equipment inspection before the testing Tak / ja / yes <input checked="" type="checkbox"/> Nie / nein / no <input type="checkbox"/>		Sprzęt sprawny Gerät einwandfrei Equipment efficient Tak / ja / yes <input checked="" type="checkbox"/> Nie / nein / no <input type="checkbox"/>		Zbadane mgr inż. J. Słota Prüfer: 01802023/021 Controlled: 	
				Zatwierdził J. G. G. G. Bestätigt von 	


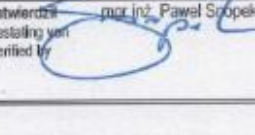
Nr uznania I.BU-303/05-20				<b>SPRAWOZDANIE Z BADAŃ RADIOGRAFICZNYCH</b> DURCHSTRAHLUNGS-PRÜFBERICHT TEST REPORT RADIOGRAPHIC		Data badania Datum / Date 21.09.2023		Strona: Blatt / Sheet 1	
						Sprawozdanie nr Protokol Nr / Report Nr 479LN/2023/09		Stron: Seiten / Of 2	
Badany obiekt: Prüfobjekt Test object		Złącze spawane doczołowe BW		Miejsce badania: Prüfört / Location: STALTECH S.C. Grabowa, ul. Ogródowa 22 42-450 Łazy		Data otrzymania obiektu do badań: Prüfdatum Date of receipt of the test object 21.09.2023			
Nr rysunku: Zeichnungs-Nr / Drawing No		---							
Metoda spawania 141 Schweißverfahren Welding proc.		Warunki techniczne pracy: --- Arbeitsbedingungen Terms technical work		Wymiary [mm] t=3 [mm] Abmessungen Dimensions					
Rodzaj złącza BW Nahtart Type of seam		Materiał: 1.4509 Werkstoff Material		Grubość prześwietlana 3 [mm] Durchstr. Wanddicke Thickness scopy					
Badanie wg: EN ISO 17636-1 Prüfung nach Examination instrukcji No		Wymagany poziom jakości B Qualität Level acceptance		Ocena wg: EN ISO 10675-1 Bewertung nach Evaluation Klasa jakości B wg. PN-EN ISO 5817		Temperatura otoczenia: 21°C Umgebungstemperatur Environment temp.			
Klasa badania: A <input type="checkbox"/> Prüfklasse Test class		B <input checked="" type="checkbox"/>		Obróbka filmu Filmverarbeitung Processing of a film		Ręczna/Manuell / Manually <input checked="" type="checkbox"/> Automatyczna / Automatisch / Automatic <input type="checkbox"/>			
Aparat rentgenowski <input checked="" type="checkbox"/> Röntgenapparat X-ray apparatus		<input checked="" type="checkbox"/> Gammagraficzny <input type="checkbox"/> Gammagerät/ Gammagraphical		Aktywność: --- Aktivität Activity		Napięcie anodowe: Röhrenspannung Anode voltage 110 [kV]		Prąd anodowy: Röhrenstrom Anode current 3.0[mA]	
Producent, typ, nr fabr.: Hersteller, type, Nr Producer, type, Nr		Andrex, CMA206, 42043							
Źródło promieniowania X Strahlenquelle Radiation source		Wymiary [mm] 2.3 Abmessungen Dimensions		W.J.O.-typ: 13 FE EN BZ-type wym. W17		Polożenie od strony źródła Lage Position			
Układ geometryczny badania Rys. 1 wg EN ISO 17636-1 Aufnahmeanordnung Bild Nr. Geometric system test				Odległość ogniskowa: 550.0 [mm] Abstand Strahlenquelle / Focal length		Czas ekspozycji: 4 [min] 00 [sek] Belichtungszeit / Exposure time			
Błona rtg, producent, typ C3 wg EN ISO 17636-1, Röntgenfilm, Hersteller, Type FUJI IX 80				Okładki wzmacniające, grubość 0.1 [mm] Verstärkungsfolie, Dicke Intensifying screens, Thickness		przednia / vorne / frontal TAK tylna / hinten / rear TAK			
Odchylenia od norm lub warunków badania Abweichungen von Standards oder Prüfbedingungen		tak / ja / yes <input type="checkbox"/> nie / nein / no <input checked="" type="checkbox"/>							
Uwagi / Bemerkungen / Remarks: ---						T2P1 brak OC T2P2 - Obróbka cieplna wg kart OC1 T2P3 - Obróbka cieplna wg kart OC 1.1 T2P4 - Obróbka cieplna wg kart OC 2 T2P5 - Obróbka cieplna wg kart OC 2.1 T2P6 brak OC materiał podstawowy z dodatkiem tytanu T2P7 - Obróbka cieplna wg kart OC1 materiał podstawowy z dodatkiem tytanu T2P8 - Obróbka cieplna wg kart OC1.1 materiał podstawowy z dodatkiem tytanu T2P9 - Obróbka cieplna wg kart OC 2 materiał podstawowy z dodatkiem tytanu T2P10 - Obróbka cieplna wg kart OC 2.1 materiał podstawowy z dodatkiem tytanu			
Sprawdzenie sprzętu: Überprüfung des Gerätes vor der Prüfung Equipment inspection before the testing		Sprzęt sprawny Gerät einwandfrei Equipment efficient		Zaświadczenie mgr inż. J. Jędrzejko 0180020172		Zatwierdził J. Jędrzejko Verified by			
Tak / ja / yes <input checked="" type="checkbox"/> Nie / nein / no <input type="checkbox"/>		Tak / ja / yes <input checked="" type="checkbox"/> Nie / nein / no <input type="checkbox"/>							

## Załącznik E.

Nr uznania LBU-303/05-20



STALTECH S.C. GRABOWA, UL. OGRODOWA 22, 42-450 ŁAZY

Zleceniodawca Auftragneher / Purchaser		SPRAWOZDANIE Z BADAŃ PENETRACYJNYCH PRÜFBERICHT FARBEINDRINGPRÜFUNG TEST REPORT LIQUID PENETRANT <b>Nr/No 479ALN/2023/09</b>		Data badania Datum / Date 21.09.2023	Strona: Blatt / Sheet 1	
---				Miejsce badania Prüfort / Location Grabowa	Stron: Seiten / Of 1	
Nr zlecenia Auftrags-Nr. Purchase Order No.	---	Badanie wg: Prüfung nach Examinstion instructions No	PN-EN ISO 3452-1			
Badany obiekt: Prüfobjekt Test object	Złącza spawane BW	Ocena wg: Bewertung Evaluation	PN EN ISO 23277			
Nr rysunku: Zeichnungs-Nr Drawing No	---	Wymagany poziom akceptacji Zulässigkeitsgrenze Level acceptance	2X			
Wymiary [mm] Abmessungen Dimensions	t=3 [mm]	Obróbka cieplna: Wärmebehandlung Heat treatment	tak / ja / yes <input type="checkbox"/> nie / nein / no <input checked="" type="checkbox"/>			
Temperatura otoczenia: Umgebungstemperatur Environment temp.	20°C	Producent Produzent Producer	MR-Chemie GmbH			
UWAGI: T2P1 brak OC T2P2 - Obróbka cieplna wg kart OC1 T2P3 - Obróbka cieplna wg kart OC 1.1 T2P4 - Obróbka cieplna wg kart OC 2 T2P5 - Obróbka cieplna wg kart OC 2.1 T2P6 brak OC - materiał podstawowy z dodatkiem tytanu T2P7- Obróbka cieplna wg kart OC1 - materiał podstawowy z dodatkiem tytanu T2P8 - Obróbka cieplna wg kart OC1.1 materiał podstawowy z dodatkiem tytanu T2P9 - Obróbka cieplna wg kart OC 2 materiał podstawowy z dodatkiem tytanu T2P10 - Obróbka cieplna wg kart OC 2.1 materiał podstawowy z dodatkiem tytanu		Oznaczenie zestawu Bezeichnung stielung Designation set	PN-EN 3452-1-ICd-2			
Materiał: Werkstoff Material	Rodzaj złącza: Fugenform Type of seam	Metoda spawania: Schweißverfahren Welding proc.	Środek wnikający Eindringmitte Type of penetration MR-68C (68C107)	Zmywacz Reiniger Cleaner MR-79 (79106)	Wywoływacz Etwickler Developer MR-70 (70107)	
1.4509	BW	141				
Stan powierzchni: Oberflächenbeschaffenheit Surface tested Oczyszczona	Odchylenia od norm lub warunków badania Abweichungen von Standards oder Prüfbedingungen Deviations from standards or testing conditions tak / ja / yes <input type="checkbox"/> nie / nein / no <input checked="" type="checkbox"/>		Czas wnikania / wywoływania Einwirkungszeit Penetration Time of development 30 min	Warunki przeglądania Bedingungen inspection Conditions inspection Światło sztuczne białe > 500 LX Künstlich weiß / Artificial light		
Lp. Lfd Nr Item	Cecha spawacza Schweisser Nr Welder No	Oznaczenie Objekt bezeichnung Marking	Długość badana [mm] Abmessung Dimensions	Wykryte wskazania Befund Indications	Poziom jakości Niveau qualität Quality level Poziom akceptacji Zulässigkeitsgrenze Level acceptance	Uwagi Bemerkungen Remarks
1	---	T2P1	350	-	2X	-
2	---	T2P2	350	-	2X	-
3	---	T2P3	350	-	2X	-
4	---	T2P4	350	-	2X	-
5	---	T2P5	350	-	2X	-
6	---	T2P6	350	-	2X	-
7	---	T2P7	350	-	2X	-
8	---	T2P8	350	-	2X	-
9	---	T2P9	350	-	2X	-
10	---	T2P10	350	-	2X	-
<p>1. Wyniki badań odnoszą się wyłącznie do badanych obiektów./ Test results refer solely to tested objects./ Die Prüfungsergebnisse beziehen sich ausschließlich auf die geprüften Objekte.</p> <p>2. Dokładność pomiaru określa się na podstawie błędów pomiarowego aparatury badawczej, wyszczególnionej w wynikówym sprawozdaniu./ Test Accuracy is based on measuring error of measuring equipment, detailed in report mentioned./ Die Genauigkeit der Abmessung wird auf den Blau des Messfehler der Messgeräte berechnet, die in dem Bericht genannt werden.</p> <p>3. Pomiarzy wykonano metodami bezpośrednimi; nie podaje się niepewności pomiarowej./ Tests carried out with direct methods; accuracy uncertainty is not given./ Die Messungen wurden mit den direkten Methoden durchgeführt; Ansatzunsicherheit wird nicht genannt.</p> <p>4. Wskazanie odchylenia i ograniczenia lub ograniczenia warunków technicznych badań, wraz z możliwymi innymi informacjami, odnosi się do określonego badania./ Any deviation and completion or condition limitations of technical tests along with any other information refer to specified test./ Jegliche Abweichungen und Ergänzungen oder Einschränkungen von technischen Prüfungsbedingungen sowie alle anderen Informationen beziehen sich auf eine einzelne Prüfung.</p> <p>5. Bez pisemnej zgody laboratorium badawczego sprawozdanie nie może być powielane i/lub używane jako tytuł w całości./ Without written approval of Testing Laboratory this report cannot be copied otherwise than in whole./ Ohne schriftliche Genehmigung des Prüfzentrums darf das Bericht in Teilen nicht vervielfältigt werden.</p>						
Sprawdzenie sprzętu Überprüfung des Gerätes von der Prüfung Equipment inspection before the testing Tak / ja / yes <input checked="" type="checkbox"/> Nie / nein / no <input type="checkbox"/>		Sprzet sprawny Gerät einwandfrei Equipment effictive Tak / ja / yes <input checked="" type="checkbox"/> Nie / nein / no <input type="checkbox"/>		Wykonała / oceniła Prüfer Controller mgr inż. Justyna Snopek 0240/2021IPT2/2-01 		Zatwierdził Bestätigt von Verified by mgr inż. Paweł Snopek 

## Załącznik F

TÜV Thüringen e.V.  
Notifizierte Stelle nach Druckgeräterichtlinie 0090  
Notified Body for Pressure Equipment 0090



ZERTIFIKAT – CERTIFICATE - ŚWIADCTWO  
IM GELTUNGSBEREICH DER RICHTLINIE 2014/68/EU ANHANG I 3.1.2  
IN THE SCOPE OF DIRECTIVE 2014/68/EU ANNEX I 3.1.2  
W ZAKRESIE DYREKTYWY 2014/68/UE ZAŁĄCZNIK I 3.1.2

Qualifizierung eines Schweißverfahrens  
Welding Procedure Qualification Record (WPQR)  
Protokół Kwalifikowania Technologii Spawania (WPQR)  
Zertifikat-Nr. / Certificate No. / Świadectwo Badania Nr:

PL09/313803/24

Seite/ Page/ Strony: 1 von/ of/ z 1  
Prüf-Nr./ Test No./ Nr raportów:

897ALN0222308, 897BLN0222308,  
897CLN0222309, 897LW0222308

WPS-Nr/ WPS-No./ WPS nr:	p T2P4-23	Prüfstelle/ Test laboratory/ Laboratorium:	STALTECH S.C.
Zertifizierungsstelle/ Certification body/ Jednostka egzaminacyjna:	TÜV Thüringen e.V.		
Hersteller/ Manufacturer/ Wytwórca:	STALTECH S.C. Snopce i Wspólnicy		
Anschrift/ Address/ Adres:	Grabowa ul. Ogrodowa 22 42-450 Łazy		
Prüfgrundlagen/ Specifications/ Przepis, norma dotycząca badań:	EN ISO 15613: 2004	---	
Datum der Schweißung/ Date of welding/ Data spawania:	27.03.2023		
Schweißprozess/ Welding process/ Proces(-y) spawania:	141 (WIG / TIG / TIG)		
Nahart/ Type of joint/ Typ złącza:	BW - Smpfstoß / Butt joint / Złącze doczołowe,		---
Nahform/ Form of joint/ Szczegóły złącza:	Blech / Plate / Blacha		
Grundwerkstoff(e)/ Parent material(s)/ Materiały podstawowe:	ml ss nb ISO/TR 15608: 7.1 mit/ with/ z 7.1		
Dicke des Grundwerkstoffes/ Parent metal thickness/ Grubość materiału podstawowego [mm]:	Von/ From/ Od: BW: 1,50 Bis/ To/ Do: BW: 6,00 FW: - FW: -		
	Schweißgutdicke/ Deposited weld metal thickness/ Grubość spoiny [mm]:		max 6,0
	Kathetendicke/ Throat thickness/ Grubość spoiny pochławkowej [mm]:		-
Außendurchmesser/ Outside diameter/ Średnica zewnętrzna rury [mm]:	> 500 oder/ or/ lub > 150 für/ for/ dla PC; PA, PF rotierend/ rotated/ z obracaniem		
Anwendungstemperatur / Application temperature / Temperatura pracy [°C]:	Wie Grund- bzw. Zusatzwerkstoff, jedoch nicht tiefer als/ As base or weld metal respectively, however not lower than/ Jak materiału podstawowego oraz dodatkowego, jednakże nie niższa niż:		RT
Art des Zusatzwerkstoffes/ Filler metal type/ Rodzaj materiału dodatkowego:	(S) Massivdrahtelektrode, -stab / Solid wire electrode, rod / Drut lity, pręt		
Werkstoff-Nr./ Material-No./ Oznaczenie*:	X2CrTiNb18 - from base material/ uzyskany z materiału podstawowego.		
Normbezeichnung/ Standard designation/ Oznaczenie stopki*:	X2CrTiNb18		
Schutzgas/ Shielding gas/ Gaz osłonowy:	EN ISO 14175 - H		
Wurzelschutzgas/ Backing gas/ Gaz formujący:	EN ISO 14175 - H		
Schweißpositionen/ Welding position/ Pozycja spawania:	PA Siehe/ See/ Patrz: 8.4.2		
Verwärmung/ Preheat/ Temperatura podgrzewania wstępnego [°C]:	Zwischenagientemperatur/ Interpass Temperature/ Temperatura międzylądowa [°C]:		max. 150
Stromart/ Type of welding current/ Rodzaj prądu spawania i biegunowość:	DC (-) Lichtbogenart/ Type of arc/ Sposób przeniesienia:		---
Wärmeabfuhrung / Heat input / Ilość wprowadzonego ciepła [kJ/mm]:	Von/ From/ Od: 0,14 Bis/ To/ Do: 0,50		
Wärmenachbehandlung/ Post weld heat treatment/ Obróbka ciepła po spawaniu:	Acc to CC2		
Sonstige Angaben/ Other information/ Inne informacje:	-		

Hiermit wird bestätigt, dass die Prüfbedingungen in Übereinstimmung mit der WPD und den Anforderungen von EN ISO 15613-3 sind. Die gestellten Anforderungen sind erfüllt.  
IM GELTUNGSBEREICH DER RICHTLINIE 2014/68/EU ANHANG I 3.1.2  
Certified that the tests were carried out, verified and passed in accordance with the WPS and the requirements of EN ISO 15613-3. The requirements are fulfilled.  
W ZAKRESIE DYREKTYWY 2014/68/UE ZAŁĄCZNIK I 3.1.2  
Póki co nie ma innych informacji, wszystkie dane zgodnie z WPS i normami EN ISO 15613-3 zostały spełnione. Wymagania zostały spełnione.  
W ZAKRESIE DYREKTYWY 2014/68/UE ZAŁĄCZNIK I 3.1.2

Ort/ Location/ Miejscowość: Katowice

Datum der Ausstellung/ Date of issue/ Data wystawienia:

TÜV Thüringen e.V. Tel.: 0361/42830  
Konrad-Zuse-Str. 21 Fax: 0361/428342  
99099 Erfurt, Deutschland ped@tuev-thueringen.de

12.09.2024  
Ing. Andrzej Kuchiniak  
Zertifizierungsstelle für Druckgeräte  
des TÜV Thüringen e.V. Kenn-Nummer: 0090  
Certification Body for Pressure Equipment  
of TÜV Thüringen e.V. Reg.-No.: 0090

\* Es sind nur eignungsgeprüfte Zusatzwerkstoffe zu verwenden/ It is used only tested filler materials/ Obajruje materiały ściekowe użyte w badaniach.  
424\_1\_VP\_Summary\_Katowice

rev. 03/23

**TÜV Thüringen e.V.**  
Prüflabor für Druckgeräte  
Testing Laboratory of Pressure Equipment



**Qualifizierung eines Schweißverfahrens**  
**Welding Procedure Qualification Record (WPQR)**  
**Protokół Kwalifikowania Technologii Spawania (WPQR)**  
**Prüfbericht (Test Report)**

WPQR-Nr./ WPQR-No./ WPQR nr:	<b>PL09/313803/24</b>	Seite/ Page/ Strony:	<b>1 von/ of / z 1</b>
Zertifizierungsstelle/ Certification body/ Jednostka egzaminacyjna:	<b>TÜV Thüringen e.V.</b>	Prüf-Nr./ Test No./ Nr raportów:	<b>897ALN/262308, 897BLN/262309, 897CLN/262309, 907LW/202309</b>
WPS-Nr/ WPS-No./ WPS nr:	<b>p T2P4-23</b>	Prüfstelle/ Test laboratory/ Laboratorium:	<b>STALTECH S.C.</b>
Hersteller/ Manufacturer/ Wytwórca:	<b>STALTECH S.C. Snopek i Wspólnicy</b>		
Anschrift/ Address/ Adres:	<b>Grabowa ul. Ogrodowa 22 42-450 Łazy</b>		
Prüfgrundlagen/ Specifications/ Przepisy, norma dotycząca badań:	<b>EN ISO 15613: 2004</b>		<b>---</b>
Datum der Schweißung/ Date of welding/ Data spawania:	<b>27.03.2023</b>		<b>---</b>
Schweißprozess/ Welding process/ Proces(-y) spawania:	<b>141 (WIG / TIG / TIG)</b>		
Nahtart/ Type of joint/ Typ złącza:	<b>Stumpfstoß / Butt joint / Złącze doczołowe, BW ss nb</b>		
Nahtform/ Form of joint/ Szczegóły złącza:	<b>Blech / Plate / Blacha</b>		
Grundwerkstoff(e)/ Parent material(s)/ Materiał(y) podstawowy:	<b>ml ss nb</b>	<b>X2CrTiNb18 X2CrTiNb18</b>	<b>mit/ with/ z</b>
Dicke des Grundwerkstoffes/ Parent material(s) thickness/ Grubość materiału podstawowego [mm]:	<b>3,0</b>		
Kehlnahtdicke/ Throat thickness/ Grubość spoiny pachwinowej [mm]:	<b>-</b>		
Außendurchmesser/ Outside diameter/ Średnica zewnętrzna rury [mm]:	<b>-</b>		
Art des Zusatzwerkstoffes/ Filler metal type/ Rodzaj materiału dodatkowego:			<b>(S) Massivdrahtelektrode,-stab / Solid wire electrode, rod / Drut lity, pręt</b>
Markenbezeichnung/ Trade name / Oznaczenie producenta*:		<b>X2CrTiNb18 - from base material/ uzyskany z materiału podstawowego.</b>	
Normbezeichnung/ Standard designation/ Oznaczenie stopu*:		<b>X2CrTiNb18</b>	
Schutzgas/ Shielding gas / Gaz osłonowy:		<b>EN ISO 14175 - I1</b>	
Wurzelschutzgas/ Backing gas/ Gaz formujący:		<b>EN ISO 14175 - I1</b>	
Schweißpositionen/ Welding position / Pozycja spawania:		<b>PA</b>	
Vorwärmung/ Preheat / Temperatura podgrzewania wstępnego [°]:		<b>-</b>	
Zwischenlagentemperatur/ Interpass Temperature/ Temperatura międzykierkowa [°]:		<b>150</b>	
Stromart/ Type of welding current/ Rodzaj prądu spawania i biegunowość:		<b>DC (-)</b>	
Lichtbogenart/ Type of arc/ Sposób przenoszenia:		<b>---</b>	
Wärmeeinbringung/ Heat input/ Ilość wprowadzonego ciepła [kJ/mm] :	Von/ From/ Od: <b>0,19</b>	Bis/ To/ Do: <b>0,40</b>	

Bemerkungen/ Remarks/ Uwagi: -

Hiermit wird bestätigt, dass die Prüfungsschweißungen in Übereinstimmung mit der WPS und den Anforderungen der vorbeschriebenen Regeln bzw. Prüfnormen vorbereitet, geschweißt und geprüft wurden. Die gestellten Anforderungen sind erfüllt.  
IN GÜLTIGKEITSBEREICH DER RICHTLINIE 2014/68/EU ANHANG I 3.1.2  
 Cert/Doc that test welds were prepared, welded and tested in accordance with the WPS and the requirements of the rules / testing standards indicated above. The requirements are fulfilled.  
 IN THE SCOPE OF DIRECTIVE 2014/68/EU ANNEX I 3.1.2  
 Potwierdza się, że złącza próby zostały przygotowane, spawane i badane zgodnie z WPS i wymaganiami norm badawczych wskazanych powyżej. Wymagania zostały spełnione.  
 W ZAKRESIE DYREKTYWY 2014/68/UE ZAŁĄCZNIK I 3.1.2

Ort/ Location/ Miejscowość: **Katowice**

TÜV Thüringen e.V.  
Konrad-Zuse-Str. 21  
99099 Erfurt

Tel.: 0361/42830  
Fax: 0361/428342  
ped@tuv-thueringen.de



Ausstellung/ Date of issue/ Data wystawienia: **12.09.2024**

**Ing. Bartosz Lasek**  
Prüfer des Prüflabors für Druckgeräte  
des TÜV Thüringen e.V.  
The tester of the Laboratory of Pressure Equipment  
of TÜV Thüringen e.V.