

POLITECHNIKA WARSZAWSKA

Rozprawa

doktorska

Inżynieria mechaniczna/
Dziedzina nauk inżynieryjno-technicznych

mgr inż.

Przemysław Połaski

Wpływ warunków technologicznych wytwarzania przyrostowego
WAAM – CMT na wybrane właściwości elementów cienkościennych
z drutu 316LSi

Promotor

prof. uczelni, dr hab. inż. **Dariusz Golański**

Warszawa 2025

śp. dr inż. Jerzemu Jakubowskiemu – za inspiracje

Dziękuję rodzinie za cierpliwość i wsparcie

*Dziękuję także dr hab. inż. Dariuszowi Golańskiemu,
prof. uczelni za opiekę naukową i cenne wskazówki*

Streszczenie

Rozprawa doktorska dotyczy problematyki wytwarzania przyrostowego metodą łukową WAAM (ang. Wire Arc Additive Manufacturing) z drutu 316LSi, materiału zbliżonego składem do stali 316L. Stal 316L ze względu na dobrą odporność na korozję stosowana jest w wielu branżach przemysłu, a części z tego materiału najczęściej wykonywane są technikami obróbki plastycznej, odlewania, wspieranymi przez spawanie i skrawanie. Stal 316L ma dobre właściwości spawalnicze dlatego metody druku wykorzystujące łuk elektryczny jako źródło ciepła mogą zostać zastosowane do wytwarzania przyrostowego z tego materiału. W porównaniu do spawania, proces druku WAAM ma zawsze charakter wielowarstwowy, a wielokrotne nagrzewanie materiału o ograniczonej możliwości rozpraszania ciepła powoduje zmiany strukturalne, modyfikujące właściwości mechaniczne i chemiczne. W druku 3D, szczególnie elementów cienkościennych, duże znaczenie odgrywa stan powierzchni po procesie oraz powtarzalność uzyskiwanych kształtów, które decydują o wielkości nakładów na dodatkową obróbkę.

Obecny stan wiedzy wskazuje, że możliwe jest uzyskanie wydruków WAAM z drutu elektrodowego 316LSi o zbliżonych właściwościach do stali 316L. Jednak właściwości wydruków są wrażliwe na zmiany w technologii, w tym na parametry procesu. Niska energia liniowa procesu, niezbędna dla wydruków cienkościennych, potencjalnie może poprawić właściwości mechaniczne, przy jednoczesnym niewielkim obniżeniu odporności korozyjnej. W pracy wykorzystano metodę CMT (ang. Cold Metal Transfer) oraz możliwie niskie parametry procesu, ograniczające ilość ciepła wprowadzonego do materiału, do wytwarzania struktur cienkościennych.

W ramach rozprawy doktorskiej wykonano szereg prób wytwarzania metodą WAAM struktur z drutu spawalniczego ER316LSi. Określono okno parametrów technologicznych zapewniające stabilność procesu dla niskiej energii liniowej oraz wykonano badania wpływu długości wolnego wylotu elektrody oraz natężenia prądu na strukturę, geometrię, właściwości mechaniczne oraz odporność korozyjną. Badaniami objęto także wpływ geometrii podłoża napoiny na naprężenia w układzie podłoże-napoina.

Słowa kluczowe: napawanie przyrostowe, WAAM, CMT, Druk 3D, Stal 316L, 316LSi

Abstract

This doctoral dissertation addresses additive manufacturing using the Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM) method with 316LSi wire, which is similar in composition to 316L steel. Due to its excellent corrosion resistance, 316L stainless steel is used in many industries. Parts made of this material are most often produced using plastic working and casting techniques, supported by welding and machining. This material has good welding properties, so printing methods that use an electric arc as a heat source can be used for additive manufacturing. In contrast to welding, WAAM printing is always multi-layered. Repeated heating of the material with limited heat dissipation causes structural changes that modify its mechanical and chemical properties. In 3D printing, especially of thin-walled elements, the surface condition after processing and the repeatability of the shapes obtained are important because they determine the cost of additional processing.

Current state-of-the-art knowledge indicates that it is possible to obtain WAAM prints from 316LSi electrode wire that have properties similar to 316L steel. However, the properties of the prints are sensitive to changes in technology and process parameters. The low linear energy of the process, necessary for thin-walled prints, has the potential to improve mechanical properties with a slight reduction in corrosion resistance. This study employed the CMT (cold metal transfer) method with the lowest possible process parameters, limiting the amount of heat introduced into the material, to produce thin-walled structures.

As part of a doctoral dissertation, attempts were made to produce structures from ER316LSi welding wire using WAAM. A range of technological parameters that ensure process stability at low linear energy was identified, and to evaluate the impact of electrode outlet length and current intensity on structure, geometry, mechanical properties, and corrosion resistance tests were conducted. The influence of the geometry of the weld base on the stresses in the base-weld system was also investigated.

Keywords: additive manufacturing, WAAM, CMT, 3D printing, 316L steel, 316LSi

Spis treści

Wykaz ważniejszych oznaczeń i skrótów	12
1. Wstęp.....	15
1.1. Znaczenie technologii przyrostowych.....	16
1.2. Klasyfikacja metod druku 3D	18
2. Wytwarzanie przyrostowe WAAM.....	23
2.1. Proces WAAM jako metoda spawalnicza	23
2.2. Metody druku WAAM	26
2.2.1. Metody WAAM z zastosowaniem elektrody nietopliwej	26
2.2.2. Metody WAAM z zastosowaniem elektrody topiwej	28
2.3. Metoda CMT	30
3. Materiały stosowane w technologii WAAM.....	35
4. Ciepło w procesie WAAM	37
5. Struktura i właściwości stali 316L i jej złączy spawanych	43
5.1. Ferryt delta	44
5.2. Faza sigma σ	47
5.3. Korozja stali 316L	48
5.4. Właściwości mechaniczne.....	49
6. Wpływ technologii WAAM na właściwości wydruków z drutu 316L/ER316LSi. 51	
6.1. Mikrostruktura napoin z drutu 316L/316LSi	51
6.1.1. Ferryt delta w procesie WAAM	53
6.1.2. Faza sigma w procesie WAAM	55
6.2. Korozja napoin z drutu ER316L/ER316LSi	56
6.3. Właściwości mechaniczne.....	59
6.3.1. Wpływ procesu WAAM na właściwości mechaniczne wydruków z 316L/316LSi 59	
6.3.2. Twardość / Mikrotwardość.....	67
6.4. Stan powierzchni wydruków WAAM.....	69
6.4.1. Pomiar geometry wydruków WAAM.....	70
6.4.2. Geometria i stan powierzchni po procesie WAAM	70
6.4.3. Chropowatość wydruków	75
6.5. Naprężenia własne	76
6.5.1. Znaczenie naprężeń własnych w wydrukach WAAM.....	78

6.5.2.	Naprężenia własne w wydrukach WAAM.....	78
6.5.3.	Metody ograniczania naprężeń własnych w wydrukach 3D.....	81
6.5.4.	Podatność stali 316L na powstawanie naprężeń własnych	82
6.5.5.	Metody pomiaru naprężeń własnych.....	83
7.	Modelowanie numeryczne procesu wytwarzania przyrostowego	89
7.1.	Metody modelowania numerycznego	89
7.2.	Modelowanie procesu WAAM	92
8.	Podsumowanie	98
9.	Cel pracy i program badań	102
9.1.	Przedmiot badań.....	103
9.2.	Opis stanowiska badawczego.....	104
9.3.	Badania wstępne.....	105
9.3.1.	Określenie okna technologicznego parametrów	105
9.3.2.	Badania geometrii powierzchni.....	108
9.3.3.	Chropowatość powierzchni	112
9.3.4.	Podsumowanie badań wstępnych.....	113
10.	Wyniki badań	114
10.1.	Badania powtarzalności procesu napawania przyrostowego ze stali austenitycznej 316LSi	114
10.1.1.	Badania geometryczne wytworzonych modeli ścian	115
10.2.	Wpływ długości wolnego wylotu elektrody na geometrię modeli oraz strukturę materiału próbki	118
10.2.1.	Wpływ długości wolnego wylotu elektrody na geometrię i stan powierzchni	120
10.2.2.	Badania makro i mikrostrukturalne.....	128
10.2.3.	Badania twardości	133
10.3.	Wpływ natężenia prądu na strukturę geometryczną powierzchni i zmiany w strukturze materiału.....	135
10.3.1.	Wpływ natężenia prądu na chropowatość i falistość powierzchni bocznych napoin	137
10.3.2.	Wpływ natężenia prądu na zmianę mikrostruktury materiału próbek wykonanych metodą WAAM.....	139
10.3.3.	Wpływ natężenie prądu na zmianę twardości próbek	144
10.4.	Odporność korozyjna wydruków z drutu 316LSi	146

10.4.1.	Odporność korozyjna napoiny z 316LSi w roztworze NaCl.....	147
10.4.2.	Odporność korozyjna napoiny z 316LSi w roztworze H ₂ SO ₄	152
10.5.	Statyczna próba rozciągania napoin z drutu 316LSi.....	158
10.5.1.	Badanie odkształceń w pełnym polu próbek rozciąganych.....	163
10.5.2.	Badania makroskopowe przełomów po próbach statycznego rozciągania	166
10.5.3.	Pomiary zawartości ferrytu w materiale próbek rozciąganych	170
10.6.	Wpływu natężenia prądu na kinetykę chłodzenia	171
10.7.	Modelowanie naprężeń własnych metodą elementów skończonych	174
10.7.1.	Model MES procesu WAAM.....	175
10.7.1.1.	Geometria modelu	175
10.7.1.2.	Siatka elementów skończonych.....	176
10.7.1.3.	Kalibracja kamery termowizyjnej	177
10.7.1.4.	Warunki początkowe i brzegowe oraz właściwości materiałowe	179
10.7.1.5.	Model źródła ciepła.....	179
10.7.1.6.	Kalibracja źródła ciepła.....	180
10.7.2.	Pomiar przemieszczeń metodą CKO.....	182
10.7.3.	Walidacja modelu MES	186
10.7.4.	Ewolucja naprężeń w takcie procesu napawania WAAM	188
10.8.	Wpływ grubości podłoża na rozkład naprężeń własnych	193
11.	Analiza i dyskusja wyników	198
11.1.	Przyszłe kierunki badań	207
	Wnioski	208
	Bibliografia.....	211
	Spis rysunków	232
	Spis tabel	239

Wykaz ważniejszych oznaczeń i skrótów

A	- wydłużenie [%]
α_k	- współczynnik konwekcji [$\frac{W}{m^2 \cdot K}$]
c_p	- ciepło właściwe [$\frac{J}{kg \cdot K}$]
δ	- ferryt delta
E	- moduł Younga [GPa]
E_{kor}	- potencjał korozyjny [mV]
E_{np}	- potencjał przebicia [mV]
ε_r	- współczynnik radiacji
ε_x	- odkształcenie normalne wzdłuż osi X [mstrain], 1 [mstrain] = 0,1 [%]
ε_{zred}	- odkształcenie zredukowane [mstrain]
γ	- austenit
γ_{xy}	- odkształcenie styczne w płaszczyźnie XY [mstrain]
h	- współczynnik przejmowania ciepła [$\frac{W}{m^2 \cdot K}$]
HV _{0.2}	- jednostka twardości w skali Vickersa
I	- natężenie prądu [A]
I_{kor}	- gęstość prądu korozyjnego [$\frac{\mu A}{cm^2}$]
I_{pas}	- gęstość prądu warstwy pasywnej [$\frac{\mu A}{cm^2}$]
k	- przewodność cieplna [$\frac{W}{m \cdot K}$]
λ	- kontaktowy współczynnik przewodności cieplnej [$\frac{W}{m^2 \cdot K}$]
μ	- współczynnik sprawności cieplnej
n	- współczynnik niedoskonałości elementu stałofazowego (CPE)
P	- moc źródła ciepła [W]
Q	- objętościowa gęstość mocy źródła ciepła [$\frac{W}{m^3}$]
q_k	- strumień ciepła konwekcyjnego [$\frac{W}{m^2}$]
R_a	- średnie arytmetyczne odchylenie profilu chropowatości od linii średniej [μm]
R_{Cr}	- równoważnik chromu

R_{Ni}	- równoważnik niklu
R_p	- opór polaryzacji (normalizowany do powierzchni) [$k\Omega\text{ cm}^2$]
$R_{p0,2}$	- granica plastyczności [MPa]
R_m	- Wytrzymałość na rozciąganie [MPa]
R_p	- opór normalizowany do pola powierzchni [Ωcm^2]
R_t	- całkowita wysokość profilu [μm]
R_z	- wysokość chropowatości według dziesięciu punktów profilu (5 najwyższych wzniesień ponad linie średnią i 5 najniższych wgłębień) [μm]
ρ	- gęstość materiału [$\frac{kg}{m^3}$]
s	- Odchylenie standardowe
S_a	- średnie arytmetyczne odchylenie wysokości nierówności powierzchni od płaszczyzny odniesienia [μm]
S_t	- maksymalna wysokość profilu 3D, bez filtracji kształtu [μm]
S_z	- maksymalna wysokość profilu 3D, z filtracją kształtu [μm]
σ	- faza sigma
σ_{res}	- naprężenie własne [MPa]
σ_{zred}	- naprężenie zredukowane [MPa]
$\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z$	- składowe naprężenie normalnego odpowiednio wzdłuż osi X, Y, Z [MPa]
T	- temperatura [$^{\circ}\text{C}$ / K]
$\tau_{xy}, \tau_{yz}, \tau_{zx}$	- składowe naprężeń stycznych odpowiednio w płaszczyźnie xy, yz, zx [MPa]
θ_c	- kąt zwilżania [$^{\circ}$]
θ	- kąt Bragga [$^{\circ}/\text{rad}$]
U	- napięcie łuku [V]
U_p	- udział materiału podłoża w napoinie [%]
V	- prędkość spawania [mm/s]
WWE	- wolny wylot elektrody [mm]
$V_{ch\ 1400-1050}$	- prędkość chłodzenia w zakresie temperatur 1400-1050 $^{\circ}\text{C}$ [K/s]
$\bar{x}$	- Wartość średnia opisywanej wielkości
Y_{OCPE}	- pojemność elementu stałofazowego [$\frac{F}{\text{cm}^2 * s^{(n-1)}}$]

1. Wstęp

Produkcja jest kołem zamachowym dla rozwoju współczesnego świata, jednakże rosnące zapotrzebowanie na produkty wszelkiego rodzaju przy ograniczonym dostępie do materiałów i rosnących kosztach wytwarzania, a także coraz większe zrozumienie wpływu przemysłu na środowisko, przyczyniają się do jej racjonalizacji. Jednym ze sposobów ograniczenia zużycia materiałów jest opracowywanie nowych materiałów, o lepszych właściwościach eksploatacyjnych, a także sposobów ich przetwarzania i umacniania. Inne podejście dotyczy samych procesów wytwarzania, które są stale usprawniane i optymalizowane, tak aby ograniczyć zużycie energii i materiałów, a zastosowanie znajdują nowe techniki wytwarzania.

Pierwszy kwartał XXI zaowocował szybkim rozwojem metod wytwarzania przyrostowego zwanego także drukiem 3D, choć sama idea nie jest nowa to dopiero w dobie cyfryzacji produkcji wytwarzanie przyrostowe nabrało na znaczeniu. Druk 3D obecnie definiuje się jako proces wytwarzania części na podstawie jego modelu 3D, warstwa po warstwie, w wyniku łączenia materiału. Współczesna technologia umożliwia stworzenie cyfrowego projektu dowolnej części, podzielenie go na warstwy i wygenerowania trajektorii ruchu. W początkowym etapie rozwoju ograniczenia technologiczne umożliwiały wykonywanie jedynie prostych kształtów. Już w latach 60 XX wieku w Niemczech stosowano proces napawania/budowania pierwszych wydruków o prostych kształtach np. rur [1]. W latach 80 XX wieku pojawiła się koncepcja zastosowania technologii wiązkowych do druku 3D z metalu, a w latach 90 pojawiły się pierwsze systemy obecnie określane akronimem PBF (*ang. Powder Bed Fusion*) – spajania w łożu proszkowym [2]. Rozwój oprogramowania CAD/CAM ułatwił także wytwarzanie części o bardziej skomplikowanej geometrii dzięki możliwości generowania ścieżek na podstawie modelu cyfrowego. Kolejne lata to gwałtowny rozwój techniki PBF, a także dalszy wzrost zainteresowania drukiem 3D poprzez napawane.

Druk 3D w porównaniu do tradycyjnych metod wytwarzania takich jak obróbka skrawaniem, obróbka plastyczna czy też odlewnictwo nie posiada narzędzia w litej formie o zdefiniowanej geometrii, które ma nóż tokarski, stempel czy też formę odlewniczą. Zdefiniowana geometria narzędzia pozwala więc na obróbkę z dobrą, a przede wszystkim przewidywalną jakością powierzchni. Jednocześnie konieczność bezpośredniego oddziaływania narzędzia na materiał stanowi barierę i ogranicza ich zastosowanie. Technika wytwarzania addytywnego (druku 3D) niezależnie od zastosowanej metody, nie wykorzystuje narzędzi. Jego funkcję w technikach AM (*ang. Additive Manufacturing*) z metalu pełni najczęściej źródło ciepła. Kształt źródła ciepła można opisać matematycznie, jednak jego

oddziaływanie na powierzchnie metalu jest bardziej złożone, a stochastyczna natura procesu utrudnia przewidywanie efektów obróbki.

1.1. Znaczenie technologii przyrostowych

Druk 3D jest w pewien sposób odpowiedzią na potrzeby współczesnego przemysłu, w którym krótkie serie produkcyjne i szybkie przebrojenia stają się niezbędne, aby zaspokoić zapotrzebowanie współczesnego rynku. Technologia wytwarzania addytywnego jest uznana jako jednej z kluczowych filarów przemysłu 4.0, który podkreśla rolę cyfryzacji w produkcji przemysłowej.

Współczesna produkcja nie mogłaby istnieć bez zaawansowanego zaplecza logistycznego, który zarządza transportem i magazynowaniem półfabrykatów niezbędnych do produkcji. Szeroka oferta produktowa wymaga utrzymywania stosunkowo dużych zapasów magazynowych, co generuje dodatkowe koszty. Druk 3D potencjalnie umożliwia znaczące ograniczenie tych kosztów ze względu na normalizację materiałów wejściowych, którymi w przypadku druku 3D z metalu mogą być proszek lub drut. Koszty transportu mogą zostać także obniżone ze względu na wzrost udziału produkcji na miejscu. Przykładowo, wytwarzanie części metodą WAAM (*ang. Wire Arc Additive Manufacturing* – łukowe przyrostowe wytwarzanie z drutu) w porównaniu do klasycznych metod obróbki ubytkowej może przyspieszyć proces wytwarzania o 40-60%, a proces obróbki wykańczającej o 15-20% w zależności od gabarytów części [3]. Proces WAAM umożliwia także organicznie zużycia materiałów i energii. W publikacji [4] porównano nakłady materiałowe i energetyczne dla procesów wykorzystujących WAAM oraz klasycznych technik wytwarzania w całym procesie produkcji, od przygotowania półfabrykatów aż do uzyskania końcowego wyrobu. Proces, w którym zastosowano metodę WAAM umożliwił oszczędność materiału na poziomie 60% i energii około 30%.

Wytwarzanie addytywne nie musi stanowić wyłączenie konkurencji dla klasycznych metod wytwarzania, ale także być ich uzupełnieniem. Przy pomocy technik druku 3D można szybko wykonać funkcjonalny prototyp części, której produkcja jest planowana jako seryjna. Pozwala to na skrócenie cyklu produkcyjnego i przetestowanie części przed wytworzeniem kosztownego oprzyrządowania niezbędnego do produkcji.

Wytwarzanie przyrostowe komponentów zmienia podejście do wytwarzania części. Wspominany już brak fizycznego narzędzia likwiduje część barier konstrukcyjnych i technologicznych występujących w klasycznych metodach obróbki, a tym samym umożliwia wytwarzanie części o złożonej geometrii. Nierzadko układy, których stworzenie wymagało

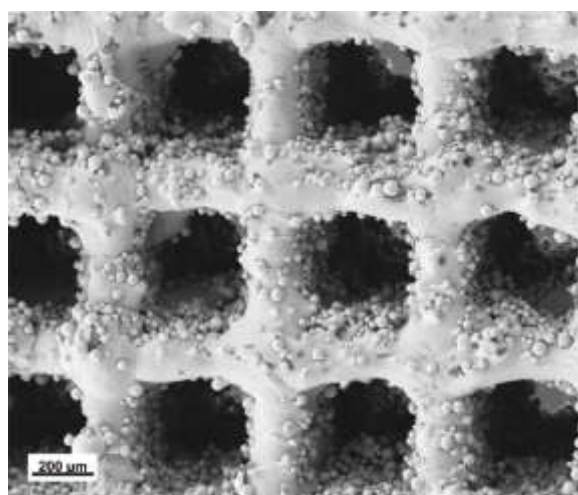
połączenia wielu oddzielenie wytworzonych części, przy zastosowaniu metod przyrostowych mogą zostać zastąpione jedną częścią, co znacząco upraszcza ich konstrukcję poprzez wyeliminowanie elementów geometrii montażowo-uszczelniających. Dobrym tego przykładem może być końcówka dyszy paliwowej do silnika lotniczego, przedstawiona na rys. 1.1, którą wykonano techniką przyrostową jako jedną całość, zastępując złożenie 20 części pełniących tę samą funkcję.

Druk 3D pozwala na wytworzenia struktur o dowolnym kształcie i geometrii, także zawierających wewnętrzne kanały, których wytworzenie nie byłoby możliwe przy pomocy innych metod wytwarzania, a także struktury ażurowe zapewniające wysokie właściwości konstrukcji przy jej niskiej masie, lub w przypadku zastosowań biomedycznych zwiększających biogodność materiału. Przykład struktury ażurowej przedstawiono na rys. 1.2.

Wytwarzanie przyrostowe z metalu można być także zastosowane do budowy konstrukcji znacznych rozmiarów. W 2021 roku w Amsterdamie wykonano metodą WAAM ponad 12 metrowy most ze stali nierdzewnej o masie 6 ton. Konstrukcja powstawała w latach 2017-2018 przy wykorzystaniu 4 robotów. Most powstał z kilku dużych prefabrykatów, wzajemnie ze sobą zmontowanych [5]. W 2021 roku w Chinach zaprezentowano element rakiety nośnej wykonanej metodą przyrostową ze stopu aluminium.



Rys. 1.1 Kończówka dyszy paliwowej wykonana metodą przyrostową EBM [6]



Rys. 1.2 Rusztowanie wykonane ze stopu Ti6Al4V – struktura stosowana w implantologii [7]

Nie każda z obecnie istniejących metod wytwarzania przyrostowego pozwala na wykonanie elementów o dowolnym kształcie czy dokładności. W kolejnych rozdziałach przedstawiona zostanie charakterystyka metod druku 3D, ze szczególnym uwzględnieniem wytwarzania części z metalu



Rys. 1.3 Most w Amsterdamie ze stali nierdzewnej wytworzony metodą WAAM [8]

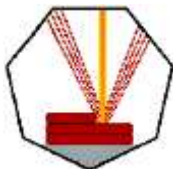
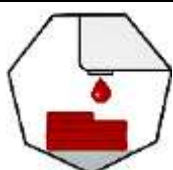


Rys. 1.4 Konektor rakiety nośnej ze stopu aluminium o średnicy 10 m wykonany metodą WAAM [9]

1.2. Klasyfikacja metod druku 3D

Gwałtowny rozwój metod wytwarzania przyrostowego spowodował konieczność usystematyzowania terminologii wykorzystywanej w tych procesach, także w celu szczegółowego określenia tych procesów. W 2021 roku opublikowano międzynarodową normę ISO/ASTM 52900:2021 [10], która definiuje wytwarzanie przyrostowe jako proces łączenia materiałów, w celu wytworzenia części na podstawie danych z modelu 3D, zazwyczaj warstwa po warstwie, w odróżnieniu od ubytkowych i formujących metod wytwarzania. Wprowadza ona ich podział na 7 głównych kategorii według procesu, na którym bazują. Podział metod wytwarzania przyrostowego przedstawia tabela 1.1 [11], [12], [13], [14], [15], [16], [17], [18]. Norma obejmuje wszystkie metody druku 3D niezależnie od materiału, który jest w nich stosowany.

Tabela 1.1 Procesy wytwarzania przyrostowego wg ISO/ASTM 52900:2021

Proces AM	Przykładowe metody	Schemat ideowy procesu
Ekstruzja materiału (<i>ang. Material Extrusion</i>)	FDM - Fused Deposition Modeling FFF – Fused Filament Fabrication	
Laminacja warstwowa (<i>ang. Sheet Lamination</i>)	UAM – Ultrasonic Additive Manufacturing LOM – Laminated Object Manufacturing	
Spajanie w złożu proszkowym (<i>ang. Powder Bed Fusion, PBF</i>)	SLM – Selective Laser Melting SLS – Selective laser sintering EBM – Electron beam Melting MJF – Multi Jet Fusion	
Napawanie z wykorzystaniem ukierunkowanej energii (<i>ang. Direct Energy Deposition, DED</i>)	WAAM – Wire Arc Additive Manufacturing EBF3 – Electron Beam Freeform Fabrication	
Fotopolimeryzacja w kadzi (<i>ang. Vat Photopolymerization</i>)	SLA (stereolitografia) DLP (Digital Laser Processing) TPP – Two-Photon Polymerization	
Spajanie proszków lepiszczem (<i>ang. Binder Jetting</i>)	BJ – Binder Jetting CJP – Color Jet Printing	
Natryskiwanie materiału	PolyJet DOD – Drop-on-Demand	

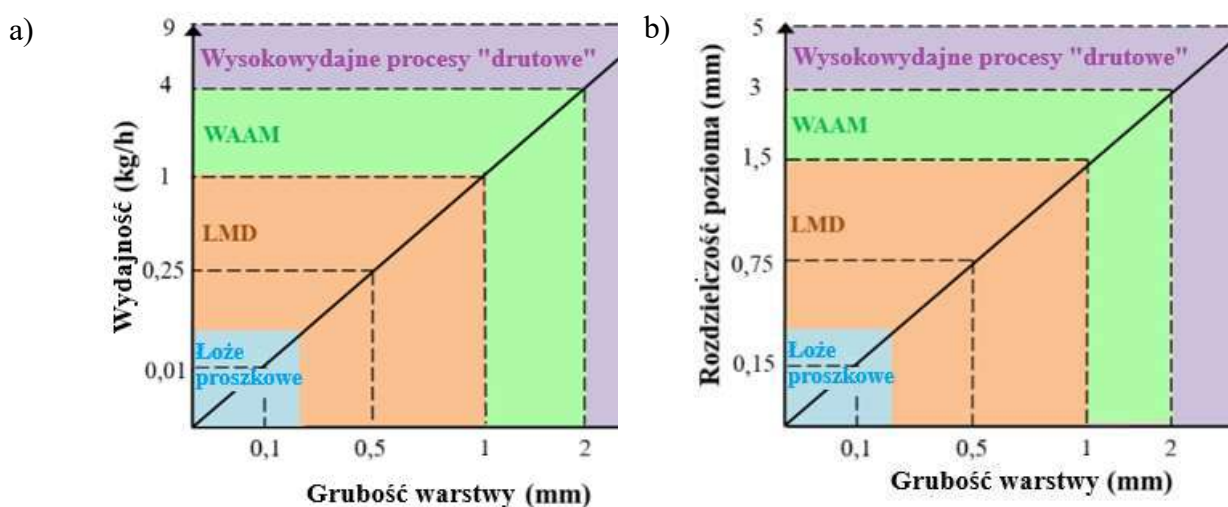
Nie wszystkie z wymienionych metod mogą być zastosowane do druku metali. Stosowane do tego celu są głównie metody spajania w złożu proszkowym (*ang. Powder Bed Fusion, PBF*) oraz napawania z wykorzystaniem ukierunkowanej energii (*ang. Direct Energy Deposition, DED*), a także inne rzadziej stosowane metody, jak spajanie proszków lepiszczem (binder jetting) [12]. Grupę metod stosowanych do druku z metalu wspólnie określa się akronimem MAM (*ang. Metal Additive Manufacturing*).

Metody wytwarzania przyrostowego z metalu - porównanie procesów PBF i DED

Wydajność metod wytwarzania przyrostowego i jakość powierzchni uzyskanych wydruków zależy od zastosowanego źródła ciepła oraz od postaci materiału dodatkowego. Te dwa czynniki warunkują rozmiar możliwej do wytworzenia pojedynczej warstwy. Proces PBF charakteryzuje się dużymi prędkościami ruchu oraz dużą gęstością energii źródła np. lasera lub wiązki elektronów, co sprzyja formowaniu małego jeziora metalu. Zastosowanie mniejszych szybkości ruchu i źródła o mniejszej gęstości energii, jak np. łuku spawalniczego sprzyja formowaniu dużego jeziora ciekłego metalu.

Postać materiału dodatkowego warunkuje ilość niezbędnej energii do jego stopienia. W procesach PBF stosuje się proszek o gradacji poniżej 100 μm . Stosując skoncentrowane źródło ciepła możliwe jest stopienie małej objętości materiału. W procesach DED często stosuje się drut o średnicy 0,8 mm lub większej. Ilość energii niezbędnej do stopieniu drutu, niezależnie od zastosowanego źródła ciepła jest znacząco większa. W rezultacie minimalna stopiona objętość materiału jest znacząco większa.

Wraz ze wzrostem rozmiarów warstwy rośnie wydajność jak pokazano na rys. 1.5a. W procesach bazujących na topieniu materiału, dynamika jeziora stopionego materiału i oddziaływania powierzchniowe powodują, że szerokość i wysokość warstwy jest ze sobą powiązana i zależna od parametrów procesu, w tym od rodzaju i parametrów źródła ciepła. Trudności w niezależnym sterowaniu wymiarami warstwy, implikuje dla każdego z procesów pewną minimalną wielkość szczegółu, zaprojektowanego detalu, możliwą do odwzorowania. Im większe jezioro ciekłego metalu tym większy minimalny wymiar warstwy, a więc i niższa zdolność procesu do odwzorowania złożonych lub małych geometrii (czyli niższa rozdzielczość procesu), co przedstawiono na rys. 1.5b.



Rys. 1.5 Wpływ grubości warstwy na a) wydajność procesu oraz b) rozdzielczość procesu [19]

Jakość powierzchni otrzymana w procesach wytwarzania przyrostowego może znacząco różnić się pomiędzy różnymi metodami druku 3D.. Większe jeziorko ciekłego metalu, szczególnie występujące w procesach DED powoduje powstanie powierzchni o znacznej faliści. W procesach PBF obszar stopionego materiału jest bardzo mały i jest porównywany z wielkością ogniska wiązki (lasera lub elektronów), której średnica typowo wynosi ok. 0,1 mm [20].

Metoda WAAM jak przedstawiono w tabeli 1.1 należy do grupy procesów bezpośredniego osadzania energią, określaną akronimem DED. Procesy tej kategorii w porównaniu do innych wymienionych w normie ISO/ASTM 52900:2021 wyróżnia to, że materiał jest topiony w momencie jego nanoszenia. Przykładowo, w metodach grupy PBF materiał (proszek) wymaga najpierw naniesienia, a następnie stopienia. W procesach DED materiał w postaci proszku lub drutu podawany jest w obszar oddziaływania źródła ciepła, następnie topiony i osadzany na podłożu.

W procesach DED jako źródło ciepła stosuje się wiązkę lasera, wiązkę elektronową oraz łuk elektryczny (w tym łuk plazmowy). Wspomniane źródła ciepła charakteryzują się różną sprawnością energetyczną. W przypadku wiązki lasera sprawność energetyczna (rozumiana jako stosunek ilości energii wprowadzonej do materiału do energii zużytej na zasilanie źródła ciepła) wynosi około 2-5%. Sprawność wiązki elektronowej wynosi ok. 15-20%. Wyższą odnotowuje się dla procesów bazujących na łuku elektrycznym, dla których sprawność jest wyższa niż 80% [21], [22]. Energia przeznaczona na zasilanie źródła ciepła jest tylko fragmentem potrzeb energetycznych niezbędnych do wytworzenia elementu. W każdej z metod wytwarzania AM zasilania wymaga układ kinematyczny sterujący źródłem ciepła lub manipulujący obiektem, oraz układy sterowania. W przypadku technologii bazującej na wiązce elektronów znaczne zużycie energii generuje układ odpowiedzialny za obniżenie ciśnienia w komorze.

Procesy DED mogą służyć nie tylko do wytwarzania, ale także do napawania regeneracyjnego, czyli uzupełnienia ubytków materiału na już istniejących powierzchniach części maszyn. Procesy tej grupy, a szczególnie metoda WAAM są do tego predysponowane ze względu na dużą elastyczność, wspieraną przez fakt, że w większości przypadków nie jest wymagana komora robocza. Elastyczność procesów DED przejawia się w ich skalowalności, możliwe jest wytworzenie modeli o wielkości od kilku centymetrów do kilkunastu metrów, a także elementów o zmiennej grubości ścianki. Wysoka wydajność sprawia, że wytwarzanie elementów grubościennych jest naturalnym zastosowaniem tej technologii, jednak możliwe jest także wytwarzanie elementów o ograniczonej grubości. W procesach DED mianem wydruku cienkościennego określa się model o grubości równej szerokości jednego ściegu. Wymiar ten

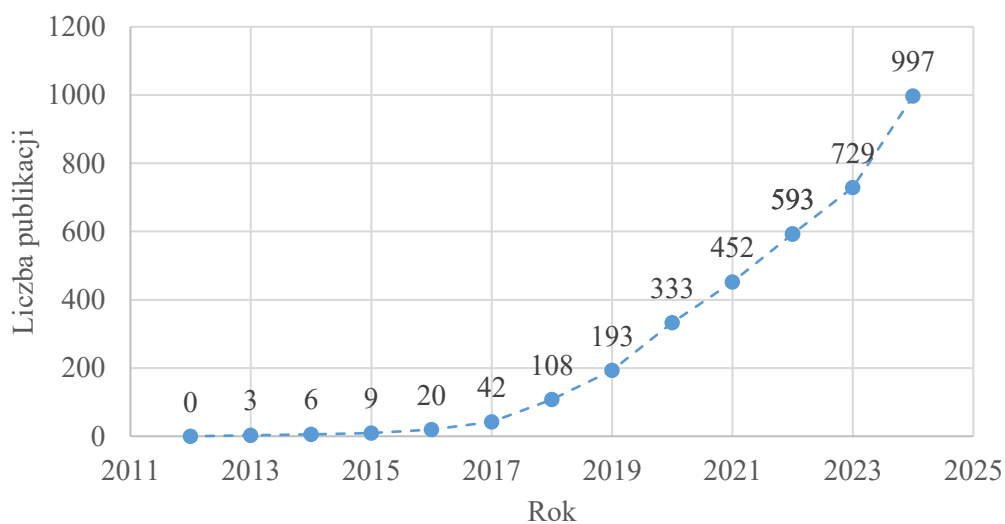
zależy od parametrów procesu. Lepszą metodą do produkcji elementów cienkościennych jest proces PBF, jednak ze względu na ograniczoną przestrzeń komory większe elementy nie mogą być wytwarzane. Przykładowo, znaczna część armatury produkowanej na potrzeby przemysłu chemicznego czy też offshore jest wykonywana ze stali autogenicznych o grubości ścianki około 3 mm [23].

Technologia WAAM to jedna z najtańszych metod wytwarzania przyrostowego. Niezbędny sprzęt jest tożsamy z tym, wykorzystywanym w automatycznym spawaniu i napawaniu materiałów. W porównaniu do proszkowych metod wytwarzania przyrostowego koszt drutu jest często co najmniej dziesięciokrotnie mniejszy niż proszku [24]. Kolejną zaletą jest większe wtopienie w podłoże, co w porównaniu do metod proszkowych znacząco ogranicza wady w postaci porowatości materiału wydruku i przyklejeń warstw. Metoda WAAM dzięki swojej wydajności i elastyczności może być stosowana także do naprawy komponentów.

Wysoka wydajność jest jedną z najważniejszych zalet procesu WAAM, jednak aktualne wyniki badań wykazują, że istnieje silna korelacja między wysoką wydajnością (wraz z nią rośnie ilość ciepła przekazywanego do materiału) a poziomem naprężeń wewnętrznych, odkształceniami czy jakością powierzchni. W porównaniu do metod np. SLM bazujących na proszkach metoda WAAM charakteryzuje się niską dokładnością odwzorowania planowanej geometrii. Typowa dokładność jest 10 razy niższa niż w przypadku metod proszkowych [21]. Z jednej strony większa wydajność przyczynia się do redukcji kosztów i czasu wytwarzania, a z drugiej strony może zwiększać koszty dodatkowej obróbki, a także straty materiału. Dostępne wyniki badań [25], [26] wskazują, że nie zawsze największa wydajność oznacza największą ekonomię procesu. Jedną z dróg rozwoju metod WAAM, z zachowaniem opłacalności procesu, może być zatem opracowanie takich warunków procesu, które kosztem spadku jego wydajności pozwolą na ograniczenie niskiej jakości powierzchni czy właściwości materiału po jego przetworzeniu tym samym ograniczając koszty dodatkowej obróbki.

2. Wytwarzanie przyrostowe WAAM

Wytwarzanie przyrostowe WAAM jest procesem wykorzystującym źródło ciepła w postaci łuku elektrycznego do stopienia materiału w postaci drutu i osadzeniu go na podłożu wzdłuż zadanej trajektorii. Metoda WAAM jest jednym z najwydajniejszych procesów wytwarzania przyrostowego i jedną z najszybciej rozwijanych technologii druku 3D o czym świadczy duża aktywność i rosnące zainteresowania naukowców i badaczy tą tematyką, jak przedstawiono na rys. 2.1.



Rys. 2.1 Liczba publikacji w bazie Scopus zawierających akronim WAAM lub jego rozwinięcie w tytule, streszczeniu lub słowach kluczowych

Wykres z rys. 2.1 stworzono korzystając z bazy Scopus, filtrując ją tak aby w tytule, streszczeniu lub słowach kluczowych zawierała frazę „Wire Arc Additive Manufacturing” lub akronim WAAM. Niemal brak wyników wyszukiwania dla lat wcześniejszych niż 2013 rok nie oznacza, że ta technologia nie była przedmiotem badań. Autorzy stosowali inne określenie tego procesu np. „Weld-based additive manufacturing” [27], „GMAW-based rapid manufacturing” [28], a w latach 60 na początkowym etapie rozwoju tej technologii stosowano określenie spawania kształtowego (*ang. Shape welding*) [1]. Wraz ze wzrostem popularności technologii wytwarzania przyrostowego wyewoluował akronim WAAM, który stał się obecnie stosowanym standardem, dzięki czemu powyższy wykres w dość dobrym przybliżeniu odzwierciedla rosnące zainteresowanie tematem.

2.1. Proces WAAM jako metoda spawalnicza

Spawalnicze metody druku 3D w rzeczywistości są jedynie pewną modyfikacją istniejących już od wielu lat metod napawania. Zarówno proces napawania cieplnego jak i WAAM należą do technologii przyrostowych, a różnica pomiędzy nimi wynika z koncepcji

ich zastosowania. Celem napawania cieplnego jest regeneracja lub modyfikacja powierzchni metali, zaś celem WAAM jest wytwarzanie części. Ta różnica zastosowań powoduje jednak, że technologicznie są to dwa różne procesy, choć bazują na podobnych urządzeniach spawalniczych.

W skład podstawowej wersji systemu do prowadzenia procesu WAAM wchodzi spawalnicze źródło energii oraz programowalny manipulator. W zależności od typu zastosowanego źródła oraz metody, wymagany może być dodatkowy podajnik drutu np. w metodzie wykorzystującej uchwyt TIG (Tungsten Inert Gas). Taka konfiguracja stanowiska stosowana jest także w procesach napawania powierzchni. Bardziej rozbudowane stanowiska WAAM mogą zawierać także dodatkowy sprzęt kontrolno-pomiarowy zapewniający sprzężenia zwrotne do wprowadzania korekt w procesie [3].

Procesy napawania regeneracyjnego lub modyfikacji powierzchni najczęściej podlegają mechanizacji, jak np. poprzez zastosowanie obrotnika lub niezbędną automatyzację ruchu narzędzia (elektrody/drutu) do podawania materiału. Druk 3D wymaga już zastosowania bardziej wyrafinowanych układów sterowania ruchem i pozycją palnika. W ostatnich latach badacze stosują głównie dwa rozwiązania do zadawania pozycji uchwytu spawalniczego [29]:

- Adaptacja obrabiarek CNC do procesu druku 3D,
- Robotyzacja procesu druku 3D.

Trajektorie do wytworzenia prostych geometrii mogą być zaprogramowane on-line, bezpośrednio na manipulatorze lub off-line – na podstawie modelu cyfrowego przy pomocy oprogramowania wspomagającego wytwarzanie CAM (*ang. Computer Aided Manufacturing*), pomocnego szczególnie w przypadku skomplikowanej geometrii. Przykład elementu, do którego wytworzenia zastosowano system CAD (*ang. Computer Aided Design*) w latach 90-tych XX wieku przedstawiono na rys. 2.2.



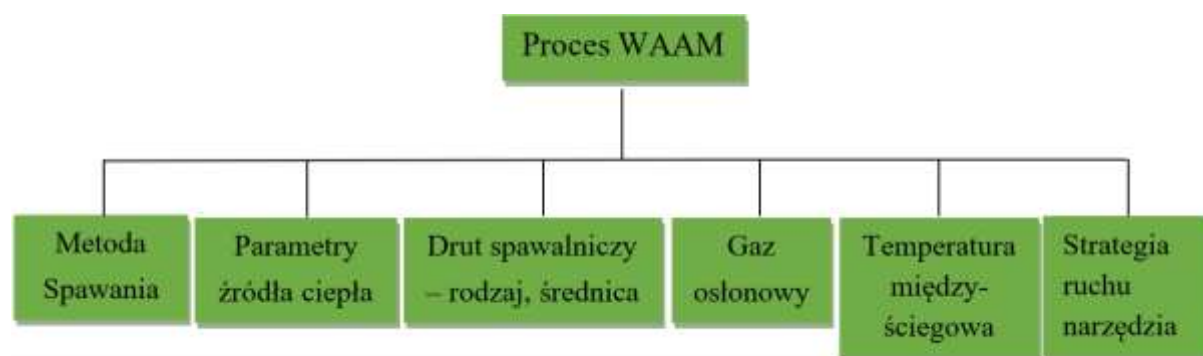
Rys. 2.2 Obudowa termostatu do samochodu marki Ford wykonana metodą WAAM [1]

Materiały dodatkowe stosowane w procesach napawania jak i druku 3D są często identyczne, jednak ze względu na różny przebieg omawianych procesów uzyskać można całkowicie inne właściwości. Napawaniu cieplnemu poddawane są często duże powierzchnie płaskie bądź cylindryczne [30]. W druku 3D kontakt z powierzchnią jest ograniczony do geometrii wydruku. W obu metodach ciepło łuku elektrycznego stapiającego materiał jest częściowo pochłaniane przed podłożem, a następnie rozpraszane w objętości materiału. Przy czym w przypadku napawania objętość materiału podłoża jest znacznie większa (większa pojemność cieplna), co zapewnia szybsze odprowadzanie ciepła ze strefy obróbki. W procesie WAAM skuteczne odprowadzenie ciepła jest wyzwaniem i często wymaga dodatkowego oprzyrządowania. Ponadto w przypadku druku 3D poszczególne warstwy są poddawane znacznie większej liczbie cykli cieplnych (ze względu na to, że ilość warstw jest znacznie większa) co ma wpływ na końcowe właściwości drukowanego obiektu.

Umiarkowanie skomplikowana geometria części, szybkie prototypowanie, produkcja jednostkowa i mało seryjna, lub wymagająca częstych przebrojeń to warunki, w których WAAM najmocniej może wykazać swoją przewagę nad tradycyjnymi metodami obróbki, ponadto wśród metod przyrostowych jest jednym z nielicznych rozwiązań do wytwarzania części o dużych rozmiarach. Możliwość budowania w dużej skali umożliwia jej wykorzystanie w budownictwie, przemyśle morskim czy lotniczym. Dla pewnych wariantów produkcji na przykład wielkoseryjnej, klasyczne metody wytwarzania dalej będą bardziej wydajne czasowo energetycznie.

Parametry procesu WAAM

Parametry procesu WAAM są podobne do tych stosowanych w technologii spawania. Wpływ poszczególnych parametrów procesu na materiał również jest podobny, jednak różni się skalą i znaczeniem. Najważniejsze parametry procesu WAAM przedstawiono na rys. 2.3 [22], [31].



Rys. 2.3. Parametry procesu WAAM

Metoda spawania, parametry źródła ciepła, temperatura międzyściegowa to parametry, które sterują termiką procesu WAAM. Zagadnienia akumulacji i przepływu ciepła w procesie WAAM są dość złożone, i wpływają one na właściwości materiałów przetwarzanych WAAM oraz na geometrię wydruku.

Gaz osłonowy podobnie jak przy spawaniu wpływa na stabilność jarzenia łuku i warunkuje jakość powierzchni wydruków, z kolei strategia ruchu narzędzia warunkuje możliwość wykonania zadanych geometrii oraz wpływa na stan ich powierzchni.

Drut spawalniczy pełni rolę budulca struktur wytworzonych metodą WAAM, a co za tym idzie będzie definiował ich właściwości fizykochemiczne. Dodatkowo, właściwości te będą podlegały modyfikacji na skutek oddziaływania ciepła w procesie napawania WAAM. Szczegółowy wpływ poszczególnych parametrów na proces WAAM zostanie przedstawiony w dalszej części pracy.

2.2. Metody druku WAAM

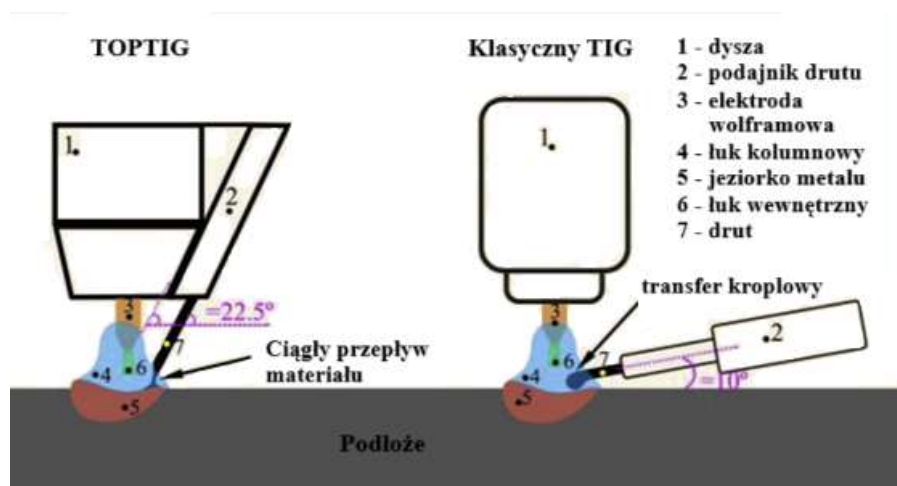
Procesy napawania przyrostowego WAAM mogą być realizowane za pomocą szeregu metod i ich odmian. Można podzielić je na dwie grupy w zależności od typu zastosowanej elektrody w uchwycie spawalniczym:

- Metody z elektrodą nietopliwą – GTA (*ang. Gas Tungsten Arc*)
- Metody z elektrodą topliwą – GMA (*ang. Gas Metal Arc*)

2.2.1. Metody WAAM z zastosowaniem elektrody nietopliwej

W procesie WAAM zastosować można zautomatyzowaną metodę TIG (*ang. Tungsten Inert Gas*), w której stosuje się nietopliwą elektrodę wolframową, a materiał dodatkowy dostarczany jest w strefę łuku elektrycznego przy pomocy dodatkowego podajnika drutu. Schemat procesu przedstawiono na rys. 2.6. Metoda ta dzięki zastosowaniu gazu obojętnego poprawia estetykę powierzchni, a dodatkowo stabilizuje jarzący się łuk [32] i pozwala na wyeliminowanie rozprysku. Stabilność procesu zapewnia także dobrą dokładność wymiarową [33] i powtarzalność [34]. Niezależne sterowanie posuwem drutu pozwala także na większą kontrolę przepływu ciepła oraz transport materiału do podłoża. Spośród innych metod WAAM wydajność tej metody jest najniższa, chociaż w pewnych jej odmianach np. Super-TIG wydajność może wzrosnąć do 6kg/h [35]. Wysoka stabilność i stosowanie gazów obojętnych sprawiają, że jest to dobra metoda do druku metali reaktywnych (narażonych na utlenianie i porowatość) takich jak stopy tytanu, aluminium czy magnezu [36]. Metoda znajduje zastosowanie do wytwarzania elementów ze stopów niklu [35] oraz stali nierdzewnych.

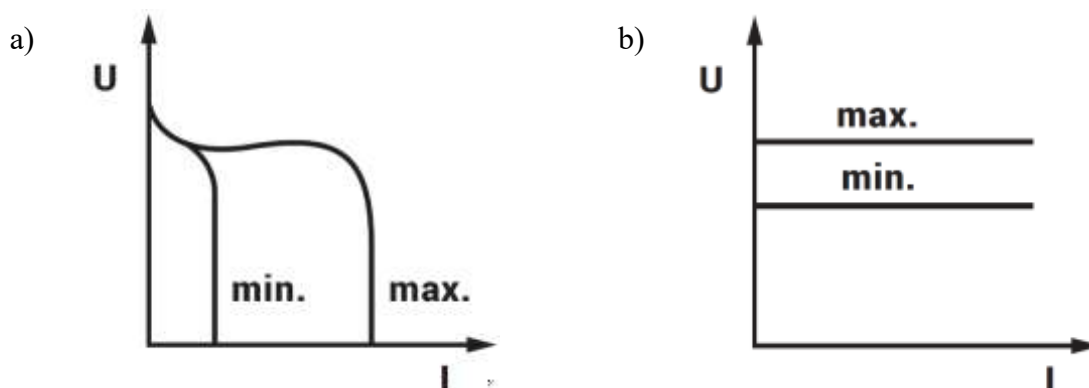
W procesie WAAM stosowana jest także odmiana metody GTA – TOP-TIG. Główną różnicą w tej metodzie w porównaniu do standardowego GTA (TIG) jest inna orientacja drutu względem podłoża. W metodzie TOP-TIG drut podawany jest niemal pionowo w strefę łuku o wyższej temperaturze. Wprowadzenie materiału w obszar łuku o wyższej temperaturze może zmienić charakterystykę przenoszenia materiału w łuku z kropłowego na natryskowy [37]. Uchwyt jest bardziej kompaktowy i zwiększa elastyczność procesu. W klasycznym procesie TIG niewspółosiowe podawanie materiału dodatkowego uniemożliwia powrót po tej samej trajektorii. Źródła energii TIG najczęściej posiadają charakterystykę opadającą lub stałoprądową (rys. 2.5a), co przy zmianie długości łuku stabilizuje natężenie prądu, ale znacząco wpływa na napięcie. W efekcie, nie są zapewnione warunki stałej długości łuku, co łatwo może mieć miejsce na podłożu w procesie WAAM, co utrudnia oszacowanie rzeczywistej energii łuku [38], [39].



Rys. 2.4 Schemat procesów TOP-TIG (po lewej) oraz klasyczny TIG (po prawej) [37]

W procesie spawania plazmowego PAW (*ang. Plasma Arc Welding*) wykorzystuje się również elektrodę nietopliwą do generacji spawalniczego łuku elektrycznego. Łuk plazmowy ma jednak znacznie większą gęstość energii niż klasyczny łuk TIG ze względu na jego mechaniczne zawężenie dodatkową dyszą plazmową. Ponadto gęstość energii zwiększa jarzący się łuk pomocniczy. Według [39] wysoka gęstość energii pozwala na uzyskanie warstw o niższym współczynniku wysokość/szerokość czyli niższych i szerszych co potencjalnie pozwala na tworzenie warstw o lepszym stanie powierzchni niż innymi metodami WAAM, oraz ogranicza możliwość powstania porów i pustek. Taki kształt ściegu po procesie plazmowym WAAM kontrastuje z uzyskiwanym kształtem spoin w spawaniu, które zazwyczaj są wąskie i głębokie. W metodzie PAW łuk, tak jak w TIG jarzy się pomiędzy elektrodą nietopliwą a podłożem, jednak w niektórych wariantach np. PAP (*ang. Pulsed Arc Plasma* –

spawanie plazmowe łukiem pulsującym) łuk jarzy się między elektrodą nietopliwą a drutem. Taka modyfikacja koncentruje energię cieplną plazmy w drucie. W efekcie podłoże jest mniej nagrzewane i prędkości chłodzenia są większe [40]. Wysoka gęstość energii łuku plazmowego w procesie PAW umożliwia zastosowanie tej metody do druku z materiałów o wysokiej przewodności cieplnej np. miedzi i jej stopów, lub też do materiałów trudnotopliwych jak tytan czy molibden.



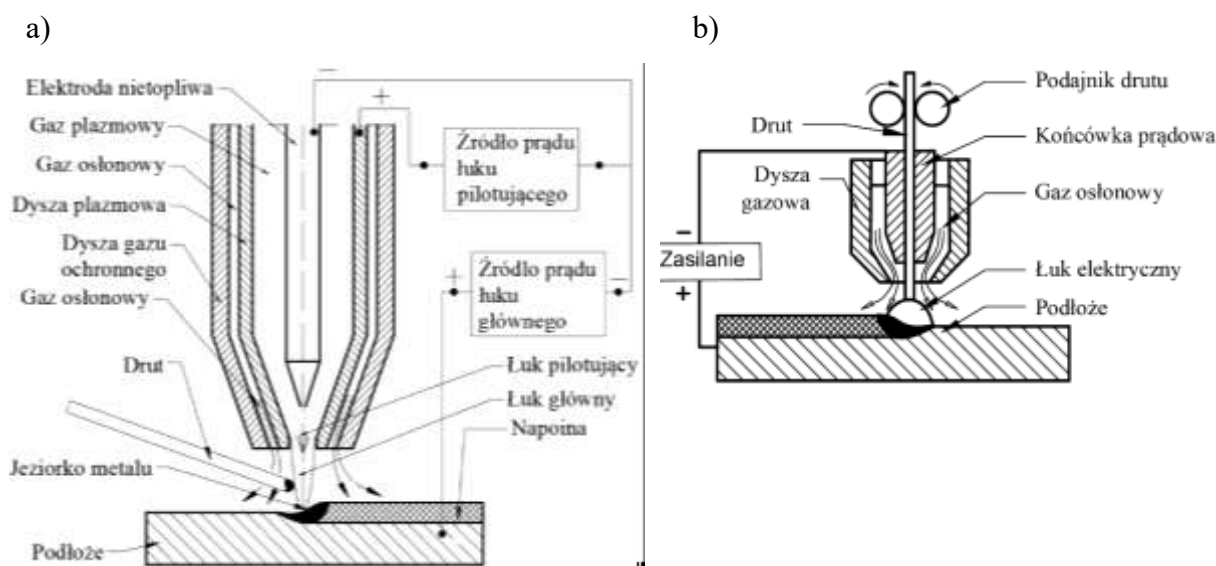
Rys. 2.5 Charakterystyki statyczne źródeł spawalniczych: a) opadająca stałoprądowa, b) płaska [38]

2.2.2. Metody WAAM z zastosowaniem elektrody topliwej

Metoda spawania łukowego elektrodą topliwą w osłonie gazów GMA (*ang. Gas Metal Arc*), lub inaczej MIG/MAG (*ang. Metal Inert Gas/Metal Active Gas*) jest podstawową metodą, w której stosuje się elektrodę topliwą. W procesie tym łuk jarzy się między elektrodą topliwą (drutem) a podłożem. Metal topiącej się w łuku elektrody przenoszony jest w kierunku podłoża w strefie łuku elektrycznego, co w porównaniu do metody TIG zmniejsza stabilność jarzenia się łuku. Metoda GMA umożliwia osiągnięcie wysokiej wydajności procesu, jednak jest to okupione znaczną akumulacją ciepła w podłożu. Przy wysokich natężeniach prądu materiał przenoszony jest w sposób natryskowy (rys. 2.7), czego efektem jest duże wtopienie w podłoże, nawet na głębokość całej poprzedniej warstwy [41]. Jeziorko ciekłego metalu jest zazwyczaj duże, co powoduje pogorszenie jakości powierzchni. W skrajnych przypadkach możliwe jest także zapadnięcie się warstw na skutek nadmiernej ilości wprowadzonego ciepła. Problemy te dotyczą głównie elementów cienkościennych o grubości pojedynczej warstwy. Duża kumulacja ciepła utrudnia szczególnie wytwarzanie elementów cienkościennych, w elementach o większej objętości ciepło jest szybciej odbierane, a jeziorko ciekłego metalu ma „lepsze podparcie” materiałem podłoża, w wyniku czego warstwa jest bardziej odporna na zapadanie [42]. Zaletą metody GMA jest kompaktowa budowa uchwytu spawalniczego o zwiększonej elastyczności, która może być zastosowana do wytwarzania elementów o bardziej złożonych kształtach w porównaniu do metody TIG. Źródła spawalnicze dla metod GMA

najczęściej wykazują płaską charakterystykę prądowo-napięciową (rys. 2.5b). Teoretycznie, taka charakterystyka sprawia, że niewielka zmiana długości łuku powoduje duże zmiany natężenia prądu. W przypadku źródeł GMA prowadzi to do wystąpienia zjawiska samoregulacji długości łuku, które ogranicza wrażliwość procesu na zmiany odległości palnika od podłoża.

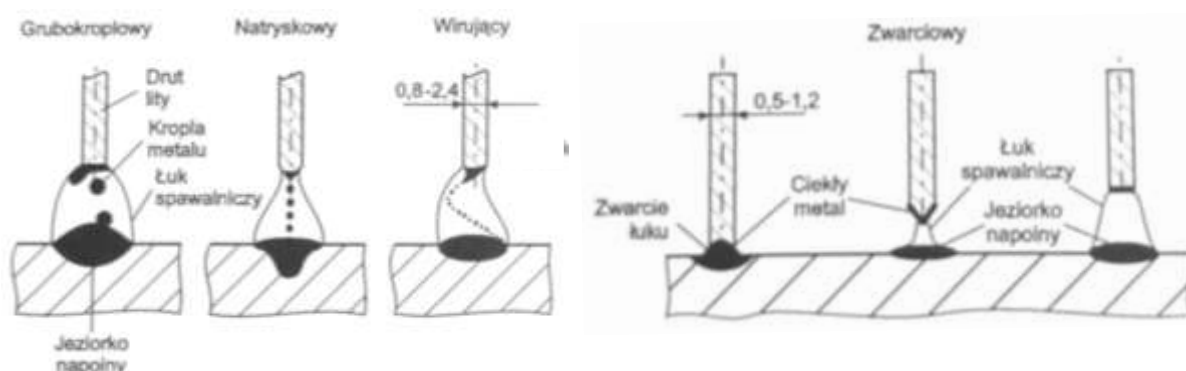
Problemy z nadmiernym transferem ciepła do materiału występujące w metodzie GMA ogranicza odmiana CMT (*ang. Cold Metal Transfer*) tego procesu. Metoda CMT podobnie jak GMA charakteryzuje się wysoką powtarzalnością. Proces CMT zapewnia lepszą kontrolę wtopienia przy wysokich natężeniach prądu w porównaniu do klasycznego procesu GMA. Jest to możliwe dzięki specyficznemu transferowi materiału w łuku (opisanego w rozdziale 2.3), który ogranicza ilość ciepła transferowanego do materiału. Napoiny wytwarzane tą metodą mają wysoki współczynnik kształtu (stosunek wysokości ściegu do jego szerokości), co umożliwia wytwarzanie elementów cienkościennych, ale jednocześnie cecha ta może utrudniać wytwarzanie warstw wielościegowych (modeli grubościennych) a także może przyczyniać się do powstawania pustek i porów w materiale nanoszonym [39]. Raportowana wydajność napawania metodą CMT drutu 316L wynosi około 4 kg/h, podczas gdy w metodzie TopTIG nie przekracza 2 kg/h [25]. W przypadku metod plazmowych wydajność druku zawiera się pomiędzy metodą TIG a CMT. Wydajności napawania dla innych materiałów mogą różnić się od tych przytoczonych dla drutów o składzie zbliżonym do stali 316L.



Rys. 2.6 Schemat procesu napawania a) plazmowego; b) GMA (Opracowanie własne)

2.3. Metoda CMT

Metoda CMT jest niskoenergetyczną odmianą procesu GMA opracowaną i opatentowaną przez firmę Fronius. Ograniczenie ilości ciepła wprowadzanego do materiału osiągnięto przez zmianę sposobu przenoszenia topionego materiału z drutu do jeziora spawalniczego. W klasycznym spawaniu łukowym metal przenoszony jest zwarciowo, grubo kroplowo, natryskowo lub wirująco, co przedstawiono na rys. 2.7. Sposób transferu metalu w łuku zależy od kilku parametrów procesu, z których najważniejszym jest natężenie prądu. Przy niskich natężeniach prądu materiał przenoszony jest w sposób zwarciowy, następnie wraz ze wzrostem natężenia pojawia się transfer grubo kroplowy, kolejno natryskowy i wirujący. W procesach napawania najkorzystniejszy jest transfer zwarciowy, ponieważ zapewnia on najmniejsze wymieszanie podawanego metalu z podłożem [30].



Rys. 2.7 Sposoby przenoszenia metalu w łuku w metodach GMA [30]

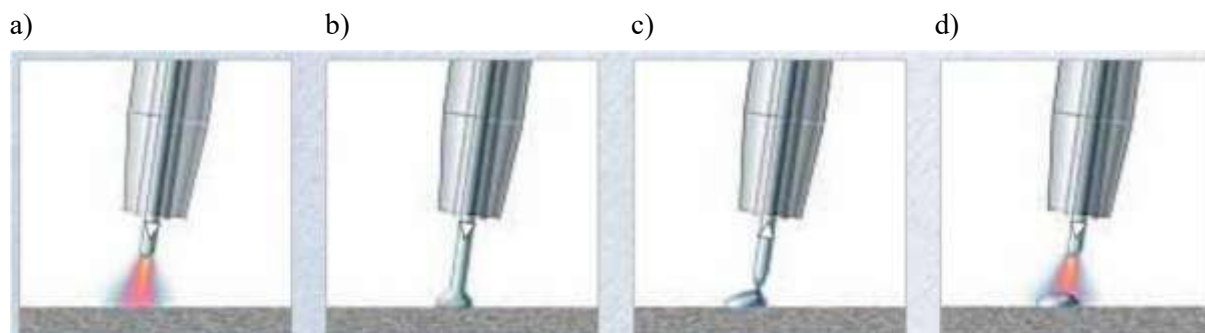
W tabeli 2.1 przedstawiono porównanie transferu metalu w łuku zwarciowym z transferem metalu w metodzie CMT.

Tabela 2.1 Porównanie transferu zwarciowego z transferem w metodzie CMT [22], [30]

Cecha	Łuk zwarciowy	CMT
Mechanizm odrywania kropi	Efekt szczypcowy (<i>ang. Pinch effect</i>) wzmocniony przez nagły skok prądu zwarciowego	Mechaniczne oderwanie przez cofnięcie drutu
Odpryski	Występują, obniżona stabilność łuku	Minimalne, stabilny transfer
Sterowanie podawania drutu	Stała prędkość podawania	Ruch oscylacyjny
Temperatury łuku	Najniższa wśród klasycznych metod transferu	Niższa niż w łuku zwarciowym – dłuższe przerwy w jarzeniu
Jakość spoiny / napojiny	Obszar spoiny/napojiny zawiera dużo rozprysków, lico dość równomierne	Gładkie równomierne lico
Udział podłoża w napoinie	5-15%	Minimalny, niższy niż przy łuku zwarciowym

Mechanizm transferu materiału w metodzie CMT

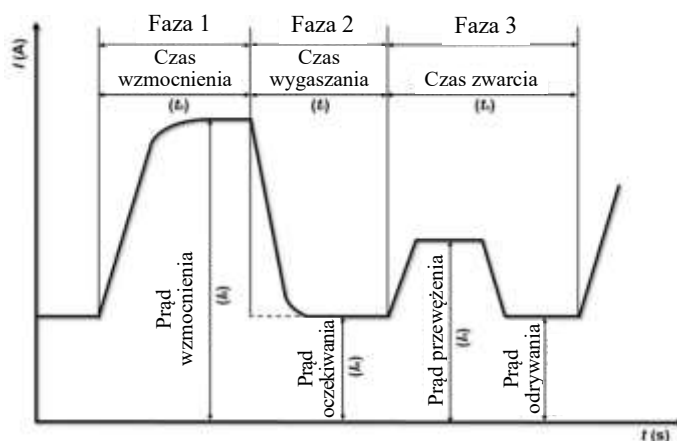
Transfer metalu w metodzie CMT w postaci przepływu kropłowego zwarciovego uzyskiwany jest poprzez zastosowanie specjalnego podajnika drutu elektrodowego, wykonującego dodatkowy ruch typu „pchaj-ciągnij”. Na rys. 2.8 przedstawiono cykl pracy źródła CMT, a na rys. 2.9 przebieg prądu w czasie jednego cyklu pracy.



Rys. 2.8 Schemat transferu metalu w metodzie CMT: a) zajarzenie łuku; b) faza zwarcia; c) oderwanie kropli metalu; d) ponowne zajarzenie łuku [43]

Według schematu na rys. 2.8 i rys. 2.9 cykl transferu metalu w łuku jest następujący:

1. Wysuwanie drutu do momentu zajarzenia się łuku elektrycznego a następnie zwarcie z materiałem podłoża – ruch „pchaj” – w tej fazie płynie prąd wzmocnienia o najwyższej wartości;
2. Zwarcie drutu z materiałem podłoża – sygnał dla źródła ograniczający prąd spawania – płynie niski prąd „oczekiwania”;
3. Mechaniczne cofnięcie drutu i oderwanie stopionej kropli materiału dodatkowego – ruch „ciągnij” – płynie prąd przewężenia o wyższej wartości ułatwiający oderwanie kropli;
4. Ponowne zajarzenie się łuku elektrycznego w czasie trwania ruchu powrotnego – prąd narasta od wartości prądu odrywania do wartości prądu wzmocnienia.



Rys. 2.9 Przebieg zmian natężenia prądu w cyklu CMT [44]

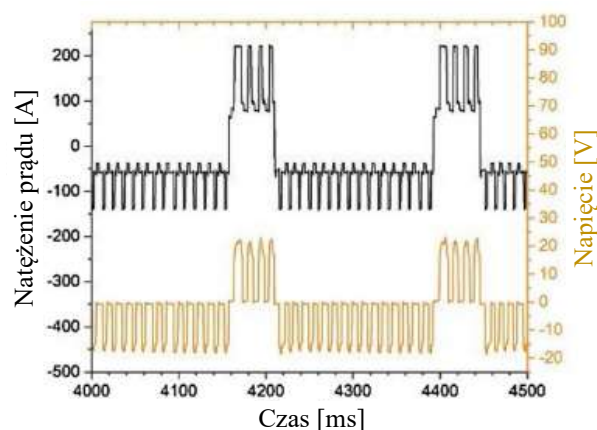
Opisany cykl transferu kropli metalu w łuku jest ponawiany z częstotliwością ok. 70Hz [43], a w każdym cyklu przenoszona do jeziora jest jedna kropla metalu. Cykliczne wygaszanie łuku oraz ograniczenie nagrzewania oporowego materiału w fazie zwarcia zmniejsza ilość ciepła, zapobiega rozpryskowi, zwiększa precyzję procesu oraz, w procesach spawania, umożliwia otrzymanie złącza o wysokich właściwościach mechanicznych – szczególnie dla materiałów wrażliwych na ciepło spawania [22], [45].

Źródło CMT korzysta z linii synergicznych, które w sposób zdefiniowany przez producenta wiążą parametry procesu CMT. Bezpośrednim tego następstwem jest ograniczenie ilości modyfikowalnych parametrów warunkujących energię liniową spawania/napawania. Zaliczyć do nich można natężenie prądu (zmiana tej wartości powoduje automatyczne korekty napięcia i prędkości podawania drutu) oraz prędkość ruchu palnika (ustawiana niezależnie na manipulatorze).

Odmiana CMT procesu GMA mimo iż stosunkowo nowa doczekała się dotychczas kilku wariantów:

- Standardowe (klasyczne) CMT (direct CMT) – podstawowy wariant metody CMT omówiony wcześniej;
- CMT z pulsem (CMT + Puls) – umożliwia zwiększenie wydajności procesu dzięki przenoszeniu dodatkowej kropli metalu, łączy transfer CMT z transferem zwarciovym;
- Zaawansowane CMT (CMT Advanced) – wykorzystuje zmienną biegunowość elektrody tzn. w pewnej części procesu elektroda posiada biegunowość dodatnią, a w drugiej części ujemną. Przy czym wzajemna relacja czasu trwania biegunowości dodatniej do ujemnej nie musi być równa i stała. Przykład charakterystyki prądowo-napięciowej zaprezentowano na rys. 2.10. W efekcie możliwe jest dalsze ograniczenie ilości ciepła w miejscu napawania przy zachowaniu wysokiej wydajności.
- Zaawansowane CMT z pulsem (CMT Advanced + Pulse) – wykorzystuje zmienną polaryzację elektrody oraz cykl impulsowy. Sterowanie polaryzacją elektrody w czasie cyklu pracy CMT (z pulsem) zapewnia dużą wydajność procesu z małym wkładem cieplnym. Możliwość zastosowania dużych szybkości spawania z minimalną ilością ciepła może stwarzać problemy technologiczne przy spawaniu materiałów nieżelaznych o dużej przewodności cieplnej;

W procesach druku WAAM, przy niektórych materiałach jak np. stopy aluminium może pojawiać się porowatość, która może być wyeliminowana lub znacznie ograniczona za pomocą metody CMT Advanced [46].



Rys. 2.10 Przykład charakterystyki prądowo napięciowej procesu CMT Advance [46]

Metoda CMT, podobnie jak w innych metodach wymaga optymalizacji parametrów energii liniowej napawania. Mimo, że ilość ciepła jest ograniczona, to zastosowanie zbyt dużej energii liniowej powoduje wzrost temperatury podłoża, a akumulacja ciepła może prowadzić do zmian w geometrii powstałej ściany/struktury. Gdy podłoże jest nadmiernie rozgrzane stopiony metal z nakładanej warstwy może spłynąć grawitacyjnie [47]. Zbyt duża prędkość podawania drutu (w przypadku stopów aluminium) może zakłócać stabilność procesu, a zmiana długości łuku elektrycznego może zmodyfikować geometrię ściegu [48].

CMT w procesach WAAM

Każde źródło spawalnicze ma swoją charakterystykę pracy co skutkuje zmiennością właściwościami wydruków z tego samego materiału. Jednak WAAM jego technologia wymaga dalszego dopracowania aby ograniczyć jej słabe strony. Szczególnie pożądana jest redukcja naprężeń własnych i odkształceń wydruków, zwiększenie dokładności wymiarowo-kształtowej, poprawa stanu powierzchni budowanych elementów oraz określenie wpływu ciepła na zmiany strukturalne przetwarzanych materiałów [49]. Jednak niektóre metody w kontekście metod WAAM oferują szereg korzyści. W pracy [25] autorzy wykazali, że falistość powierzchni wydruku ze stali nierdzewnej, wykonanej metodami CMT i TOPTIG jest na podobnym poziomie. Ponadto stwierdzono, że kroplowy transfer metalu zarówno w metodzie CMT jak i TOPTIG umożliwia zmniejszenie falistości i grubości materiału.

W publikacji [50] napawając z drutu ER70S-6 (drot do spawania stali niestopowych i niskostopowych) wykazano, że metoda CMT w porównaniu do MIG (*ang. Metal Inert Gas*) umożliwiła uzyskiwanie bardziej powtarzalnej geometrii ściegu – w odniesieniu do jego szerokości i głębokości wtopienia. Ponadto metoda CMT pozwala na redukcję szerokości ściegu. Przykładowo, w pracy [51] stosując metodę CMT i drot o składzie Al5Si (stop aluminium z krzemem) uzyskano napoinę o szerokości ok. 3mm. Natomiast, choć dla innego

stopu aluminium tj. AA5087 (stop aluminium z magnezem), stosując metodę [52] MIG uzyskano minimalną szerokość ściegu 4,42mm.

W przypadku wytwarzania WAAM ze stopów aluminium np. Al5138 zastosowanie metody MIG z pulsem i prądem stałym DC (*ang. Direct Current*) skutkuje wystąpieniem porowatości na skutek uwięzienia wodoru. W przypadku metody CMT zaobserwowana porowatość była mniejsza [53]. Również podczas wytwarzania z drutu stali duplex G2293NL stosując metodę CMT uzyskano strukturę bez porów czy braków przetopu [54].

Drukując metodą CMT ze stopu magnezu AZ31 możliwe jest uzyskanie porównywalnych właściwości mechanicznych wydruku, zbliżonych do tych uzyskiwanych stosując metodę GTA [55], [56].

O niewielkiej ilości ciepła generowanej przez proces CMT świadczą wyniki druku WAAM z drutu ER2594 o składzie odpowiadającym stali dwufazowej duplex. W pracy [57] stosując metodę CMT zachowano co najmniej 24,5% ferrytu w strukturze, podczas gdy dla metody TOPTIG zawartość ferrytu spadła do 1,55% [37].

W pracy przeglądowej [58] autorzy podsumowali CMT jako metodę umożliwiającą prowadzenie stabilnego procesu napawania, ograniczającego odkształcenia i rozprysk materiału. Zasugerowano także przydatność metody do wytwarzania elementów cienkościennych.

Dzięki zaimplementowanym w metodzie CMT mechanizmom ograniczającym wkład ciepła oraz zwiększającym stabilność procesu w porównaniu do innych metod łukowych, metoda ta pozwala na kontrole anizotropii właściwości wydruków w procesie WAAM [22].

3. Materiały stosowane w technologii WAAM

Różnorodność materiałów stosowanych do druku metodą WAAM jest mniejsza niż w przypadku metod przyrostowych bazujących na proszkach metalu, co wynika wprost ze stosowanego źródła ciepła, którym jest łuk elektryczny. Podstawowym warunkiem zajarzenia łuku elektrycznego między materiałem dodatkowym a podłożem jest możliwość przewodzenia prądu przez drut.

W procesie WAAM można zastosować materiały o właściwościach umożliwiających nadanie im formy drutu o danej, stałej średnicy. Druty metaliczne wytwarzane są w procesach ciągnięcia przez matryce. Materiał w tym procesie doznaje znacznych odkształceń plastycznych dlatego musi on wykazywać odpowiednią plastyczność.

Ze względu na duże pokrewieństwo procesu WAAM z technologią spawania można z dużym prawdopodobieństwem założyć, że materiały charakteryzujące się dobrą spawalnością również mogą być wykorzystane do wytwarzania metodą WAAM. Spawalność definiowana jest jako zdolność materiału do utworzenia trwałego połączenia z zachowywaniem zbliżonych właściwości fizykochemicznych do materiału podłoża [59]. Materiały charakteryzujące się dobrą spawalnością = metalurgiczną tj. niską podatnością na utwardzanie, odpornością na pęknięcia (np. gorące, zimne, lamelarne), dobrą plastycznością czy też niską kruchością, potencjalnie mogą zostać zastosowane w procesie WAAM.

Z istoty procesu WAAM wynika, że zakres stosowanych materiałów praktycznie ogranicza się wyłącznie do metali. Odmiany WAAM wykorzystujące drut proszkowy takie jak proces FCAW (*ang. Flux-Cored Arc Welding* – spawanie łukowe drutem rdzeniowym) [60], umożliwiają wprowadzenie dodatkowych pierwiastków do metalicznej osnowy.

Aktualny stan badań wskazuje, że proces WAAM może być wykorzystany do wytwarzania elementów z szeregu metali i ich stopów. Przykładowo technologia ta umożliwia wytwarzania ze stopów miedzi np. CuSi3 [61], brązów niklowo-aluminiowych, stopów aluminium serii 5 [62], stopów niklu np. Inconel 625, 718 [58], [63], stopów tytanu np. Ti6Al4V, Ti5553, Ti 704 [64], stali niestopowych np. G3Si [65], stali wysokostopowych: austenitycznych np. 304 [66], 308L [67], 316L, stali duplex [68], martenzytycznych [69], a nawet z niestopowanego wolframu [70]. Technologia WAAM jest cały czas rozwijana i testowe są kolejne nowe materiały, w tym kombinacje już istniejących np. poprzez podawanie różnych rodzajów drutów w strefę łuku z ich jednoczesnym topieniem.

Jedną z najważniejszych i najczęściej stosowanych we współczesnym przemyśle grup materiałów są stale nierdzewne austenityczne. Ze względu na dobre właściwości

eksploatacyjne, szczególnie odporność korozyjną oraz duża podatność na przetwarzanie poprzez spawanie czy obróbkę plastyczną materiały te znalazły zastosowanie we wielu branżach przemysłu. Stal austenityczne znajdują zastosowanie w przemyśle chemicznym, naftowym, morskim, spożywczym, farmaceutycznym, a także w medycynie, energetyce, lotnictwie czy motoryzacji. Przykładowo w przemyśle chemicznym szczególnie ceniona, ze względu na wysoką odporność chemiczną, jest stal 316L [71]. Stal 316L stosuje się także, w instalacjach wodny pitnej i ciepłej użytkowej, ponieważ spełnia wymagania sanitarne dotyczące rozwoju bakterii oraz uwalniania do wody jonów metalu [72]. Jest szeroko stosowana w sektorze energetycznym do produkcji komponentów podgrzewaczy, rur i kotłów – dzięki jej dobrym właściwościom wytrzymałościowym, odporności korozyjnej oraz spawalności. Pomimo wysokiej gęstości stal 316L znajduje zastosowanie także w przemyśle lotniczym, szczególnie tam gdzie odporność korozyjna jest ważniejsza niż niska masa. Stal 316L stosowana jest także w medycynie, stąd często nazywana jest stalą chirurgiczną. Tego typu zastosowanie jest możliwe ze względu na jej dobrą biokompatybilność [73], [74]. Ze stali 316L można wytwarzać także elementy konstrukcyjne [75].

Znaczenie technologii WAAM w przetwarzaniu stali 316L i pokrewnych

Podstawowym surowcem do wytwarzania armatury, części maszyn czy narzędzi chirurgicznych jest stal – czyli materiał obrobiony plastycznie. Metoda WAAM jako materiał wykorzystuje drut elektrodowy, który ulega stopieniu, co powoduje, że struktura takiego elementu w temperaturze pokojowej znacząco różni się od struktury stali. W publikacjach dotyczących wydruków metodą WAAM często w odniesieniu do materiału wydruków pojawia się określenie „316L Stainless Steel” czyli stal nierdzewna 316L [76], [77], jednak w praktyce w metodzie WAAM do wytwarzania stosowany jest drut elektrodowy 316L lub 316LSi. Materiały te mają zbliżone właściwości chemiczne i fizyczne jedynie nieznacznie różnią się składem chemicznym, w szczególności drut 316LSi, który na podwyższoną zawartość krzemu. Tematyka dalszej części pracy będzie dotyczyć zarówno drutu 316L jak i 316LSi

Metoda WAAM ze względu na swoją elastyczność co do gabarytów wytwarzanych części ma potencjał do wytwarzania szeregu elementów ze materiałów austenitycznych. Może zostać zastosowana do wytworzenia elementów armatury (rur, łączników, kołnierzy), zbiorników, wirników pomp, czy elementów konstrukcyjnych takich jak podpory, wsporniki [78], [79], [80].

4. Ciepło w procesie WAAM

Czynnikami, które bezpośrednio wpływają na mikrostrukturę stali 316L są cykl cieplny spawania, oraz mechanizmy rozpraszania energii. Oba czynniki wspólnie zarządzają przepływem ciepła w procesie wytwarzania kolejnych warstw.

Na intensywność nagrzewania wpływa wprost energia liniowa napawania oraz rozkład gęstości energii źródła ciepła. Stosowanie łuku elektrycznego jako źródła ciepła w metodzie WAAM prowadzi do dostarczania do materiału znacznie większej ilości ciepła niż podczas zastosowania wiązki laserowej/elektronowej w procesach PBF. W przeciwieństwie do wiązkowych źródeł ciepła, stosunkowo niska gęstość energii łuku elektrycznego, niskie prędkości ruchu źródła, oraz szeroka strefa oddziaływania łuku elektrycznego powoduje, że poza stopieniem materiału dodatkowego znaczna część energii łuku nagrzewa otoczenie jeziora metalu. Duża ilość ciepła dostarczonego do strefy napawania sprzyja akumulacji ciepła i zmniejsza prędkość jego odprowadzania.

Przepływ ciepła przez materiał można opisać przy pomocy trójwymiarowego równania przewodnictwa cieplnego Fouriera. W wariancie z generacją ciepła, w rozwinięciu kartezyjskim ma ono następującą postać (1) [81]:

$$\rho c_p \left(\frac{\partial T}{\partial t} \right) = \frac{\partial}{\partial x} \left(k(T) \frac{\partial T}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(k(T) \frac{\partial T}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(k(T) \frac{\partial T}{\partial z} \right) + Q(x, y, z, t) \quad (1)$$

gdzie:

ρ - gęstość materiału

T - temperatura w funkcji przestrzeni (x, y, z) i czasu (t)

c_p - ciepło właściwe

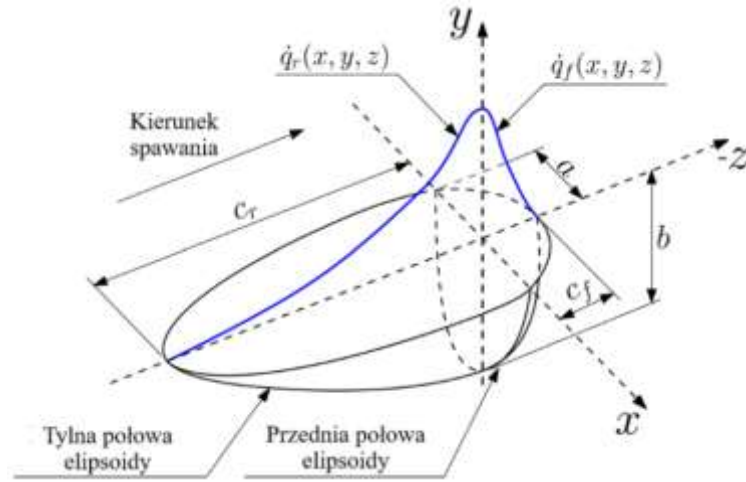
$k(T)$ – przewodność cieplna w funkcji temperatury

Q – gęstość mocy źródła ciepła w funkcji przestrzeni (x, y, z) i czasu (t)

Wartość współczynnika przewodności cieplnej, ciepła właściwego czy gęstości dla każdego materiału są indywidualnie, ponadto mogą zmieniać się wraz z temperaturą. Ponieważ w procesie WAAM dochodzi do zmian temperatury w dość szerokim zakresie (powyżej temperatury topnienia materiału) to uwzględnienie zmienności tych właściwości z temperaturą jest kluczowe dla prawidłowego odwzorowania zmian zachodzących w procesie WAAM przy modelowaniu numerycznym, oraz oceny porównawczej otrzymanych wyników na podstawie badań eksperymentalnych.

Człon $Q(x, y, z, t)$ w równaniu Fouriera, w kontekście metod spawalniczych i pokrewnych odnosi się do matematycznego opisu źródła ciepła zastosowanego w procesie napawania.

W przypadku źródła spawalniczego opartego na łuku elektrycznym obecnie powszechnie uznanym i zweryfikowanym jest model podwójnie elipsoidalny źródła ciepła Goldaka, który przedstawiono na rys. 4.1.



Rys. 4.1 Podwójnie elipsoidalny model źródła ciepła Goldaka [82]

W modelu tym zastosowano podział źródła ciepła na dwie części, przednią i tylną względem kierunku ruchu źródła. Funkcja gęstości dla przedniej Q_f i tylnej Q_r części wyrażają odpowiednio poniższe równania (2,3) [82], [83]:

$$Q_f(x, y, z) = \frac{6\sqrt{3} * f_f * \eta * P}{a * b * c * \pi^{\frac{3}{2}}} \exp\left(-i \frac{x^2}{a^2} - j \frac{y^2}{b^2} - k \frac{z^2}{c_f^2}\right) \quad (2)$$

$$Q_r(x, y, z) = \frac{6\sqrt{3} * f_r * \eta * P}{a * b * c * \pi^{\frac{3}{2}}} \exp\left(-i \frac{x^2}{a^2} - j \frac{y^2}{b^2} - k \frac{z^2}{c_r^2}\right) \quad (3)$$

gdzie:

f_f - współczynnik rozkładu ciepła dla przedniej części elipsoidy,

f_r - współczynnik rozkładu ciepła dla tylnej części elipsoidy,

η - sprawność źródła ciepła,

P - moc źródła ciepła,

a, b, c_f, c_r - odpowiednio szerokość, głębokość, długość przedniej i tylnej części elipsoidy,

x, y, z - współrzędne lokalne względem głównych osi źródła ciepła,

i, j, k - współczynniki współrzędnych, które dla oryginalnego wariantu modelu Goldaka przyjmują stałą wartość 3.

Podstawą doboru parametrów geometrycznych a, b, c_f, c_r źródła Goldaka jest eksperyment.

Ponadto dla zachowania warunku całkowitej mocy spełniony musi być warunek (4):

$$f_f + f_r = 2 \quad (4)$$

Suma ta jest równa dwa, co wynika z podziału modelu Goldaka na dwa osobne rozkłady, których funkcje są niezależnie normalizowane do wartości 1.

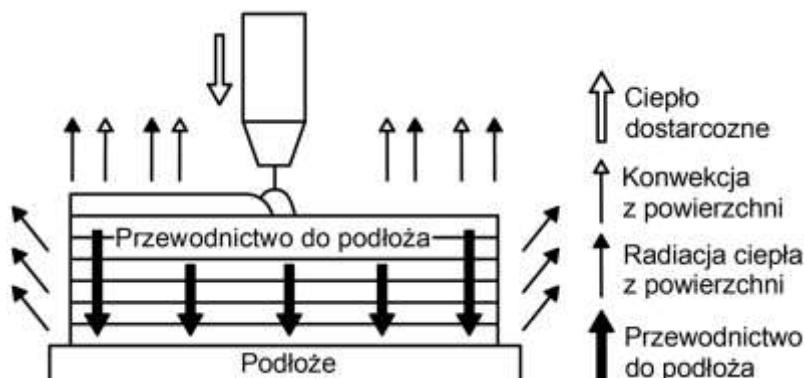
Całkowita gęstość energii dla objętościowego modelu Goldaka jest sumą jego części składowych (5).

$$Q_v(x, y, z) = Q_f(x, y, z) + Q_r(x, y, z) \quad (5)$$

Pozostałe człony prawostronnej części równania Fouriera (1) opisują rozpraszanie ciepła w trójwymiarowym układzie przestrzennym.

Wymiana ciepła w procesie WAAM – układ nieizolowany

Układ procesu WAAM nie jest układem izolowanym tzn. że występuje tu wymiana ciepła z otoczeniem. Należy zatem uwzględnić warunki wymiany ciepła z otoczeniem na drodze konwekcji i radiacji. Schemat ideowy głównych kierunków przepływu ciepła oraz mechanizmów generujących ciepło przedstawiono na rys. 4.2.



Rys. 4.2 Mechanizmy i kierunki przepływu ciepła w procesie WAAM (opracowanie własne)

Konwekcja

Konwekcja, a dokładniej gęstość strumienia ciepła (W/m^2) przekazywanego między ciałem, a otaczającym ośrodkiem opisana jest w sposób empiryczny równaniem Newtona (6): [84]:

$$q_k = h(T - T_{zew}) \quad (6)$$

gdzie:

q_k - gęstość strumienia ciepła konwekcyjnego

h - współczynnik przejmowania ciepła [$\frac{W}{m^2 \cdot K}$]

T - temperatura powierzchni

T_{zew} - temperatura zewnętrzna płynu, całkowicie niezależna od temperatury powierzchni

Najważniejszym parametrem w celu prawidłowego wyznaczenia strumienia ciepłego jest współczynnik przejmowania ciepła h . Jego wartość zależy od cech powierzchni takich jak chropowatość, jednak największy wpływ wywiera środowisko zewnętrzne, najczęściej w postaci płynu, cieczy lub gazu. Warunki otoczenia wpływające na współczynnik h to:

- prędkości przepływu płynu – przy prędkościach bliskich zeru występuje konwekcja naturalna, a przy większych konwekcja wymuszona,
- rodzaj i właściwości ośrodka,
- kierunek przepływu płynu względem powierzchni.

Promieniowania ciepłne (radiacja)

Ilość ciepła rozproszonego przez promieniowanie ciepłne opisuje równanie Stefana-Boltzmann (7) [85].

$$q_r = \varepsilon \sigma (T_p^4 - T_{zew}^4) \quad (7)$$

gdzie:

q_r - gęstość strumienia ciepła promieniowania

ε_r - emisyjność powierzchni ($0 \leq \varepsilon_r \leq 1$)

σ - stała Stefana-Boltzmana – $5,67 * 10^{-8} \frac{W}{m^2 * K^4}$

T_p - temperatura powierzchni

T_{zew} - temperatura zewnętrzna ośrodka, całkowicie niezależna od temperatury powierzchni

Zgodnie ze wzorem (7) ilość ciepła rozpraszanego na drodze promieniowania jest w silnej korelacji od temperatury (T^4). Nawet niewielka zmiana temperatury powoduje znaczny wzrost emitowanego ciepła. Zatem ten mechanizm odprowadzania ciepła dominuje w wysokich temperaturach (podobnie jak w przypadku konwekcji). Temperatura otoczenia również wpływa na emisję ciepła przez powierzchnie, jednak jej oddziaływanie jest mniej znaczące niż w przypadku konwekcji. Ostatni z elementów równania Stefana-Boltzmana czyli emisyjność powierzchni zależy od jej stanu (polerowana, matowa), utlenienia, chropowatości, barwy. Powierzchnie ciemne, utlenione np. stal 316LSi po procesie WAAM mogą mieć emisyjność ok. 0,8 (badania własne), a stal 316L po polerowaniu ok. 0,1 – 0,2 [86]. Poza czynnikami wynikającymi z równania (7), ilość ciepła wyemitowana z powierzchni zależy od jej wielkości. Im większy jej rozmiar rzeczywisty, który uwzględnia jej rozwinięcie, tym emisja ciepła jest wydajniejsza.

Warunek brzegowy, który określa bilans ciepła (wymianę ciepła na drodze konwekcji i radiacji) na powierzchni ciała ma postać (8).

$$-k \frac{\partial T}{\partial n} = h(T - T_{zew}) + \varepsilon \sigma (T_p^4 - T_{zew}^4) \quad (8)$$

gdzie:

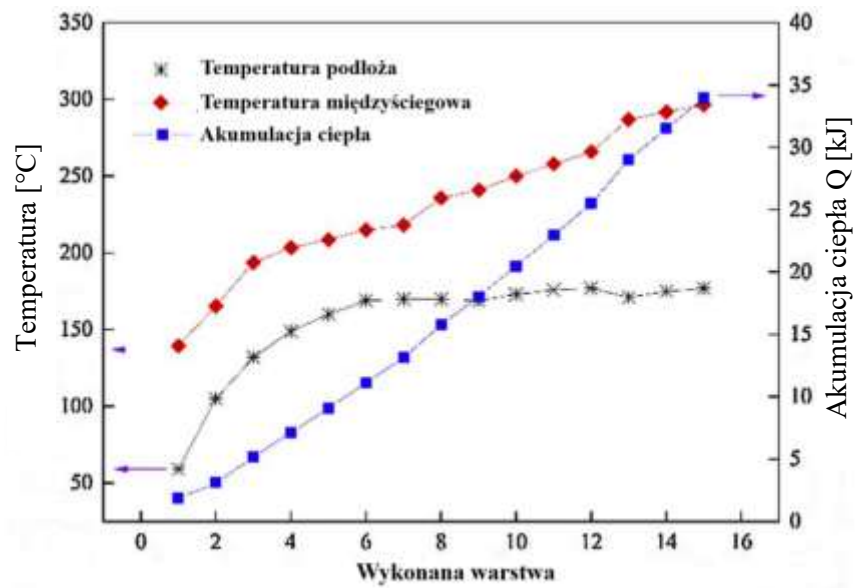
k – przewodność cieplna materiału

$\frac{\partial T}{\partial n}$ - pochodna temperatury, normalna do powierzchni

Lewa część równania opisuje strumień ciepła przewodzonego z objętości na powierzchnię ciała, który jest równy ciepłu rozpraszanemu przez powierzchnię.

Biorąc pod uwagę omówione mechanizmy rozpraszania ciepła, można wnioskować, że prędkość chłodzenia podczas wytwarzania wielowarstwowych komponentów metodą WAAM jest zmienna z uwagi na zmianę intensywności oddziaływania mechanizmów rozpraszania ciepła wraz z kolejnym wykonanymi warstwami modelu. Podczas wytwarzania pierwszych warstw ciepło odprowadzane jest na drodze przewodzenia do podłoża, a na brzegach wytwarzanego wyrobu także na drodze konwekcji i radiacji. Ze względu na dużą pojemność cieplną podłoża dla kilku pierwszych warstw największe znaczenie ma mechanizm przewodzenia przez materiał. Po naniesieniu kilku kolejnych warstw temperatura podłoża stabilizuje się (wysycha się ciepłem), zwiększa się także droga wymiany ciepła z podłożem co powoduje, że ten mechanizm odprowadzania ciepła traci na znaczeniu. Zwiększająca się z każdą warstwą powierzchnia modelu coraz intensywniej sprzyja mechanizmom wymiany ciepła z otoczeniem na drodze konwekcji i radiacji [87]. Warto zaznaczyć, że w metalach radiacja i konwekcja są mechanizmami mniej skutecznymi w odprowadzaniu ciepła niż przewodzenie, co w trakcie nakładania kolejnych warstw pośrednio przyczynia się do akumulacji ciepła w materiale [83], [88].

Powyższe rozważania potwierdzają dane literaturowe. W procesie WAAM, realizowanym dla stopu tytanu Ti6Al4V, ze stałą energią liniową oraz stałym czasem przerwy wykazano stopniowy wzrost temperatury międzyścigowej i akumulacji ciepła z każdą kolejną warstwą (rys. 4.3). Po kilku warstwach podłoże wysycha się ciepłem, co bezpośrednio wskazuje na spadek znaczenia przewodzenia w odprowadzaniu ciepła [89]. Podobny efekt wysycenia podłoża ciepłem przedstawiono w pracy [90]. W zależności od właściwości fizycznych materiału (pojemność cieplna, przewodzenie), nachylenie krzywych widocznych na rys. 4.3 może się różnić, jednak tendencja powinna pozostać taka sama.



Rys. 4.3 Przebieg zmian temperatury podłoża, temperatury międzyścięgowej oraz akumulacji ciepła podczas wytwarzania metodą GTA-WAAM ze stopu tytanu Ti6Al4 [89]

5. Struktura i właściwości stali 316L i jej złączy spawanych

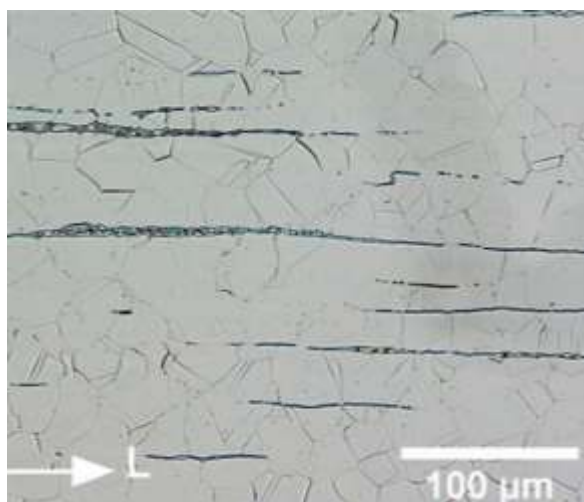
Stal 316L należy do grupy stali austenitycznych o jednofazowej strukturze, wykazującej właściwości paramagnetyczne. Struktura krystaliczna RSC (regularna ściennie centrowana) tej stali jest stabilna w szerokim zakresie temperatury. Stal 316L (1.4404) typowo ma fazową strukturę składającą się z austenitu i ferrytu δ (wysokotemperaturowego). Udział objętościowy faz zależy między innymi od składu chemicznego materiału. Skład chemiczny stali 316L (X2CrNiMo17-12-2) według EN 10088-1:2023 przedstawiono w tabeli 5.1. Wchodzące w skład stopu nikiel chrom i molibden, zapewniają odporność korozyjną. Udział chromu na poziomie 10-12% umożliwia wytwarzanie na powierzchni materiału pasywnej warstwy Cr_2O_3 , która zabezpiecza pozostałą objętość materiału przed czynnikami korozyjnymi.

Tabela 5.1 Skład chemiczny stali 316L [91]

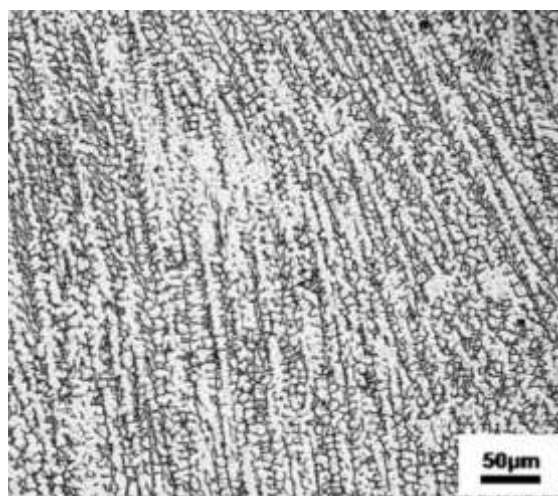
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	N	Cu
%	%	%	%	%	≤ %	≤ %	≤ %	≤ %	≤ %
0,03	1,00	2,00	0,045	0,015	16,5-18,5	2,00-3,00	10,0 – 13,0	0,10	-

Stal 316L przetwarzana na drodze obróbki plastycznej poprzez walcowanie ma strukturę jak na rys. 5.1a. Proces walcowania powoduje rozdrobnienie i ujednolicenie struktury oraz może powodować powstanie równoległych do kierunku walcowania pasm ferrytu. Natomiast w warunkach spawania o końcowej strukturze spoiny w temperaturze pokojowej decyduje pierwotny skład stali i materiału dodatkowego, mechanizm krystalizacji oraz przemiany w stanie stałym, które wystąpią podczas chłodzenia. Spoina ze stali 316L nie ma typowej ziarnistej struktury, a raczej strukturę dendrytyczną, jako efekt krystalizacji z cieczy (rys. 5.1b).

a)



b)



Rys. 5.1 a) Struktura stali 316L po wyżarzaniu roztworowym [92]; b) Struktura spoiny stali 316L [93]

Jak wyżej wspomniano procesy technologiczne, które wprowadzają ciepło do materiału prowadzą do zmiany struktury materiału. W przypadku spoin/napoin ze stali 316L najważniejszymi elementami mikrostruktury, które wpływają na jej właściwości są ferryt delta δ (wysokotemperaturowy), faza międzymetaliczna sigma σ oraz węgliki (np. chromu).

5.1. Ferryt delta

Ferryt delta jest drugim z podstawowych składników stali 316L. Jego niewielki udział (do 3%) poprawia odporność na pękanie gorące podczas spawania stali austenitycznych dzięki wiązaniu siarki i fosforu w przestrzeniach między dendrytycznych [93]. Ferryt delta może stanowić zarodki krystalizacji dla węglików $M_{23}C_6$ oraz fazy sigma [77], co może przyczynić się od pogorszenia odporności korozyjnej.

W praktyce podczas spawania niemal niemożliwym jest uniknięcie pozostałości ferrytu w strukturze, dlatego prowadzone są badania, które przyczyniają się do lepszego poznania mechanizmów formowania struktury i opracowania narzędzi/technologii, które pozwolą na sterowanie strukturą materiału.

Przybliżoną zawartość ferrytu δ powstałego podczas spawania stali austenitycznych można wyznaczyć z wykresu Scheaflera, DeLonga lub WRC 1992. Wykres Scheaflera pozwala dość precyzyjnie określić ilość ferrytu w spoinach stali serii 300 spawanych elektrodami otulonymi [72]. Wykres deLonga bazuje na wykresie Scheaflera i został on dostosowany do gatunków stali AISI serii 300. Osie wykresu Scheaflera/DeLonga opisane są równoważnikami chromu i niklu. Równoważnik chromu (9) opisuje teoretyczną zawartość chromu, która sprzyjałaby powstawaniu ferrytu w takim samym stopniu jak wszystkie pierwiastki ferrytotwórcze w składzie chemicznym stali. Analogicznie jest z równoważnikiem niklu (10). Wartości równoważników Cr i Ni (wg DeLonga) dla składu stali 316L wg. tabeli 5.1 oraz pokrewnego drutu spawalniczego 316LSi (o składzie z tabeli 9.1) przedstawiono w tabeli 5.2.

$$R_{Cr} = \%(Cr + Mo + 1,5 Si + 0,5 Nb) \quad (9)$$

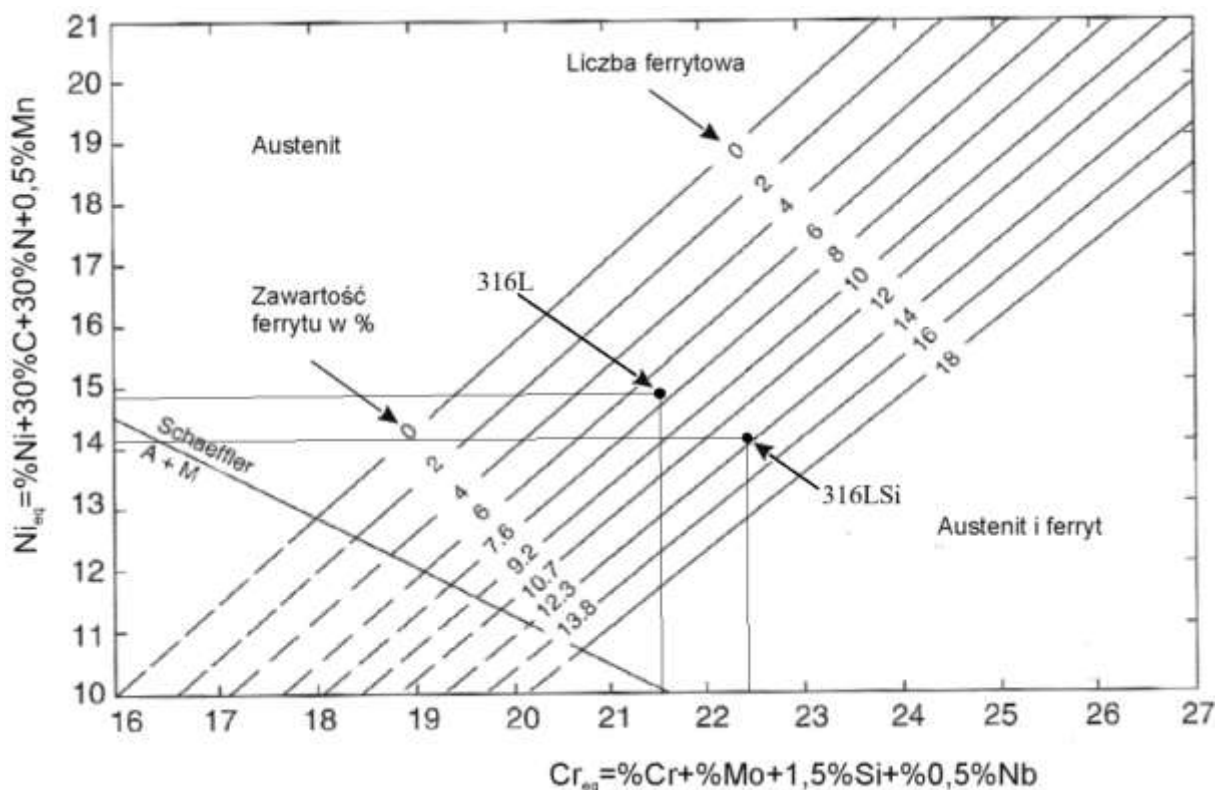
$$R_{Ni} = \%(Ni + 30 C + 30 N + 0,5 Mn) \quad (10)$$

Tabela 5.2 Równoważniki Cr i Ni wg DeLonga

Materiał	Równoważnik chromu R_{Cr}	Równoważnik niklu R_{Ni}
316L	21,5	14,9
316LSi	22,45	14,15

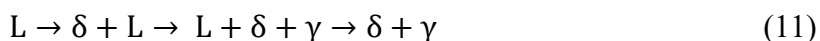
Na wykresie DeLonga (rys. 5.2) zaznaczono położenie stali 316L i drutu 316LSi. Teoretyczna zawartość ferrytu dla spoin o składzie stali 316L wynosi około 7%, a dla drutu

elektrodowego 316LSi około 12%. Znacznie większa zawartość ferrytu w drucie 316LSi wynika głównie ze większego udziału chromu i krzemu oraz braku azotu w tym stopie w porównaniu do 316L. W drucie elektrodowym stosuje się większy dodatek składników stopowych ze względu na wypalanie się tych pierwiastków podczas spawania. Wypalanie pierwiastków stopowych następuje również podczas napawania, a więc rzeczywisty skład chemiczny napoiny będzie różnił się od składu dla drutu 316LSi. Rzeczywista zawartość ferrytu w napoinie będzie przedmiotem dalszej części pracy.



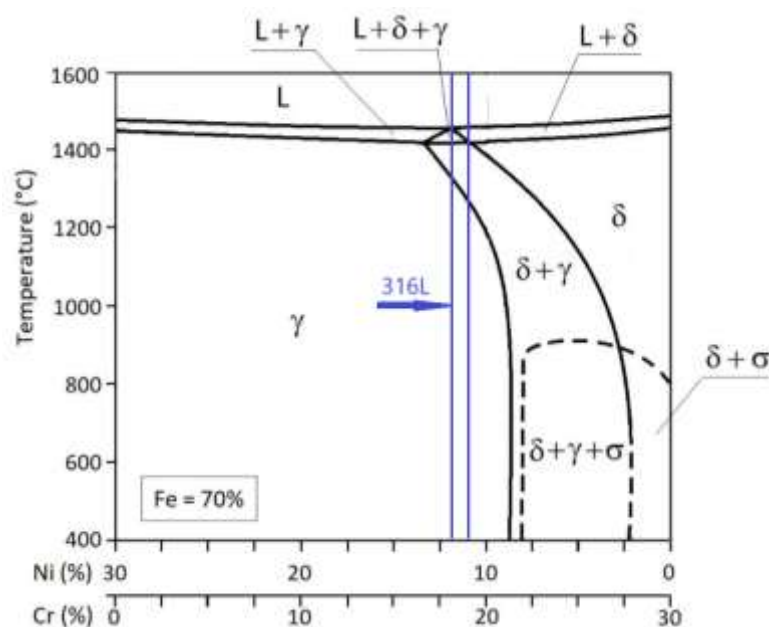
Rys. 5.2 Wykres DeLonga do oceny zawartości ferrytu w spoinach ze stali austenitycznych serii 300 [94]

Typ krystalizacji wynika ze składu chemicznego tego gatunku stali i można go wyznaczyć na podstawie współczynnika R_{Cr}/R_{Ni} . Dla stali 316L i 316LSi wartości tych współczynników wg DeLonga wskazują na typ krystalizacji FA, która przebiega według poniższej zależności (11):

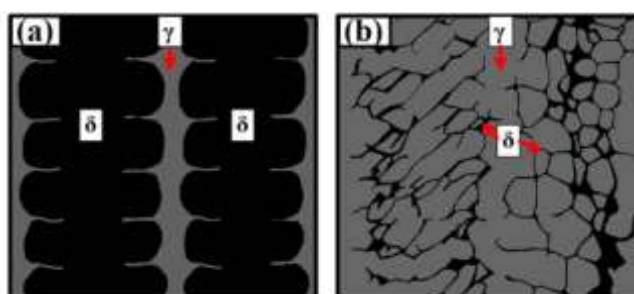


Pierwszą fazą, która wydzieliła się wprost z roztworu ciekłego poniżej linii likwidus (L na rys. 5.3) jest ferryt wysokotemperaturowy δ (rys. 5.4). Podczas dalszego chłodzenia w wyniku przemiany perytektyczno-eutektycznej tworzy się austenit. Do temperatury około 1250°C struktura stali jest dwufazowa. Dalsze chłodzenie powoduje spadek stabilności ferrytu i jego dyfuzyjny rozpad na austenit (rys. 5.4b). W przypadku chłodzenia równowagowego uzyskana

struktura będzie austenityczna. W praktyce jednak, spoina z stali 316L po schłodzeniu zawiera pewną ilość ferrytu. Przyczyną tego jest spadające tempo przemiany dyfuzyjnej, tym bardziej im więcej wydzieli się austenitu, czyli wraz ze wzrostem stabilności struktury. Podczas chłodzenia nie przemieniona część ferrytu wzbogaca się w składniki stopowe takie jak chrom i molibden stabilizując ferryt. Równocześnie w tych samych obszarach maleje zawartość niklu, umożliwiając formowanie austenitu. Ponieważ przemiana ferrytu w austenit odbywa się na drodze dyfuzji to prędkość chłodzenia będzie miała wpływ na ilość i morfologię pozostałego ferrytu. Na prędkość chłodzenia wpływa również ilość wprowadzonego do materiału ciepła. Wraz z jego wzrostem wydłuża się czas, w którym ferryt może przemienić się w austenit, dlatego w procesach spawania i pokrewnych wzrost ilości ciepła w materiale powoduje spadek udziału ferrytu w strukturze. Wykorzystując ten mechanizm w pewnym stopniu można sterować wynikowy składem fazowym spoin ze stali austenitycznych.



Rys. 5.3 Wykres równowagi fazowej dla układu 70% Fe i 30% Cr i Ni [95]



Rys. 5.4 Krystalizacja ferrytyczno-austenityczna dla stali 316L/316Lsi a) Ferryt δ skryształizowany z roztworu ciekłego rozpada się do austenitu, b) Rozproszony ferryt δ na tle osnowu austenitowej [96]

5.2. Faza sigma σ

Wykres równowagi fazowej rys. 5.3 wskazuje na możliwość powstania międzymetalicznej fazy sigma σ , której obecność w stali/spoinie austenitycznej jest niepożądana ponieważ pogarsza ona właściwości eksploatacyjne materiału.

Mechanizm formowania fazy sigma zależy od składu chemicznego, temperatury i czasu trwania obróbki cieplnej, stanu termodynamicznego materiału oraz cech mikrostruktury stali [92]. Najważniejszym czynnikiem jednak jest temperatura. Wytrzymanie materiału przez odpowiedni czas w temperaturze 600-900°C ([72], [93], [97], [92]), co ma miejsce podczas obróbki cieplnej czy długotrwałego spawania wielościegowego, może prowadzić do formowania się międzymetalicznej fazy sigma w wyniku eutektoidalnego rozpadu ferrytu δ (12).

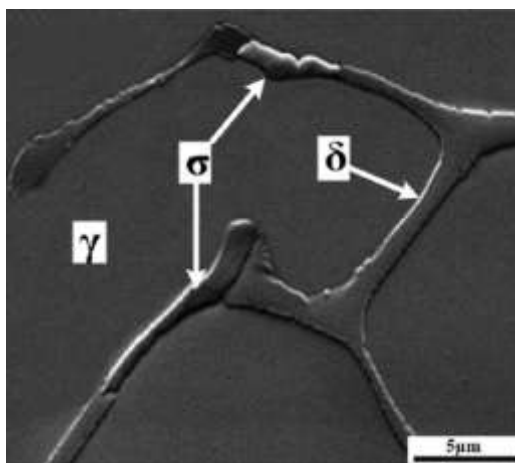


gdzie:

σ - faza sigma

γ_2 – austenit wtórny

Faza sigma wydziela się na granicy międzyfazowej ferrytu i austenitu, a jej postać podobna jest do ferrytu δ , jak przedstawiono na rys. 5.5.



Rys. 5.5 Faza sigma σ na granicy międzyfazowej ferrytu δ i austenitu γ [96]

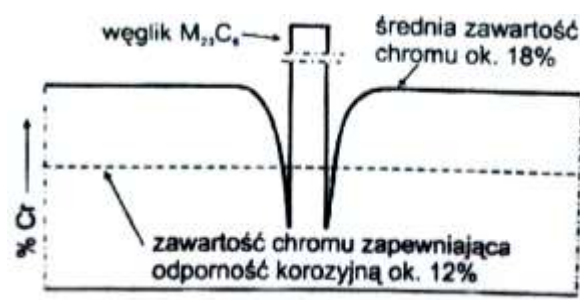
Faza sigma przy długich czasach oddziaływania ciepła (rzędu 100000 godzin) w temperaturze 640°C może pojawić się także nie tylko pomiędzy ziarnami austenitu, ale także wewnątrz samych ziaren [98]. Informacje dostępne w literaturze sugerują, że skład pierwiastkowy fazy sigma σ może być dość szeroki, co wynika z tego, że może wydzielić się z austenitu, ferrytu, na granicach międzyfazowych, a nawet z węglików [92]. W publikacji [99] skład określono na ok. 29% Cr, 5% Ni oraz 11% Mo, reszta żelazo. Z kolei w pracy [72] podany skład to ok. 52% Cr, 48% Fe, wraz z niewielkim udziałem molibdenu. Chrom, molibden oraz

krzem to pierwiastki, które sprzyjają powstawaniu fazy sigma [100], która wiążąc je powoduje powstanie obszarów zubożonych w te pierwiastki. Szczególnie istotne są chrom i molibden kształtujące odporność antykorozyjną materiału. Krzem w większej ilości niż w stali 316L występuje w drucie spawalniczym ER316LSi stosowanym w procesie WAAM,. Zatem ryzyko powstawania fazy sigma przy stosowaniu tego materiału jest większe.

5.3. Korozja stali 316L

Skład chemiczny stali 316L ma podstawowe znaczenie w zapewnieniu odporności korozyjnej. Równie ważny jest także równomierny rozkład pierwiastków w strukturze, a szczególnie chromu. Dlatego też stal 316L najczęściej dostarczana jest w stanie po obróbce cieplnej przesycania z temperatury ok. 1100°C [72]. Warunki eksploatacji materiału lub proces technologiczny mogą przyczynić się do spadku lokalnej zawartości chromu poniżej 12%. W takich warunkach materiał traci możliwość pasywacji, a stan ten nazywany jest mianem uczulenia lub uwrażliwiania. Stopień uczulenia dla stali austenitycznych wyrażony jest parametrem DOS (*ang. Degree of Senitization*), który w tej grupie stali rośnie wraz ze wzrostem zawartości ferrytu w strukturze [101].

Zawartość chromu w stali 316L wynosi minimum 16,5%, co jest wartością wyższą od wymaganej do pasywacji powierzchni. Lokalnie w pobliżu bogatych w chrom węglików i fazy sigma zawartość chromu może spaść poniżej progu pasywacji (rys. 5.6) . W stali 316L korozja może zostać zainicjowana również przez uszkodzenie pasywnej warstwy Cr_2O_3 , mechaniczne lub w wyniku oddziaływania chlorków. Biorąc pod uwagę czynniki powodujące korozję, najczęściej w tej stali rozwija się korozja lokalna. W zależności od warunków pracy materiału może to być korozja naprężeniowa, wżerowa lub międzykrystaliczna [72].



Rys. 5.6 Zmiana koncentracji chromu przy granicy ziarna – mechanizm uwrażliwienia stali [72]

Mechanizm korozji w stali 316L opiera się na różnicach potencjałów elektrochemicznych obszarów materiału. Materiał w obszarze uszkodzonej warstwy pasywnej, lub zubożony w chrom ma niższy potencjał elektrochemiczny i staje się anodą. Nieuszkodzony materiał jest

katodą – powstaje lokalne ogniwo elektrochemiczne. Anoda o niższym potencjale ulega utlenianiu – korozji (13), a na katodzie następuje redukcja (14) wg wzorów.



W stali 316L zastosowano 2-3% dodatek molibdenu, który poprzez zwiększenie trwałości warstwy pasywnej zwiększa odporność na korozję wżerową i szczelinową w środowisku zawierających chlorki. Z kolei litera „L” w oznaczeniu stali wskazuje na zawartość węgla nie większą niż 0,03%. Niska zawartość węgla zabezpiecza materiał przed korozją międzykrystaliczną, poprzez znaczące wydłużenie procesu uczulania (wiązanania chromu przez węgiel), co praktycznie uniemożliwia wydzielanie się węglików chromu na granicach ziaren. Zawartość 12,5% niklu w stali 316L poprawia odporność na korozję naprężeniową, jednak w kontakcie z roztworem zawierającym jony chlorkowe korozja może się rozwinąć [72]. Taki skład chemiczny stali 316L w stanie dostawy zapewnia bardzo dobrą odporność korozyjną.

Jak wspomniano procesy spajania niszczą strukturę stali 316L, modyfikują skład chemiczny (wypalanie składników stopowych) oraz powodują nierównowagową krystalizację co sprawia, że podczas spawania możliwe jest miejscowe uczulenie na korozję. Szczególnie podatnym miejscem na uczulenie jest strefa wpływu ciepła (SWC), czyli obszar nagrzany, ale nie stopiony ciepłem łuku [71]. Potencjalnie bardziej narażony na uczulenie jest materiał w przypadku spawania wielościęgowego, gdzie towarzyszące procesowi nagrzewanie materiału stwarza warunki wydzielenia węglików chromu tj. $M_{23}C_6$. Zakres temperatur dla stali austenitycznych umożliwiający powstanie węglików to 700-900°C [72], a wnioskując po wystąpieniu korozji międzykrystalicznej (dla których węgliki są główną przyczyną) dolna graniczna temperatura to 500°C [102]. Również w kontekście metody WAAM należy podkreślić, że łukowe źródła ciepła powodują, że prędkości chłodzenia są mniejsze, a ich zastosowanie wydłuża czas dyfuzji atomów chromu w kierunku wydzielen węglikowych.

5.4. Właściwości mechaniczne

Minimalne właściwości mechaniczne stali 316L będą silnie zależały od stanu dostawy. Typowe właściwości tego materiału w stanie wyżarzonym wg według normy PN-EN 10088-2 [103] przedstawiono w tabeli 5.3

Tabela 5.3 Właściwości mechaniczne stali 316L w stanie wyżarzonym

Granica plastyczności $R_{p0,2}$	Wytrzymałość na rozciąganie R_m	Wydłużenie przy zerwaniu A
≥ 200 MPa	500 - 700 MPa	≥ 40 %

Stale austenityczne mimo, że co do zasady jednofazowe, podczas procesów spawania ulegają przemianom fazowym. Podstawowy składnik struktury, którym jest austenit, charakteryzuje się dobrą plastycznością. Występujący w strukturze spoiny, choć w znacznej mniejszości ferryt δ jest faza umacniająca ze względu na wyższą twardość [104]. Ilość i rozmieszczenie ferrytu w strukturze jest jednym z czynników wpływających na właściwości mechaniczne. Wzrost właściwości wytrzymałościowych można wiązać z wysokimi naprężeniami wewnętrznymi, szczególnie w kontekście spoin i napoin, które mogą wywoływać odkształcenia plastyczne materiału, a tym samym zwiększać wytrzymałość na rozciąganie [72].

Ponadto do kształtowania właściwości mechanicznych stali austenitycznych można wykorzystać następujące mechanizmy:

- Umacnianie odkształceniowe przez zgmiot – odkształcenie plastyczne zwiększa ilość dyslokacji, które stanowią barierę do ich dalszego przemieszczania [24];
- Umacnianie dyspersyjne – w osnowie austenitu na skutek odpowiedniej obróbki cieplnej mogą wydzielić się węgliki oraz faza sigma, które stanowią barierę dla ruchu dyslokacji [105], [106];
- Umacnianie roztworowe - na etapie produkcji stali dodanie pierwiastków stopowych, które powodują naprężenia sieci krystalicznej np. azot w stali 316LN [107];
- Obróbka cieplna - głównie w celu ujednolicenia struktury, najczęściej skutkuje poprawą plastyczności przy spadku wytrzymałości na rozciąganie.

6. Wpływ technologii WAAM na właściwości wydruków z drutu 316L/ER316LSi

Poniższy rozdział został poświęcony analizie stanu zagadnienia z szczególnym uwzględnieniem wyników badań dotyczących napoin WAAM z drutu 316L oraz 316LSi. W przypadku braku informacji na temat wspomnianych materiałów analizę uzupełniono wynikami dotyczącymi innych materiałów.

6.1. Mikrostruktura napoin z drutu 316L/316LSi

Stal 316L po procesie wytwarzania przyrostowego, podobnie jak po procesie spawania, będzie miała strukturę dendrytyczną (rys. 5.1b). Natomiast wielowarstwowy charakter wytwarzania przyrostowego oraz geometria napoin WAAM, dla których wysokość napoiny jest porównywalna z pozostałymi wymiarami, a także występowanie preferowanych kierunków szybkiego odprowadzania ciepła, a więc i krystalizacji (rys. 6.8) będzie prowadzić do powstania ukierunkowanej struktury.

Wytwarzanie elementów o szerokości jednego ściegu powoduje, że cykl cieplny nie jest tak złożony jak w elementach grubościennych i łatwiej prześledzić zmiany strukturalne powodowane zmienną ilością cykli cieplnych, którym podlega materiał danej warstwy. Typowa mikrostruktura obiektu typu ściana/płyta wytworzona ze stali 316L w większości składa się z dużych, zorientowanych wertykalnie, dendrytycznych, kolumnowych ziaren (rys. 6.1). Część materiału znajdująca się przy powierzchni formuje się, w krótkie „krystality” zwrócone pod znacznym kątem do powierzchni w stosunku do osi próbki.

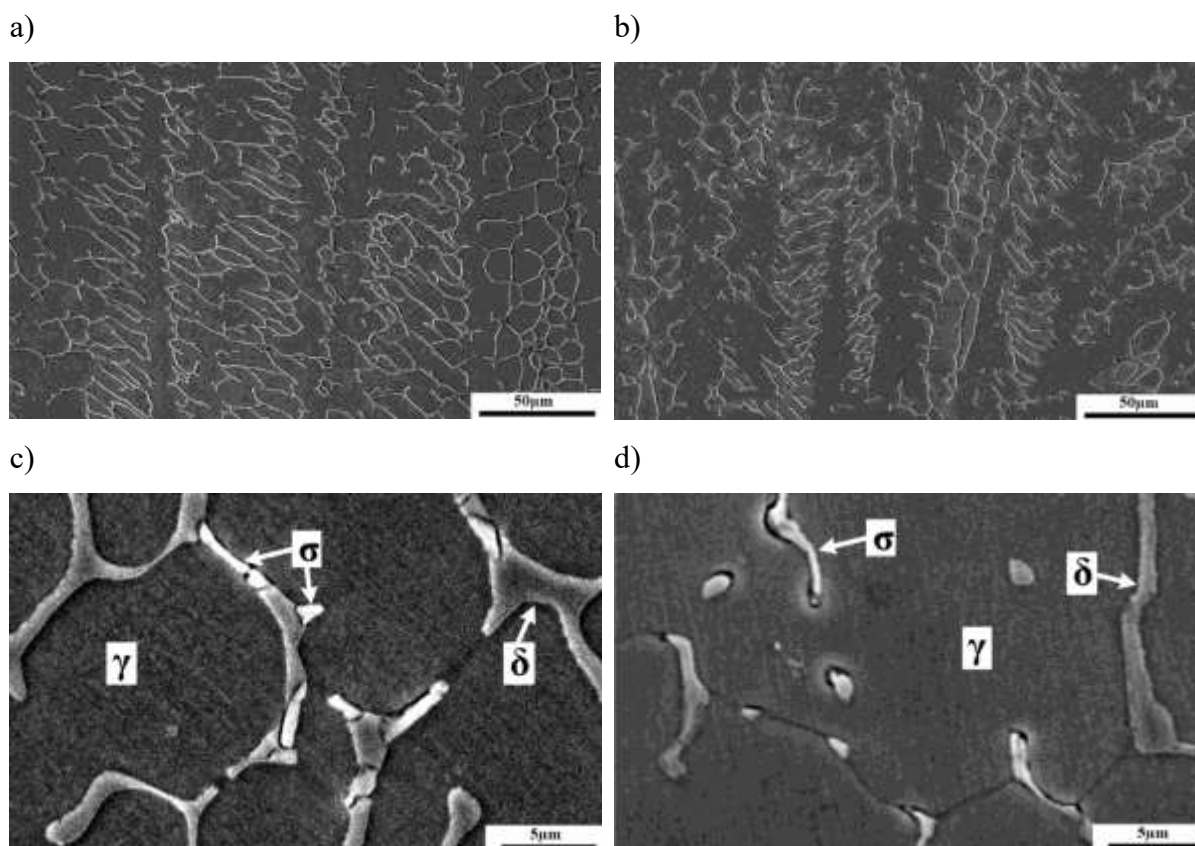


Rys. 6.1 Struktura napoiny WAAM powstała z materiału elektrody ER316LSi [Badania własne]

Mikrostruktura materiału w czasie procesu WAAM przechodzi ewolucję, która wywołana jest ciepłem wprowadzanym podczas nakładania kolejnych warstw. W mikrostrukturze wydruku z ER316L można wyróżnić trzy fazy γ , δ oraz σ , a intensywność ich występowania zależeć będzie od liczby nanoszonych kolejnych warstw.

W pracy [96] przedstawiono ewolucję mikrostruktury napoiny wykonanej metodą GMA stosując natężenie prądu rzędu 300 A. Autorzy zaobserwowali że:

- Struktura ostatniej warstwy (n - bez obróbki cieplnej kolejną warstwą) ma morfologię wynikającą z warunków szybkiej krystalizacji. Faza δ wykazuje morfologię siatkową wewnątrz dendrytów austenitycznych - rys. 6.2a;
- W warstwie przedostatniej (n-1) i drugiej od „góry” próbki (n-2), część fazy δ rozpuszcza się w fazie γ , a pozostałości fazy δ pod wpływem kolejnych cykli cieplnych modyfikują morfologię na wernikularną (robaczkową) - rys. 6.2b;
- W warstwie 3-ciej od góry (n-2) obserwuje się kontynuację zanikania fazy δ w austenicie, ponadto na granicy fazy δ i γ wydziela się międzymetaliczna faza σ - rys. 6.2c;
- W 4-tej warstwie od góry (n-3) pozostały ferryt δ wykazuje morfologię drobno-wernikularną. Zwiększa się ilość fazy σ kosztem fazy δ , przy zachowaniu tej samej morfologii - rys. 6.2d;
- Struktura kolejnej warstwy zasadniczo nie różni się od tej opisanej w punkcie poprzednim.



Rys. 6.2 Ewolucja struktury napoiny wykonanej metodą WAAM z drutu 316L a) warstwa n (ostania – górna); b) warstwa n-1/n-2; c) warstwa n-3; warstwa n-4 [96]

Nie uwzględniając różnic w strukturze warstw od n do $n-3$ można uogólnić, że stal 316L stosowana w metodzie GMA-AM (z zadanymi parametrami) w znacznej większości zbudowana jest z dendrytów fazy austenitycznej, w których znajdują się wydzielenia faz δ i σ o strukturze drobno-wermikularnej.

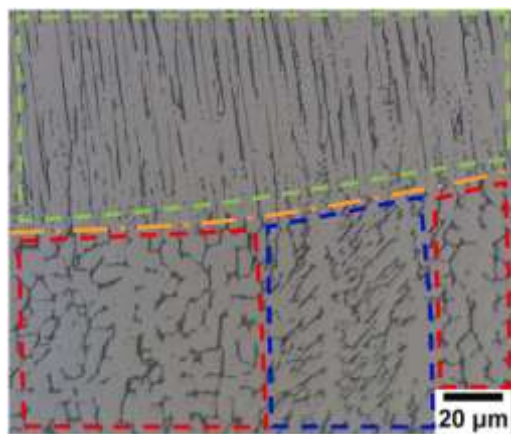
Należy zaznaczyć, że w cytowanej powyżej pracy autorzy stosowali wysoką energię liniową i nie kontrolowali także temperatury międzyścigowej, co mogło być przyczyną powstania fazy sigma [72].

6.1.1. Ferryt delta w procesie WAAM

Badania napoin potwierdzają występowanie, w strukturze napoin WAAM, ferrytu δ o morfologii szkieletowej, płytkowej, igłowej oraz globularnej [96], [108], [109]. Pierwsze trzy postacie związane są ze sposobem krystalizacji i przemianami w stanie stałym. Postać globularna jest efektem oddziaływania ciepła i może powstać z każdej innej postaci ferrytu [110].

Zazwyczaj na przekroju jednej warstwy, w zależności od obszaru, ferryt wykazuje trzy typy morfologii:

- szkieletową – w środkowym nie przetopionym obszarze warstwy podczas nakładania kolejnego ściegu linia - czerwona na rys. 6.3,
- płytkową – biegnącą równolegle do kolumn ferrytu szkieletowego - linia niebieska na rys. 6.3,
- igłową – w obszarze przetopionym, w pobliżu linii wtopienia - linia zielona na rys. 6.3.



Rys. 6.3 Morfologia ferrytu delta w stali 316LSi po procesie WAAM [108]

Czynnikiem, który kształtuje morfologię igłową jest wysoka prędkość odprowadzania ciepła tuż przy linii wtopienia. Krótki czas krystalizacji uniemożliwia dendrytom rozrost, czego efektem jest powstanie struktury naprzemiennych pasm austenitu i ferrytu. Według [111] morfologia ferrytu w spoinach wynika z orientacji krystalograficznej pomiędzy ferrytem

a austenitem, która zależy od relacji pomiędzy kierunkiem działania źródła ciepła, a preferowanymi kierunkami wzrostu austenitu i ferrytu, i jest ustalana w momencie zarodkowania ziarn ferrytu. Ferryt płytkowy powstaje kiedy orientacja krystalograficzna pomiędzy ferrytem a austenitem zostanie ustalona, a gdy nie jest ustalona powstaje ferryt szkieletowy. Natomiast w pracy [112] rodzaj morfologie ferrytu przypisano wpływowi prędkości chłodzenia. Podczas szybkiego chłodzenia faza δ posiada morfologię płytkową, z kolei umiarkowana prędkość chłodzenia przyczynia się do formowania morfologii szkieletowej.

Różnice w morfologii przypisuje się także typowi krystalizacji FA i procesowi odgazowania azotu [113]. Podczas formowania pierwotnych dendrytów ferrytu, słabo w nim rozpuszczalny azot koncentruje się na ich czołach. W efekcie rośnie tempo odgazowania, a dyfuzja jest szybka ze względu na wysoką koncentrację azotu i wysoką temperaturę. Austenit szybko pochłania ferryt do momentu wyczerpania stabilizatorów austenitu lub nadmiernego spadku temperatury. Efektem tego jest bogata w chrom i molibden oraz uboga w nikiel i azot struktura ferrytu szkieletowego. Ze względu na spadek zawartości azotu (w wyniku odgazowania jeziorka podczas krystalizacji) austenit nie zostaje w pełni ustabilizowany, dodatkowo spadek temperatury zmniejsza tempo i zasięg dyfuzji, czego efektem jest powstanie gęściej upakowanych płytek ferrytu.

Zawartość ferrytu δ jest jednym z kierunków badań wpływu procesu WAAM na strukturę materiałów austenitycznych. Zastosowana metoda WAAM, wartość energii liniowej, jak i liczba cykli cieplnych wpływają na zawartość ferrytu w temperaturze pokojowej. W publikacji [114] wykazano, że wzrost energii liniowej z 219 J/mm do 590 J/mm (stosując wariant GMA) nie wpływa znacząco na ilość pozostałego w strukturze ferrytu, jednak wzrost energii wpływa na segregację atomów chromu i molibdenu w ubogim w nikiel ferrycie δ . W innej pracy [109] wykazano, że wzrost energii liniowej z 241 J/mm do 359 J/mm prowadzi do zmniejszenia zawartości ferrytu oraz chromu. W pracy [76] przeprowadzono próby wytwarzania WAAM metodą GTA i wykazano, że wzrost natężenia prądu (a więc i energii liniowej) powoduje rozrost ziaren austenitu, zmniejszenie ilości ferrytu, a po przekroczeniu pewnego progu wydzielenia fazy σ w strukturze. Autorzy w pracy [110] wykazali, że w próbkach wytwarzanych metodą GMA w osłonie mieszanki Argon + 2,5% CO₂, wraz ze wzrostem wysokości modelu (liczby ułożonych warstw) zawartość ferrytu spada. Z kolei zmiana czasu przerwy pomiędzy kolejnymi warstwami dla próbek pobranych z górnej i środkowej części napoi, nie wpływa znacząco na zmianę ilości ferrytu w strukturze.

Większość przedstawionych wyników badań wskazuje, że zwiększenie energii liniowej jest skuteczną metodą ograniczenia zawartości ferrytu podczas napawania WAAM.

Innym parametrem stosowanym w procesach spawania i napawania, a powiązanym z oddziaływaniem ciepła jest temperatura międzysciegowa, która w zależności od procesu, jest określana wartością minimalną lub maksymalną. W pracy [115] autorzy wykazali, że istnieje zależność pomiędzy temperaturą międzysciegową procesu WAAM, a zawartością ferrytu i fazy sigma w strukturze:

- im niższa temperatura międzysciegowa tym zawartość ferrytu w strukturze jest większa, jednocześnie spada udział fazy sigma w strukturze,
- Wyższa temperatura międzysciegowa powoduje powstawanie większej ilości wydzieli fazy sigma, co pośrednio zwiększa segregację pierwiastków.

W pracy [110] autorzy, zamiast temperaturą międzysciegową, sterowali czasem przerwy między kolejnymi warstwami. Zmiana czasu przerwy w zakresie od 0 do 120 sekund nie wpłynęła istotnie na zmiany ilości ferrytu w strukturze warstw pobranych ze środkowej i górnej części napoi. Wyniki te nie wykazują pełnej zbieżności z wynikami z pracy [115].

Zawartość ferrytu oraz jego rozkład w strukturze próbek po procesie WAAM może być modyfikowana przez obróbkę cieplną. Wyżarzanie (przesycanie) materiału w temperaturze 1100°C pozwala przywrócić jednorodną strukturę materiału [72]. Przykładowo w pracy [77] wyżarzanie napoi z 316L po procesie WAAM, w temperaturze 1050°C i 1200°C pozwoliło ograniczyć zawartość ferrytu odpowiednio do 6,5% i 0,4%. Redukcji metastabilnego ferrytu δ dodatkowo może towarzyszyć zanik ukierunkowanej struktury, rozpad sieci dendrytycznej (ramiona dendrytów zanikają), a ferryt ulega sferoidyzacji [110]. Rozpuszczeniu ulegają węgliki chromu. Ograniczenie ilości ferrytu nawet do ok. 1,3% możliwe jest stosując obróbkę cieplną już w temperaturze 650°C, trwającą 6 godzin [101].

6.1.2. Faza sigma w procesie WAAM

Jak już wspomniano powstawanie fazy σ jest powiązane z obecnością ferrytu δ . Wielokrotne nagrzewanie danej objętości materiału może prowadzić do powstania warunków umożliwiających syntezę fazy σ , którą przedstawiono na rys. 6.2. Ponieważ faza σ powstaje na drodze dyfuzji, to im wyższa jest temperatura tym niższy jest wymagany czas do jej syntezy. Próby wygrzewania izotermicznego stali 316L w temperaturze 950°C pokazały, że faza σ może wydzielić się już w pierwszej minucie wygrzewania [77], [116]. Podczas spawania/napawania wielowarstwowego temperatura taka jest również osiągana i przekraczana, przy czym czas przybywania materiałów w temperaturze sprzyjającej fazie sigma, czyli do około 600°C jest

rzędu sekund. W procesie WAAM intensywność nagrzewania danej objętości materiału maleje wraz z wykonywaniem kolejnych warstw ponieważ wzrasta odległość danej objętości od źródła ciepła. Jednak ciepło towarzyszące nakładaniu kilku kolejnych warstw i sumaryczny czas jego oddziaływania mogą być wystarczające, aby wydzieliła się faza sigma [108]. W celu ograniczenia ilości fazy σ kluczowa jest zatem kontrola temperatury, realizowana np. przez dobór metody wytwarzania i energii liniowej, temperatury międzyścięgowej czy przez sterowanie czasem przerwy [117].

Dostępne w literaturze badania [99] sugerują, że ilość fazy σ oraz jej morfologia w wydrukach WAAM zależy także od sposobu przenoszenia materiału w łuku spawalniczym. Zastosowanie łuku pulsacyjnego umożliwia uniknięcie wydzielenia fazy sigma, która jest obecna w materiale przetwarzanym łukiem natryskowym lub zwarciovym.

Omówiona w kontekście ograniczenia zawartości ferrytu obróbka cieplna w temperaturze poniżej temperatury przesycania (około 1050°C) nie wpływa na ujednolicenie warstwowości struktury stali 316L po procesie WAAM, zmienia się jedynie morfologia ferrytu i spada jego zawartość na korzyść fazy sigma [77]. Fakt ten sprawia, że jeśli faza sigma σ wydzieli się w czasie procesu WAAM, a jej zawartość nie będzie akceptowalna w danych warunkach eksploatacji, jedynym zabiegiem ograniczającym jej ilość będzie obróbka przesycaniem. Ponieważ faza σ najczęściej w procesie WAAM w wydrukach z 316L powstaje na granicy γ/δ [118] to proces powinien być zoptymalizowany tak aby w strukturze było jak najmniej ferrytu δ , szczególnie, gdy materiał będzie narażony na oddziaływanie wysokiej temperatury, która może w czasie eksploatacji doprowadzić do powstania fazy σ .

6.2. Korozja napoin z drutu ER316L/ER316LSi

Odporność korozyjna stali austenitycznych przetworzonych w procesach spawalniczych, w znacznym stopniu zależy od powstania w materiale lokalnych ogniw galwanicznych. Ich występowanie jest związane ze zmianami w mikrostrukturze materiału, w szczególności z segregacją dendrytyczną sprzyjającą powstawaniu obszarów o podwyższonej energii powierzchniowej, tworzeniem się ferrytu delta δ podczas krystalizacji, a także fazy sigma σ i węglików podczas wygrzewania.

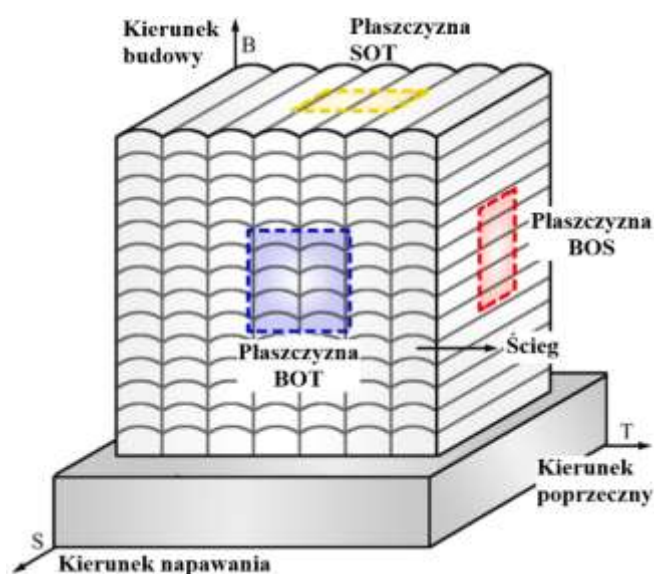
Na zakres segregacji i ilość powstałego ferrytu w strukturze wpływają przede wszystkim warunki krystalizacji, głównie prędkość chłodzenia [72]. Z jednej strony zwiększenie prędkości chłodzenia hamują dyfuzję chromu pozostawiając go równo rozłożonego w strukturze, ale jednocześnie z drugiej strony rozdrabnia strukturę tym samym zwiększając podatność na rozwinięcie korozji. Wyniki przedstawione w publikacji [114] sugerują, że to nie ilość

ferrytu δ w strukturze warunkuje odporność korozyjną stali, ale segregacja chromu i molibdenu w ferrycie, która rośnie wraz ze wzrostem energii liniowej. Dodatkowo, sam ferryt δ może wiązać więcej chromu wraz ze wzrostem ilości wprowadzonego ciepła. W takich warunkach osnowa austenityczna ma mniej stabilną warstwę pasywacyjną. Istnieje ryzyko pojawiania się strukturalnych ogniw galwanicznych, w których ferryt stanowi katodę a austenit anodę, która jest roztwarzana zgodnie z równaniem (13). Korzystny wpływ dużej prędkości chłodzenia na odporność korozyjną potwierdzają także wyniki badań wydruków wykonanych metodą SLM. W pracy [119] autorzy przypisali dobrą odporność na korozję elektrochemiczną przypisali drobnej komórkowej strukturze wzbogaconej w Mo i Cr, zapewniającej utrzymanie stabilnej warstwy tlenkowej. Natomiast w pracy [76] za główną przyczyną, który sprzyja rozwojowi korozji wydruków WAAM z 316L uznano wydzielenia fazy σ .

W przypadku wydruków WAAM ze względu na stosowanie mało skoncentrowanego źródła ciepła, jakim jest silnie dogrzewający materiał łuk elektryczny, trudnością jest zapewnienie stałej odporności korozyjnej w całej objętości materiału wydruku. Dostępne badania wskazują, że odporność korozyjna cienkościennych napoin WAAM z 316L nie jest stała wzdłuż wysokości próbki. Przeprowadzony w pracy [110] test podatności na korozję elektrochemiczną w roztworze 3% NaCl wykazał, że odporność napoiny WAAM z ER316L maleje w kierunku dolna-górna warstwa. Z kolei badania korozyjne próbek z ER316L po procesie WAAM-CMT w roztworze 3,5% NaCl [120] wskazują, że najlepszą odporność korozyjną wykazuje materiał z warstw środkowych.

Badania wydruków grubościennych dowodzą, że odporność korozyjna nie tylko może różnić się wzdłuż wysokości, ale także być zależna od układu warstw napoiny. W publikacji [121] wykazano, że materiał „znajdujący się” na płaszczyźnie prostopadłej do kierunku spawania/napawania (płaszczyzna BOT na rys. 6.4) charakteryzuje się najlepszą ogólną odpornością na korozję dzięki najmniejszej zawartości ferrytu i najmniejszej segregacji pierwiastków. Z kolei materiał „leżący” na płaszczyźnie równoległej do powierzchni płyty bazowej (płaszczyzna SOT na rys. 6.4) ma najgorszą odporność na korozję, co autorzy wiążą z szerszym rozstawem ramion dendrytów ferrytu i większą segregacją sprzyjającą rozwojowi ogniw korozyjnych. Zmienny rozstaw ramion dendrytów może wynikać z różnic w prędkości odprowadzania ciepła w zależności od kierunku. Najwydajniejsze odprowadzanie ciepła następuje w kierunku budowy (wysokości) modelu. W pozostałych kierunkach odprowadzanie ciepła jest wolniejsze, co skutkuje zwiększeniem odległości pomiędzy bogatymi w Cr i Mo ramionami dendrytów ferrytu, a wraz ze wzrostem odległości rośnie ryzyko tworzenia ogniw galwanicznych pomiędzy ferrytem a austenitem, zwiększając szybkość korozji. Ponadto

wykazano, że linie wtopienia to miejsca o najsilniejszej lokalnej segregacji, stanowią one miejsca inicjacji wżerów i mają kluczowy wpływ na różnice w odporności korozyjnej powierzchni napoiny z drutu 316L po procesie WAAM.



Rys. 6.4 Model grubościennego wydruku dla metody WAAM [121]

Innym czynnikiem, który może kształtować odporność korozyjną wydruków w stalach austenitycznych jest stan powierzchni napoiny, która ma kontakt z czynnikiem korozyjnym. Falista powierzchnia napoin WAAM może powodować zaleganie czynnika korozyjnego i przyspieszone zużycie na wskutek korozji. Do wytwarzania elementów, przez który płynie medium korozyjne potencjalnie lepszym wyborem materiałowym jest drut 316LSi. Główną różnicę w stosunku do 316L stanowi dodatek krzemu (ok. 0,9%) w stali 316LSi, który zwiększa rzadkopląnność stopionego metalu. Wygładzona powierzchnia napoiny, utrudnia zaleganie czynnika korozyjnego, co zapewnią lepszą odporność na korozję lokalną [115]. Dodatkowo dodatek krzemu zmniejsza przewodność elektryczną warstwy pasywnej, co sprzyja odporności korozyjnej [122]. Również wzrost chropowatości powierzchni negatywnie wpływa na odporność korozyjną, zwiększając ryzyko powstawania wżerów [123].

Badania porównawcze odporności korozyjnej wydruku z drutów 316L/316LSi oraz stali 316L wskazują, że pomimo znacząco różnej struktury odporność korozyjna może być porównywalna lub wyższa [101], [124]. Przykładowo w publikacji [125] wykazano, że odporność korozji w wodzie morskiej napoiny z drutu 316L jest wyższa niż walcowanej stali 316L. Podobne wyniki zaobserwowano podczas badania odporności korozyjnej w środowisku stopionej soli $\text{Na}_2\text{SO}_4 + 25\% \text{NaCl}$ w temperaturze 750°C oraz w powietrzu w tej samej temperaturze, a wyniki porównano z kutą stalą 316L [124]. Lepszą odporność uzasadniono

drobną, dendrytyczną strukturą przetworzonej w procesie WAAM stali 316L, która pozwala na wydajniejszą dyfuzję chromu na zewnątrz materiału, umożliwiając ponowną repasywację.

Wyniki badań literaturowych sugerują, że niskoenergetyczne odmiany metod WAAM jak np. CMT, ograniczające ilość ciepła, a przez to i zakres zmian strukturalnych pozwalają na wytworzenie części ze stali 316L o wyższej odporności korozyjnej [121]. Występująca w badaniach niejednoznaczność wyników sugeruje, że dalsze badania nad stalą 316L dla tej grupy metod wytwarzania przyrostowego są potrzebne.

6.3. Właściwości mechaniczne

Zagadnienie zmian właściwości stali 316L przetwarzanej metodą WAAM jest także przedmiotem wielu badań. Opublikowanych zostało co najmniej kilkanaście publikacji, w których badano wpływ różnych wariantów procesu WAAM i ich parametrów na właściwości mechaniczne napoin z 316L/316LSi, a wyniki zestawiano z właściwościami stali 316L po walcowaniu lub odpowiadającego staliwa po odlewaniu.

Materiałem w praktyce stosowanym w procesie WAAM są drutu spawalnicze o oznaczeniu 316L oraz 316LSi. Dostępne w sprzedaży druty elektrodowe mogą nieznacznie różnić się właściwościami mechanicznymi, tym bardziej jeśli producenci wytwarzają je według norm AWS lub ISO. Obydwie normy kwalifikują materiały dodatkowe po składzie chemicznym, przy czym norma ISO w aneksie podaje minimalne wymagania co do właściwości mechanicznych. Właściwości wytrzymałościowe drutu elektronowego ER316LSi i ER316L po spawaniu, bez obróbki cieplnej wg ISO 14343-A, przedstawiono w tabeli 6.1.

Tabela 6.1 Właściwości mechaniczne stopiwa z ER316L i ER316LSi wg ISO 14343:2017-A

Właściwość	ER316LSi (19 12 3 L Si)	ER316L (19 12 3 L)
Granica plastyczności $R_{p0,2}$ [MPa]	≥ 320	≥ 320
Wytrzymałość na rozciąganie R_m [MPa]	≥ 510	≥ 510
Wydłużenie A_5 [%]	≥ 25	≥ 25

6.3.1. Wpływ procesu WAAM na właściwości mechaniczne wydruków z 316L/316LSi

W tabeli 6.2 zestawiono właściwości mechaniczne napoin WAAM z drutów 316L/316LSi na podstawie kilkunastu różnych publikacji. Wyniki wskazują, że zastosowany wariant metody WAAM może mieć wpływ na właściwości mechaniczne stali. Jednakże różnice mogą być spowodowane także różną energią liniową i samym materiałem dodatkowym. Jednocześnie zestawiając dane z tabeli 6.2 z danymi z tabeli 6.1 można zauważyć, że materiał

napoiny w większości przypadków spełnia minimalne wymagania. Możliwa jest także sytuacja, gdzie ze względu na nieodpowiednie warunki procesu właściwości wytrzymałościowe nie spełniają standardów norm.

Tabela 6.2 Właściwości mechaniczne wydruków WAAM z drutu 316L/316LSi

Metoda WAAM	Materiał	Orientacja próbki (H/V)*	Metoda kontroli czasu przerwy	Re [MPa]	Rm [Mpa]	A [%]	Źródło
GMAW	316L	V	Czas - 120 s	235 ± 6	533 ± 23	48 ± 2	[96]
GMAW CMT	316L	V	-	336,9	547,0	42	[25]
	316L	H		364,3	577,3	43,4	
GMAW CMT	316L	V	Temperatura międzyścigowa 100 °C	313	537	41	[126]
	316L	H		369	551		
GMAW CMT puls	316L	V	-	331,7	536.0	45,6	[25]
	316L	H		374,0	588.0	45,1	
GMAW CMT	316L	-	-	276,5	592,3	53,2	[127]
GTAW (TopTIG)	316L	V	-	322,2	539,9	43,1	[25]
	316L	H		365,5	590,3	42,3	
PAW (plazma)	316LSi	V	-	341 ± 6	534 ± 9	52 ± 11	[128]
		H		381 ± 15	581 ± 10	38 ± 4	
GMAW	316LSi	V	Temperatura międzyścigowa 50 °C	302 ± 19	573 ± 33	36 ± 3	[129]
		H		314 ± 15	550 ± 35	47 ± 9	
H – próbka wycięta wzdłuż kierunku napawania, V – próbka wycięta w kierunku wysokości modelu							

Metoda spawania, energia liniowa procesu, temperatura międzyścigowa to parametry, które bezpośrednio wpływają na przepływu ciepła w materiale. Ciepło jak już niejednokrotnie wspomniano wpływa na strukturę, a więc i właściwości wydruków WAAM.

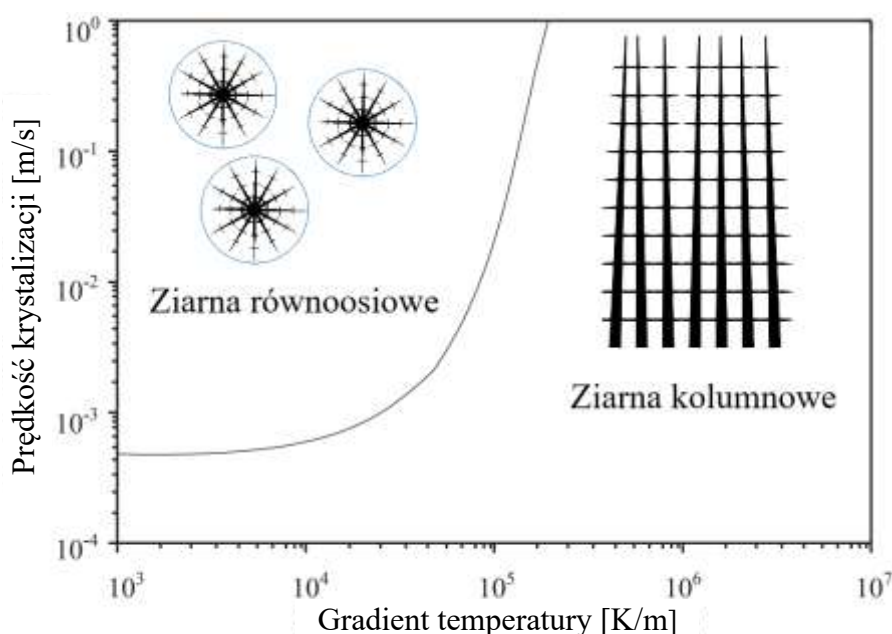
Wzrost energii liniowej w procesie WAAM-GMAW prowadzi do rozrostu ziaren oraz związanej z tym spadkiem jednostkowej powierzchni granic ziaren. Granice ziaren stanowią przeszkody dla ruchu dyslokacji, a więc im mniej występuje granic ziaren tym materiał jest bardziej podatny na odkształcenie plastyczne [109]. Na granicach ziaren austenitu najczęściej znajduje się ferryt delta δ , zatem zmiana rozmiaru ziarna również powoduje zmiany rozmieszczenia ferrytu. Istotny wpływ na wytrzymałość, poza rozmieszczeniem, ma także ilość ferrytu w strukturze. Im więcej jest tej fazy tym spodziewana wytrzymałość na rozciąganie wzrasta [101]. Wzrost energii liniowej również może prowadzić do zmiany modułu Younga. Przykładowo, w pracy [129] dla skrajnych warunków wytwarzania różnica wyniosła około

37 GPa. Granica plastyczności oraz wytrzymałość na rozciąganie napoiny z 316L po procesie WAAM również zależy od temperatury międzyściegowej. W pracy [110] wykazano, że wzrost czasu przerwy między ściegami, a więc równoczesny spadek temperatury międzyściegowej, powoduje nieznaczny wzrost właściwości mechanicznych.

Anizotropia właściwości mechanicznych

Podstawowym czynnikiem, który wpływa na anizotropię właściwości mechanicznych jest ukierunkowana kolumnowa struktura materiału, która będzie faworyzować określone kierunki do odkształcenia plastycznego.

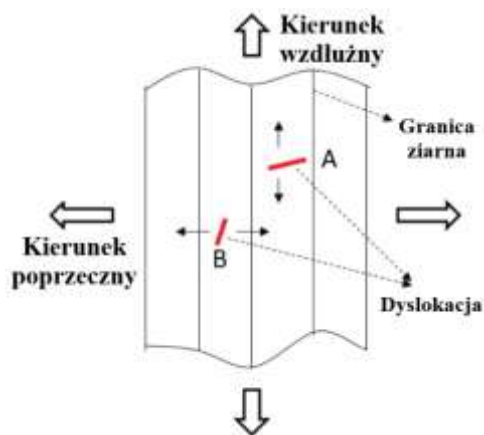
Według [130] stopień zorientowania wynikowej struktury dla stopiwa ze stali 316L zależy od wzajemnej relacji prędkości krystalizacji i gradientu temperatury. Krzywą CET (*ang. Columnar to Equiaxed Transmision*) przedstawiono na rys. 6.5. Orientacja ziaren może silnie wpływać na anizotropię właściwości mechanicznych.



Rys. 6.5 Wpływ prędkości krystalizacji i gradientu temperatury na kształt ziaren dla stali 316L (Opracowanie własne na podstawie [130])

Jednym z głównych mechanizmów odkształcenia plastycznego jest ruch dyslokacji. Elementy mikrostruktury takie jak granice ziaren utrudniają ruch dyslokacji i umacniają materiał. Rys. 6.6 przedstawia schemat obrazujący potencjalną przyczynę anizotropii wydruków WAAM. Podczas rozciągania wzdłużnego (kierunek budowy modelu, pionowy) kolumnowa struktura z minimalną ilością granic ziaren znajdujących się na drodze dyslokacji A nie utrudnia jej przemieszczania. Z kolei dyslokacja B podczas rozciągania w kierunku poprzecznym (nakładania warstw, poziomy) musi przeciąć wiele granic ziaren. Jednocześnie

na granicy ziaren podczas odkształcenia rośnie koncentracja dyslokacji, któremu towarzyszy koncentracja naprężeń. Zatem podczas rozciągania w kierunku wzdłużnym wytrzymałość materiału powinna być mniejsza niż podczas rozciągania w kierunku poprzecznym. Wzrost naprężeń wewnętrznych towarzyszących odkształceniu może prowadzić do dekohezji ziaren i powstania pęknięć, co zmniejsza zdolność do odkształcenia plastycznego [131].



Rys. 6.6 Wpływ kolumnowej struktury WAAM na anizotropię właściwości mechanicznych [131]

Odmienne wyniki dla napoiiny 316L wytworzoną metodą WAAM-GMA uzyskano w publikacji [132] gdzie opisano bardzo podobny mechanizm powodujący anizotropię właściwości. Zarówno wytrzymałość jak i granica plastyczności materiału w kierunku pionowym jest wyższa niż w kierunku poziomym. Według autorów przyczyną tego jest większa wytrzymałość na rozciąganie wewnątrz ziaren niż na ich granicach. Takie zachowanie materiału przypisano efektowi oddziaływania kolejnej nakładanej warstwy, która w wyniku przetopienia warstwy poprzedniej poprawia wiązania między warstwami (szczególnie przy niższej temperaturze międzysięgowej, która pośrednio powoduje skrócenie przetopionych kryształów komórkowych) i jednocześnie osłabia siłę wiązania oraz wytrzymałość granic ziaren. W konsekwencji spadają naprężenia na granicach ziaren, które stają się także koncentratorami naprężeń podczas rozciągania w kierunku poziomym. W innej pracy [129] uzyskano wyższą granice plastyczności i wytrzymałości na rozciąganie na próbkach poziomych, co może świadczyć o niezidentyfikowanym mechanizmie towarzyszącym procesowi WAAM, który zwiększa plastyczność materiału.

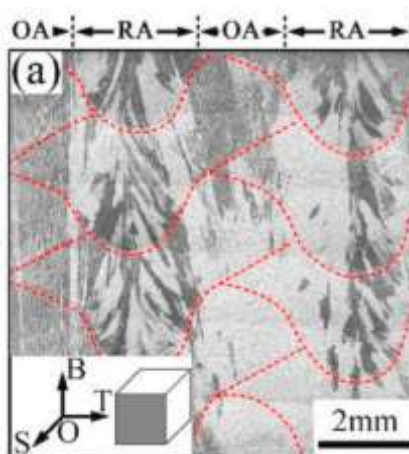
Anizotropia właściwości mechanicznych może wystąpić także podczas rozciągania w tym samym kierunku próbek pozyskanych z różnych warstw. W pracy [73] próbki zorientowane równoległe do kierunku spawania, pozyskano z dolnej, środkowej i górnej części napoiiny wytworzonej metodą GMA-WAAM. Podczas próby rozciągania próbki wykazały niemal identyczną granicę plastyczności, jednak różnica w wytrzymałości na rozciąganie

górnej próbki była o około 90 MPa wyższa niż dolnej. Równocześnie plastyczność górnej próbki była mniejsza niż dolnej. Takie zachowanie autorzy przypisali większym szybkościom chłodzenia górnych warstw, co może wpływać na powstawanie kruchych faz.

Anizotropia obiektów wielowarstwowych i wielościęgowych

Dotychczas zostały poruszone kwestie anizotropii wydruków cienkościennych, w przypadku których łatwo jest analizować wpływ ciepła na materiał. W przypadku druku obiektów grubościennych tzn. o grubości ścianki większej niż grubość pojedynczego ścięgu cykl cieplny oddziałujący na poszczególne warstwy materiału jest bardziej złożony, ponieważ pojawia się wpływ oddziaływania ciepła od wykonywanych warstw leżących nie tylko w kierunku budowy/wysokości modelu. Zatem przedmiotem zainteresowań badaczy są struktury i właściwości, które wykazuje materiał w kierunku budowy modelu, kierunku („skanowania”) napawania oraz do niego prostopadłego.

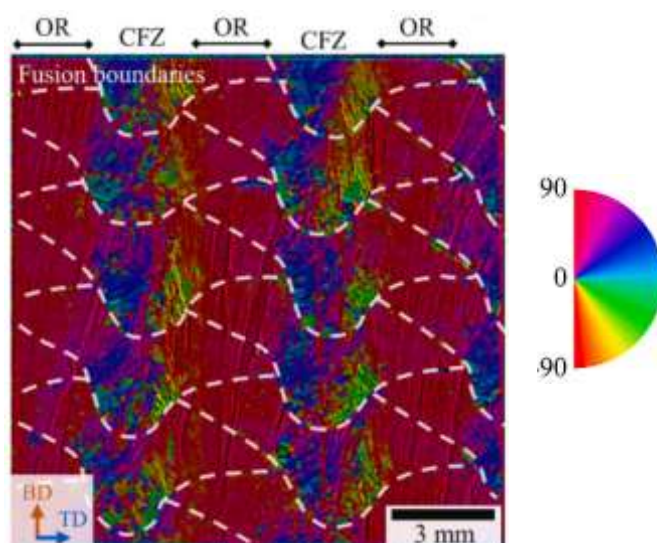
Na podstawie analizy prostopadłych do kierunku (osadzania) przekrojów napoiny wyróżniono dwa obszary. Obszar ponownego przetopienia RA (*ang. remelting area* – rys. 6.7), w którym orientacja ziaren jest zmienna, ale prostopadła na półkolistej linii wtopienia oraz obszar zachodzenia sąsiadujących ścięgów OA (*ang. overlapping area*), w którym orientacja ziaren jest ukierunkowana [133]. Te dwa obszary o różniącej się strukturze i właściwościach, występują naprzemiennie tworząc strukturę typu „sandwich”.



Rys. 6.7 Struktura napoiny grubościennej [134]

Podobny model metodą WAAM wykonano w ramach badań w pracy [135]. Wykazano że próbki zorientowane prostopadle do kierunku napawania wykazują różne właściwości mechaniczne. Najwyższą granicą plastyczności charakteryzuje się materiał rozciągany w kierunku grubości (poprzecznym -T, rys. 6.4), zaś najmniejszą w kierunku wysokości (budowy modelu -D, rys. 6.4). Natomiast najwyższe wydłużenie wykazuje materiał przy

rozciąganiu próbki wyciętej pod kątem 45° do kierunku B. W materiale po procesie WAAM mogą występować lokalne strefy intensywnej deformacji plastycznej, w dodatku występujące podczas rozciągania tylko w wybranych kierunkach. Te różnice można przypisać preferowanym kierunkom krystalizacji, które wpływają na orientacje krystalograficzną w poszczególnych obszarach warstwy (rys. 6.8). W obszarach nakładania się warstw (*ang. Overlapping Region, OR*), które wykazują silne zorientowanie struktury (wydłużone ziarna) anizotropia właściwości będzie największa. W centralnej części warstw (*ang. Center of the Fusion Zone, CFZ*) struktura jest bardziej jednorodna, stąd i anizotropia mniejsza.



Rys. 6.8 Mapa kierunków krystalizacji (rozrostów ziarn) w odniesieniu do kierunku TD dla modelu grubościennego [135]

Anizotropia właściwości mechanicznych w materiale po procesie WAAM można powiedzieć, że jest sumą lokalnych anizotropii występujących w obszarach pojedynczych ściegów. Podczas obciążania w zależności od kierunku różne obszary napoiły będą wykazywały większą bądź mniejszą deformację, a makroskopowo odpowiedź materiału będzie średnią tych lokalnych deformacji.

Wpływ metody WAAM na właściwości mechaniczne

W kontekście stali 316L przebadano już wiele różnych spawalniczych, łukowych źródeł ciepła i pomimo podobnych zjawisk zachodzących na granicy warstw tj. oddziaływanie ciepła, przetopienie, wzrost epitaksjalny ziaren, czy też przemiany fazowe, właściwości mechaniczne w zależności od kierunku mogą się różnić. Przykładowo, stosując źródło CMT dla próbek pionowych z napoiły ze 316L (wyciętych w kierunku przyrostu modelu) uzyskano właściwości mechaniczne niższe niż w tych wyciętych w kierunku nakładania ściegu [49]. Z kolei w innej pracy materiał napoiły po bardzo podobnym procesie CMT-pulse wykazała wyższą

wytrzymałość w kierunku pionowym [120]. Podobnie rezultaty jak dla metody CMT-pulse można osiągnąć korzystając ze źródła MIG [136]. Co więcej, nawet w przypadku takiego samego źródła otrzymane właściwości mogą być różne [49], [137]. Wspólną cechą niezależnie od kierunku rozciągania jest ciągły charakter przełomu [96], [138]. Wyniki dostępne w literaturze wskazują, że rodzaj zastosowanego źródła ciepła może mieć wpływ na stopień anizotropii struktury, ale nie jest to czynnik decydujący.

Większość badań wytrzymałościowych materiału z 316L/316LSi po procesie WAAM opiera się na próbach rozciągania. W pracy [139] przetestowano odporność materiału w warunkach statycznego ścinania i jej dynamicznego ściskania. Materiał z 316LSi po procesie WAAM w tych warunkach wykazuje większe umocnienie odkształceniowe, ale podobnego zachowania nie wykazuje stal 316L. Takie zachowanie autorzy przypisują specyficznej mikrostrukturze, w której może zachodzić mechanizm bliźniakowania zwiększający wytrzymałość i plastyczność materiału.

Obróbka cieplna

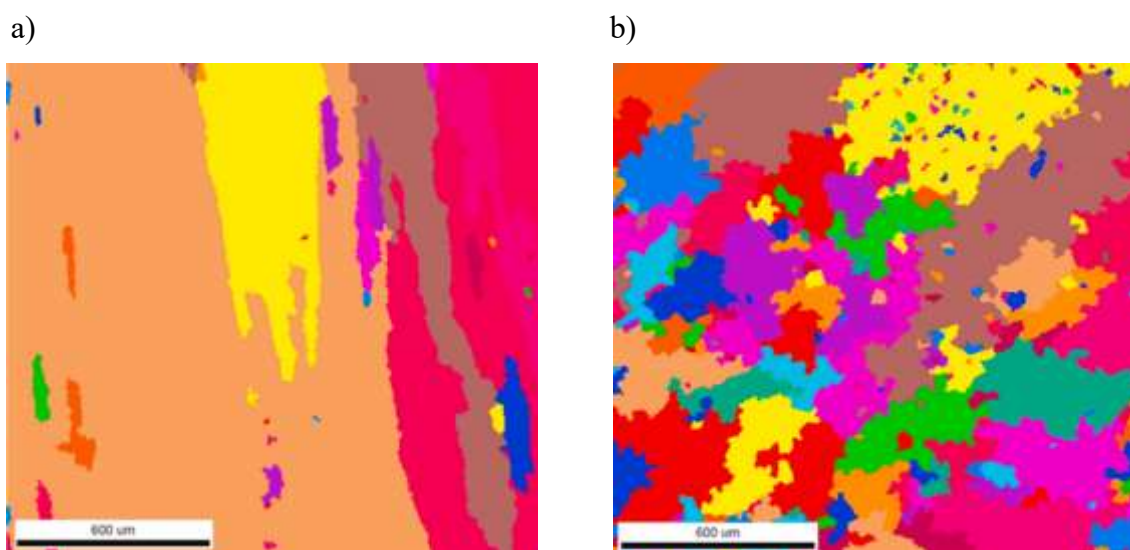
Obróbka cieplna wyżarzaniem w temperaturze 1100°C wydruków WAAM z ER316L powoduje wzrost wytrzymałości na rozciąganie i granicy plastyczności kosztem zmniejszenia wydłużenia. Efekt wyższej wytrzymałości przepisywany jest dendrytycznej, kolumnowej strukturze i większej zawartości ferrytu w próbach nie poddanych zabiegom obróbki cieplnej [101].

Dostępne badania wskazują, że wyżarzanie w temperaturze do 400°C stali 316L umożliwia wzrost wytrzymałości na rozciąganie materiału. Materiał w tej temperaturze posiada stabilną strukturę komórkową, ale podwyższona temperatura powoduje wydzielanie się nanocząstek krzemionkowych, które przyczyniają się do wzrost wytrzymałości materiału [140] [121]. Powyżej 400°C struktura komórkowa staje się niestabilna i spada wytrzymałość materiału na rozciąganie. Wydzielenia krzemianowe, ze względu na ich małą plastyczność i dużą wytrzymałość mogą być miejscami inicjacji pęknięć, tym samym zmniejszając wytrzymałość materiału [141].

Według pracy [142] obróbka cieplna w temperaturze 650°C i towarzyszące jej dyspersyjne wydzielania fazy międzymetalicznej sigma powoduje wzrost wytrzymałości na rozciąganie i spadek plastyczności. Według [120] faza sigma może wpływać na mechanizm pęknięcia materiału, stąd obserwowana jest niższa plastyczność. Także badania procesów spajania stali 316L wskazują, że w wyniku zmian mikrostrukturalnych np. segregacji Cr i Mo w fazie sigma, może dojść do lokalnego osłabienia materiału, który staje się bardziej podatny na kruche pękanie [92].

Energia liniowa

Energia liniowa wpływa bezpośrednia na prędkość odprowadzania ciepła. W pracy [143] napawając ze stali 304L wykazano, że redukcja energii łuku umożliwia zmniejszenie anizotropii właściwości mechanicznych. Stosując technikę podgrzewania oporowego drutu, autorom, pomimo niskiej energii liniowej udało się ograniczyć gradient temperatury i otrzymać „bardziej” równoosiową strukturę. Wyniki potwierdzono w badaniu EBSD (*ang. Electron Backscatter Diffraction*). Mapy EBSD dla wariantu z wysoką i niską energią łuku przedstawiono na rys. 6.9.



Rys. 6.9 Mapy orientacji ziaren dla: a) próbki wykonanej z wysoką energią łuku, b) próbki z niską energią łuku [143]

Podobne wyniki co do silnego zorientowania struktury przedstawiono w pracy [144]. Zmniejszanie energii liniowej umożliwiło ograniczenie obszaru z silnie zorientowanymi ziarnami. Zaobserwowano także, że dla bardzo wysokich energii liniowych rzędu 740 J/mm możliwe jest również ograniczenie stopnia anizotropii.

Falistość powierzchni

Falista powierzchnia elementów po wytworzeniu w procesie WAAM zawiera wiele karbów geometrycznych. W pracy [138] autorzy wykazali, że nieobrobione próbki ze stali 316LSi wytworzone metodą CMT mają niższą granicę plastyczności, wytrzymałość na rozciąganie i zerwanie niż próbki o powierzchni obrobionej skrawaniem, gdzie różnice sięgają nawet kilkudziesięciu procent. Niezależnie od różnic we właściwościach wytrzymałościowych próbek obrobionych i nieobrobionych, przełomy próbek zawsze wykazywały charakter przełomu plastycznego.

6.3.2. Twardość / Mikrotwardość

Różnice strukturalne na przekroju warstwy mogą powodować zmiany w twardości. W dolnym obszarze warstw o drobnej dendrytycznej strukturze z większą zawartością ferrytu twardość będzie wyższa. Z kolei w górnej części warstw są obszary o niższej twardości, ze względu na mniejszą zawartość ferrytu [77], [110] oraz mniej rozdrobnioną strukturę. Parametry procesu zapewniające szybsze odprowadzenie ciepła nie tylko wpływają na ilość ferrytu ale także umożliwiają uzyskanie drobniejszego ziarna, które zgodnie z zależnością Halla-Petcha (15) [145], powoduje wzrost wytrzymałości materiału. Mechanizm umocnienia polega na zwiększeniu jednostkowej długości granic ziarn (przeszkód dla ruchu dyslokacji) wraz ze zmniejszeniem rozmiaru ziarna.

$$\sigma_y = \sigma_i + kd^{-\frac{1}{2}} \quad (15)$$

gdzie:

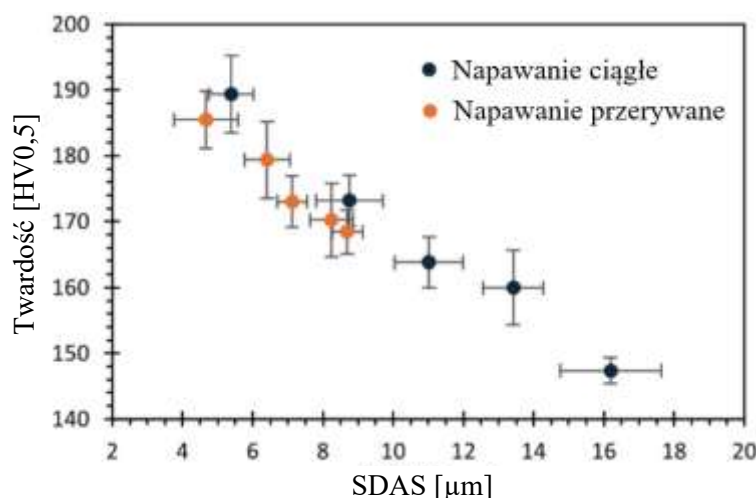
σ_y - granica plastyczności materiału

σ_i - całkowita odporność sieci na ruch dyslokacji

k - współczynnik umocnienie przez granice ziaren

d – średnica ziarna

Struktura dendrytyczna, nie jest zbudowana z typowych ziaren, a stopień rozdrobnienia można określić mierząc rozstaw wtórnych ramion dendrytów (*ang. Secondary Dendrite Arm Spacing, SDAS*). W pracy [146] dotyczącej wytwarzania napoiny z drutu ER308L (materiał pokrewny do ER316L) zmianę twardości przypisano zmianom parametru SDAS. Wraz ze spadkiem SDAS rośnie twardość wskutek rozdrobnienia struktury dendrytycznej, co przedstawiono na rys. 6.10. Zastosowanie przerw pomiędzy warstwami powoduje ograniczenie akumulacji ciepła i zwiększenie prędkości chłodzenia, co z kolei ogranicza wartość SDAS.



Rys. 6.10 Wpływ rozmiaru SDAS na twardość napoiny z ER308L [146]

Twardość stali 316L w próbkach wytworzonych metodą WAAM również determinowana jest przez cykl cieplny. W publikacjach [110], [132] wykazano, że wyższa szybkość chłodzenia warstw przy płycie podłoża jest czynnikiem, który nieznacznie zwiększa twardość w porównaniu do warstw leżących wyżej. Po kilku pierwszych warstwach twardość materiału stabilizuje się. Dłuższy czas przerwy lub niższa temperatura międzysciegowa powoduje wzrost twardości [110].

W publikacji [77] wykonano badania wygrzewania izotermicznego w temperaturze 950°C stali 316L po procesie WAAM. Wykazano, że pełna przemiana ferrytu delta w fazę sigma σ podczas wygrzewania izotermicznego w temperaturze 950°C powoduje nieznaczny spadek (o 5 HV) twardości napoiny 316L po procesie WAAM. Niewielką różnicę można przypisać podobnej twardości ferrytu δ i fazy sigma σ . Z kolei wyniki przedstawione w pracy [96] wskazują, że wydzieleniu się fazy sigma towarzyszy wzrost twardości o ok. 15-20HV. Zauważono także, że warstwy poddane trzem lub czterem cyklom cieplnym wykazują wzrost mikrotwardości, a potencjalną przyczyną są znajdujące się w tych warstwach wydzielenia fazy σ . Spadek zawartości ferrytu, będący efektem obróbki cieplnej powoduje obniżenie mikrotwardości materiału. Po wytworzeniu metodą GMAW-WAAM twardość materiału wynosi ok 170-200HV. Wzrost temperatury obróbki cieplnej minimalizuje wahania twardości przy jednoczesnym jej ograniczeniu.

Badania twardości wydruków grubościennych pokazują, że różnice w twardości mogą występować nie tylko między warstwami, ale nawet w obrębie jednej warstwy, ścięgu a nawet obszaru. Według [141] większa mikrotwardość w górnej części obszaru przetopienia (RA - rys. 6.7), niż w środku tego obszaru, może być spowodowana większymi naprężeniami własnymi. Ponadto na samą mikrotwardość również może wpływać orientacja ziarna w strukturze. Płaszczyzny w strukturze krystalograficznej mogą różnić się stopniem upakowania atomów w związku z czym mogą być podatne na deformacje w różnym zakresie.

Wzrost czasu przerwy pomiędzy nanoszonymi warstwami [110] czy też spadek temperatury międzysciegowej [129] wpływa na wzrost mikrotwardości materiału. Różnice w prędkości odprowadzania ciepła i efekt akumulacji ciepła w materiale powodują spadek twardości na kierunku dolna - górna warstwa. Czynniki te wpływają na zawartość ferrytu, który jest główną przyczyną zmian.

6.4. Stan powierzchni wydruków WAAM

Na kształt napoiny oddziałują te same mechanizmy, które warunkują kształt spoiny podczas spawania. Do podstawowych czynników wpływających na mechanizm formowania ściegu możemy zaliczyć napięcie powierzchniowe i zjawiska kapilarne, charakter przenoszenia metalu, rodzaj gazów osłonowych i ich ciśnienie, ciśnienie par metalu, przewodnictwo cieplne materiału i mechanizmy rozpraszania ciepła, rozpryski, stan podłoża.

Wśród wymienionych czynników powyżej kilka z nich ma szczególnie istotne znaczenie. Napięcie powierzchniowe i zjawiska kapilarne powodują, że spoina czy też napoina będzie dążyła do przyjęcia kształtu, który zminimalizuje jej energię powierzchniową, stąd lica spoin czołowych najczęściej są zaokrąglone, a napoiny również mają quasi kołowy przekrój.

W zależności od metody, do spawania stali nierdzewnych wykorzystuje się gaz obojętny, którym najczęściej argon, lub mieszanki argonu z niewielkim dodatkiem tlenu lub dwutlenku węgla. Dodatek gazu aktywnego np. CO_2 , O_2 powoduje zwiększenie płynności jeziora ciekłego metalu poprzez zmniejszenie napięcia powierzchniowego cieczy. Mieszanka gazowa również może oddziaływać na kształt łuku spawalniczego zmieniając jego gęstość energii [147] oraz wpływać na sposób przenoszenia metalu w łuku [30], [148]. Gaz aktywne mogą powodować ograniczenie lub całkowite uniknięcie rozprysku. Odpowiednie ciśnienie gazu osłonowego pozwala zabezpieczyć metal przed utlenieniem.

Ilość ciepła zgromadzonego w materiale wpływa wprost na temperaturę podłoża dla danej warstwy. Wraz ze wzrostem temperatury podłoża maleje dynamika odprowadzania ciepła z jeziora na drodze przewodzenia, co może wpłynąć na wydłużenie czasu trwania fazy ciekłej, która może zmienić swój kształt [89].

Długość wolnego wylotu elektrody (WWE) jest jednym z parametrów metody WAAM wykorzystujących centralnie podawany przez uchwyt elektrodowy drut. Wartość WWE wpływa na precyzję prowadzenia drutu, stopień wtopienia warstwy w podłoże, przenoszenia materiału w łuku [30] czy też objętość ściegów [149].

Stan powierzchni części po procesie WAAM ma bardzo duży wpływ nie tylko na kolejne etapy wytwarzania/obróbki. Jak wspomniano, podczas omawiania właściwości mechanicznych, falista powierzchnia stanowi karby geometryczne koncentrujące naprężenia [138]. Falista powierzchnia może również intensyfikować procesy korozyjne materiału, w wyniku wydłużenia oddziaływania czynnika korozyjnego, który może zostać uwięziony w zagłębieniach powierzchni wydruku. Im gorszy jest stan powierzchni tym większe są nakłady energetyczne na dodatkową obróbkę oraz większe straty materiału.

Obróbka mechaniczna nie zawsze może być możliwa. Trudno dostępne powierzchnie wewnętrzne mogą być niedostępne do przeprowadzenia obróbki ubytkowej i w stanie bezpośrednio po procesie WAAM będą obciążane czynnikami eksploatacyjnymi. Dlatego też scharakteryzowanie geometrii wydruków WAAM oraz zrozumienie wpływu parametrów procesu na jej kształt i sposobów sterowania stanem powierzchni wydruków jest istotnym zagadnieniem. Pewną odpowiedzią na rozwiązanie problemu stanu powierzchni wydruków WAAM są procesy hybrydowe, które umożliwiają przeprowadzenie obróbki ubytkowej danej warstwy tuż po jej wytworzeniu [26].

6.4.1. Pomiary geometrii wydruków WAAM

W zależności od stosowanej metody pomiarowej wykonać można dwuwymiarowa lub trójwymiarową charakterystykę stanu powierzchni. W praktyce przemysłowej najczęściej wykorzystuje się pomiary przy pomocy profilometrów stykowych, które pozwalają na szybkie i precyzyjne określenie chropowatości i falistość wzdłuż linii pomiarowej. Pojedynczy pomiar nie daje pełnej informacji na temat stanu powierzchni, jednak w przypadku procesów ustabilizowanych lub obróbek dwuwymiarowych np. standardowe toczenie w dwóch osiach, taki pomiar jest wystarczający. Podczas analizy zjawisk kontaktowych pomiędzy dwiema współpracującymi powierzchniami lub wpływu stanu powierzchni na przepływ mediów, pomiar 2D może nie być wystarczający i będzie wymagał rozszerzenia o pomiar w trzecim kierunku.

Klasycznie metody analizy powierzchni można podzielić na metody profilowe polegające na zbieraniu danych z powierzchni punkt po punkcie i na tej podstawie sporządzania mapy 3D oraz metody powierzchniowe umożliwiające przeprowadzenie szybkiego pomiaru fragmentu powierzchni. Do metod powierzchniowych zaliczyć można metody interferencyjne oraz błyskawicznie rozwijające się w ostatnich latach metody skanowania 3D [150].

6.4.2. Geometria i stan powierzchni po procesie WAAM

Występujące stosunkowo duże jeziorko metalu w procesach WAAM sprawia, że geometria wydruku WAAM będzie wynikiem zastosowanych parametrów, metody oraz właściwości przetwarzanego materiału. Każdą z warstw można scharakteryzować parametrami takimi jak szerokość, wysokość oraz wtopienie w podłoże. W klasycznym napawaniu istotna także jest wielkość określana współczynnikiem udziału metalu podłoża w napoinie, wartość ta jest obliczana według następującego wzoru (16) [30]:

$$U_p = \frac{F_w}{F_n + F_w} \quad (16)$$

gdzie:

U_p – udział podłoża w napoinie

F_w - powierzchnia przekroju metalu podłoża,

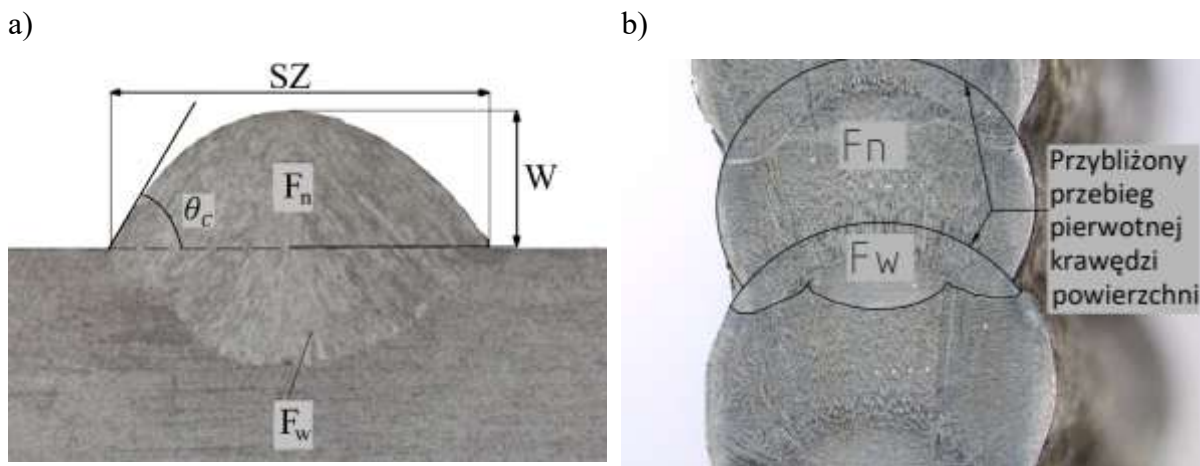
F_n - powierzchnia przekroju nadlewu napoiny.

Udział metalu podłoża w napoinie zależy od metody i techniki spawania, rodzaju i średnicy drutu oraz parametrów procesu. Przy napawaniu metodą GMA z łukiem zwarciovym lub w pulsującym (rys. 2.7) udział podłoża w napoinie U_p wynosi od 5 do 15%. Zmiana sposobu przenoszenia metalu w łuku na łuk natryskowy powoduje wzrost udziału podłoża nawet do 40%. Wyżej wymienione czynniki mają wpływ także na wysokość możliwej do uzyskania warstwy w jednym przejściu. Minimalnie wynosi ona od 0,5 do 2 mm, maksymalnie nawet do 10 mm [30].

W przypadku procesu WAAM najkorzystniejszym wariantem przenoszenia metalu w łuku jest łuk zwarciovym. Możliwy do uzyskania przy niskiej energii łuku zapewnia, poza niewielkim współczynnikiem wymieszania, także redukcję ilości ciepła wprowadzonego do materiału, a tym samym ogranicza naprężenia i odkształcenia spawalnicze. Niska energia, a więc i niewielkie jezioro ciekłego metalu umożliwia także napawanie w pozycjach przymusowych, które mogą wystąpić podczas wykonywania modeli o złożonej geometrii [30].

Wyznaczenie współczynnika wymieszania w klasycznym napawaniu na powierzchniach płaskich jest stosunkowo proste. Łatwo wykreślić pierwotną krawędź materiału rodzimego na przekroju poprzecznym napoiny (rys. 6.11a). W przypadku napawania WAAM powierzchnia podłoża jest płaska tylko podczas wykonywania pierwszej warstwy. W pozostałych przypadkach pierwotny kształt powierzchni napoiny, stanowiącej podłoże przed przetopieniem wykazuje zmienność, przy czym najczęściej obserwuje się kształt zbliżony do kołowego w przekroju poprzecznym ściegu. Profil ten na zglądzie poprzecznym można przybliżać, na podstawie przebiegu krawędzi bocznych warstwy lub kształtu ostatniej warstwy napoiny. Na rys. 6.11b przedstawiono sposób wyznaczenia powierzchni F_w i F_n . Podobny problem występuje z określeniem wysokości pojedynczego ściegu w warunkach, które nie mogą zagwarantować powtarzalności procesu.

Temat stanu powierzchni i geometrii wydruków WAAM w literaturze podejmowany był już wielokrotnie. W pracy [151] wykonując napoiny z drutu 316L metodą GMAW-WAAM wykazano, że prędkość podawania drutu ma największy wpływ na szerokość i wysokość pojedynczego ściegu. Napięcie łuku oraz prędkość spawania również wpływają na geometrie, jednak w mniejszym stopniu.



Rys. 6.11. Powierzchnie biorące udział w wyznaczaniu współczynnika wymieszania (udziału podłoża w kolejnej warstwie): a) klasyczne napawanie [30]; b) napawanie WAAM [Badania własne].

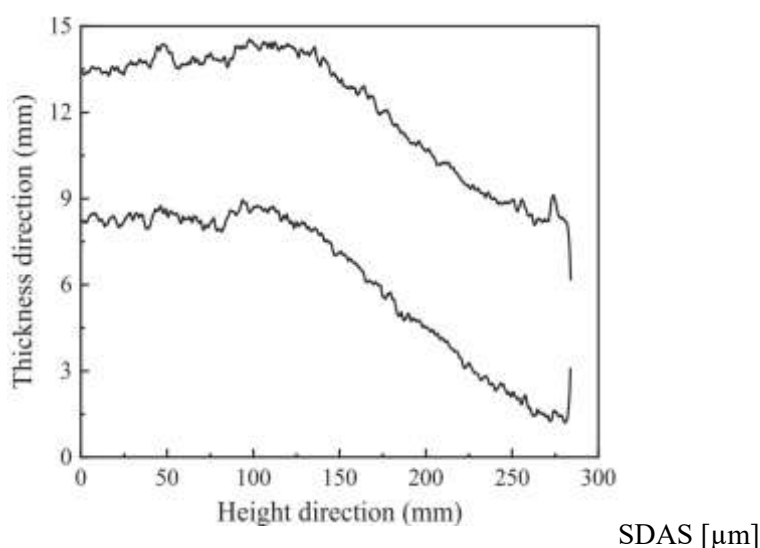
T. Lehmann w [152] wykazał, że ilość zgromadzonego ciepła przez materiał podczas wytwarzania ma bezpośredni wpływ na jakość budowanego ściegu/warstwy, wyrażonej jako odchylenie standardowe szerokości ściegu. Ilość zgromadzonego ciepła przez materiał jest wartością wynikową i zależy od parametrów prądowych reprezentowanych przez prędkość podawania drutu (*ang. Wire Feed Speed, WFS*), prędkości spawania (*ang. Travelling Speed, TS*) oraz czasu przerwy. Zastosowanie przerw po każdej warstwie korzystnie wpływa na wzrost stabilności szerokości ściegu, jednocześnie zmniejszając jego wydajność (wykonanie każdej kolejnej warstwy wymaga wydłużenia tego czasu ze względu na akumulację ciepła w materiale). Ponadto, wymuszone chłodzenie skraca czas przerwy, jednak ze względu na ograniczenia przepływu ciepła przez materiał (np. geometria modelu), nie eliminuje go.

Aktualne badania nad procesem WAAM wskazują, że możliwa jest poprawa stanu powierzchni poprzez sterowanie czasem przerwy pomiędzy kolejnymi warstwami modelu. W pracy [110] autorzy wykazali, że zwiększenie czasu przerwy przy wytwarzaniu z stali 316L metodą GMAW-WAAM korzystnie wpływa na zmniejszenie chropowatości powierzchni, dodatkowo zabieg ten zwiększył powtarzalność geometrii wydruków. Z czasem przerwy, jak już wspomniano, powiązana jest temperatura międzyściegowa. Napawając pojedynczą warstwę ze stali niskowęglowej metodą CMT, zaobserwowano, że wzrost temperatury powoduje spadek wysokości ściegu, ale także wzrost jego szerokości w wyniku zmniejszenia się kąta zwilżania θ_c (rys. 6.11) [153]. Wyniki oparte na tej samej metodzie druku oraz podobnym materiale przedstawiono w pracy [154]. Stosowanie niskiej prędkości podawania drutu powoduje powstanie napoin wysokich oraz wąskich. Zwiększenie jedynie prędkości podawania drutu powoduje powstanie napoin niższych i szerszych. Autorzy pracy sugerują że to nie energia

liniowa jest kluczowym czynnikiem, który wpływa na geometrie napoiny, ale moc łuku (wielkość powiązana synergicznie z prędkością podawania drutu).

Wytworzenie elementu o zmiennej grubości ścianki wymaga starannie zaplanowanej strategii napawania lub ciągłej korekty parametrów w trakcie procesu. W pracy [155] autorzy zaproponowali strategię wytwarzania opartą na podziale modelu na warstwy, a te na bloki. Blok zdefiniowano jako fragment warstwy o pewnej zmiennej grubości, którą można sterować właśnie poprzez zmianę parametrów tj. prędkość podawania materiału (WFS) i prędkość ruchu (TS). Odpowiednia optymalizacja i dobór parametrów pozwalają na ograniczenie falistości powierzchni. Wyniki pracy sugerują, że w metodzie WAAM CMT stosowanie równocześnie większych WFS i TS pozwala na uzyskanie mniejszej falistej powierzchni elementów z aluminium, niż dla niższych wartości tych parametrów. Wadą tego rozwiązania jest konieczność zbudowania bazy wiedzy, która pozwoli przyporządkować parametry procesu do konkretnych efektów napawania danego materiału.

Znaczną falistością charakteryzuje się każda powierzchnia wytworzona metodą WAAM niezależnie od jej wariantu (GTA, CMT, GMA). W pracy [156] autorzy, podjęli problem falistości powierzchni wydruków wytworzonych metodą WAAM-CMT stali 316L. Poza falistością powierzchni wykazano, że napoina ulega także deformacjom, które utrudniają utrzymanie stałego kierunku budowy wydruku (rys. 6.12).



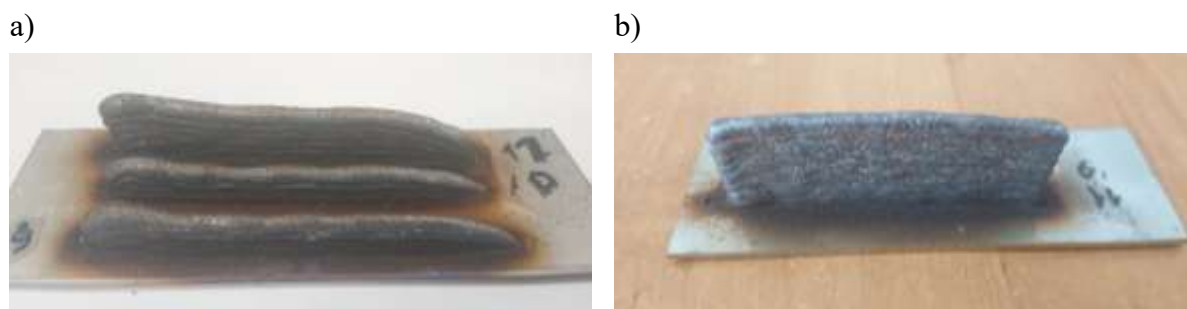
Rys. 6.12 Profile przeciwnych powierzchni próbki, z drutu 316L, wytworzonej metodą WAAM-CMT. Parametry procesu $I=105A$, $U=18,7V$, $V_{sp}=10mm/s$, $T_{miedzy\ ściegowa} = 150^{\circ}C$ [156].

Wskazano na dwie główne przyczyny deformacji (wygięcia) powierzchni ścian, którymi są:

- nierówne, odkształcone podłoże, które powoduje spływanie grawitacyjne roztopionego metalu na jedną ze stron ściany, co tylko pogłębia problem deformacji modelu (w postaci ściany),

- różnica temperatury pomiędzy stronami ścian, która wpływa na generowanie naprężeń i deformacji.

Parametry struktury geometrycznej powierzchni (SGP) nie są stałe na całej długości napoiny. Najbardziej krytyczne są obszary zajarzenia i wygaszenia łuku, w których mogą powstawać nadmierne nadlewy lub kratery. W przypadku elementów cienkościennych istotny wpływ na efekt napawania ma strategia ruchu. Na rys. 6.13 przedstawiono efekty napawania stosując strategię ruchu prostoliniowego jednokierunkowego, dla którego ruch roboczy realizowany jest tylko w jedną stronę (napawanie zaczyna się zawsze z tej samej strony elementu) oraz strategię ruchu wahadłowego prostoliniowego, dla którego miejsce końca napawania jednego ściegu, stanowi miejsce początku dla kolejnego. W przypadku strategii jednostronnej typowa jest rosnąca wraz z każdą warstwą różnica w wysokości na krawędziach ścian [157].



Rys. 6.13. Geometria napoin wykonanych stosując strategię a) ruchu prostoliniowego jednokierunkowego; b) ruchu wahadłowego prostoliniowego [Badania własne]

Synergiczne źródła typu CMT posiadają jeszcze jeden parametr, którym jest ALC (*ang. Arc length correction*) czyli współczynnik korekcji długości łuku. Podczas druku ze stali niskowęglowej zaobserwowano że wzrost wartości ALC powoduje zmniejszenie wysokości ściegu. Zmiana ALC pośrednio wpływa na wzrost energii liniowej, w wyniku wydłużenia czasu jarzenia się łuku [44]. Parametr ten może odgrywać podobną rolę przy napawaniu stali 316L.

Jednym z obecnych trendów badań jest rozwijanie modeli, które umożliwią przewidywanie geometrii napoiny. Wang i inni stworzyli model oparty na sztucznej sieci neuronowej, który z dokładnością do kilku procent był w stanie przewidzieć wysokość i szerokość pojedynczego ściegu [153]. Z kolei w pracy [158] wykorzystano system optyczny oraz autorski algorytm do sterowania szerokością warstwy (w tym reagowania na zakłócenia) w czasie rzeczywistym. Podejmowane są także próby opracowania modeli regresyjnych, które w postaci równań matematycznych, wiążą wysokość i szerokość warstwy z napięciem, natężeniem czy prędkością ruchu [159].

6.4.3. Chropowatość wydruków

Parametry procesu WAAM istotnie mogą wpływać na falistość powierzchni i kształt wydruku. Natomiast chropowatość jako wielkość lokalna, której skala jest znacznie mniejsza niż wspomniana falistość może być mniej wrażliwa na zmiany parametrów procesu WAAM. Jednakże kilka publikacji dokumentuje wpływ parametrów procesu WAAM na chropowatość. Chropowatość powierzchni można ograniczyć zmniejszając energię liniową. Wykazano, że w metodzie GMAW-WAAM [160] zwiększanie prędkości spawania (do momentu utraty stabilności łuku elektrycznego) korzystnie wpływa na jakość powierzchni obniżając chropowatość. Podobną zależność wykazano dla metody CMT-WAAM [161]. Z kolei zwiększanie prędkości podawania materiału dodatkowego pogarsza jakość powierzchni.

Nie tylko parametry prądowe procesu WAAM mogą wpływać na chropowatość. Chakkravartky i Jerome w pracy [162] wykazali, że zwiększenie pochylenia palnika względem napoiny z 5 do 15°, prowadzi do znaczącego wzrostu ciepła przekazywanego do materiału. Jednym z efektów był spadek średniej chropowatości powierzchni (pomiar z powierzchni 10µm x 10µm) z 93 nm do 59 nm. W publikacji poświęconej spawaniu stali 316L metodą TIG, wykazano że na chropowatość powierzchni poza natężeniem prądu wpływa także wydajność przepływu gazu osłonowego [163]. Wartość przepływu gazu osłonowego musi być ustawiona na odpowiednim poziomie, zbyt mała lub zbyt duża będzie prowadziła do wzrostu chropowatości powierzchni, najczęściej poprzez destabilizowanie łuku spawalniczego oraz utlenianie powierzchni.

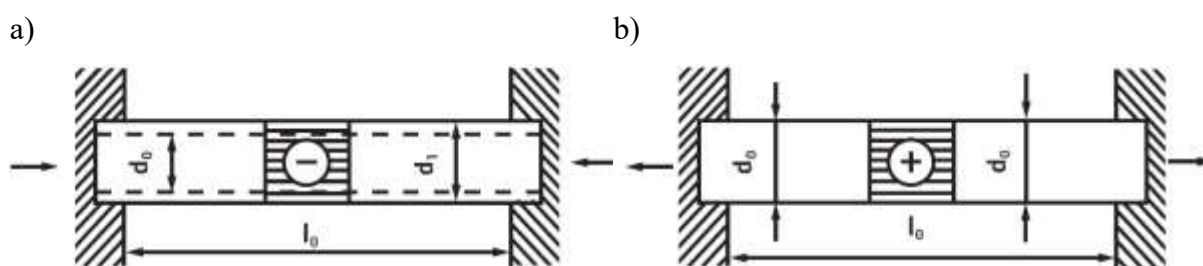
Proces WAAM podobnie jak metody wytwarzania z proszków metalicznych powinien umożliwić wytworzenie części o złożonej geometrii. Główna zaleta metod WAAM czyli wysoka wydajność implikuje trudności związane z osiągnięciem planowanej geometrii. Wynika to z ograniczonej możliwości swobodnej zmiany geometrii warstwy. Jak wspomniano, można zmienić grubość warstwy zmieniając prędkość podawania drutu elektronowego, jednak wiąże się to ze zmianą objętościową ściegu. Przy wytwarzaniu metodami WAAM szereg czynników wewnętrznych i zewnętrznych może wpłynąć na kształt wydruku (urządzenia najczęściej pracują w warunkach warsztatowych), dlatego należy dążyć do optymalizacji pozwalającej na jak najwierniejsze odwzorowanie projektowanego kształtu lub stosować odpowiednio duże naddatki, które znacznie ograniczą ryzyko powstawania braków po procesie WAAM. Przerzucenie ciężaru zapewniania akceptowalnej dokładności wydruku tylko na obróbkę mechaniczną nie tylko podniesie koszty i zużycie materiału, ale będzie też problemem technologicznym, szczególnie w przypadku elementów cienkościennych o niewielkiej sztywności [164]. Względny koszt obróbki powierzchni elementu cienkościennego w całym

procesie wytwarzania, ze względu na wyższy współczynnik powierzchnia/objętość będzie wyższy niż w elemencie grubościennym.

6.5. Naprężenia własne

Naprężenia własne definiowane są jako samorównoważące się naprężenia istniejące w materiale, który nie jest poddawany obciążeniu zewnętrznemu.

Jedną z przyczyną ich powstawania jest ograniczenie swobody odkształcenia cieplnego materiału. Metal wraz ze zmianą temperatury na skutek zjawiska rozszerzalności cieplnej zmienia swoje wymiary. Jeśli materiał może odkształcać się swobodnie, po przejściu cyklu nagrzewania (materiał się rozszerza) i chłodzenia (materiał doznaje skurczu) do temperatury początkowej wymiary materiału nie ulegają zmianie. Do trwałych zmian wymiarów elementu również nie dojdzie, gdy mimo ograniczonej swobody odkształcenia, naprężenia w materiale spowodowane rozszerzalnością cieplną, nie przekroczą granicy plastyczności materiału w danej temperatury nagrzewania. Gdy możliwości odkształcenia sprężystego zostaną wyczerpane, materiał doznaje odkształceń plastycznych, które powodują trwałe zmiany wymiarów, ale zakładając, że chłodzenie jest równomierne naprężenia własne nie występują. Naprężenia własne powstaną gdy nagrzany materiał, który doznał odkształcenia plastycznego, podczas chłodzenia na skutek ograniczeń nie może się skurczyć. Przykład, który ilustruje powstawanie naprężeń własnych dla stanu jednoosiowego zamieszczono na rys. 6.14. Pręt sztywno zamocowany pod wpływem nagrzewania, rozszerza się i powstają w nim naprężenia ściskające, po przekroczeniu granicy plastyczności pręt ulegnie trwałemu spęczeniu. Następnie podczas chłodzenia pręt nie może się skrócić, co generuje w nim naprężenia rozciągające. Uwolnienie pręta z zamocowania spowodowałoby skrócenie elementu i zanik naprężeń [165].



Rys. 6.14 Jednoosiowy stan naprężenia cieplnego a) naprężenia ściskające w spęczonym pręcie podczas nagrzewania; b) naprężenia rozciągające wychłodzonego pręta [38]

Opisane powyżej zjawisko jest jednym z czynników powodującym powstawanie naprężeń własnych w złączach spawanych. Innym czynnikiem powodującym rozwój naprężeń własnych jest gradient temperatury, który prowadzi do różnych odkształceń plastycznych w przyległych do siebie strefach materiału. Wspólny mechanizm wpływu gradientu

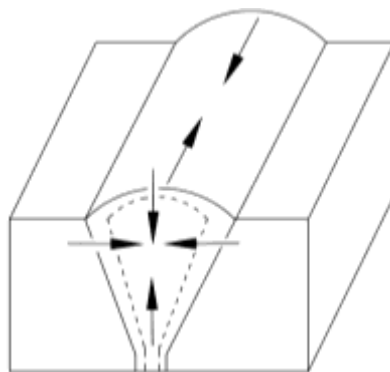
temperatury i rozszerzalności cieplnej na powstanie naprężeń własnych w spoinach i napoinach jest następujący [165], [166]:

- Spawalnicze źródło ciepła intensywnie lokalnie nagrzewa materiał obszaru spoiny/napoiny powodując jego rozszerzanie, otoczenie jest znacznie chłodniejsze i stanowi barierę ograniczającą możliwość odkształcania nagrzanego materiału. Nagrzany materiał ulega odkształceniom plastycznym.
- Podczas chłodzenia materiał spoiny/napoiny doznaje skurczu, jednak możliwość odkształcenia blokuje chłodniejszy (sztywniejszy) materiał obszarów przyległych, w rezultacie pojawiają się naprężenia własne.
- Im większy jest gradient temperatury ΔT , tym lokalnie większe naprężenia spowodowane niejednorodnością odkształceń materiału oraz bardziej prawdopodobne jest przekroczenie naprężeń sprężystych.
- Wartości naprężeń ściskających podczas nagrzewania i rozciągających podczas chłodzenia zmieniają się stopniowo wraz ze zmianą temperatury
- Jednoosiowy stan obciążenia naprężeniami własnymi w złączach spawanych praktycznie nie występuje.

Rozszerzalność cieplna stali, wysokie gradienty temperatury oraz szczególnie duże szybkości chłodzenia przy braku przemian fazowych w stanie stałym powodują powstanie naprężeń własnych w materiale [167].

Spoina ma pewną geometrię przestrzenną i skurcz powstających podczas chłodzenia po spawaniu obejmuje całą jej objętość. Kierunki skurczu w spoinie przedstawiono na rys. 6.15. Kierunki skurczu są tożsame z kierunkami rozwijanych w materiale naprężeń własnych. W przypadku złączy spawanych najczęściej mówimy o występowaniu składowej wzdłużnej naprężenia σ_x wzdłuż osi spoiny, która może osiągać granicę plastyczności R_e . Kolejną znaczącą składową w złączach jest składowa poprzeczna do kierunku spawania σ_y , której wartość zależy od wielu czynników np. prędkości spawania, energii linowej czy też kolejności wykonywania ściegów. Ostatnia składowa na grubości materiału σ_z jest szczególnie istotna w sytuacji, gdzie ograniczony jest skurcz w kierunku grubości poprzez silne usztywnienie złącza [38], [168].

Naprężenia własne po spawaniu wynikają także z przemian strukturalnych w stanie stałym, szczególnie w przypadku powstawania struktur hartowniczych. Ze względu na brak tego typu przemian w stalach austenitycznych nie będą one przedmiotem zainteresowania w niniejszym opracowaniu



Rys. 6.15 Kierunki skurczu w spoinie podczas chłodzenia złącza spawanego [Opracowanie własne]

6.5.1. Znacznie naprężeń własnych w wydrukach WAAM

Efektem rozwoju naprężeń własnych w elementach wytwarzanych przyrostowo WAAM jest często widoczna zmiana geometrii w skali makroskopowej. Niekorzystny stan naprężeń własnych może także prowadzić do obniżenia wytrzymałości doraźnej poprzez sumowanie się z naprężeniami pochodzącymi od obciążeń zewnętrznych (eksploatacyjnych), obniżenia wytrzymałości zmęczeniowej, oraz zwiększenia podatności na pękanie oraz korozję naprężeniową [167]. Dla celów badawczych najczęściej wytwarzanym metodą WAAM elementem jest prosta pionowa ściana [169]

Naprężeń własne w napoinach WAAM mogą osiągać wartości dochodzące do granicy plastyczności materiału. Choć brak jest szczegółowych danych dla napoin z 316L to badania innych materiałów przetworzonych WAAM wskazują, że:

- Dla stopu Ti-6Al-4V wartość naprężeń własnych może stanowić kilkadziesiąt procent granicy plastyczności [170].
- Dla wydruku z drutu ze stopu aluminium Al-5356 naprężenia własne mogą osiągać wartość granicy plastyczności [171].
- Naprężenia własne dla wysokowytrzymałej stali Mn4Ni1.5CrMo ($R_e = 790$ MPa) mogą osiągać ponad 400 MPa [172]

Rozkład naprężeń własnych w wydrukach WAAM jest silnie uzależniony od liczny warstw wydruku. W pracy [171] wykazano, że naprężenia wzdłużne w podłożu oraz w samej napoinie dla pierwszych warstw rosną bardzo szybko, a następnie bardzo wolno. Na rozkład naprężeń w dużej mierze może mieć wpływ geometria wydruku oraz strategia (trajektoria) wykonywania warstw.

6.5.2. Naprężenia własne w wydrukach WAAM

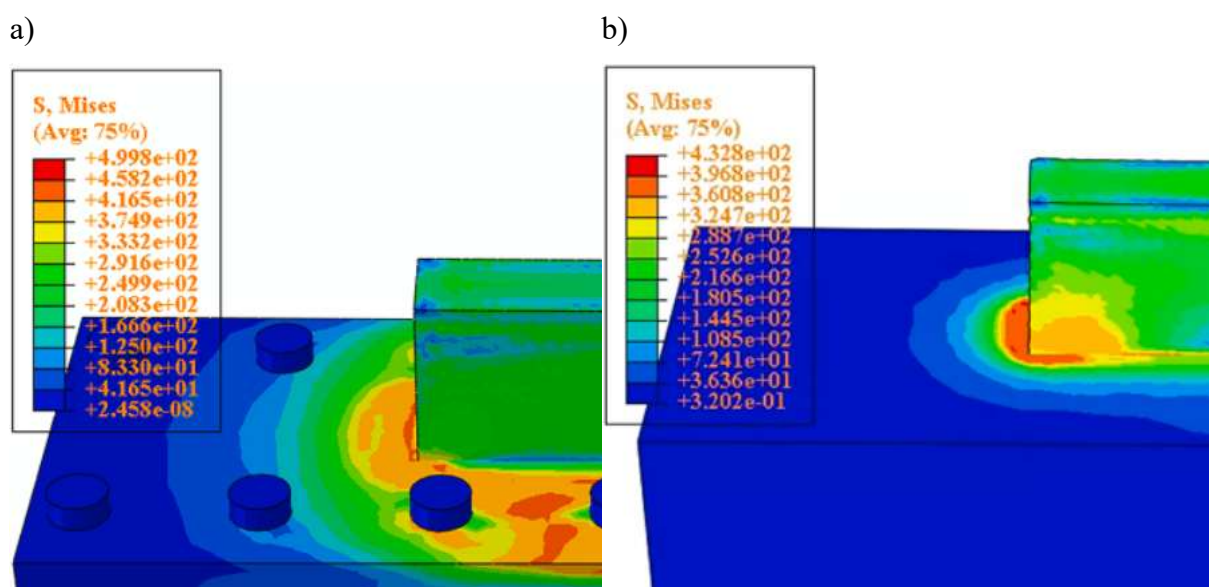
Natura procesu WAAM wymaga stosowania podłoża przewodzącego prąd elektryczny, na którym wykonywany jest element. Aby zwiększyć stabilność i powtarzalność procesu, a tym

samą dokładność geometryczną wytwarzanych części, niezbędne jest zabezpieczenie podłoża próbki przed odkształceniem. Skurcz krystalizacyjny materiału powoduje powstanie naprężeń i odkształceń nie tylko w obszarze wytwarzanego elementu, ale także płyty podłoża. Niezależnie od sposobu przeciwdziałania odkształceniom podłoża wszelkie wprowadzone ograniczenia modyfikują rozkład wzdluznych i poprzecznych naprężeń własnych.

Naprężenia w wydrukach WAAM można rozważać dla kilku wariantów układów, które w różny sposób będą przeciwdziałały odkształceniom. Można wyróżnić następujące warianty układu wytwarzania elementów metodą WAAM [171], [173], [174]:

- Napoina wraz z płytą podłoża dociśnięta do powierzchni oporowej,
- Napoina na bardzo sztywnej płycie podłoża,
- Napoina wraz z płytą podłoża bez wywartego docisku,
- Napoina, z usuniętą płytą podłoża.

Dla każdego z tych wariantów rozkład naprężeń w napoinie i w samej płycie podłoża po zakończeniu procesu napawania będzie się różnił. Przykładowo w pracy [174] wykazano, że w płycie podłoża naprężenia wzdluzne są bardziej wrażliwe (niż naprężenia poprzeczne) na wywarcie docisku na płytę podłoża - co powoduje spadek naprężeń ściskających. Ponadto wykazano, że grube i sztywne podłoże powoduje powstanie większego gradientu naprężeń, szczególnie w strefie połączenia napoiny z podłożem, co przedstawiono na rys. 6.16 w postaci map naprężeń na powierzchni modelu 3D. Podobnie w pracy [175] wzrost sztywności płyty podłoża spowodowany zwiększeniem jej grubości wywołał wzrost naprężeń w napoinie, przy czym największy wzrost odnotowano przy podłożu.



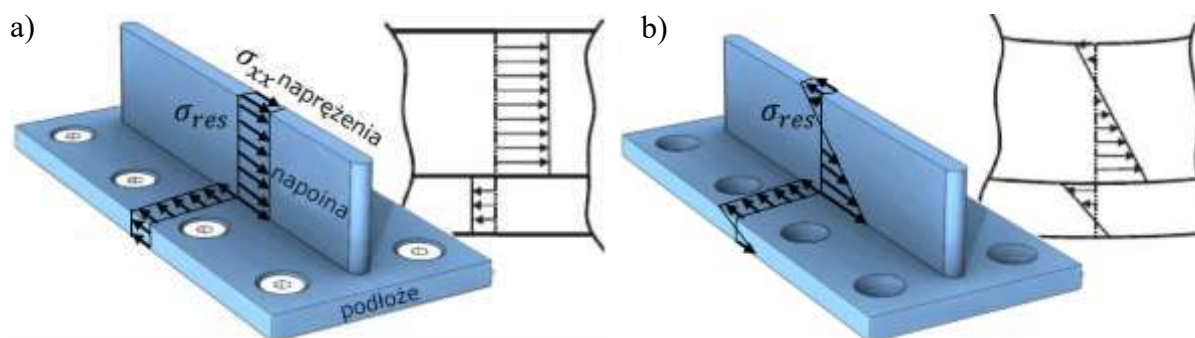
Rys. 6.16 Mapy rozkładu naprężeń a) model na cienkiej płycie dociśniętej śrubami do podłoża; b) model na sztywnej, grubej płycie [174]

W przypadku wytwarzania WAAM modelu bez zamocowania ulegnie on natychmiastowemu odkształceniu. W przypadku wytwarzania WAAM próbek odpowiednio zamocowanych, ulegną one odkształceniom dopiero w momencie usunięcia zamocowania, którego efektem będzie uwolnienie zakumulowanych odkształceń sprężystych, a w materiale próbki pozostaną naprężenia własne wywołane odkształceniem trwałym.

W przypadku metody WAAM wartość siły docisku płyty podstawy do podłoża może być również istotna. W publikacji [171] podczas druku WAAM stopu aluminium zaobserwowano, że system docisku oraz rozmiar podłoża mogą znacząco wpływać na wartość naprężeń własnych wzdłużnych w spoinie. Zastosowanie docisku oraz płyty o znacznej grubości powoduje silne usztywnienie układu co zwiększa rozciągające naprężenia wzdłużne.

Płyta podłoża napoiny WAAM może pozostać częścią utworzonego elementu, jednak najczęściej wymagane jest jej usunięcie. Odcięcie podłoża powoduje uwolnienie kolejnej części naprężeń własnych oraz ich redystrybucję i w konsekwencji dalsze odkształcenia elementu [174]. Podobnych obserwacji dokonano w pracy, w której napawano ze stopu tytanu. Po odcięciu podłoża w dolnej i górnej części napoiny pojawiły się naprężenia rozciągające, natomiast w środkowym obszarze naprężenia ściskające. Naprężenie rozciągające przy styku napoiny z podłożem po jego odcięciu podłoża spadło z 450 MPa do 200 MPa [173].

W jednym ze wspomnianych układów „napoina na płycie”, na który wywarty jest docisk, tylko część naprężeń w materiale, to naprężenia własne, pozostałe zaś to naprężenia sprężyste zakumulowane przez docisk (rozkład wewnętrznie nie zrównoważony). Dla takiego układu naprężenia są stałe na wysokości ściany i zazwyczaj największe w kierunku wzdłużnym, równoległym do kierunku napawania, co przedstawiono na rys. 6.17.



Rys. 6.17 Rozkład naprężeń w napoinie i płycie podłoża po procesie WAAM: a) układ zamocowany; b) układ bez zamocowania [170]

Po usunięciu zamocowania zmienia się rozkład naprężeń w taki sposób, że w górnej części ścianki pojawiają się naprężenia ściskające, które następnie maleją do zera na pewnej wysokości ścianki, po czym zmieniają znak na naprężenia rozciągające, osiągające maksimum

tuż przy płycie podłoża. Sama próbka ulega odkształceniu w kierunku zgodnym z kierunkiem działania naprężeń [170], [176]. Podczas druku WAAM kolejna nowo wykonana warstwa doznaje skurczu podczas chłodzenia, który ograniczony jest jednak przez warstwę wcześniej naniesioną. Indukuje to naprężenia rozciągające w kolejnej nowo wytworzonej warstwie, a w warstwie poprzedniej naprężenia ściskające. Wraz z wykonywaniem kolejnych warstw w materiale akumulują się naprężenia ściskające [167].

6.5.3. Metody ograniczania naprężeń własnych w wydrukach 3D

Podstawowym sposobem ograniczania naprężeń własnych powstających w elementach spawanych jest właściwe zaprojektowanie konstrukcji oraz dobór odpowiednich parametrów procesu wytwarzania. Nie pozwala to jednak na całkowitą eliminację naprężeń własnych, a nierzadko konieczne jest podjęcie dodatkowych operacji po procesie spawania/napawania, które mają na celu obniżenie niebezpiecznego poziomu naprężeń własnych w konstrukcji. Problem wysokich naprężeń własnych także dotyczy wydruków WAAM. W literaturze znaleźć można kilka najczęściej stosowanych metod ograniczania naprężeń własnych.

Znaną i stosowaną w spawalnictwie metodą redukcji naprężeń jest obróbka cieplna odpuszczająca pozwalająca na ograniczenie poziomu naprężeń własnych. W publikacji [177] wykazano, że wygrzewanie przez 2 godziny w temperaturze 700°C próbki ze proszku stali 316L wytworzonej metodą SLM pozwala na usunięcie niemal w całości naprężeń własnych. Z kolei w pracy [178] wykazano, że obróbka cieplna w 600°C stali 316L przetworzonej metodą WAAM pozwala na uzyskanie modelu niemal bez naprężeń własnych. Pełne odpuszczenie materiału zachodzi w temperaturze 800°C, któremu towarzyszy także spadek wytrzymałości.

Obróbka cieplna odpuszczaniem jest zatem skuteczna w redukcji naprężeń własnych jednak stanowi ona dodatkowy zabieg technologiczny. Prowadzone są także badania z wykorzystaniem innych metod, które umożliwiają redukcję naprężeń w trakcie procesu.

Obróbka nagniataniem (rolowaniem) górnej powierzchni każdej warstwy lub wykonanie tego zabiegu po procesie WAAM pozwala na modyfikację pola naprężeń po procesie napawania poprzez zmianę naprężeń rozciągających na naprężenia ściskające [179]. Podobny efekt uzyskuje się w procesie kulkowania, polegającym na uderzaniu strumieniem metalowych kul w powierzchnię napoiwy [180].

W procesach SLM można zastosować wiązkę lasera do przetopienia nowo wykonanej warstwy na niewielkiej głębokości. Taki zabieg wprowadza do warstwy naprężenie ściskające, które częściowo równoważą występujące w niej naprężenia rozciągające [181]. Analogiczny proces może przynieść korzyści w metodach druku WAAM.

W pracy [182] zasugerowano zmianę parametrów procesu po każdej warstwie. Symulacje MES wykazały, że redukcja naprężeń maksymalnych może wynieść nawet 170 MPa. W pracy nie weryfikowano wyników obliczeń w sposób eksperymentalny, ponadto zastosowano strategię napawania tylko w jedną stronę, gdy znacznie częściej stosowana jest strategia dwukierunkowa, które sprzyja większej stabilności i powtarzalności procesu. W analizie pominięto także wpływ zmiany parametrów na rzeczywistą geometrię ściegu. Metoda ta ma potencjał do ograniczenia naprężeń jednak może stwarzać problemy z praktyczną implementacją.

Zastosowanie wstępnego podgrzewania materiału redukuje gradient temperatury pomiędzy podłożem a pierwszą warstwą, prowadzi do spadku prędkości chłodzenia, umożliwiając „równowagową” krystalizację [81], jednocześnie wydłuża się czas przybywania materiału w wysokim zakresie temperatur zwiększając prawdopodobieństwo powstania niepożądanych wydzielen. Autorzy sugerują także, że zabieg ten pozwala na redukcję naprężeń cieplnych pomiędzy podłożem a pierwszą warstwą. W publikacjach dotyczących wytwarzania elementów z Ti-6Al-4V metodą SLM wykazano, że wzrost temperatury podgrzewania ze 100°C do 370°C [183] prowadzi do redukcji naprężeń własnych o 70%, a w temperaturze 570°C naprężenia są niemal zerowe, co podkreśla znaczenie podgrzewania jako metody redukcji naprężeń własnych. Zabieg podgrzewania jednak ma pewne ograniczenia wynikające z właściwości materiałów, oraz może wpłynąć na geometrię warstw czy też wydajność samego procesu napawania. Problemem metody WAAM jest utrzymanie stałej temperatury w całej objętości próbki w celu minimalizowania gradientu temperatury. Zastosowanie wyższej temperatury międzyściegowej, która podobnie jak podgrzewanie wstępne redukuje gradient temperatury może ograniczyć naprężenia własne [173]. Aby jednak efekt redukcji wystąpił, wymagana jest odpowiednia temperatura. Przykładowo w pracy [172] zaobserwowano, że zmiana temperatury międzyściegowej z zakresie 100-300 °C nie wpływa znacząco na naprężenia własne.

6.5.4. Podatność stali 316L na powstawanie naprężeń własnych

Stal 316L i jej odpowiedniki w postaci drutu są szczególnie narażone na podstawianie naprężeń własnych podczas spawania lub napawania. Materiały te charakteryzują się niską przewodnością cieplną (około 15 W/m*K), co sprzyja powstaniu wysokich gradientów temperatury i lokalnych deformacji plastycznych materiału. Ponadto materiał ma wysoki współczynnik rozszerzalności cieplnej (ok. $16,5 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ w 20 °C) co jest wartością wyższą niż dla stali niestopowej, ale niższa niż dla stopów aluminium. Rozwojowi znacznych naprężeń własnych sprzyjać może także moduł Younga na poziomie 200 GPa [103]. Moduł Younga

szybko maleje wraz z temperatury co ułatwia wystąpienie odkształceń plastycznych, a po schłodzeniu może powodować wysokie naprężenia własne. Ponadto austenityczna struktura stali jest podatna na umocnienie odkształceniowe, będące efektem odkształcenia plastycznego. Takie umocnienie może potencjalnie utrudniać relaksację naprężeń. Dodatkowo, ferryt występujący do kilkunastu procent objętości w osnowie austenitycznej ma inną wartość współczynnika rozszerzalności i przewodności cieplej co może wywołać mikronaprężenia w strukturze materiału.

Nieliczne dostępne w literaturze wyniki wskazują, że w przypadku napoin z drutu 316LSi naprężenia własne i towarzyszące im odkształcenia można ograniczać zwiększając temperaturę międzysciegową (badano zakres 50-150°C) oraz większą energię liniową procesu (z zakresu 0,26 – 0,47 kJ/mm). Wykonanie kolejnych warstw może wywołać efekt odprężania cieplnego przez powtórne oddziaływanie cieplne na wcześniej wykonaną warstwę [129]. Jak wskazano, efekt ten nie zawsze musi mieć istotne znaczenie. W pracy [176] badano także wpływ liczby warstw napoiny na naprężenia własne, jednak nie zaobserwowano efektu odprężenia warstw ułożonych wcześniej (badania dotyczyły stali niestopowej).

Podsumowując, w procesie WAAM każda nowopowstała warstwa przechodzi cykl cieplny obejmujący szybkie nagrzewanie, stopienie, krystalizację i chłodzenie. Ciepło najszybciej odprowadzane jest z warstw leżących przy zimnym podłożu co lokalnie zwiększa gradienty cieplne, a te powodują generację większych naprężeń wewnętrznych. Każda kolejna warstwa nanoszona jest na podłoże o pewnej temperaturze. Im będzie ona wyższa tym naprężenia własne powinny być niższe. Wraz ze wzrostem stopnia usztywnienia układu napoina-podłoże rosną naprężenia własne, które w skrajnych wypadkach mogą osiągać granicę plastyczności materiału.

6.5.5. Metody pomiaru naprężeń własnych

W literaturze można znaleźć co najmniej kilka stosowanych metod pomiaru naprężeń własnych w napoinach WAAM. Metody te można podzielić na metody niszczące i nieniszczące. Poza sposobem realizacji pomiaru, różnią się one także rodzajem mierzonych naprężeń w zależności od skali ich oddziaływania. Możemy wyróżnić makronaprężenia (naprężenia typu I) obejmujące zasięgiem cały przekrój analizowanych elementów oraz mikronaprężenia występujące w skali pojedynczych ziaren (naprężenia typu II) czy w skali sieci krystalograficznej (naprężenia typu III).

Do metod nieniszczących pomiaru naprężeń własnych zaliczyć można metody dyfrakcyjne tj.:

- Metoda rentgenowska
- Metoda synchrotronowa
- Metoda neutronowa

Metody te umożliwiają pomiar naprężeń dla ściśle określonego kierunku. Różnią się zakresem pomiarowym. Metoda rentgenowska umożliwia określenia wartości naprężeń w warstwie przypowierzchniowej, natomiast wysoka energia wiązki promieniowania synchrotronowego oraz niska pochłalność neutronów przez większość materiałów umożliwia tym metodom pomiar naprężeń nawet na głębokości kilkudziesięciu milimetrów.

Metody dyfrakcyjne oparte są na ocenie rozkładu odległości międzypłaszczyznowych w przestrzeni rys. 6.18. Zasada wyznaczania odległości międzypłaszczyznowych w tej metodzie opiera się na prawie Bragga (17), które opisuje warunek wystąpienia dyfrakcji promieniowania na uporządkowanej strukturze krystalicznej [184], [185]:

$$n\lambda = 2d(hkl, \varphi, \psi) \sin \theta_{hkl, \varphi, \psi} \quad (17)$$

gdzie:

n - rząd dyfrakcji

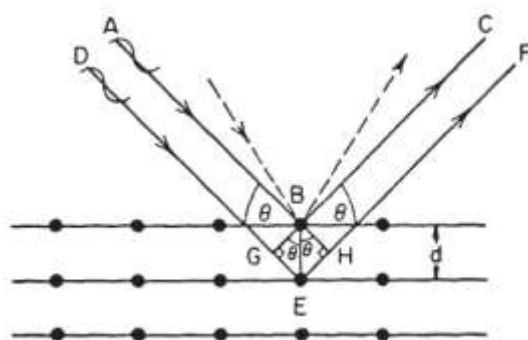
λ - długość fali promieniowania np. neutronowego

φ - kąt azymutalny - kąt obrotu wokół normalnej do powierzchni próbki,

ψ - kąt nachylenia - kąt między normalną do powierzchni próbki a normalną do płaszczyzny dyfrakcyjnej.

$d(hkl)_{\varphi, \psi}$ - odległość międzypłaszczyznowa dla płaszczyzn o indeksach krystalograficznych (hkl) wzdłuż kierunków dyfrakcji φ, ψ , dla ziaren ulegających dyfrakcji

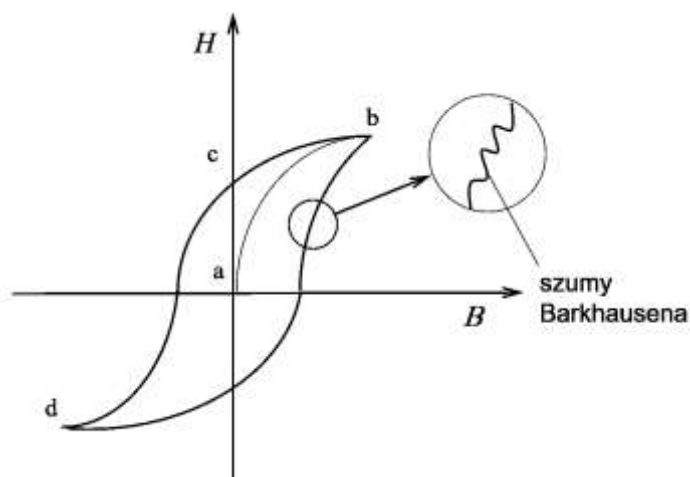
$\theta_{hkl, \varphi, \psi}$ - kąt Bragga, połowa kąta pomiędzy wiązką padającą, a wiązką ugiętą w kierunku (φ, ψ) dla rodziny płaszczyzn $\{hkl\}$



Rys. 6.18 Dyfrakcja wiązki promieniowania na płaszczyznach krystalograficznych [185]

Analiza wartości zmian odległości międzypłaszczyznowej $d(hkl)$ umożliwia określenie naprężeń własnych w materiale, ponieważ naprężenia w skali mikroskopowej powodują zmiany odległości między płaszczyznami sieci krystalicznej.

Do metod nieniszczących zaliczyć można także metody magnetyczne, które wykorzystują głównie dwa zjawiska występujące tylko w materiałach ferromagnetycznych: szumy Barkhausena oraz zjawisko magnetostrykcji. Szumy Barkhausena są to skokowe zmiany poziomu namagnesowania powiązane ze skokową zmianą orientacji ścian domen magnetycznych (rys. 6.19). Te nagłe zmiany związane są z defektami w strukturze materiału, które utrudniają ruch domen magnetycznych. Pomiar naprężeń polega na wzbudzeniu pola magnetycznego w materiale, a następnie rejestracji przez cewkę liczby impulsów szumu Barkhausena przypadających na jedną pętlę histerezy. Pomiar wymaga wcześniej kalibracji dla danego rodzaju materiału [186].



Rys. 6.19 Szumy Barkhausena w przebiegu pętli histerezy magnetycznej badanego materiału

Magnetostrykcja jest zjawiskiem polegającym na zmianie wymiarów ferromagnetyków w polu magnetycznym. Wielkość i kierunek odkształceń zależny od stanu naprężenia w materiale, które ogranicza ruch domen magnetycznych, a zatem także i odkształcenie materiału [187]. Aby pomiar był miarodajny konieczna jest kalibracja układu pomiarowego na materiale wolnym od naprężeń.

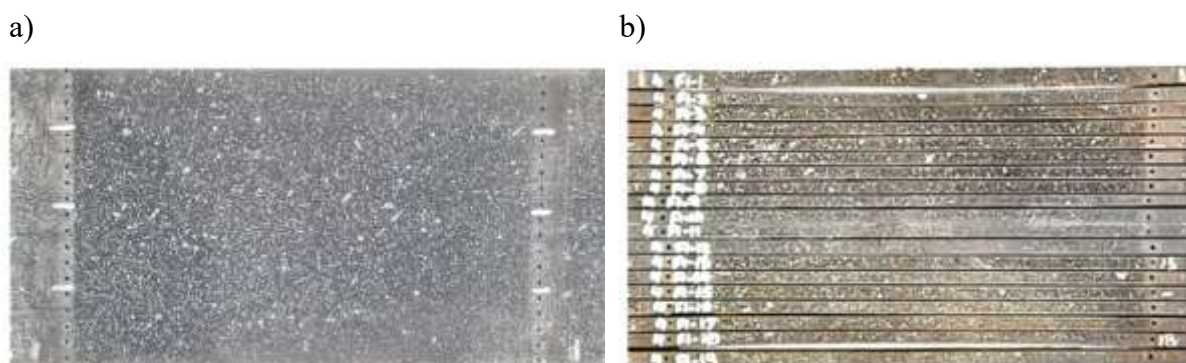
Zaletą metod magnetycznych jest możliwość szybkiego mapowania naprężeń. Metody magnetyczne mają jednak wiele ograniczeń jak np. konieczność kalibracji, pomiar tylko powierzchniowy, wrażliwość na zakłócenia i ograniczenie do materiałów ferromagnetycznych. Naprężenia w materiałach o strukturze austenitycznej nie mogą być zmierzone metodami magnetycznymi.

Metody niszczące pomiaru naprężeń opierają się na relaksacji i redystrybucji naprężeń na skutek usunięcia pewnej objętości materiału. Usunięcie materiału powoduje uwolnienie zakumulowanych odkształceń sprężystych, które mogą być zmierzone. Do najczęściej stosowanych metod niszczących można zaliczyć:

- Metodę konturową,
- Metodę nawiercania otworów.

W metodzie konturowej uwolnienie naprężeń następuje w wyniku przecięcia próbki wzdłuż płaszczyzny pomiarowej. Aby nie wprowadzać dodatkowych naprężeń w wyniku cięcia, stosuje się cięcie wodą lub cięcie elektroerozyjne. Odkształcenia materiału mogą być mierzone są za pomocą profilometru. Wyniki pomiaru w postaci zmierzonych przemieszczeń, służą jako dane wejściowe do analizy numerycznej MES. W analizie MES należy przyłożyć wirtualną siłę, która kompensuje odkształcenie elementu spowodowane cięciem. W sposób wirtualny zostaje zatem przywrócony stan naprężeń wewnętrznych w materiale. Obliczenie wartości naprężeń wymaga określenia stopnia anizotropii właściwości materiału i doboru odpowiednich stałych materiałowych [168], [184].

Pewną odmianą metody konturowej jest metoda sekcjonowania. Analogicznie jak w metodzie konturowej uwolnienie naprężeń realizuje się przed odcinanie fragmentów próbki w postaci pasków. Fragmenty materiału po odcięciu zmieniają swoje wymiary, co może zostać zmierzone w postaci przemieszczenia względnego. Następnie korzystając z zależności między odkształceniami i przemieszczeniami oraz związków naprężeń z odkształceniami możliwe jest wyznaczenie wartości naprężeń własnych. Przykład przygotowania próbki do pomiaru metodą sekcjonowania przedstawiono na rys. 6.20. Metoda wymaga wyboru jednego kierunku, dla którego mają zostać wyznaczone naprężenia.



Rys. 6.20 Etapy przygotowanie próbki do pomiaru naprężeń metodą sekcjonowania a) ustalenie długości pomiarowej i wykonanie otworów, b) odcięcie próbek i ponowny pomiar [188]

Metoda pomiaru krzywizny wygięcia polega na pomiarze krzywizny ugięcia próbki spowodowanego usunięciem warstwy materiału. Krzywizna wygięcia zależy od właściwości

sprężystych materiału oraz stanu naprężeń w usuwanej warstwie. Do obliczenia uwalnianych naprężeń stosuje się równanie (18) Stoney'a [189].

$$\sigma_w = \frac{E_p}{6(1 - \nu_p)} \cdot \frac{h_p^2}{h_w} \cdot \left(\frac{1}{R_2} - \frac{1}{R_1} \right) \quad (18)$$

gdzie:

E_p, ν_p - moduł Younga i współczynnik Poissona materiału próbki

h_p - wysokość próbki

h_w - wysokość usuniętej warstwy

R_1, R_2 - odpowiednio promień krzywizny próbki przed i po usunięciu warstwy

Naprężenia wyznaczone z równania Stoney'a opisują średnie naprężenia w usuniętej warstwie. Pomiar ugięcia próbki można wykonać stykowo (tensometry, profilometry) lub bezstykowo (pomiar laserem, profilometrem optycznym) [190]. Metoda ograniczona jest do pomiaru naprężeń w próbkach o prostej geometrii. Może także zostać zastosowana do prostych napoin wytworzonych metodą WAAM.

Metoda nawiercania otworów jest mniej inwazyjna niż metoda konturowa i najczęściej element poddany pomiarom może dalej pełnić swoją funkcję. Metoda polega na wykonaniu małego otworu na głębokość równą średnicy otworu. Wykonanie otworu powoduje redystrybucję naprężeń w materiale przyległym do wykonanego otworu, a uwolnione w wyniku wiercenia odkształcenie mierzone i wyznaczane jest za pomocą rozety tensometrycznej naklejonej na badaną powierzchnię i podłączonej do układu mostka Wheatstone'a. Rozeta tensometryczna składa się z trzech tensometrów ułożonych wokół otworu w środku rozety (miejsca nawiercania otworu), jak przedstawiono na rys. 6.21. Uwolnienie odkształceń w materiale powoduje zmianę długości bazy każdego z tensometrów co wywołuje zmianę rezystancji proporcjonalną do odkształcenia zgodnie z równaniem (19), na podstawie którego można wyznaczyć naprężenia.

$$\frac{\Delta R}{R} = k\varepsilon \quad (19)$$

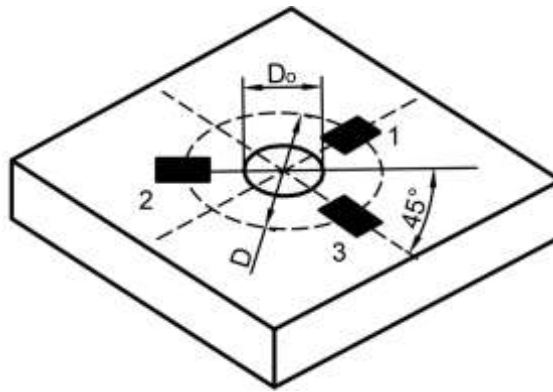
gdzie:

R - rezystancja tensometru,

ΔR - zmiana rezystancji spowodowana odkształceniem,

k - stała tensometru

ε - odkształcenie wywołane zmianą stanu naprężeń



Rys. 6.21 Układ tensometrów 1-3 w rozecie tensometrycznej (Opracowanie własne na podstawie [191])

Metoda nawiercania otworów zakłada, że materiał jest homogeniczny i izotropowy [191], [192]. Potencjalnie niedokładności/błędy pomiarowe mogą być spowodowane nieprawidłowym przygotowaniem podłoża przed przyklejeniem rozety tensometrycznej. Metoda może mieć niewielkie zastosowanie do pomiarów naprężeń w elementach wydruków-napoin ze względu na ich falistą powierzchnię utrudniającą montaż rozety. Możliwa jest mechaniczna obróbka powierzchni, jednak usunięcie materiału może spowodować zmianę stanu naprężenia. Jednak metoda ma zastosowanie do pomiaru naprężeń na powierzchni płyty podłoża napoiny WAAM [87].

7. Modelowanie numeryczne procesu wytwarzania przyrostowego

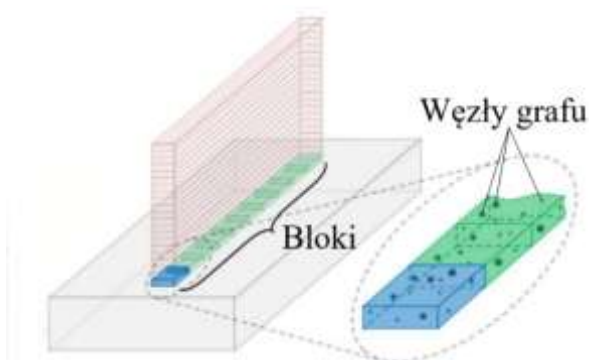
Symulacja komputerowa jest jednym z narzędzi badawczych, które pozwala lepiej zrozumieć i określić wpływy procesów fizycznych zachodzących w elementach konstrukcji, nie tylko pod względem jakościowym, ale także ilościowym. Ponadto narzędzie to znajduje zastosowanie w przemyśle do analizy procesów przetwarzania materiałów, wytwarzania części i konstrukcji, umożliwiając poprzez optymalizację parametrów, takie przewidywanie warunków dla realizacji danego procesu, które zapewniają otrzymanie wyrobu o oczekiwanych właściwościach.

7.1. Metody modelowania numerycznego

Obecnie symulacja komputerowa opiera się w przeważającej większości na analizach wykorzystujących podstawowe modele numeryczne opisujące zjawiska jakie występują w procesach wytwarzania w warunkach występowania zmiennego pola temperatury i wynikających z tego zmian w postaci naprężeń i odkształceń w materiale. Zastosowane w analizie komputerowej modele termiczne pozwalają na symulacje rozkładu i przepływu ciepła przez materiał w dowolnym czasie, natomiast modele termo-mechaniczne stosowane są w analizie przemieszczeń, odkształceń i naprężeń wywołanych niestacjonarnym polem temperatury na skutek oddziaływania przemieszczającego się źródła ciepła. W kontekście zastosowania metody WAAM do wytwarzania części maszyn w istniejącej literaturze naukowej można spotkać szereg przykładów wykorzystania różnych metod modelowania numerycznego w tym obszarze. Przykładowo przedmiotem analiz numerycznych może być cały proces lub jego wybrany fragment np. dynamika jeziora spawalniczego [193] czy też sposób transferu metalu z elektrody do jeziora metalu [45].

Najczęściej stosowaną metodą modelowania numerycznego w procesach WAAM jest metoda elementów skończonych (*ang. Finite Element Method, FEM*). W metodzie tej analizowany obiekt dzielony jest na elementy skończone połączone ze sobą w punktach nazywanych węzłami, dla których dyskretyzuje się równania opisujące zjawiska fizyczne (równania różniczkowe zamieniane są na układ równań algebraicznych). Po rozwiązaniu numerycznym układu równań dla każdego węzła siatki, uzyskuje się informacje np. o rozkładzie temperatury czy naprężeń w analizowanym modelu poprzez aproksymację wyników z węzłów na elementy skończone. W szczególności, w przypadku zagadnień cieplnych, jest to równanie przewodnictwa cieplnego Fouriera czy w przypadku analizy mechanicznej równania konstytutywne wiążące odkształcenia z naprężeniami.

Oprócz modelowania MES do symulacji np. rozkładu temperatury w procesie WAAM wykorzystać można metodę opartą na metodzie teorii grafów spektralnych. W tej metodzie nie generuje się siatki, a model reprezentowany jest jako zbiór dyskretnych węzłów tworzących sieć grafu. Położenie węzłów grafu w objętości jest generowane losowo, przy zachowaniu stałej gęstości węzłów. Na podstawie węzłów tworzony jest graf sieciowy poprzez połączenie najbliższych sąsiadów każdego węzła. Równoległe tworzona oraz macierz Laplasjana, która zawiera informacje o wagach wpływu połączonych węzłów, a dany węzeł. Wagi definiują intensywność wymiany ciepła pomiędzy węzłami uwzględniając równanie przewodnictwa Fouriera, model źródła ciepła oraz mechanizmy konwekcji i radiacji. Przed rozpoczęciem obliczeń model dzieli się na warstwy (np. na takie same jak w procesie WAAM), a te na bloki dla których sekwencyjnie obliczana jest odpowiedź cieplna. Wykonany blok pozostaje aktywny w modelu i uczestniczy w przepływach ciepła. Na rys. 7.1 przedstawiono sposób przygotowanie modelu do obliczeń, kolorem niebieskim zaznaczono pojedynczy blok. Metoda ta umożliwia skrócenie czasu obliczeń nawet o kilkadziesiąt procent w porównaniu do metody MES, przy zachowaniu podobnej wielkości błędu [194].



Rys. 7.1 Sposób przygotowania modelu do obliczeń metodą grafów spektralnych [194]

Inną metodą, a w zasadzie modyfikacją metody MES jest metoda odkształceń własnych (Inherent Strain Method, ISM) szczególnie przydatna do przewidywaniem naprężeń własnych i odkształceń. Metoda ta wymaga wyznaczenia składowych odkształcenia własnego, którymi definiuje się objętościową deformację spowodowaną cyklem nagrzewania i chłodzenia. Odkształcenia własne są więc efektem procesu i zadaje się je w modelu numerycznym rezygnując przy tym z analizy cieplno-mechanicznej. Najczęściej te składowe uzyskuje się na drodze symulacji numerycznej np. MES lub na podstawie badań eksperymentalnych. Dobrze skalibrowany model ISM pozwala na znaczące przyspieszenie czasu obliczeń. Wadą jednak jest mniejsza uniwersalność (tylko naprężenia i odkształcenia), konieczność przygotowania

specyficznych danych wejściowych. Metoda ISM daje dobre wyniki wyłącznie w analizach modeli liniowo-sprężystych [195].

Autorzy pracy [196] do modelowania procesu WAAM wykorzystali metodę objętości skończonych (*ang. Finite Volume Method, FVM*) do symulacji zjawisk cieplnych. W ramach metody FVM rozpatrywany obszar dzieli się na tzw. objętości kontrolne o dowolnym kształcie, przez których powierzchnie przepływa strumień analizowanej wielkości fizycznej. Określenie wielkości tego przepływu wymaga rozwiązania równań matematycznych np. równania przewodnictwa cieplnego. Następnie wykonywany jest bilans tych strumieni, który pozwala na obliczenie zmiany danej wielkości w środku objętości. W porównaniu do MES, metoda FVM nie wymaga składania macierzy współczynników własności materiału. Wspomniane współczynniki w MES w przypadku stosowania modelu, w którym właściwości materiałowe zależą od temperatury muszą być nieustannie przeliczane co zwiększa zapotrzebowanie na dodatkowe obliczenia.

W pracy [197] zaproponowano inną metodę modelowania, w której model wydruku jak i narzędzia przybliżamy jest elementami typu dixel. W opisie matematycznym dixel jest elementem w postaci słupka, przechowujący informacje o wysokości i głębokości. Ponadto metoda wprowadza wirtualny model narzędzia o geometrii trójwymiarowej powstałej przez obrót przekroju warstwy wokół osi, w tej metodzie jest to sfera, co przedstawiono na rys. 7.2. Gdy zostanie spełniony warunek pewnej minimalnej odległości między narzędziem a podłożem (obliczany dla dixela), w danym kroku obliczeniowym geometria narzędzia (część sfery) zostaje dodana do geometrii modelu. Tego typu symulacja służy głównie do analizy kinematyki procesu, w tym kolizji czy planowania ścieżek.



Rys. 7.2 Metoda wyznaczania geometrii napoiny na podstawie geometrii narzędzia [197]

Wśród wspomnianych metod modelowania numerycznego metoda MES, ze względu na wysoką uniwersalność i elastyczność, wydaje się najlepszym wyborem w przypadku analizy procesów WAAM. Jej największą wadą jest długi czas obliczeń, jednak umożliwia holistyczną analizę procesu począwszy od analizy historii temperaturowej, przez analizą naprężeń

i odkształceń po analizę przemian fazowych. Znacząco dłuższy czas obliczeń w metodzie MES w porównaniu do czasu wytwarzania elementu może być barierą w przypadku zagadnień optymalizacyjnych, w których wymagane jest przeprowadzenie wielu symulacji. Dużą rolę odgrywać tu będzie konfiguracja sprzętu komputerowego zastosowanego do analizy (wielkość pamięci, procesor, pojemność dysku).

7.2. Modelowanie procesu WAAM

W modelowaniu procesu WAAM można wyróżnić dwa kierunki badań. Pierwszy z nich to modelowanie matematyczne, które służy do opisu i predykcji kształtu napoiny przy pomocy zależności matematycznych [28]. Tego typu modele pozwalają powiązać parametry procesu z geometrią napoiny co ułatwia planowanie dalszego procesu przetwarzania. Drugi z tych kierunków to modelowanie zjawisk fizycznych przy pomocy narzędzi symulacji numerycznej. Niezależnie od wybranej metody modelowanie jest dobrym i względnie tanim narzędziem umożliwiającym przewidywanie właściwości wytwarzanych elementów.

Struktura modelu numerycznego procesu WAAM czerpie bezpośrednio z modelowania procesów spajania i obejmuje:

- geometrię wytwarzanego modelu oraz jego siatkę elementów skończonych,
- model źródła ciepła np. Goldaka, laser, Gaussa [82],
- model termiczny - przepływ ciepła w materiale, w tym przewodnictwo cieplne, warunki radiacyjnej i konwekcyjnej wymiany ciepła,
- model mechaniczny (odkształcenia i naprężenia),
- model metalurgiczny (przemiany fazowe).

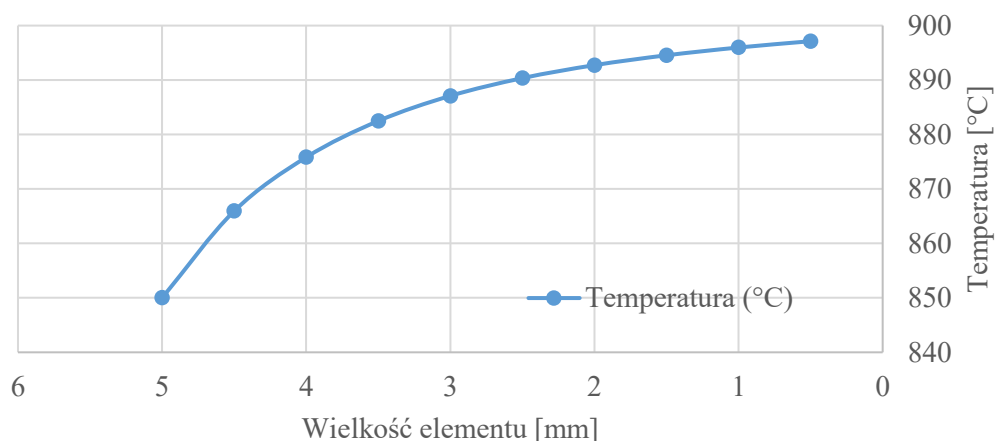
Model w powyższym układzie pozwala na analizę przepływu ciepła przez materiał, określenie naprężeń własnych w materiale, odkształceń i przemieszczeń materiału oraz analizę fazową struktury materiału.

Obecny stan wiedzy o materiałach austenitycznych typu stal 316L w kontekście wytwarzania WAAM wskazuje, że głównym zadaniem modelowania może być analiza termiczna pozwalająca na ocenę zawartości ferrytu w strukturze oraz analiza mechaniczna, skoncentrowana głównie na wyznaczaniu naprężeń własnych, ale także deformacji elementów po procesie wytwarzania.

Przydatność model numerycznego do analizy zjawisk towarzyszących procesowi WAAM zależy od dokładności odwzorowania danego zjawiska fizycznego. Model numeryczny podlega kalibracji najczęściej na podstawie danych eksperymentalnych.

Kalibracja modelu MES odbywa się przez zadanie warunków brzegowych tak aby odzwierciedlić rzeczywiste warunki eksperymentu. Wielkością najczęściej stosowaną w kalibracji MES jest temperatura. Współczesne systemy pomiarów stykowych i bezstykowych pozwalają na skuteczną akwizycję danych termicznych.

Jednym z podstawowych kroków budowy modelu numerycznego, który wpływa na stabilność, dokładność i czas obliczeń jest wybór odpowiedniego kształtu i wielkości elementów skończonych. Wielkość elementów skończonych najczęściej dobiera się metodą iteracyjną, poprzez stopniowe zagęszczanie lub rozrzedzanie siatki do momentu osiągnięcia zbieżności parametrów rozwiązania tzn. w sytuacji, w której zmiany w wartościach badanych wielkości np. temperatury, naprężeń, po kolejnym zwiększeniu gęstości siatki elementów skończonych będą minimalne (lub mniejsze niż przyjęte kryterium zbieżności i jego wartość), jak przedstawiono na rys. 7.3. Jest to tak zwana analiza wrażliwości siatki. Im mniejsze elementy siatki tym dłuższy czas obliczeń np. redukcja wielkości elementu typu hexahedral z 2 mm do 1 mm, zwiększa ośmiokrotnie liczbę elementów. Dodatkowo, w obszarach o spodziewanych dużych gradientach poszukiwanych wielkości siatkę można zagęścić w celu uzyskania lepszej rozdzielczości wyników. W literaturze, dla celów symulacji procesu WAAM, w obszarze napoiny i SWC stosowane są elementy o długości boku do 2mm [81].

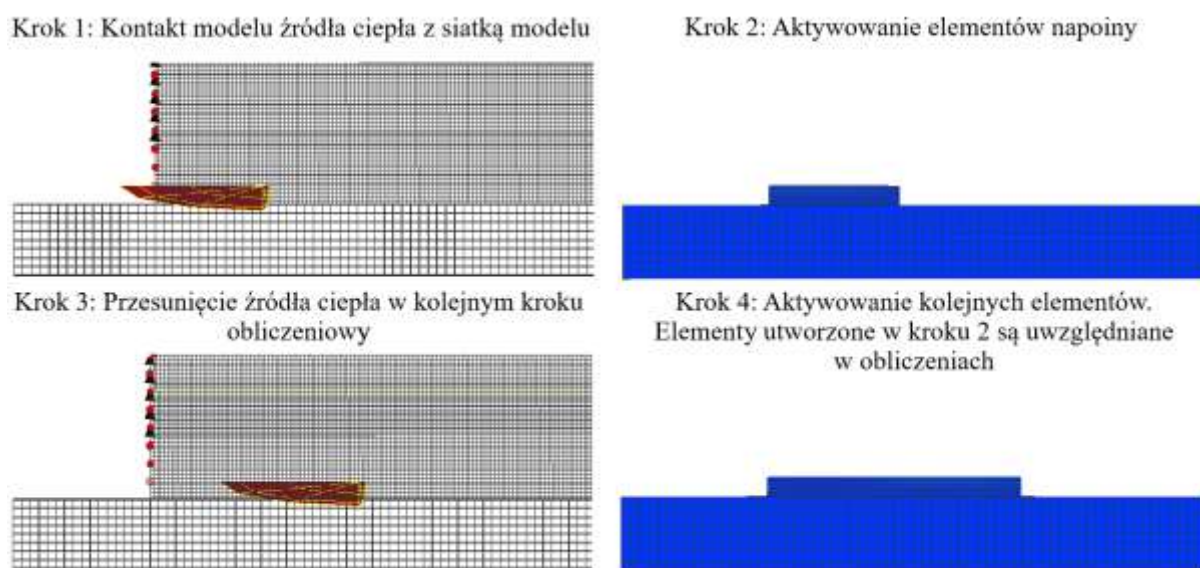


Rys. 7.3 Wpływ gęstości siatki na temperaturę maksymalną procesu

Równania określające przepływ ciepła w materiale przedstawiono w rozdziale 4. W modelowaniu MES mechanizmy wymiany ciepła poprzez radiację i konwekcję określają termiczne warunki brzegowe opisujące rozpraszanie ciepła emitowanego przez powierzchnię. Kalibracja warunków brzegowych polega na doborze odpowiednich wartości współczynników określonych we wzorach (6)(7). Ciepło odbierane jest również przez elementy oporowe czy dociski, co także wymaga określenia warunków kontaktu między powierzchniami. Dla poprawnego odwzorowania przepływu ciepła konieczne jest także zdefiniowanie modelu

materiałowego. Dane materiałowe dla wielu powszechnie stosowanych materiałów zazwyczaj dostępne są w oprogramowaniu MES w postaci baz właściwości materiałów.

Charakterystyczną cechą modelowania MES procesu WAAM jest konieczność zbudowania już na początku procesu modelowania całego modelu wyrobu wraz z osiatkowaniem geometrii. W tak przygotowanym modelu ustala się kolejność powstających warstw, które aktywowane są w momencie, gdy model źródła ciepła wejdzie w kontakt z siatką elementów. W praktyce jednak elementy są zawsze aktywne, a ich aktywacja i dezaktywacja polega na zmianach wartości współczynników własności elementów w macierzy współczynników przewodzenia i/lub sztywności [198]. Ta technika aktywacji i dezaktywacji elementów skończonych określana jest techniką śmierci i narodzin elementu (*ang. element death and birth*). Aktywacja poszczególnych elementów następuje po rozpoczęciu obliczeń, stopniowo, w chwili kontaktu elementów modelu z modelem źródła ciepła [81], [87]. Praktyczny sposób implementacji tej metody w modelu MES, na przykładzie oprogramowania Simufact Welding, przedstawiono na rys. 7.4.



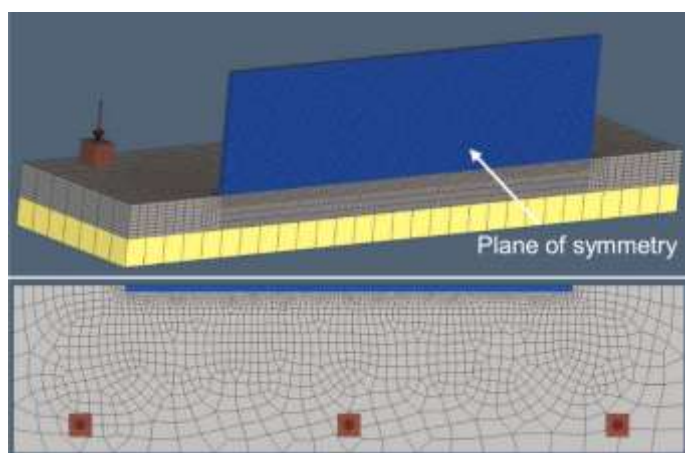
Rys. 7.4 Metoda aktywacji elementów modelu MES na przykładzie oprogramowania Simufact Welding (opracowanie własne)

W pracy [83] dotyczącej wytwarzania z drutu AWS ER90S-B3, autorzy stworzyli model procesu w programie Simufact Welding. Ponieważ w materiale podczas spawania/napawania mogą powstać struktury hartownicze, to w pracy skoncentrowano się na utworzeniu precyzyjnego modelu termicznego. Aby skrócić czas obliczeń model ograniczono do połowy domeny, poprzez zastosowanie warunku symetrii, co przedstawiono na rys. 7.5a.

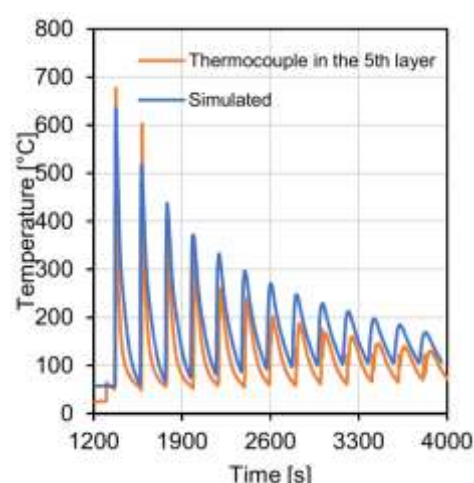
Zaobserwowane niespójności w przebiegach temperatury na rys. 7.5b autorzy przypisali różnicy w wysokości warstwy (dla MES jest stała, w rzeczywistości wysokość jest zmienna

w pewnym zakresie) oraz potencjalnym zmianom długości wolnego wylotu elektrody, co wpływa na rzeczywistą moc łuku i w konsekwencji na ilość ciepła w warstwie.

a)



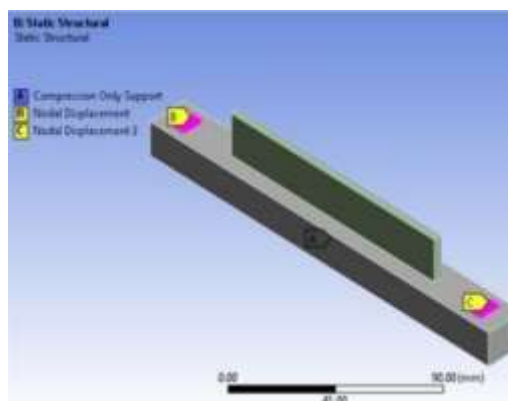
b)



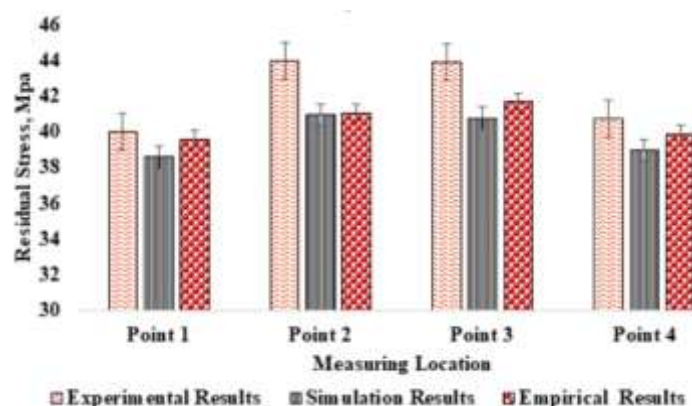
Rys. 7.5 a) Model MES procesu WAAM z zastosowaniem płaszczyzny symetrii; b) Porównanie przebiegów zmian temperatury według pomiaru i modelu MES [83]

Natomiast w pracy [87] szczególną uwagę poświęcono walidacji modelu MES stworzonego na potrzeby przewidywania naprężeń własnych w wydrukach z drutu o składzie stali 316L. Model przedstawiony na rys. 7.6a utworzono w programie ANSYS. Do walidacji naprężeń własnych z modelu MES autorzy wykorzystali metodę wiercenia małych otworów (na rys. 7.6b opisana jako „Experimental Results”) – omówioną w rozdziale 6.5.5..

a)

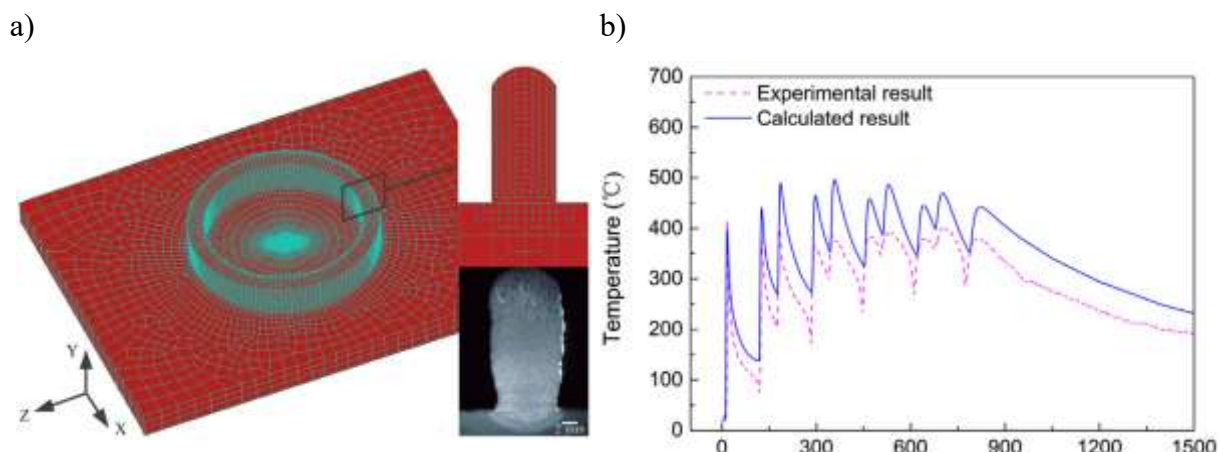


b)



Rys. 7.6 a) Model MES procesu WAAM w programie ANSYS; b) Porównanie wyników naprężeń własnych MES z pomiarem eksperymentalnym metodą wiercenia małych otworów

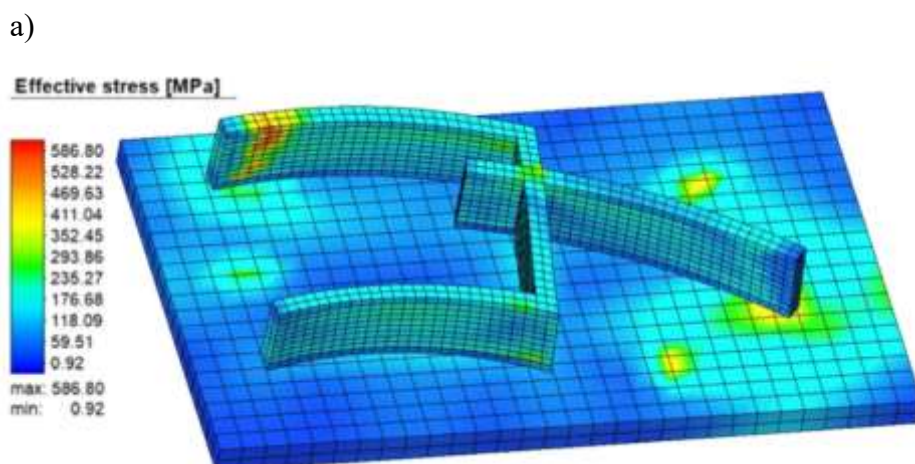
Podstawową geometrią obiektu w procesie WAAM, dla której tworzone są modele numeryczne jest najczęściej prosta ściana. Natomiast w publikacji [81] wykonano rzeczywisty detal w postaci pierścienia o grubości jednego ściegu oraz opracowano odpowiadający mu model numeryczny w programie MSC Marc (rys. 7.7a). Model MES wykorzystano do wyznaczenia wpływu temperatury podgrzewania na gradient temperatury w jeziorku spawalniczych.



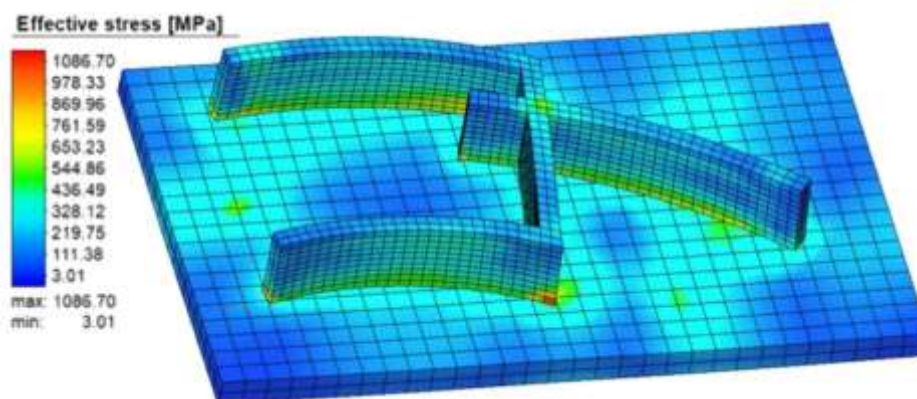
Rys. 7.7 a) Model MES procesu WAAM w programie MSC Marc; b) Porównanie przebiegów zmian temperatury według pomiaru i modelu MES – pomiar na płycie podłoża w odległości 2mm od zewnętrznej średnicy napoiny [81]

Według autorów przyczyny rozbieżności w uzyskanych wartościach temperatury wynikają z dokładności pomiarowej termopar, ale przede wszystkim z braku przewodzenia ciepła między powierzchnią oporową a podłożem napoiny oraz ze zmiennych parametrów rozkładu źródła ciepła w rzeczywistym procesie.

W pracy [182] zbudowano dwa modele i przeprowadzono szereg symulacji w MES w programie Simufact Welding, ukierunkowanych na zbadanie wpływu napięcia, natężenia prądu oraz prędkości spawania na naprężenia wewnętrzne. Pierwszy model w postaci prostej płyty wykorzystano do wstępnych analiz i doboru strategii zmian parametrów, takiej, która umożliwiłaby ograniczenie naprężeń wewnętrznych. Przedstawione mapy naprężeń własnych na rys. 7.8 sugerują, że zmiana parametrów pomiędzy warstwami oraz wzdłuż długości modelu (wielokrotna zmiana parametrów podczas wykonywania jednego ściegu) może doprowadzić do redukcji naprężeń własnych.

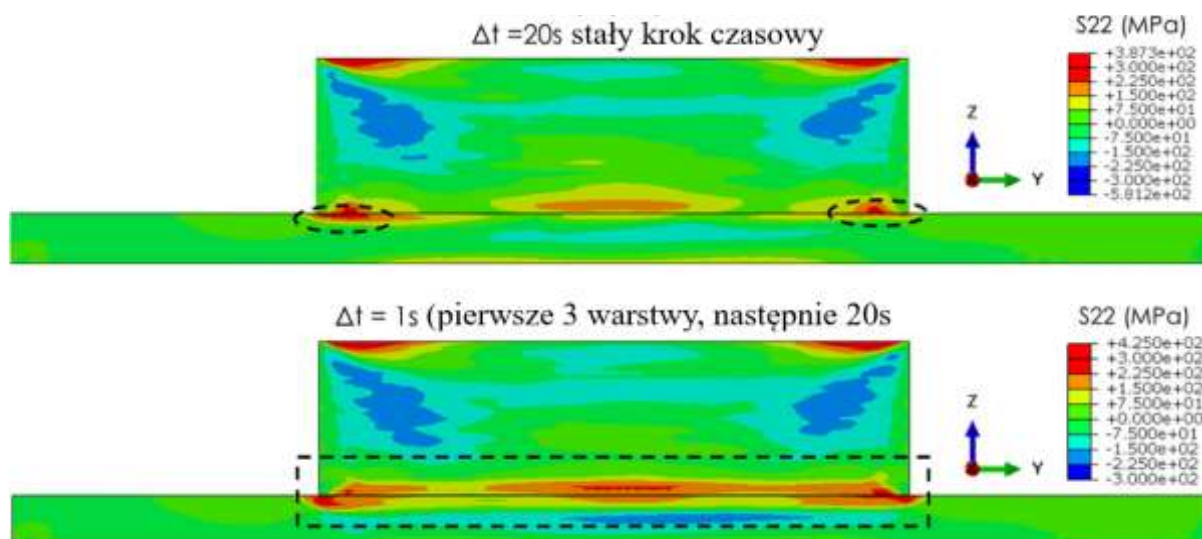


b)



Rys. 7.8 Weryfikacja strategia ograniczania naprężeń własnych na podstawie rozkładu naprężeń, a) wariant najlepszy; b) wariant najgorszy [182]

W pracy [169] zwrócono uwagę na kwestie długości kroku obliczeniowego, szczególnie istotnego dla dokładności obliczeń w obszarze kontaktu płyty podłoża z napoina. Autorzy zaobserwowali, że krok obliczeniowy 20-sekundowy daje zadowalające rezultaty odnośnie tendencji zmian naprężeń. Jednak zmniejszenie kroku obliczeniowego dla pierwszych trzech warstw do 1 sekundy pozwoliło na poprawę dokładności przewidywanych rozkładów. Wpływ wielkości kroku czasowego na wartość symulowanych naprężeń przedstawiono na rys. 7.9.



Rys. 7.9 Wpływ optymalizacji kroku czasowego obliczeń na rozkład naprężeń własnych wzdłużnych [169]

8. Podsumowanie

Dobór odpowiedniej metody przetwarzania stali 316L jest kluczowy dla zachowania jej projektowanych właściwości fizyko-chemicznych. Technologie wytwarzania przyrostowego, szczególnie predysponowane do wywarzania złożonych geometrii, mogą prowadzić do degradacji struktury materiałów użytych w procesie, i co jest istotne struktura ta różni się od tej występującej po procesach obróbki plastycznej stali 316L, czy odpowiadającego składem stopu odlewniczego. Głównymi czynnikami, które kształtują strukturę materiału w procesach przyrostowych metodami DED jest wielowarstwowość wydruków oraz wielokrotne oddziaływania cyklu cieplnego napawania na materiał napoiny.

Napawanie przyrostowe WAAM zalicza się do jednej z metod procesów druku 3D w obrębie grupy DED (Direct Energy Deposition). Niezależnie od rozpatrywanego wariantu tej metody: GTA, GMA czy CMT, podstawowym ich wyróżnikiem jest wysoka wydajność, której towarzyszy znacząco wyższy transfer ciepła do materiału niż w metodach PBF. Wysoka wydajność, przy względnie niskim koszcie oprzyrządowania, czynią tę metodę atrakcyjną do wydajnego wytwarzania elementów przestrzennych. Jednak zagadnienia optymalizacyjne, ze względu na wielopłaszczyznowy wpływ źródła ciepła na właściwości mechaniczne, odporność korozyjną czy też naprężenia własne są dość złożone i najczęściej muszą zostać przeprowadzane indywidualnie dla każdego materiału. Określenie zależności pomiędzy parametrami procesu, a odpowiedzią materiału jest niezbędne dla świadomego i przewidywalnego wytwarzania z zastosowaniem tej technologii.

Metale i stopy metali wykazują różną wrażliwość na cykl cieplny spawania, która zależy głównie od składu chemicznego i struktury materiału. Stal 316L jest materiałem stabilnym strukturalnie do temperatury ok. 600°C, nie jest podatna na powstawanie struktur hartowniczych, a przemianom fazowym w stanie stałym podlega jedynie w temperaturze powyżej 1300°C. Potencjalnie do tej temperatury materiał w najbliższym otoczeniu napawanego ściegu może zostać nagrany, a jego skład fazowy może ulec modyfikacji. Mimo dość wysokiej stabilności struktury w warunkach eksploatacyjnych, wielokrotne nagrzewanie w procesie WAAM może wywołać w strukturze syntezę fazy sigma, węglików chromu, a także doprowadzić do nadmiernej zawartości ferrytu. Niska przewodność cieplna stali 316L sprzyja akumulacji ciepła, co poza ograniczeniem wydajności procesu (gdy kontrolowana jest temperatura międzyścięgowa), wpływa na wielkość dendrytów austenitu (modyfikuje odległości pomiędzy ramionami dendrytów) oraz na morfologię ferrytu. Ilość ciepła zakumulowanego wynika z bilansu cieplnego pomiędzy ciepłem dostarczonym

a rozproszonym. Na ilość ciepła dostarczonego w procesie WAAM wpływa głównie energia łuku oraz prędkość przemieszczania się źródła ciepła. Znaczący wkład może mieć także długość wolnego wylotu elektrody.. Z kolei intensywność odprowadzania ciepła w wydrukach WAAM na drodze przewodzenia, konwekcji czy radiacji w wydrukach WAAM będzie zmieniała się wraz z postępem procesu napawania.

Wpływ energii liniowej procesu WAAM na zmiany strukturalne stali 316L zachodzące w nanoszonych warstwach jest następujący:

- Niska energia liniowa i związane z nią duże szybkości chłodzenia zwiększają ilość ferrytu w strukturze materiału prowadząc do wzrost właściwości wytrzymałościowych. Szybka krystalizacja ogranicza segregację pierwiastków, zwiększając jednorodność struktury i potencjalnie może zmniejszać anizotropię właściwości mechanicznych. Większa zawartość ferrytu może sprzyjać niższej odporności korozyjnej. Szybkie chłodzenie zmniejsza natomiast prawdopodobieństwo powstania fazy sigma;
- Wysoka energia liniowa spawania oznacza wprowadzenie dużej ilości ciepła, która zmniejsza prędkość chłodzenia i ogranicza zawartość ferrytu, a w konsekwencji zmniejsza wytrzymałość i zazwyczaj zwiększa anizotropię właściwości i potencjalnie zwiększa odporność korozyjną. Wyższa energia liniowa, szczególnie przy źródle o niskiej koncentracji energii, wydłuża czas, w którym wysoka temperatura sprzyja tworzeniu się fazy sigma oraz węglików.

Aktualny stan badań stali 316L przetwarzanej metodami WAAM wskazuje, że:

- materiał może zachować porównywalne właściwości mechaniczne w stosunku do stali 316L przetworzonej plastycznie,
- naprężenia własne w materiale po procesie WAAM można ograniczać poprzez zmianę energii liniowej, utwierdzenie wyrobu, czy dodatkową obróbką poprocesową (np. wyżarzanie odprężające, odprężanie wibracyjne),
- odporność korozyjna materiału po procesie WAAM zmienia się wraz z wysokością napoiny i w środowisku chlorkowym może być większa niż stali 316L przetwarzanej konwencjonalnymi metodami,
- powierzchnie elementów wytwarzanych metodą WAAM, charakteryzują się pewną falistością, wynikającą z natury tego procesu, ale odpowiednie sterowanie parametrami procesu pozwala na jej ograniczenie.

Jedną z częściej stosowanych odmian procesu WAAM jest metoda CMT, która przy zastosowaniu do materiałów o składzie stali 316L w dalszym ciągu jest przedmiotem badań. Metoda CMT, ze względu na sposób przenoszenia metalu w łuku, pozwala na ograniczenie transferu ciepła do podłoża, minimalizuje wtopienie w materiał oraz pozwala na uzyskiwanie warstw o wysokim współczynniku kształtu. CMT wykazuje duży potencjał do minimalizacji odkształceń procesowych, co korzystnie wpływa na jej dokładność wymiarowo-kształtową. Wyższe prędkości chłodzenia niż w innych metodach GMA umożliwiają rozdrobnienie struktury dendrytycznej napoin i poprawę właściwości mechanicznych. Wysokie prędkości chłodzenia oraz możliwość pracy źródła w trybie pulsującym ograniczają możliwość wydzielenia fazy sigma σ , co ma potencjał do zwiększenia odporności korozyjnej materiału. Jest to zaletą nie tylko w stosunku do innych metod WAAM, ale także w stosunku do innych metod wytwarzania (np. walcowania) lub odlewania. Jednym z ograniczeń zastosowania metody CMT może być pewien wzrost naprężeń własnych spowodowanych wysokim gradientem temperatury.

W literaturze przedmiotu odnośnie odporności korozyjnej czy anizotropii właściwości mechanicznych występują pewne rozbieżności w prezentowanych wynikach. Omawiany w rozdziale 6.3 mechanizm odkształcenia w wydrukach WAAM, dobrze koreluje z znaczną liczbą przytoczonych w literaturze wyników, które wskazują, że próbki rozciągane w kierunku układania warstw wykazują wyższą granicę plastyczności i wytrzymałość na rozciąganie. Natomiast w pracach [132], [129], [120] zaobserwowano zależność odwrotną gdzie uzyskano większą wytrzymałość i granicę plastyczności dla próbek rozciąganych prostopadłe do warstw. Podobnie w pracach [110] [120], w których omówiono podatność na korozję elektrochemiczną wydruku z 316L, zaobserwowane różnice dotyczą tendencji zmian odporności korozyjnej wraz z wysokością próbki.

Wedle najlepszej wiedzy autora występują nieliczne publikacje dotyczące przetwarzaną metodą WAAM stali 316L/316LSi z energią liniową niższą niż 2,40 kJ/cm. Z energią liniową skorelowana jest wydajność procesu WAAM, co uzasadnia stosowania wysokich energii liniowych, które często nadmierne degradują strukturę materiału. Zastosowanie metody CMT z niską energią liniową, spawania ma duży potencjał dla poprawy właściwości fizykochemicznych stali 316L oraz do wytwarzania elementów cienkościennych z dużą powtarzalnością.

Większość przedstawionych w literaturze badań odporności korozyjnej napoiny z drutu 316L/316LSi po procesie WAAM jako czynnik korozyjny wykorzystuje roztwór soli NaCl [76], [109], [120]. Takie podejście jest zrozumiałe ponieważ materiał ten często pracuje

w środowisku chlorkowym. Chlorki działają destrukcyjnie na warstwę pasywną tlenku chromu na powierzchni stali 316L niezależnie od tego jaką metodą została ona przetworzona. Stal 316L stosowana jest także do pracy w środowiskach kwaśnych, a odporność napoiny WAAM z 316L/316Lsi po WAAM w środowisku kwaśnym jest słabo rozpoznana w literaturze. Dostępne są pojedyncze publikacje w tym zakresie [199].

Szereg publikacji skupia się także na problematyce optymalizacji parametrów związanych z energią liniową napawania WAAM stali 316L i ich wpływ na zmianę właściwości materiału oraz geometrię wydruków. Innym istotnym parametrem wpływającym na wspomniane właściwości może być także długość wolnego wylotu elektrody, którego wpływ nie został jak dotąd dostatecznie opisany i wyjaśniony.

Biorą pod uwagę złożoność procesu WAAM oraz ilość czynników wpływających na parametry i właściwości otrzymywanych wydruków, celowym wydaje się podjęcie dalszych badań w obszarze wytwarzania elementów ze stali 316L, obejmujących geometrię, mikrostrukturę, właściwości mechaniczne, naprężenia własne, czy odporność korozyjną otrzymywanych tą metodą elementów. Tak szeroka analiza pozwoli na pełniejsze poznanie wpływu wybranych parametrów procesu wytwarzania WAAM na jakość i właściwości otrzymywanych wydruków. Dotychczasowe wyniki badań zawarte w przedmiotowej literaturze, wskazują na szereg rozbieżności, które utrudniają wyjaśnienie i korelację zależności parametrów procesu z właściwościami przetworzonego materiału. Zaplanowane w pracy badania i analizy powinny przyczynić się do lepszego poznania procesu wytwarzania WAAM oraz weryfikacji opisanych w literaturze zależności między parametrami procesu i właściwościami wyrobu. Pojawiająca się w literaturze niespójność wyników badań dotyczących wytwarzania elementów ze stali 316L metodą WAAM wskazuje na zasadność dalszych badań w tym obszarze.

9. Cel pracy i program badań

Celem pracy było wyznaczenie warunków procesu napawania przyrostowego metodą WAAM-CMT umożliwiającą wytwarzanie przestrzennych struktur z drutu elektrodowego 316LSi przy zachowaniu odpowiedniej jakości geometrii powierzchni oraz właściwości mechanicznych. Tak wytwarzane elementy mogłyby stanowić korzystną alternatywę (m.in. pod względem ekonomicznym, szybkości wytwarzania, zużycia materiałów) w stosunku do wyrobów wytwarzanych ze stali 316L za pomocą konwencjonalnych obróbek ubytkowych.

Zaproponowana w pracy metoda CMT (Cold Metal Transfer) należy do tzw. niskoenergetycznych metod spawania czy napawania. Jest ona oparta na źródłach synergicznych, w których zapewnienie niskiej energii liniowej procesu jest niezbędne w celu minimalizacji szerokości pojedynczej warstwy oraz zwiększenia dokładności nanoszenia materiału. Niższa energia liniowa oznacza większe prędkości krystalizacji ograniczające rozrost ziarna, potencjalnie zwiększając wytrzymałość i twardość materiału, a mniejsze jezioro ciekłego metalu ogranicza wielkość skurczu, potencjalnie redukując naprężenia wewnątrz. Kontrola ilości ciepła oraz temperatury międzyścięgowej zmniejsza czas wytrzymania materiału w temperaturze 600-900°C, co ogranicza możliwość wydzielania fazy sigma, tym samym zachowując odporność korozyjną materiału. Spadek energii liniowej (i powiązanej z nią prędkości podawania drutu) w warunkach chłodzenia biernego może zapewnić podobną wydajność procesu ze względu na krótsze przerwy spowodowane szybszym chłodzeniem, szczególnie w przypadku wydruków ścian o dużej wysokości, gdzie rozpraszanie ciepła na drodze konwekcji i radiacji jest dominujące.

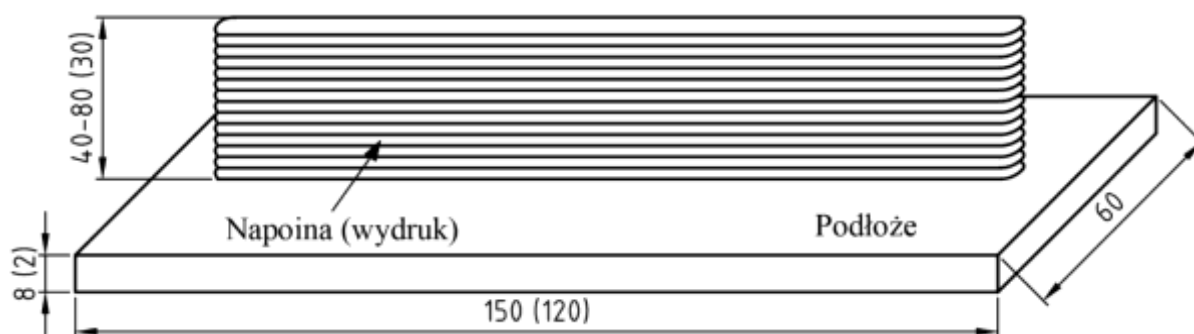
W pracy zaplanowano program badań składający się z kilku etapów.

1. Badania wstępne, rozpoznawcze w celu określenia okna technologicznego parametrów umożliwiających prowadzenie wydajnego i stabilnego procesu napawania przyrostowego WAAM-CMT z założeniem uzyskania ścianki modelu o najmniejszej grubości. Założenie takie, ogranicza maksymalną energię procesu napawania przyrostowego i jest zbieżne z niskoenergetyczną ideą metody CMT.
2. Ocena stanu powierzchni wytworzonych próbek na podstawie analizy opartej o zdigitalizowane modele 3D. Określenie parametrów stałych i zmiennych w procesie na podstawie prób wstępnych.
3. Badania powtarzalności procesu napawania WAAM CMT w oparciu o kształt napoin z zastosowaniem technik pomiaru bezdotykowego (profilometr optyczny, skaner 3D).

4. Badania wpływu wybranych parametrów procesu, takich jak wolny wylot elektrody i natężenie prądu spawania, na geometrię i zmiany strukturalne materiału próbek. Badania w oparciu o wyniki z profilometru optycznego, skanera 3D, mikroskopu optycznego SEM oraz mikrotwardościomierza.
5. Badania korozyjne potencjodynamiczne i impedancyjne próbek wykonanych przy różnym natężeniu prądu spawania. Badania uzupełnione o mikroskopię optyczną oraz pomiary zawartości ferrytu.
6. Badania właściwości wytrzymałościowych w warunkach statycznego rozciągania próbek wyciętych z elementów wytworzonych metodą WAAM CMT. Określenie wpływu natężenia prądu na stopień anizotropii właściwości mechanicznych materiału. Analiza przebiegu odkształcania w pełnym polu, rozciąganych próbek z napoin WAAM, z zastosowaniem systemu CKO.
7. Analiza termomechaniczna MES rozkładu temperatury, odkształceń i naprężeń w modelach próbek wytwarzanych metodą WAAM CMT. Walidacja modelu MES w oparciu o dane z kamer termowizyjnych oraz systemu CKO.

9.1. Przedmiot badań

Przedmiotem badań były elementy w postaci cienkich ścian ze stali 316LSi o różnej wysokości wykonane metodą napawania przyrostowego WAAM-CMT. Schemat próbki wraz z zakresem planowanych wysokości zamieszczono na rys. 9.1 Zastosowanie prostego kształtu wytwarzanych przyrostowo elementów umożliwiło uproszczenie analizy wpływu podstawowych parametrów procesu na właściwości geometryczne i mechaniczne wytworzonego elementu. Jako podłoże do napawania WAAM zastosowano płytę ze stali 304L.



Rys. 9.1 Schemat i wymiary planowanych próbek. Wartości w nawiasach dotyczą wymiarów próbek do badań wstępnych

Materiałem powszechnie stosowanym do spawania stali 316L jest drut spawalniczy ER316LSi. Ze względu na zbliżony skład chemiczny został on wytypowany jako materiał do wykonania wydruków próbek o kształcie ścian do dalszych badań. Zastosowano drut o średnicy

0,8 mm, który umożliwia wykonywanie wąskich ściegów, przy jednoczesnej wystarczającej sztywności (co ogranicza problem niestabilnego posuwu lub zakleszczania drutu w podajniku). Jako podłoże do napawania CMT zastosowano płaskowniki z walcowanej stali austenitycznej 304L. Materiał ten w porównaniu do stali 316L ma mniej składników stopowych, jednak ma podobną strukturę fazową, a przy tym jego koszt jest wyraźnie mniejszy od stali 316L. Tabela 9.1 przedstawia skład chemiczny drutu elektrodowego 316LSi podany na podstawie kart katalogowych firmy RYWAL RHC. W przypadku węgla i miedzi producent podał tylko wartości maksymalne. W tabeli umieszczono także skład chemiczny napoiny (wykonanej z parametrami jak w rozdziale 10.2. Skład chemiczny materiału podłoża ze stali 304L jak i napoiny zidentyfikowano przy użyciu stacjonarnego spektrometru Belec IN-SPECT.

Tabela 9.1 Skład chemiczny stali 304L (podłoże), 316LSi (materiał dodatkowy – drut) oraz zmierzony skład chemiczny materiału po procesie napawania WAAM

Materiał	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	N	Cu	Fe
304L	0,03	2,01	0,37	0,03	0,01	18,32	8,13	0,29	0,04	0,25	reszta
316LSi	Max, 0,025	1,8	0,9	-	-	18,5	12,5	2,6	-	Max, 0,2	reszta
Napoina	0,043	1,65	0,880	0,024	0,015	17,98	12,27	2,59	0,04	0,112	reszta

9.2. Opis stanowiska badawczego

Próby napawania metodą WAAM realizowano na zrobotyzowanym stanowisku przedstawionym na rys. 9.2. W skład stanowiska wchodzi robot 5-osiowy IRp-6 oraz źródło spawalnicze TPS 2700 produkcji Fronius.



Rys. 9.2 Stanowisko do realizacji procesu WAAM składające się z Robota IRp-6 oraz źródła CMT – TPS 2700

Zastosowane źródło spawalnicze pracujące w trybie CMT zapewnia minimalizację ilości ciepła generowanego przez proces. Źródło jest wyposażone w linie synergiczne, które wiążą

parametry spawania, co oznacza, że zmiana jednego z parametrów natężenia prądu wywołuje korekty w napięciu łuku czy prędkości podawania drutu. Źródło jest bardzo elastyczne - umożliwia pracę z prądami spawania w zakresie 3-270 A. Prędkość i trajektoria ruchu definiowana jest w układzie sterowania robota IRp-6. Maksymalny błąd pozycjonowania dla robota wynosi 0,02 mm [200], co w kontekście wymiarów napawanych o szerokości i wysokości kilkunastu milimetrów uznano za wartość wystarczającą.

9.3. Badania wstępne

W rozdziale przedstawiono wyniki badań wstępnych, których celem było wyznaczenie okna technologicznego parametrów procesu WAAM umożliwiającego wykonanie struktury w postaci pionowej ściany. Z dużej liczby parametrów potencjalnie mających wpływ na rezultaty napawania badania oraz analizę ograniczono jedynie do tych, mających wpływ na energię liniową procesu tzn. natężenie prądu oraz prędkość napawania (prędkość ruchu źródła ciepła).

9.3.1. Określenie okna technologicznego parametrów

W ramach badań wstępnych przeprowadzono 16 prób napawania WAAM. Eksperyment zaplanowano tak aby ocenić wpływ prędkości spawania i natężenia prądu na możliwość stabilnego przeprowadzenia procesu oraz wpływ danych parametrów na geometrię otrzymanych napoin. Przeprowadzone badania pozwoliły określić prędkości spawania dla prób napawania realizowanych w kolejnych etapach. Zastosowane parametry prób technologicznych przedstawiono w tabeli 9.2. Uchwyt spawalniczy prowadzony był przez robota, pracując w cyklu automatycznym i stosując stały czas przerwy pomiędzy kolejnymi warstwami. Przyjęty czas przerwy, określony wcześniej w osobnych próbach, był wystarczający do tego aby temperatura ostatniej warstwy umożliwiała rozpoczęcie nanoszenia na nią kolejnej warstwy, bez ryzyka destabilizacji i destrukcji geometrii wytwarzanych ścian.. Po zakończeniu procesu napawania, zmierzono grubość uzyskanej próbki w 9 miejscach (po 3 pomiary na górze, środku i dole próbki) za pomocą mikrometru. Z uzyskanych wyników wyznaczono średnią „maksymalną” grubość próbki (końcówka pomiarowa mikrometru ma średnicę ok. 4 mm – zatem pomiar wykonywany był w najszerszym miejscu danej warstwy i warstw sąsiadujących) oraz odchylenie standardowe s . Wyniki pomiarów grubości zamieszczono w tabeli 9.2.

Znając parametry prądowe źródła tj. napięcie i natężenie oraz prędkość napawania można ze wzoru (20) obliczyć energię liniową spawania.

$$E = \frac{U \cdot I \cdot \mu}{v} [\text{J/mm}] \quad (20)$$

gdzie:

U – napięcie łuku [V]

I – natężenie prądu [A]

V – prędkość spawania [mm/s]

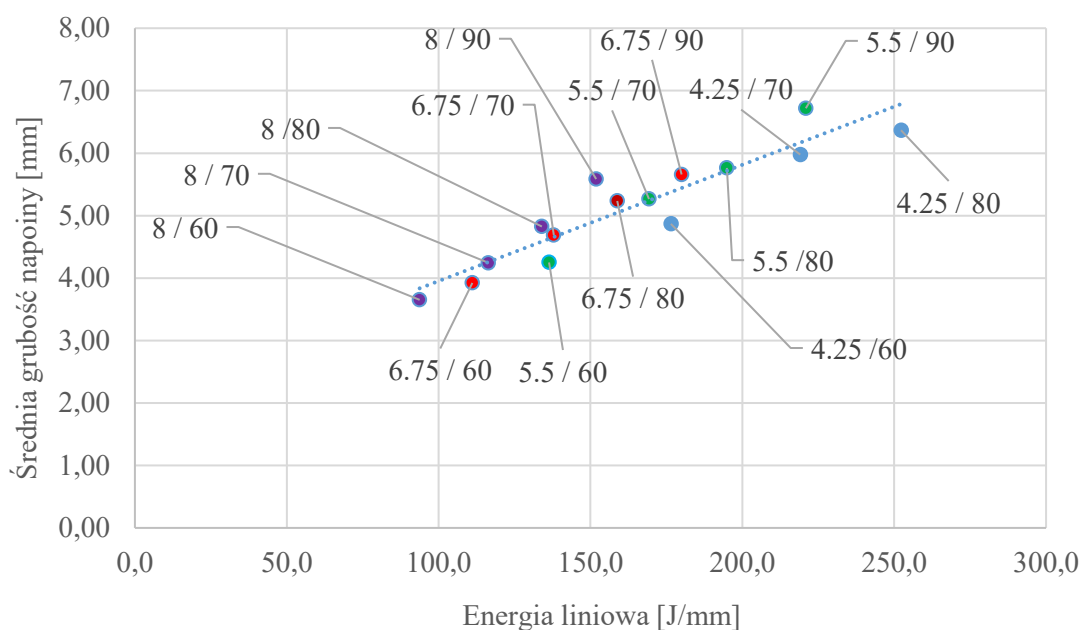
μ – współczynnik sprawności cieplnej procesu (przyjęto wartość 1)

Należy zaznaczyć, że wartość ta może być obarczona dużym błędem systematycznym, ponieważ wzór na energię liniową spawania dotyczy źródeł generujących łuk jarzący się ciągle a nie impulsowo jak w przypadku metody CMT. Ponadto we wzorze na energię liniową uwzględnia się współczynnik sprawności cieplnej procesu, który jest zróżnicowany dla różnych metod spawania łukowego. Zatem obliczona wartość zawyża rzeczywistą energię liniową i może zostać wykorzystana jedynie do porównania z innymi, które zostały obliczone dla procesów realizowanych w tych samych warunkach.

Tabela 9.2 Parametry prób technologicznych w ramach badań wstępnych

Nr próby [1]	Prędkość spawania [mm/s]	Natężenie [A]	Napięcie [V]	Energia liniowa [J/mm]	Średnia grubość $\bar{x}$ (s) [mm]
1	8	90	13,5	151,9	5,59 (0,30)
2	8	80	13,4	134,0	4,83 (0,16)
3	8	70	13,3	116,4	4,24 (0,09)
4	8	60	12,5	93,8	3,65 (0,11)
5	6,75	90	13,5	180,0	5,66 (0,37)
6	6,75	80	13,4	158,8	5,23 (0,24)
7	6,75	70	13,3	137,9	4,69 (0,24)
8	6,75	60	12,5	111,1	3,92 (0,14)
9	5,5	90	13,5	220,9	6,72 (0,25)
10	5,5	80	13,4	194,9	5,76 (0,26)
11	5,5	70	13,3	169,3	5,27 (0,17)
12	5,5	60	12,5	136,4	4,25 (0,18)
13	4,25	80	13,4	252,2	6,37 (0,15)
14	4,25	70	13,3	219,1	5,98 (0,32)
15	4,25	60	12,5	176,5	4,87 (0,09)
16	4,25	50	11,8	138,8	3,85 (0,15)

Rys. 9.3 przedstawia wykres obrazujący wpływ energii liniowej procesu na grubość napoiiny. Kolorami zaznaczono grupy parametrów z tą samą prędkością spawania. Pierwsza wartość etykiety widocznej na rysunku to prędkość spawania [mm/s], a druga to natężenie prądu [A].



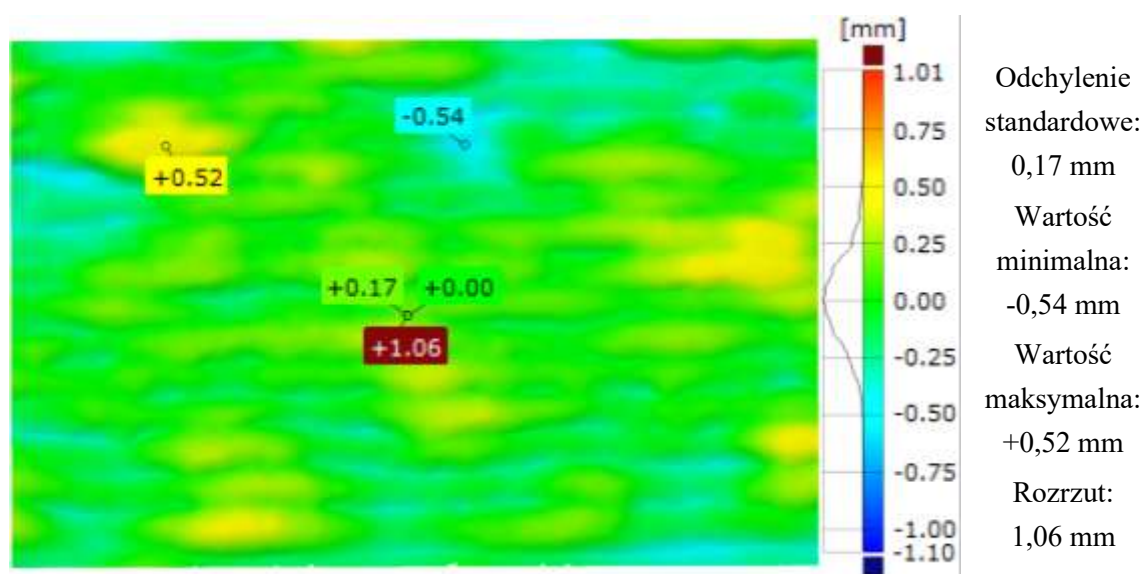
Rys. 9.3 Wpływ energii liniowej procesu na grubość napoiiny

Analizując dane z wykresu można stwierdzić, że:

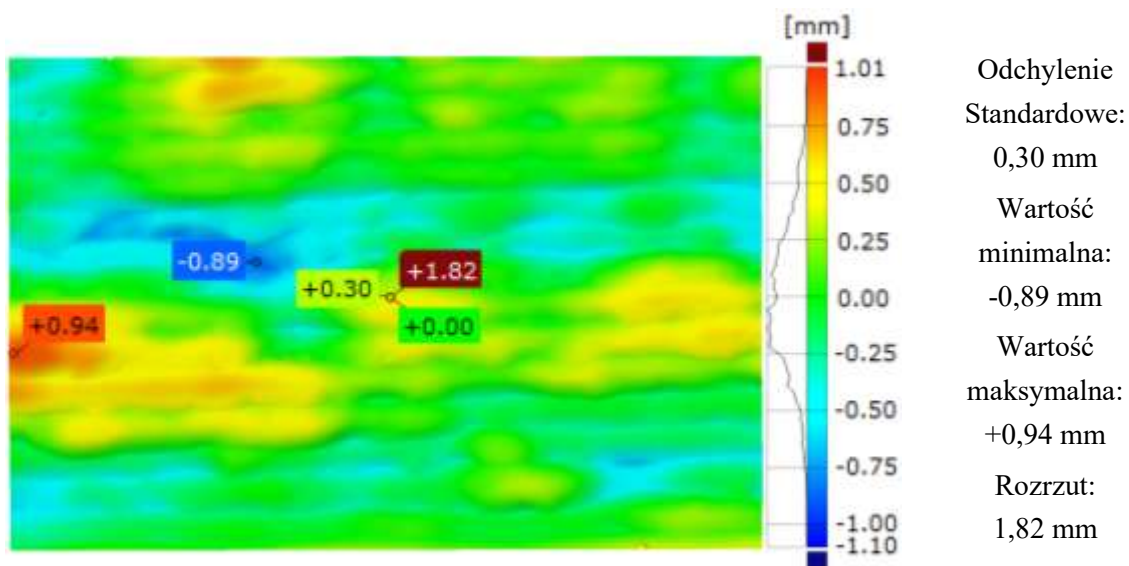
- Wzrost natężenia prądu przy tej samej prędkości spawania przekłada się na niemal liniowy wzrost grubości napoiiny. Wynika to z tego, że wzrost natężenia prądu w źródle synergicznym powoduje wzrost szybkości podawania materiału dodatkowego. Większa ilość materiału dodatkowego przy tej samej prędkości ruchu palnika powoduje wzrost przekroju pola poprzecznego warstwy. Siły napięcia powierzchniowego powodują, że przekrój napoiiny przybiera kształt quasi-kołowy, a zatem zwiększona objętość oznacza także większą grubość warstwy.
- Zmiana prędkości spawania, przy tej samej wartości natężenia prądu również powoduje podobny efekt tzn. spadek prędkości prowadzi do wzrostu grubości napoiiny.
- Najmniejsze grubości napoiiny uzyskano dla próbek wykonanych z największą prędkością spawania i najniższym natężeniem prądu. Jest to najlepszy wariant w celu minimalizowania grubości warstwy, ale stwarza on także pewne problemy technologiczne, bowiem spada stabilność procesu poprzez pogarszanie warunków osłony gazowej. Z badań dostępnych w publikacji [201] wynika, że przerwy występujące w budowanej warstwie są wynikiem zbyt małej prędkości podawania elektrody, lub zbyt wysokich parametrów prądowych.

9.3.2. Badania geometrii powierzchni

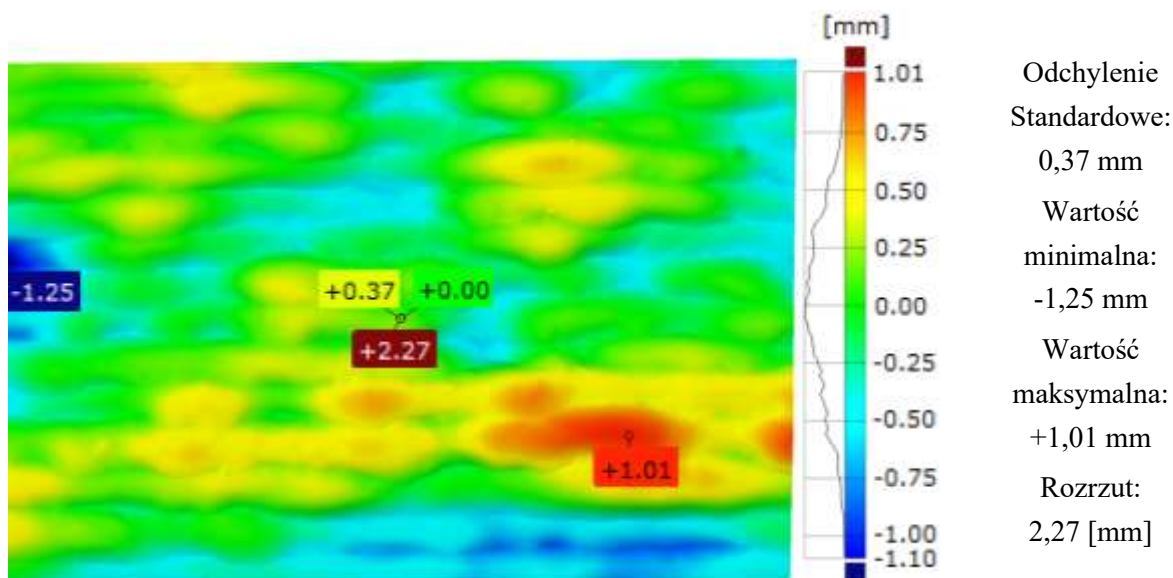
Otrzymane próbki napawanych przyrostowo ścian poddane zostały obserwacjom makroskopowym okiem nieuzbrojonym, a dodatkowo dla próbek wykonywanych z natężeniem 70A (wybór arbitralny – wartość 70 A to środek analizowanego zakresu natężeń prądu) wykonano modele cyfrowe (skany) przy zastosowaniu skanera 3D ATOS Compact Scan 5M. Skaner przy konfiguracji stosowanej do pomiaru napoin, oferuje wierność odwzorowania geometrii skanowanego obiektu na poziomie 20 μm . Modele cyfrowe utworzonych ścian poddano analizie polegającej na porównaniu reprezentatywnego fragmentu powierzchni bocznej napoiny (fragment o wysokości ok. 25mm i długości 40mm, z wyłączeniem krawędzi próbek, czyli miejsc, w których rozpoczynano i kończono proces napawania warstw, charakteryzujące się największą zmiennością kształtu) z teoretyczną płaszczyzną obliczoną z punktów analizowanej powierzchni bocznej. Wykorzystane oprogramowanie GOM Inspekt oblicza położenie płaszczyzny dopasowania wykorzystując metodę najmniejszych kwadratów – „szuka” takiej płaszczyzny, która minimalizuje wartość sumy kwadratów odległości modelu od płaszczyzny. Efektem takiego porównania jest mapa odległości punktów powierzchni rzeczywistej do płaszczyzny teoretycznej (dopasowania). Takie porównanie poza wizualizacją rozmieszczenia obszarów o różnych odchyleniu od płaszczyzny dopasowania umożliwia także podstawową analizę statystyczną, w tym wyznaczenie odchylenia standardowego, odchyłki minimalnej i maksymalnej oraz rozrzutu danych. Aby ułatwić analizę wyników ujednolicono skalę legendy do takiej, która występuje w próbce o największych wartościach odchylen. Wyniki porównania w postaci map odchylen przedstawiono na rys. 9.4 - rys. 9.6.



Rys. 9.4 Mapa odległości powierzchni próbki 7 od płaszczyzny dopasowania



Rys. 9.5 Mapa odległości powierzchni próbki 11 od płaszczyzny dopasowanej



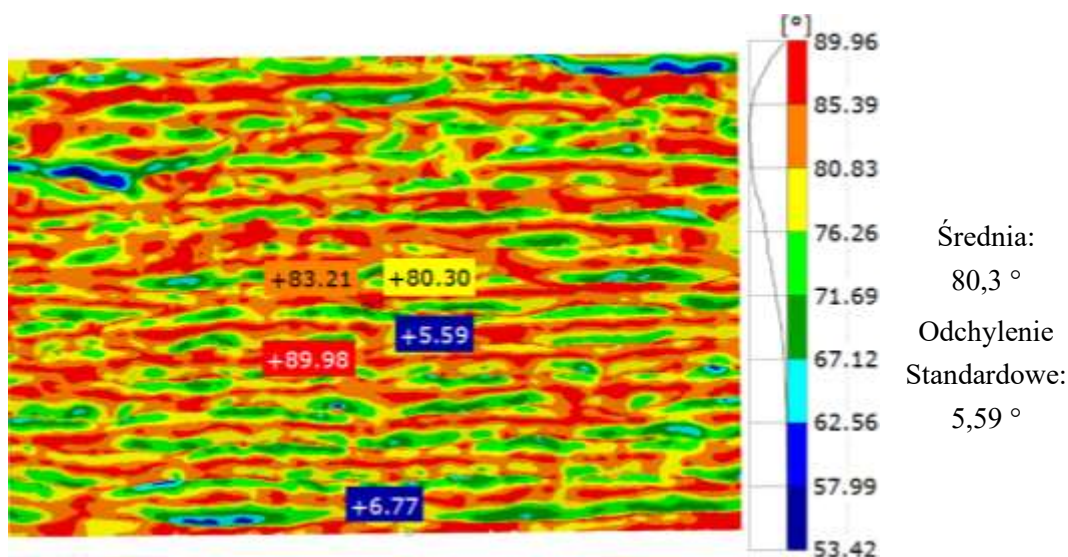
Rys. 9.6 Mapa odległości powierzchni próbki 14 od płaszczyzny dopasowanej

Na zamieszczonych mapach dopasowania dominuje odcień zielony, co oznacza, że znaczna część powierzchni próbek odchylona jest o około 0,25 mm od płaszczyzny średniej. Wraz ze zmniejszaniem prędkości napawania udział koloru zielonego maleje na korzyść tych wyrażających większe wartości odchylen.

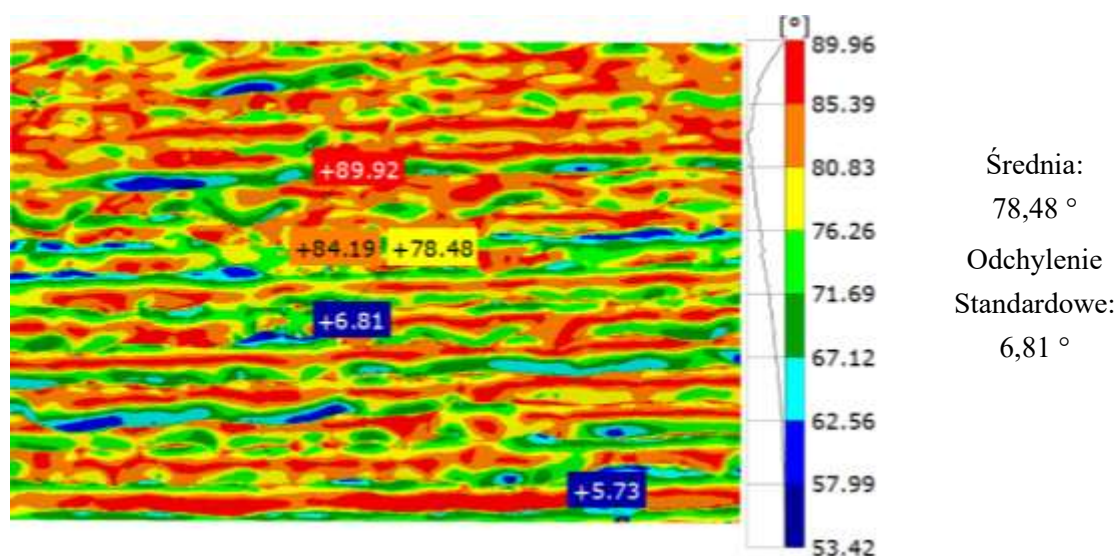
Rozmieszczenie obszarów o większych wartościach odchylen niż 0,25 mm ma charakter przypadkowy i jest różne dla każdej analizowanej próbki, przy czym dla próbki 7 wykonanej z najmniejszą energią liniową spawania maksymalne i minimalne wartości odchylen są znacznie mniejsze niż w pozostałych próbkach. Dla Próbki 7 najniższa jest także wartość odchylenia standardowego wynosząca 0,17mm (dla próbki 11 to już 0,30 mm co stanowi wzrost o 76%, przy jednoczesnych wzroście energii liniowej o 23%), co świadczy o największej

stabilności wymiarowej powierzchni bocznej tej próbki. Pomimo tego nawet dla tej próbki rozrzut wartości wynosi ponad jeden milimetr. Zmniejszenie prędkości spawania ze 6,75 na 5,5 mm/s powoduje wzrost rozrzutu do około 1,8 milimetra. Duża zmiana w geometrii modelu przy stosunkowo niewielkiej zmianie energii liniowej, mogła być spowodowana zbyt wysoką akumulacją ciepła w materiale. Wolniejszy proces napawania to także większa objętość ściegu (większe pole przekroju poprzecznego) co również wpływa na modyfikację falistej struktury powierzchni materiału.

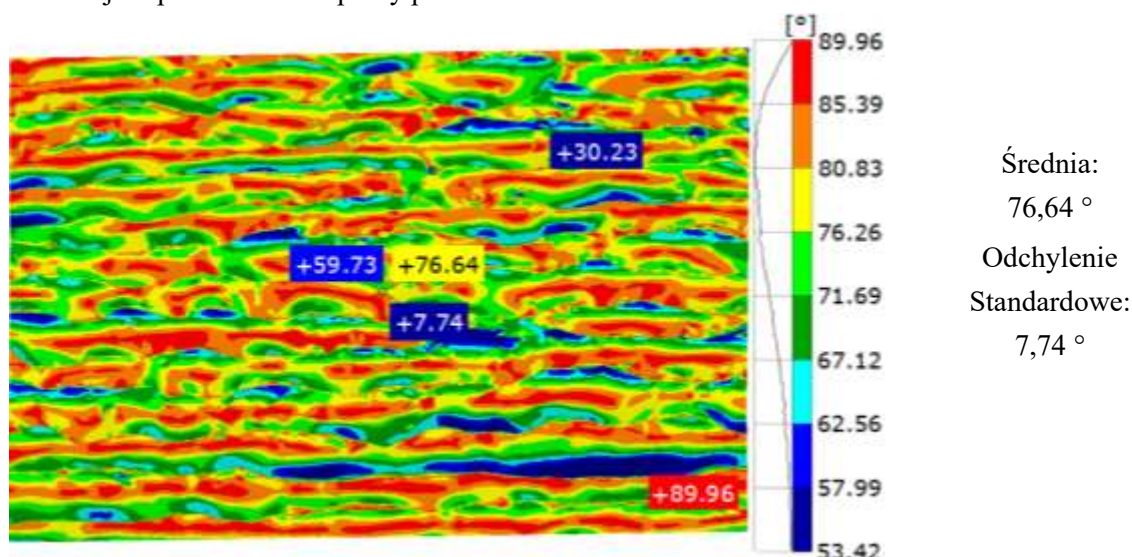
Dla badanych próbek sporządzono także mapy lokalnego pochylenia powierzchni rzeczywistej w stosunku do normalnej do płaszczyzny wyznaczonej z punktów modelu. Porównania takie przedstawiono na rys. 9.7 - rys. 9.9. Widoczne na mapach czerwone obszary oznaczają miejsca, w których płaszczyzna nachylona jest w stosunku do normalnej do płaszczyzny teoretycznej o kąt bliski 90° co oznacza powierzchnię niemal równoległą do teoretycznej płaszczyzny próbki. Pozostałe kolory symbolizują obszary bardziej lub mniej odchylone od płaszczyzny dopasowanej do geometrii próbki.



Rys. 9.7 Mapa lokalnego kąta odchylenia od normalnej do płaszczyzny dopasowanej do powierzchni napoiny próbki 7



Rys. 9.8 Mapa lokalnego kąta odchylenia od normalnej do płaszczyzny dopasowanej do powierzchni napoiny próbki 11



Rys. 9.9 Mapa lokalnego kąta odchylenia od normalnej do płaszczyzny dopasowanej do powierzchni napoiny próbki 14

Przedstawione mapy dobrze oddają warstwową strukturę tworzonych napoin metodą WAAM, wskazując na dominujący kierunek falistości powierzchni. Obszary czerwone widoczne na mapach pokrywają się z „grzbietami” napoin. Pomiedzy nimi znajdują się miejsca o dużym skupieniu izolinii, czyli obszary między grzbietami (wręby) napoin o dynamicznej zmianie orientacji. Wartości średnie kąta pochylenia wskazują, że wraz z wzrostem energii liniowej powierzchnia obszarów mniej zbieżnych z płaszczyzną średnią rośnie, a wzrost odchylenia standardowego sugeruje mniejszą powtarzalność (większą losowość) w pochyleniu powierzchni. Mapa próbki 7 wykazuje największe pokrycie powierzchni kolorem czerwonym i jednocześnie najmniejszą ilość obszarów niebieskich, najbardziej odchylonych od powierzchni dopasowanej. Próba 14 wykazuje największą zmienność odchylenia, a próbka 11 przyjmuje wartości pośrednie.

Obserwacje map kąta pochylenia dowodzą, że zastosowanie mniejszej energii liniowej umożliwia uzyskanie powierzchni o łagodniejszych przebiegach zmian kształtu, a jednocześnie pozwala na ograniczenie anizotropii falistości powierzchni.

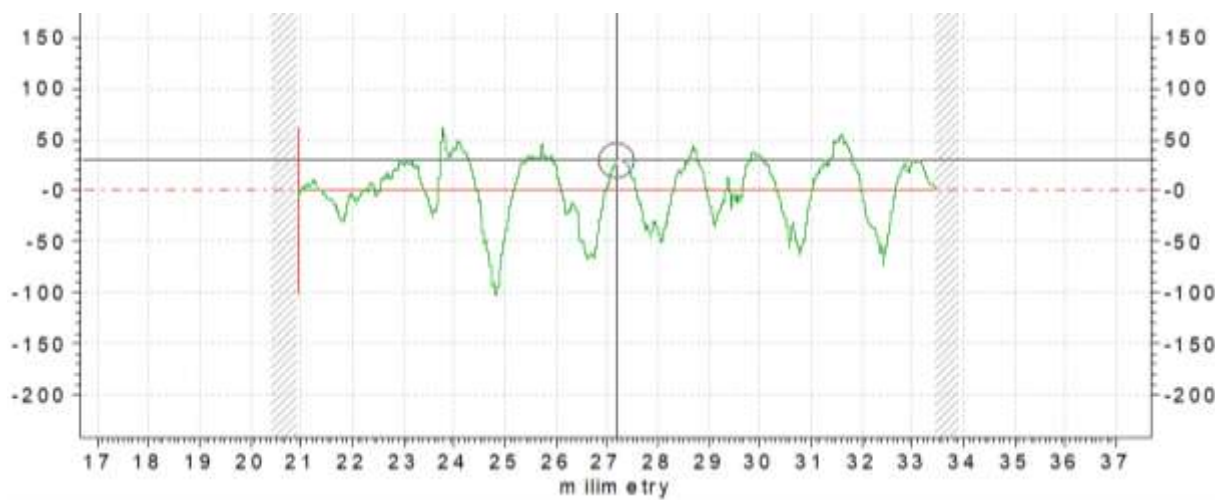
Analizie nie poddano próbki numer 3 wykonywanej z najwyższą badaną prędkością spawania 8 mm/s ponieważ niestabilne jarzenie się łuku elektrycznego powodowało wady w postaci braku wypełnienia. Spawalnicze źródła MIG/MAG posiadają mechanizmy regulacji długości łuku, które dokonują zmiany w natężeniu i prędkości podawania łuku, jednak taka korekta w praktyce nie pozwala na uzupełnienie wcześniej powstałych braków podczas napawania kolejnej warstwy. Przykład takiej wady, która kumuluje się w takcie procesu napawania WAAM przedstawiono na rys. 9.10.



Rys. 9.10 Brak ciągłości spowodowany niestabilnością łuku

9.3.3. Chropowatość powierzchni

Wykonano pomiary chropowatości powierzchni próbek za pomocą profilometru na próbkach o oznaczeniu 4, 8, 12, 15 dla których wielkościami stałymi były natężenie prądu i napięcie, a zmienną prędkość spawania. Do badań wykorzystano profilometr Taylor Hobson, a pomiar wykonano w kierunku napawania warstw. Stan powierzchni dla tego kierunku w większym stopniu zależy od stabilności procesu niż od kształtu warstw. Przykład profilogramu wykonanego dla próbki 4 przedstawiono na rys. 9.11.



Rys. 9.11 Profil powierzchni próbki 4 wyznaczony za pomocą profilometru

W tabeli 9.3. zamieszczono wyznaczone parametry chropowatości dla wszystkich zmierzonych próbek.

Tabela 9.3 Parametry chropowatości próbek 4,8,12,15

Parametr chropowatości	Nr próbki			
	4	8	12	15
Ra [μm]	25,2	29,8	34,5	30,8
Rz(DIN) [μm]	111,7	117,9	125,8	117,0
Rt [μm]	163,2	145,1	170,5	149,6

Otrzymane wyniki wskazują, że najniższe wartości parametru Ra i Rz wystąpiły dla próbki 4 wykonanej z najwyższą prędkością napawania 8 mm/s. Z kolei dla prędkości 6,75 mm/s (próbka 8) uzyskano najniższą wartość parametru Rt. Zbliżone wyniki uzyskano dla próbki 15 napawanej z prędkością 4,25 mm/s. Parametr Rt najlepiej uwidacznia występowanie lokalnych wad na odcinku pomiarowym.

9.3.4. Podsumowanie badań wstępnych

Badania wstępne wykazały, że zastosowana metoda CMT umożliwia wykonanie cienkościennych modeli ścian o grubości ok. 4 mm. Przeprowadzona analiza wskazuje, że zmniejszanie energii liniowej pozwala na redukcję grubości warstw, a także umożliwia poprawę stanu powierzchni. Z drugiej strony zbyt niska energia liniowa prowadzi do niestabilności procesu i może lokalnie powodować pogorszenie stanu powierzchni. Na podstawie przeprowadzonych badań stwierdzono, że prędkość napawania 6,75 mm/s, dla wykorzystanego stanowiska eksperymentalnego wyposażonego w źródło CMT, jest prędkością najkorzystniejszą z punktu widzenia jakości oraz geometrii napoin i zostanie zastosowana w dalszych próbach eksperymentalnych. Potencjalnie możliwe byłoby zastosowanie także wyższych prędkości, ale wiązałoby się to z przeprowadzeniem dodatkowych badań porównawczych.

10. Wyniki badań

10.1. Badania powtarzalności procesu napawania przyrostowego ze stali austenitycznej 316LSi

Proces wytwarzania WAAM wywodzi się z procesu napawania i jako taki posiada jego wszystkie wady i zalety. Zastosowany w procesie WAAM jako źródło ciepła łuk elektryczny pod względem fizycznym nie jest idealnie stabilny. W trakcie topienia materiału i jego transferu do wytwarzanego elementu wszelkie niestabilności łuku mogą przekładać się na powtarzalność całego procesu, a co za tym idzie na powtarzalność geometryczno-wymiarową otrzymywanych modeli (wyrobów). Jak pokazano w rozdziale (1) stan powierzchni modeli wykonanych metodą WAAM nie osiąga takich parametrów jakie występują w modelach wytwarzanych metodami stapiania laserowego (SLM). Powierzchnie próbek, szczególnie te wchodzące w skład par kinematycznych wymagają zastosowania obróbki ubytkowej. Stąd, metoda WAAM powinna być zasadniczo wykorzystywana do wytwarzania półfabrykatów do dalszej obróbki. Im wyższą osiągnie się dokładność wydruku w procesie WAAM, tym wymagane będą mniejsze naddatki na obróbkę ubytkową, co bezpośrednio przełoży się na mniejsze straty materiałowe. Stopień powtarzalności procesu napawania WAAM będzie również wpływał na wielkość zastosowanych nadadtów. Wraz z jego spadkiem wymagany będzie większy naddatek na obróbkę w celu uniknięcia lokalnego deficytu materiału.

Określenie powtarzalności procesu WAAM wymagało wielokrotnego wykonania próbek w tych samym warunkach. Aby wyeliminować wpływ czynnika ludzkiego robot pracował w cyklu automatycznym. Każda próbka zbudowana była z 24 warstw o szerokości jednego ścięgu. Wykonano łącznie 12 próbek, po cztery w trzech grupach. Parametrem, który podlegał zmianie pomiędzy grupami była wysokość na jaką uniesie się uchwyt elektrodowy. Współczesne układy sterowania wykorzystują do pomiaru odległości uchwyty elektrodowego od powierzchni metody detekcji, z których jedną z bardziej rozpowszechnionych jest tzw. detekcja dotykowa. Metoda ta polega na wykrywaniu sygnału elektrycznego w chwili kontaktu dyszy uchwyty elektrodowego z mierzonym podłożem. Tego typu pomiar może być obarczony błędem wynikającym ze słabego kontaktu elektrycznego pomiędzy dyszą a mierzonym obiektem. W ramach prowadzonych badań problem ten wyeliminowano stosując stałą wartość uniesienia palnika po wykonaniu każdej warstwy. Wpływ czynnika ludzkiego ograniczał się do każdorazowego manualnego wznowienia procesu, po osiągnięciu temperatury międzysięgowej nie wyższej niż 100°C. Pomiar temperatury realizowano ręczną kamerą

termowizyjną UNI-T UTi260B zamocowaną na statywie. Parametry przeprowadzonych prób powtarzalności przedstawiono w tabeli 10.1.

Tabela 10.1 Parametrów prób technologiczny podczas badań powtarzalności procesu napawania WAAM

Numer próbki	Natężenie prądu [A]	Napięcie łuku [V]	Prędkość napawania [mm/s]	Przepływ gazu [l/min]	Maksymalna temperatura międzyścięgowa [°C]	Ruch uchwytu w osi Z [mm]
I (1,2,3,4)	70	13,3	6,75	15	100	1,8
II (1,2,3,4)	70	13,3	6,75	15	100	2,0
III (1,2,3,4)	70	13,3	6,75	15	100	2,2

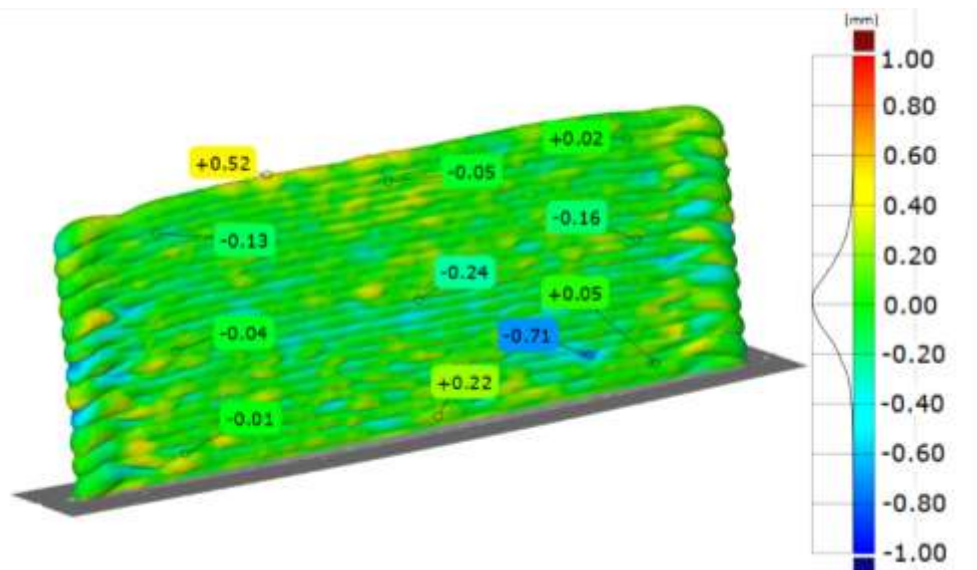
10.1.1. Badania geometryczne wytworzonych modeli ścian

Modele wykonane metodą WAAM zostały zeskanowane przy pomocy urządzenia ATOS Compact Scan 5M, a następnie poddane analizie porównawczej w programie GOM Inspect. Aby zapewnić odpowiednią szczegółowość modelu cyfrowego (zebrać jak najwięcej punktów) powierzchnia próbek została pokryta powłoką matującą zawierającą talk, celem ograniczenia refleksyjności powierzchni.

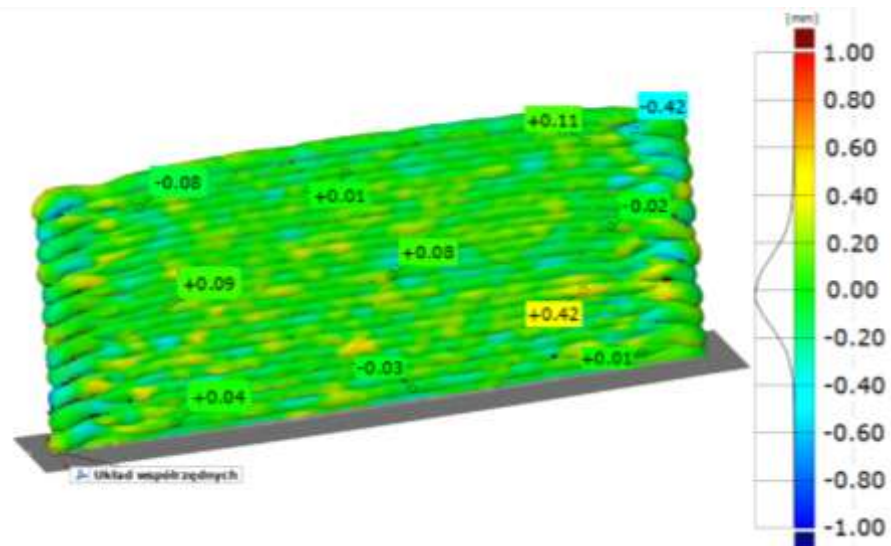
Uzyskane ze skanera wyniki zaimportowano do programu GOM Inspect, w którym poddane zostały dalszej analizie. Porównanie wyników dla różnych modeli w oprogramowaniu GOM Inspect wymaga odpowiedniego nałożenia modeli na siebie. Najczęściej modelem odniesienia jest plik CAD, w stosunku do którego wykonuje się analizę zmian geometrii wykonanego wyrobu. Ze względu na złożony kształt napoiny wykonanej metoda WAAM, jako model odniesienia wykorzystano skan jednej z napoin, do którego przyrównywano kształt pozostałych trzech. Oprogramowanie dopasowuje modele tak aby odchyłka dopasowania obliczona metodą najmniejszych kwadratów była jak najmniejsza.

Na rys. 10.1 przedstawiono po jednej mapie dopasowania (z trzech wykonanych) dla każdej serii próbek. Zawiera on obrazy powstałe przez naniesienie na model geometrii odniesienia mapy odchyłek (lokalnych różnic). Dla zwiększenia czytelności grafik danym wartościom różnic przyporządkowano kolory zgodne z załączoną legendą. Wartości odchyłek dla analizowanych próbek przedstawiono w tabeli 10.2.

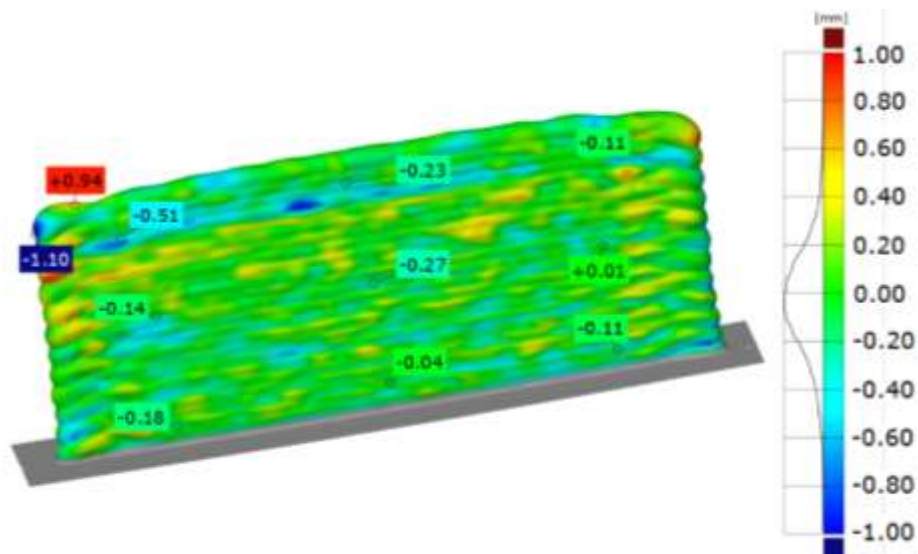
a)



b)



c)



Rys. 10.1 Porównanie geometrii modeli uzyskanych z analizy w programie GOM Inspect: a) model I_1 z I_2, b) model II_1 z II_2, c) model III_1 z III_2

Obserwując zdjęcia na rys. 10.1 widać, że dominują na modelach kolory zielony oraz żółty co oznacza, że dla większości obserwowanej powierzchni odchylenie od powierzchni modelu referencyjnego nie jest większe niż $\pm 0,4$ mm. Szczególną uwagę należy zwrócić na ujemną wartość odchyłki, która oznacza, że lokalna powierzchnia modelu referencyjnego znajduje się niżej niż aktualnie badanego ponieważ wytwarzanie metodą WAAM nie jest jednoetapowe tzn. wykonany model wymaga dodatkowej obróbki ubytkowej, ujemne wartości odchyłki wymagałyby projektowania większych naddatków na obróbkę, co prowadziłoby do wzrostu nakładów na produkcję. Lokalnie różnice w geometrii pomiędzy modelami mogą wynosić nawet 1 mm. Obszarami szczególnie na to narażonymi są miejsca początku i końca wytwarzanych warstw. Są to obszary, w których parametry źródła spawalniczego nie są ustabilizowane. Na powierzchni wszystkich modeli w sposób losowy występują obszary o odchyleniu większym niż 0,4 mm, przy czym powierzchnia obszarów o odchyleniach większych niż 0,4 mm jest największa dla porównań próbek serii III. Brak wzorca w rozmieszczeniu wspomnianych obszarów może świadczyć, że różnice wynikają z lokalnych zakłóceń procesu, a nie postępujących i kumulujących się błędów wynikających ze znacznie różnicy w geometrii warstw. Przy porównaniu warstw III_1 z III_2 zaobserwowano wydłużony obszar w postaci pasma (warstwa 4 od góry) o odchyleniu większym niż 0,4 mm, jednak taka sama wysokość próbki (na ostatniej warstwie dominuje kolor zielony) wskazuje, że powodem może być mniejsza grubość danej warstwy, a nie wzajemne przesunięcie warstw w kierunku wyznaczonym przez wysokość ściany. Pasma zorientowane są w kierunku napawania ze względu na warstwową budowę modelu.

Pomimo zastosowania tych samych parametrów procesu, zmieniając jedynie zakres ruchu robota w osi Z, uzyskano różną wysokość modeli wynoszącą ok. 48,8 mm dla próbek serii I, ok. 51,2 mm dla próbek serii II, i 51,7 mm dla próbek serii III. Odchyłki dopasowania widoczne w tabeli 10.2 dla próbek serii III są większe niż dla pozostałych serii.

Tabela 10.2 Odchyłki dopasowania modeli 3D próbek serii I i II

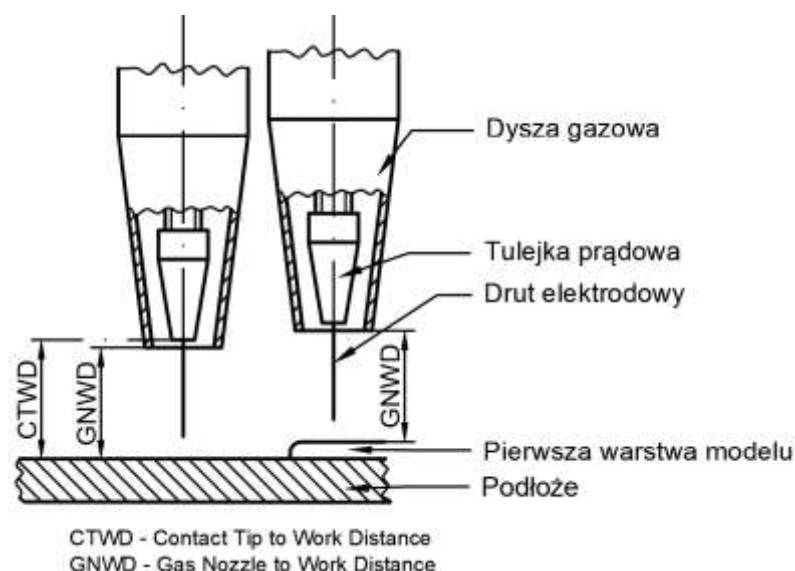
Porównanie	I_1 z I_2	I_1 z I_3	I_1 z I_4	II_1 z I_2	II_1 z II_3	II_1 z II_4	III_1 z III_2	III_1 z III_3
Odchyłka [mm]	0,120	0,119	0,137	0,117	0,125	0,131	0,168	0,196

Największy błąd dopasowania (maksymalna odchyłka) o wartości ok. 0,2 mm jest wartością podobnego rzędu jak falistość powierzchni wydruków WAAM z ER316L, co może utrudniać analizę wpływu niewielkich zmian parametrów na stan powierzchni.

Podczas prób doświadczalnych zaobserwowano, że końcowa długość drutu wysuniętego z tulejki prądowej była inna niż zadana na początku procesu. Jak wspomniano, najmniejsze wartości odchyłek zaobserwowano dla najmniejszego przemieszczenia palnika w osi Z, i jednocześnie dla najkrótszego wysunięcia elektrody. Ponadto, różna wysokość wydruków świadczy o wpływie wysunięcia elektrody na przebieg procesu.

10.2. Wpływ długości wolnego wylotu elektrody na geometrię modeli oraz strukturę materiału próbki

Zakres istotnych parametrów procesu napawania WAAM można rozszerzyć o parametr nie wpływający bezpośrednio na energię liniową procesu jakim jest długość wolnego wylotu elektrody. W procesach spajania materiałów metodami GMAW (*ang. Gas Metal Arc Welding*) wielkość ta wyraża odległość końcówki dyszy prądowej do końca drutu, na którego końcu jarzy się łuk elektryczny. W literaturze anglojęzycznej parametr ten opisany jest akronimem CTWD (*ang. Contact Tip to Work Distance*), który odnosi się do odległości końcówki prądowej od podłoża. Parametr ten jest sumą długości wolnego wylotu elektrody i długości łuku elektrycznego (rys.10.2). Współczesne stałonapięciowe spawalnicze urządzenia inwerterowe do spawania metodą MIG/MAG wyposażone są w układy automatycznej regulacji długości łuku elektrycznego, dzięki czemu ma on w przybliżeniu stałą wartość. Stabilność jarzenia się łuku elektrycznego w procesach WAAM sprzyja zastosowaniu mechanizacji i automatyzacji procesu. Zakładając stałość długości łuku elektrycznego, każda zmiana wartości CTWD powoduje taką samą zmianę długości wolnego wylotu elektrody. Inną stosowaną wielkością, która powiązana jest z długością wolnego wylotu elektrody jest GNWD (*ang. Gas Nozzle to Work Distance*), czyli odległość dyszy gazowej od podłoża (rys.10.2). Dysza gazowa często jako najbardziej wysunięta część uchwytu spawalniczego w procesach zautomatyzowanych/zrobotyzowanych jest wykorzystywana jako baza pomiarowa do orientacji położenia powierzchni spawanej względem dyszy uchwytu spawalniczego, jest to tzw. detekcja dotykowa dyszą. Tulejka prądowa w uchwytach spawalniczych do spawania metodą GMAW najczęściej nie wystaje poza obrys dyszy gazowej, a odległość pomiędzy końcówką dyszy gazowej, a końcówką tulejki prądowej jest stała. Długość wysunięcia elektrody poza tulejkę prądową ma wpływ na opór elektryczny obwodu. Im większa długość wolnego wylotu tym oporność układu jest także większa. Nagrzewanie oporowe drutu zwiększa jego temperaturę, co skutkuje wyższą szybkością topnienia materiału dodatkowego [202]. Wraz ze zwiększeniem wysunięcia elektrody maleje natężenie prądu (efekt wzrostu oporności ze wzrostem temperatury), co skutkuje mniejszym wtopieniem w spawany materiał.



Rys.10.2 Wielkości parametrów CTWD i GNWD w procesach spawania i pokrewnych

W przypadku krótkiego łuku długość wolnego wylotu elektrody wynosi zazwyczaj od 5 do 15 mm. Podczas spawania stali nierdzewnej częściej stosuje się niższe wartości wolnego wylotu ze względu na jego wyższą rezystancję. Z kolei w przypadku spawania łukiem natryskowym i większymi średnicami elektrod stosuje się dłuższy wysuw [203], [204], [205].

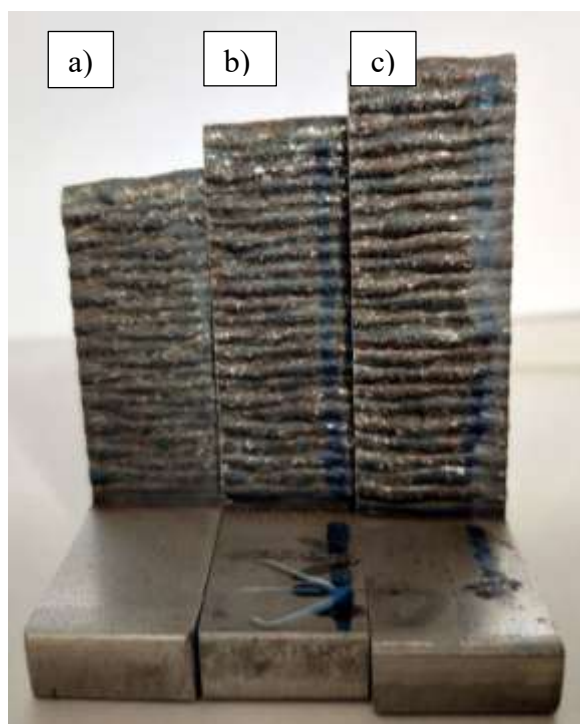
W niniejszym rozdziale przeprowadzono badania wpływu parametru GNWD (zamiennie nazywanym wolnym wylotem elektrody - WWE) na geometrię otrzymywanych modelu oraz ich strukturę. Zastosowany w badaniach jako manipulator antropomorficzny robot IRP-6 nie posiada systemu detekcji dotykowej. Podczas napawania długość wysunięcia elektrody była kontrolowana przy użyciu wzorca w postaci płyty o odpowiedniej grubości. Pomiaru i ewentualnej korekty dokonywano co dwie warstwy, zawsze po tej samej stronie budowanego elementu, tak aby zminimalizować wpływ miejsca pomiaru na odległość dyszy od napiny. Badania wpływu długości wolnego wylotu elektrody przeprowadzono na trzech próbkach napawanych przyrostowo. Próbki o oznaczeniach WWE10, WWE16 oraz WWE24 wykonano odpowiednio z 10, 16 i 24 mm długością wolnego wylotu elektrody. Pozostałe parametry procesu były stałe, przedstawione je w tabeli 10.3 .

Tabela 10.3 Parametry procesu WAAM CMT dla prób badania wpływu długości wolnego wylotu na właściwości wydruków

Natężenie prądu [A]	Napięcie łuku [V]	Prędkość napawania [mm/s]	Przepływ gazu osłonowego [l/min]	Typ gazu osłonowego	Maksymalna temperatura międzyścięgowa [°C]	Prędkość podawania drutu [m/min]
70	13,3	6,75	15	Ar+2%O ₂	100	6,2

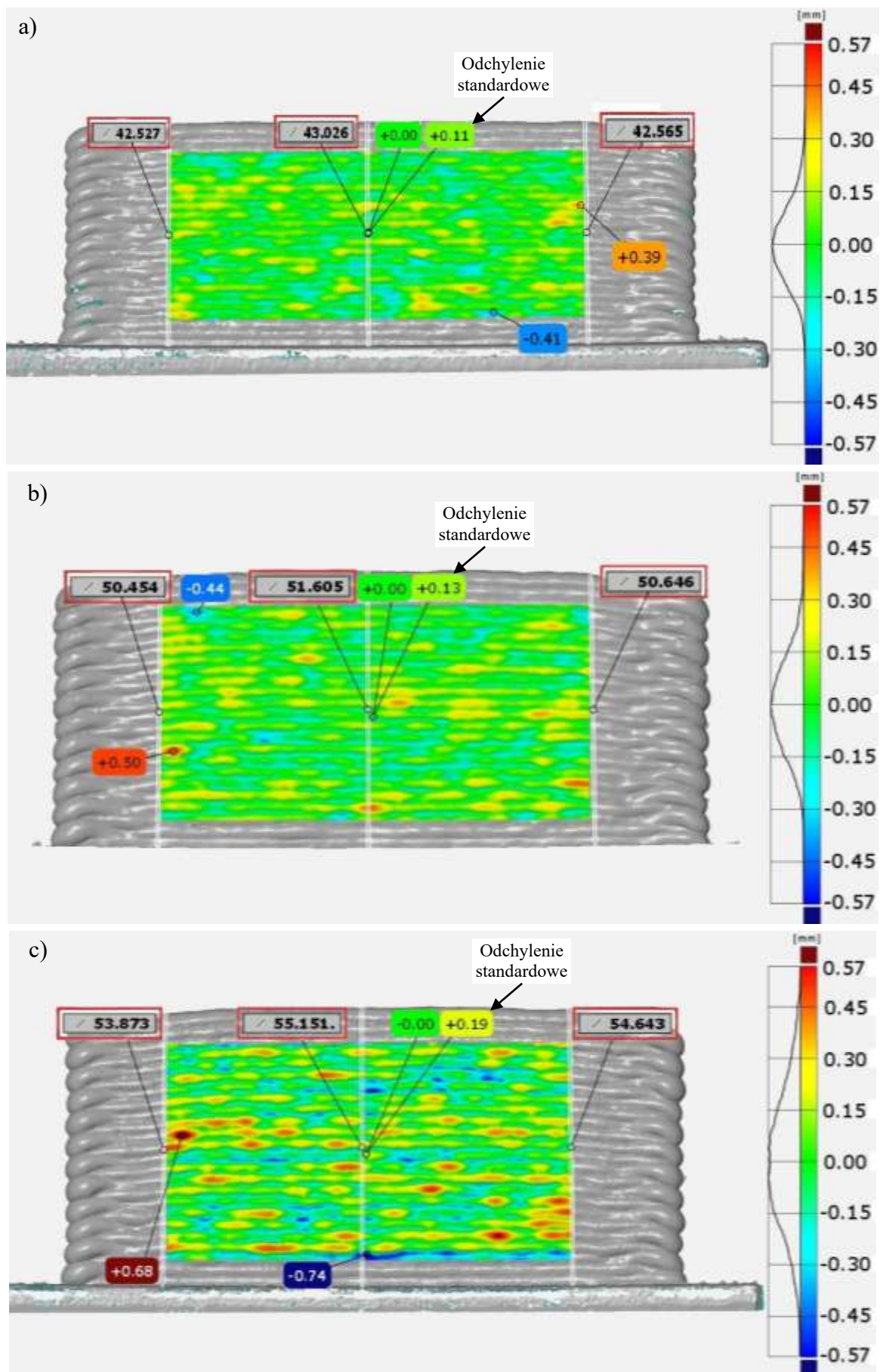
10.2.1. Wpływ długości wolnego wylotu elektrody na geometrię i stan powierzchni

Z przygotowanych wydruków w postaci prostych ścian pobrano próbki do badań. Modele wytwarzane metodą WAAM charakteryzują się zmienną wysokością wzdłuż długości modelu. Wytworzone ścianki największą wysokość mają w środku długości, a w miarę zbliżania się do krawędzi próbki wysokość nieznacznie spada. Próbki do badań pobrano z tej samej części ściany w odległości około 30 mm od krawędzi wydruku, tak aby ograniczyć wpływ miejsca pomiaru na wynik porównania. Na rys. 10.3 przedstawiono wycięte fragmenty próbek do dalszych badań. Każda wykonana ściana składa się z 24 warstw. Już na tym etapie badań widoczny jest wyraźny wpływ długości wolnego wylotu elektrody na wysokość utworzonych modeli.



Rys. 10.3 Zdjęcie fragmentów próbek wykonanych z długością wolnego wylotu: a) 10mm – WWE10, b) 16mm – WWE16, c) 24 mm -WWE24

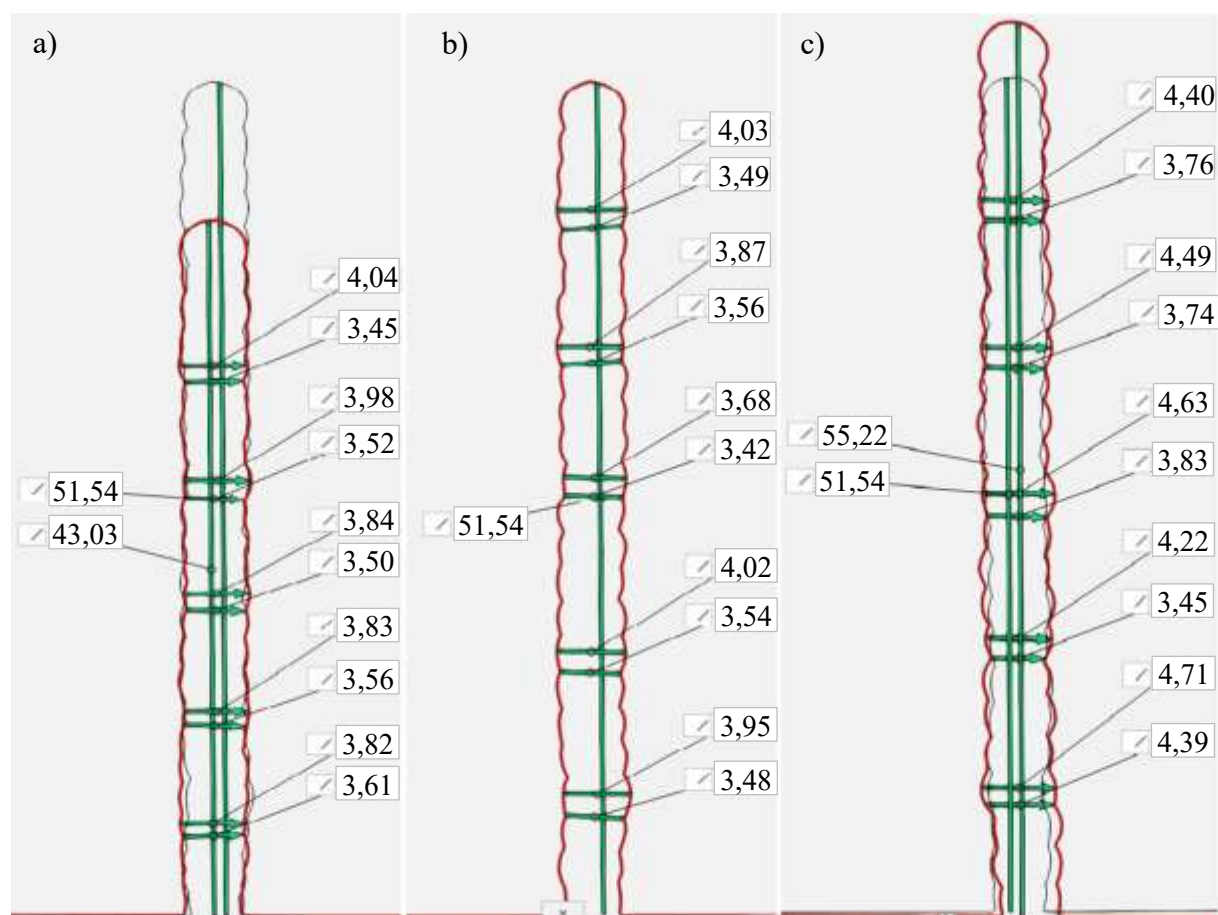
Analogicznie jak podczas badania powtarzalności procesu napawania przyrostowego, utworzone elementy zostały zdigitalizowane przy pomocy skanera ATOS Compact Scan 5M. Modele cyfrowe analizowano za pomocą oprogramowania GOM Inspect. Analizie poddano powierzchnie boczne utworzonych napoiny z pominięciem obszarów leżących wzdłuż krawędzi napoiny. Zastosowana metoda pomiaru i analizy jest identyczna jak w 9.3.2. Dla ułatwienia porównania ujednolicono skale, w taki sposób, aby przyjęty zakres umożliwił wizualizację co najmniej 95% danych. Poza samą mapą powierzchni na rys. 10.4. zaznaczono charakterystyczne wielkości tj. wartość średnią, odchylenie standardowe, minimalną i maksymalną odchyłkę od wartości średniej oraz wysokość napoiny w trzech różnych miejscach modelu.



Rys. 10.4 Mapa stanu powierzchni próbek: a) WWE10, b) WWE16, c) WWE24

Analiza modeli cyfrowych napoin (rys. 10.4) wykazała, że wartość odchylenia standardowego wzrasta wraz ze wzrostem długości wolnego wylotu elektrody wskazując na spadek stabilności procesu dla dużych wartości WWE. Na mapach odchyień wraz ze wzrostem WWE pojawia się coraz więcej czerwonych i niebieskich obszarów, miejsc o największym odchyleniu od wartości średniej. Obszary te rozłożone są w sposób losowy na powierzchni każdej napoiny, jednak największe wartości przyjmują dla próbki WWE24. Stan ten najprawdopodobniej wynika z ograniczonej precyzji prowadzenia drutu elektrodowego przy dużych wartościach WWE, większej objętości kropli metalu dla dużych WWE oraz pogorszeniu skuteczności osłony gazowej. Sam drut elektrodowy ma tendencję do wyginania się spowodowaną przechowywaniem drutów w szpuli. Im większa wartość wolnego wylotu tym położenie końcówki drutu bardziej odbiega od osi końcówki prądowej.

Dokładne wyniki pomiarów grubości poszczególnych warstw analizowanych próbek przedstawiono na rys. 10.5.



Rys. 10.5 Wpływ długości wolnego wylotu elektrody na zmianę geometrii przekrojów poprzecznych modeli: a) próbka WWE10, b) próbka WWE16, c) próbka WWE24

Do opracowania wyników skorzystano z tych samych modeli cyfrowych, które wykorzystano do analizy geometrii powierzchni. Przekroje poprzeczne do analizy grubości

wykonano w połowie długości ścianek, czyli w miejscach największej wysokości próbek. Pomiar grubości wykonano na wysokości warstw nr 4, 8, 12, 16 i 20. Ze względu na falistą strukturę powierzchni pomiary wykonano w najszerszym i najwęższym miejscu danej warstwy. Aby lepiej zobrazować różnice, na tle zarysu aktualnie mierzonej próbki oznaczonej kolorem czerwonym, zaznaczono odcieniem szarości zarys próbki WWE16 jako kontur odniesienia.

Na podstawie zmierzonych grubości warstw i wysokości modeli obliczono wartości średnie i ich odchylenia standardowe. Wyniki obliczeń przedstawiono w tabeli 10.4. W połowie długości próbki najmniejszą wysokość równą 43,03 mm ma ścianka wykonana w próbce WWE10. W miarę zwiększania długości wolnego wylotu elektrody wysokość ścianki wzrasta. Maksymalna różnica wysokości próbek wynosi około 12 mm, przy czym większy przyrost wysokości (około 8 mm) zaobserwowano przy zwiększeniu parametru WWE z 10 na 16 mm niż z 16 na 24 mm. Wraz ze zwiększaniem parametru wolnego wylotu elektrody zmienia się także grubość warstw. Średnia grubość próbki WWE10 jest taka sama jak próbki WWE16. Zbliżone jest także odchylenie standardowe średniej grubości dla tych próbek. Największą średnią grubość wykazuje próbka WWE24, ponadto w przypadku tej próbki największe jest odchylenie standardowe grubości jak i wysokości próbki.

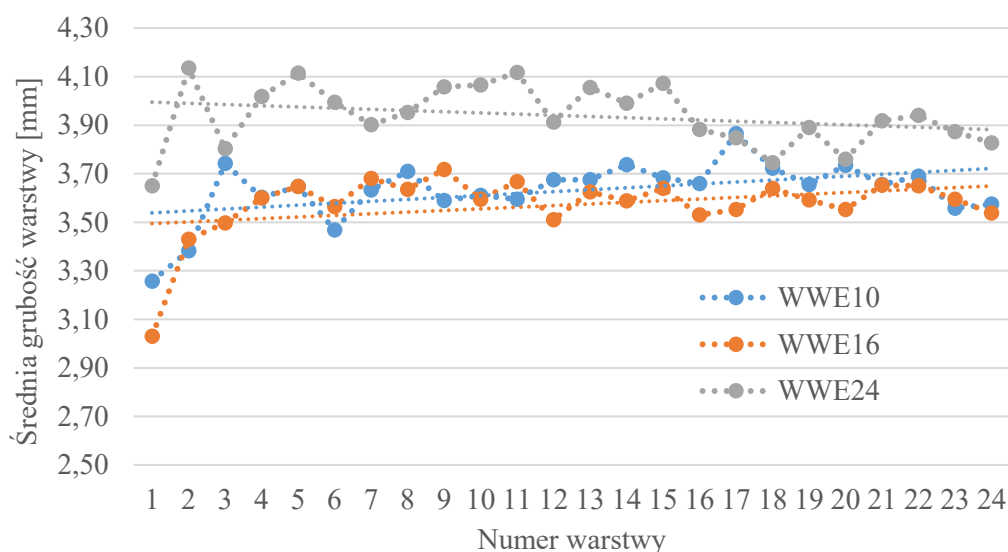
Tabela 10.4 Wymiary geometryczne wytworzonych modeli dla różnych wartości wolnego wylotu elektrody

Wolny wylot elektrody [mm]	10	16	24
Średnia grubość modelu, $\bar{x}$ [mm]	3,71	3,70	4,16
Odchylenie standardowe grubości, s [mm]	0,24	0,21	0,43
Średnia wysokość, $\bar{x}$ [mm]	42,77	51,15	54,60
Odchylenie standardowe wysokości, s [mm]	0,14	0,23	0,74

Podsumowując powyższe obserwacje można stwierdzić, że zmiana długości wolnego wylotu elektrody wpływa na zmianę objętości warstw/ściegów. Zwiększenie długości wolnego wylotu elektrody z 10 na 16 mm nie powoduje zasadniczych zmian w grubości warstw, jednak znacząco zmienia się wysokość próbki. Podobna wartość odchylenia standardowego dla grubości i wysokości próbki WWE10 oraz WWE16 może świadczyć o stabilnym przebiegu procesu napawania WAAM. Dalszy wzrost wartości parametru WWE prowadzi do zarówno wzrostu wysokości próbki jak i średniej grubości modelu. Wzrasta także odchylenie standardowe dla tych wartości co może oznaczać mniejszą powtarzalność procesu WAAM.

Na rys. 10.6 zamieszczono rozkład średnich grubości warstw próbek. Do wyznaczenia średniej grubości dla każdej z warstw, na modelu 3D napiny wykonano po 4 pomiary, po dwa

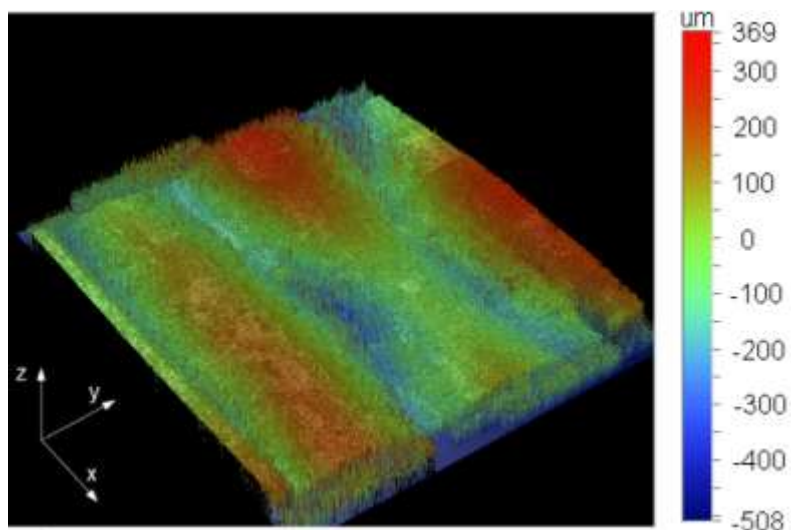
w części warstwy o największej i najmniejszej grubości. Wyznaczenie lokalnej grubości polegało na wskazaniu punktu pomiarowego, a oprogramowanie automatycznie wyszukiwało najbliższy mu punkt po drugiej stronie modelu.



Rys. 10.6 Średnia grubość warstw próbek wykonanych dla trzech różnych wartości wolnego wylotu elektrody (10, 16 i 24 mm).

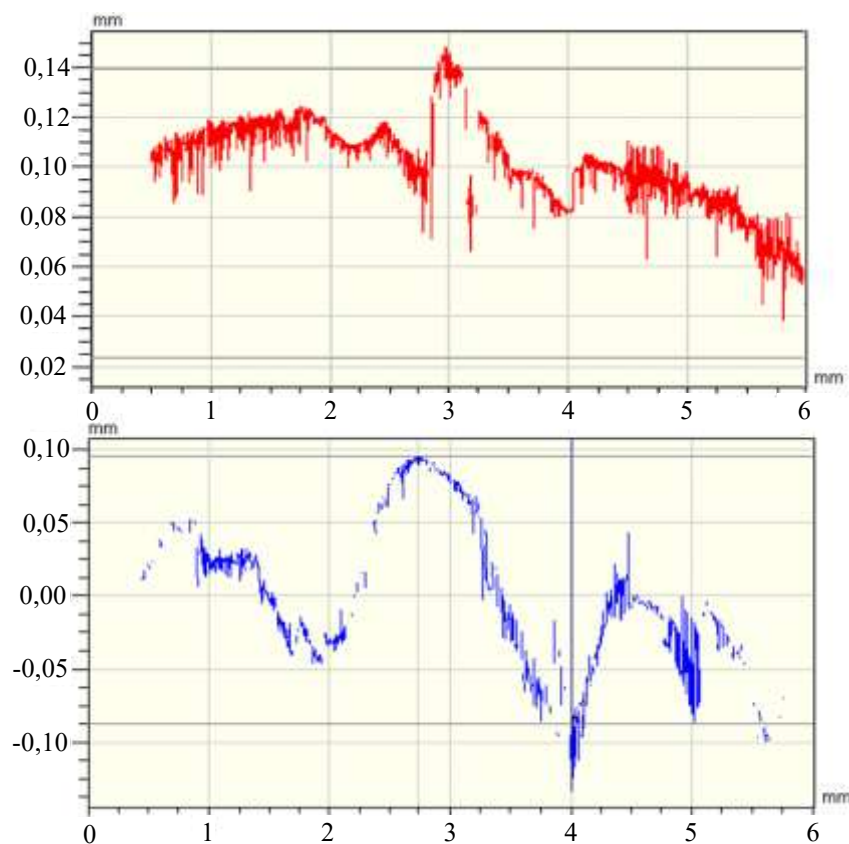
Przedstawione wyniki oraz wyznaczone linie trendu wskazują, że grubość warstwy zmienia się w niewielkim zakresie. Średnia grubości warstwy próbki WWE10 i WWE16 wykazuje niewielką tendencję wzrostową, a dla próbki WWE24 niewielką tendencję malejącą. Biorąc powyższe pod uwagę można założyć, że średnia grubość warstwy pozostaje stała w miarę przyrostu wysokości modelu podczas wytwarzania WAAM. Najniższą średnią grubość wykazują warstwy wykonane bezpośrednio na płycie bazowej, co można przypisać zimnej (nie stosowano podgrzewania wstępnego) płycie podłoża, o większej pojemności cieplnej niż warstwy napoiiny, co zapewniło najszybsze odprowadzenie ciepła.

Pomiary geometrii grubości ścian czy wysokości modeli nie niosą pełnej informacji na temat struktury geometrycznej powierzchni bocznej próbki. Aby uzyskać informacje na temat falistości i chorobowości powierzchni, próbki WWE10, WWE16 i WWE24 poddano pomiarom na stanowisku wyposażonym w profilometr optyczny VEECO NT200. Pomiar dla każdej próbki przeprowadzony został w połowie długości i wysokości próbki i obejmował trzy sąsiednie warstwy tj. 11, 12, 13. Pole pomiarowe zastosowanego profilometru jest niewielkie. Pomiar 3 warstw na odcinku ok. 6 mm wymagał wykonania wielu ekspozycji na podobozarach o powierzchni ok. 1 x 1 mm, a następnie odpowiedniego złożenia danych pomiarowych. Rezultat takiego pomiaru w postaci profilogramu 3D przedstawiono na rys. 10.7.

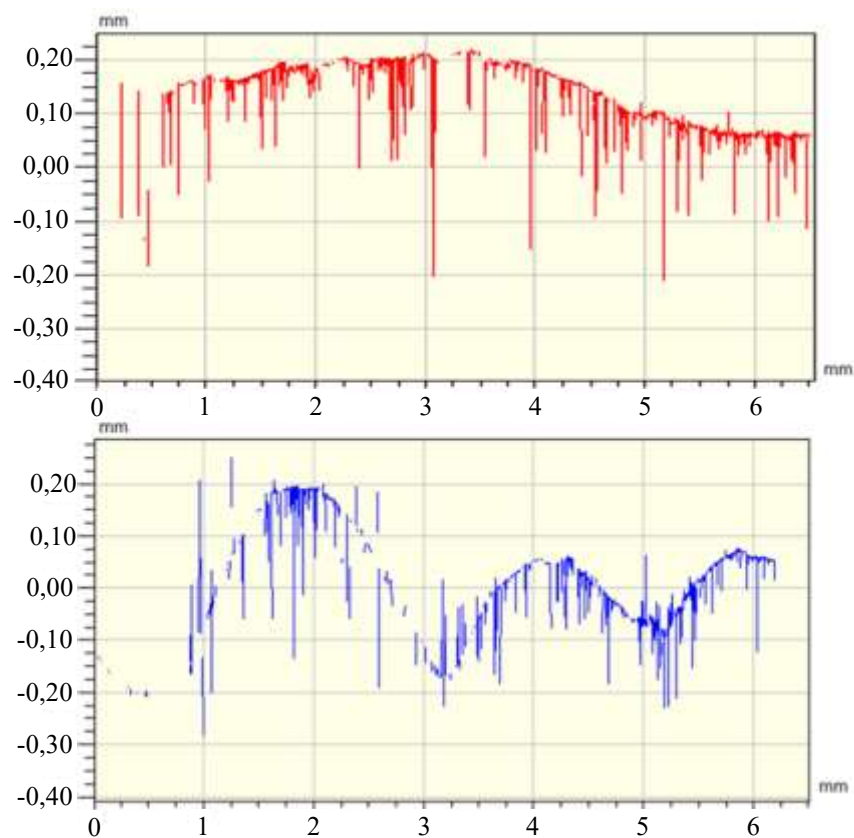


Rys. 10.7 Profilogram 3D próbki WWE24

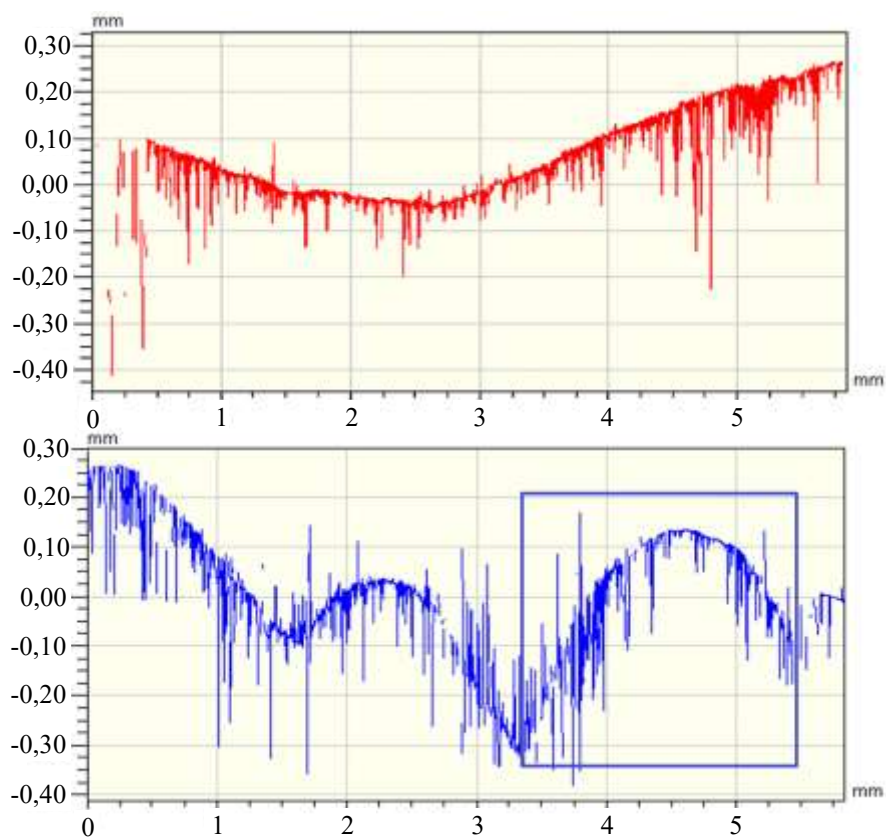
Profilogram widoczny na rys. 10.7 wskazuje, że próbka charakteryzuje się dużą i zmienną falistością, zależną od kierunku pomiaru. Lokalizacja linii pomiarowej dla stworzenia profilu chropowatości 2D będzie miała znaczący wpływ na końcowy wynik, w związku z tym dobrano ją tak, aby wykazać największe nierówności profilu chropowatości. Profilogramy 2D dla analizowanych próbek pokazano na rys. 10.8 do rys. 10.10.



Rys. 10.8 Profilogramy pomiarów w kierunku X (górny) i Y (dolny) dla próbki WWE10



Rys. 10.9 Profilogramy pomiarów w kierunku X (górny) i Y (dolny) dla próbki WWE16



Rys. 10.10 Profilogramy pomiarów w kierunku X (górny) i Y (dolny) dla próbki WWE24

Na zamieszczonych profilogramach zaobserwowano nagłe zmiany w przebiegu profilogramu (w postaci pików – prawdopodobnie szum pomiarowy) dla poszczególnych próbek oraz kierunków pomiaru. Piki te mogły mieć wpływ na wyniki pomiaru jednak ograniczona czułość parametru chropowatości R_a na losowe błędy grube pozwala na wykorzystanie tej wielkości do porównania struktury geometrycznej powierzchni (SGP) próbek. Uzyskana wartość chropowatości jest ogólnie niższa dla pomiarów wykonywanych w kierunku X (wzdłuż ściegów), co wskazuje, że kierunek pomiaru ma wpływ na uzyskiwane wyniki. Najważniejsze parametry chropowatości badanych próbek przedstawiono w tabeli 10.5.

Tabela 10.5 Parametry chropowatości badanych próbek dla dwóch kierunków pomiarów

	WWE=10mm		WWE=16mm		WWE=24mm	
	Kierunek pomiaru					
Parametr chropowatości	X	Y	X	Y	X	Y
Ra [μm]	20	60	60	80	90	100
Rt [μm]	120	230	590	630	700	650
Rq [μm]	20	60	70	100	110	130
Rp [μm]	150	100	220	250	290	270

Na podstawie analizy wyników chropowatości powierzchni próbek (tabela 10.5) można zaobserwować, że niezależnie od kierunku pomiaru niższą chropowatość powierzchni uzyskano przy wolnym wylocie elektrody o najmniejszej długości równej 10 mm. Ponadto próbka wykonana przy najmniejszym wolnym wylocie elektrody wykazywała największe zróżnicowanie wyników w zależności od kierunku pomiaru. Wraz ze wzrostem WWE różnice chropowatości między kierunkami pomiaru zmniejszały się.

Korzystając z cyfrowych modeli wytworzonych napoin przeanalizowano stan powierzchni napoin w dużym polu pomiarowym. Taki pomiar obarczony jest większym błędem pomiarowym niż za pomocą profilometru optycznego, jednak jest pomiarem globalnym dającym lepszy obraz o stanie całej powierzchni. Skaner ATOS Compact Scan 5M. Z analizy pomiarów wykluczono strefy o dużej zmienności kształtu, czyli te znajdujące się przy krawędziach napoiny. Dane do analizy przygotowano za pomocą oprogramowania CloudCompare, a samą analizę statystyczną stanu powierzchni przeprowadzono przy użyciu oprogramowania Gwyddion. W tabeli 10.6 zamieszczono wyniki przeprowadzonej analizy.

Tabela 10.6 Wartości parametrów chropowatości próbek wykonanych ze zmiennym wolnym wylotem elektrody

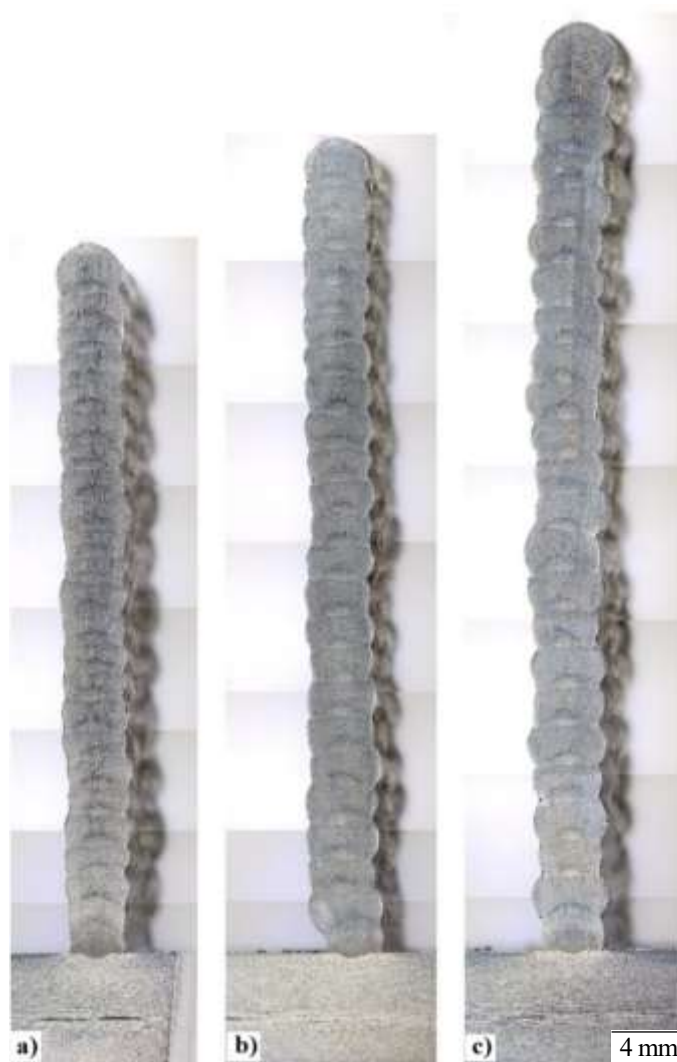
Parametr chropowatości/falistości	Napoina		
	WWE10	WWE16	WWE24
Sa [μm]	83	98	149
Sq [μm]	104	122	185
Sz [μm]	758	940	1381

Spośród analizowanych próbek największą chropowatością (a w zasadzie falistością biorąc pod uwagę obszar pomiarowy) charakteryzuje się próbka WWE24. Ponadto wraz ze wzrostem WWE rosną wszystkie parametry SGP. Podobny trend zaobserwowano podczas badań przy użyciu profilometru optycznego. Większe wartości wynikają wprost ze znacznie większej ilości danych wykorzystanych do analizy. Wartości parametrów Sz są niemal równe wartości rozrzutu danych przedstawionych na mapach odchyień na rys. 10.4, co potwierdza poprawność wykonanej analizy.

10.2.2. Badania makro i mikrostrukturalne

Próbki do badań mikroskopowych pozyskano z wytworzonych ścian w odległości 25 mm od krawędzi, tak aby pokazać przekrój poprzeczny i strukturę na wysokości całej napoiny. Przed badaniami mikroskopowymi próbki zostały odpowiednio spreparowane. Szlifowanie powierzchni przekroju rozpoczęto na papierze ściernym P100, a zakończono na P2500. Jako środek cierny do polerowania zastosowano korund (Al_2O_3). Wypolerowane powierzchnie wytrawiono roztworem chlorku miedzi (CuCl_2) oraz kwasu chlorowodorowego (HCl) w wodzie.

Próbki poddano badaniom makroskopowym i mikroskopowym. Badania makroskopowe przeprowadzono na mikroskopie stereoskopowym Olympus SZ61 z 6,67-krotnym powiększeniem. Zastosowane powiększenie nie umożliwiała zobrazowania całej powierzchni próbki na jednej ekspozycji, przez co zdjęcia wymagały składania. Wyniki badań makroskopowych po przetworzeniu zdjęć przedstawiono na rys. 10.11.



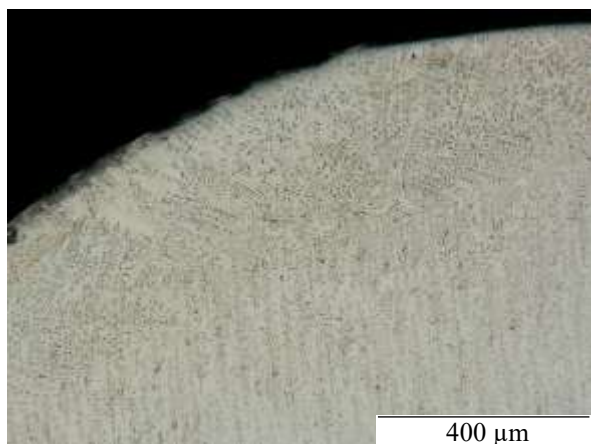
Rys. 10.11 Przekrój poprzeczny próbek wykonanych metodą WAAM.: a) próbka WWE10, b) próbka WWE16, c) Próbka WWE24

Na rys. 10.11 zaobserwowano, że makrostruktura każdej z przedstawionych próbek jest podobna. Pomiędzy sąsiadującymi warstwami w każdej próbce zaobserwowano strefę o odmiennej strukturze. Obszary te zlokalizowane są w strefie przetopienia górnej części ściegu, ciepłem dostarczonym do materiału podczas nakładania kolejnej warstwy. Powstała struktura jest silnie ukierunkowana, widoczne są krystality, które przebiegają przez wiele warstw.

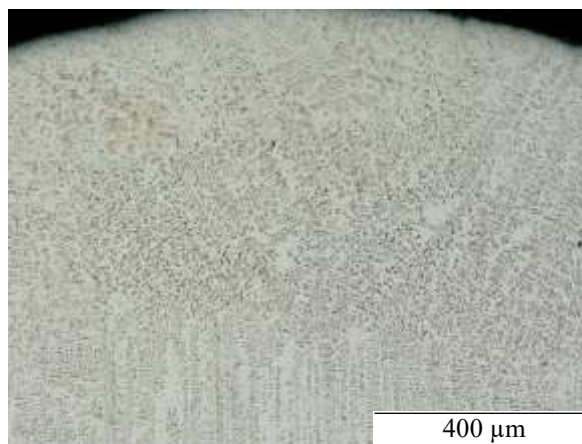
Badania mikroskopowe przeprowadzono przy użyciu mikroskopu światła odbitego Olympus BX51M. Dokumentację fotograficzną stworzono przy użyciu oprogramowania Olympus Stream Essential. Obserwacje i rejestracje wyników prowadzono przy powiększeniach x50, x100 i x200. Badaniom poddano najbardziej charakterystyczne obszary próbek takie jak górna część ostatniej warstwy, krawędzie ściegów oraz obszary pomiędzy ściegami (strefy ponownego przetopienia materiału znajdujące się przy linii wtopienia).

Porównanie mikrostruktury z różnych obszarów próbki, uzyskanych przy różnych wartościach wolnego wylotu elektrody przedstawiono na rys. 10.12 - rys. 10.15.

a)

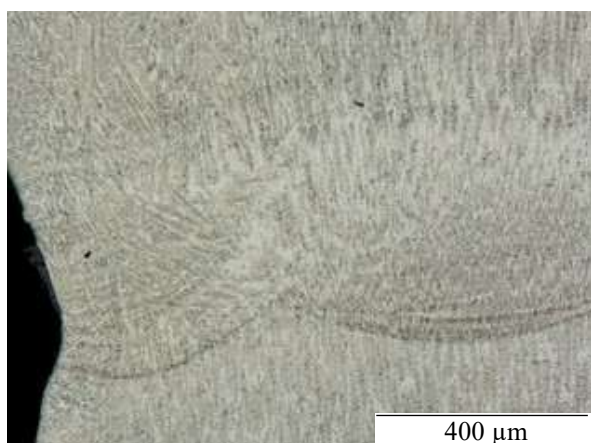


b)



Rys. 10.12 Mikrostruktura przypowierzchniowej części ostatniej warstwy:
a) próbka WWE24; b) próbka WWE10

a)

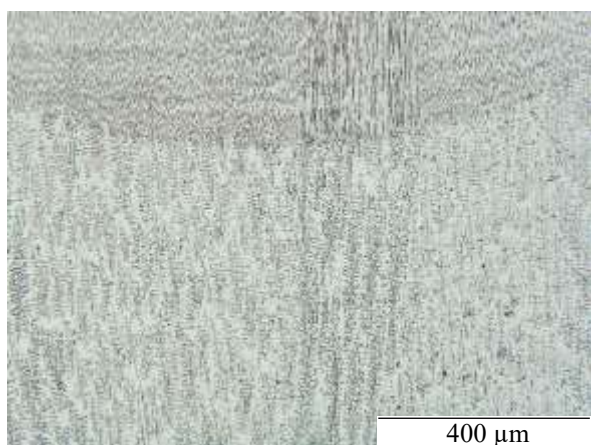


b)

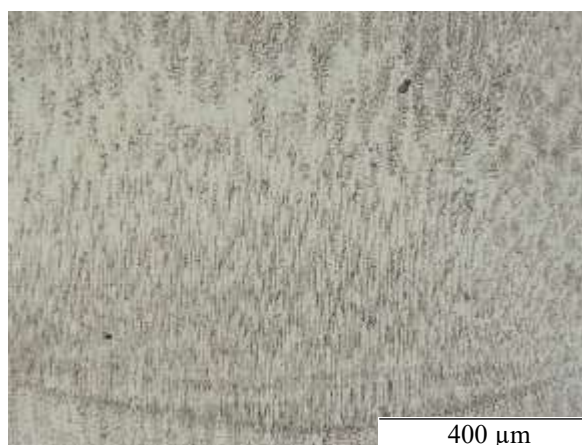


Rys. 10.13 Mikrostruktura strefy wtopienia (ponownego przetopienia) w pobliżu krawędzi napoiwy:
a) Próbka WWE16, pomiędzy 15 a 16 warstwą; b) Próbka WWE24, pomiędzy 4 a 5 warstwą

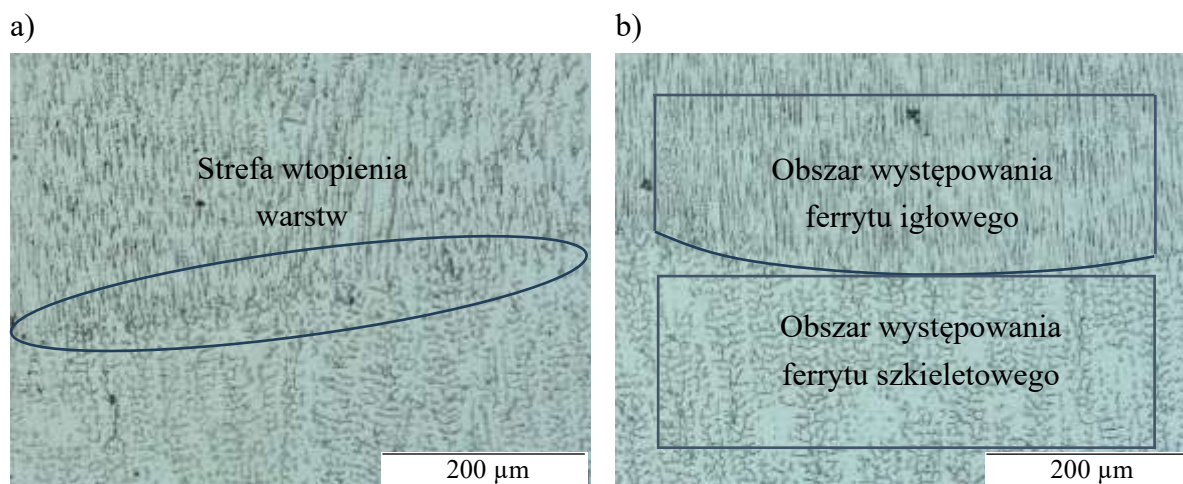
a)



b)



Rys. 10.14 Mikrostruktura w pobliżu linii wtopienia w centralnej części napoiwy:
a) Próbka WWE10 pomiędzy 6 a 7 warstwą; b) Próbka WWE16 pomiędzy 15 a 16 warstwą



Rys. 10.15 Mikrostruktura w pobliżu linii wtopienia w centralnej części napoiny:
a) Próbką WWE16, pomiędzy 6 a 7 warstwą, b) Próbką WWE10, pomiędzy 15 a 16 warstwą

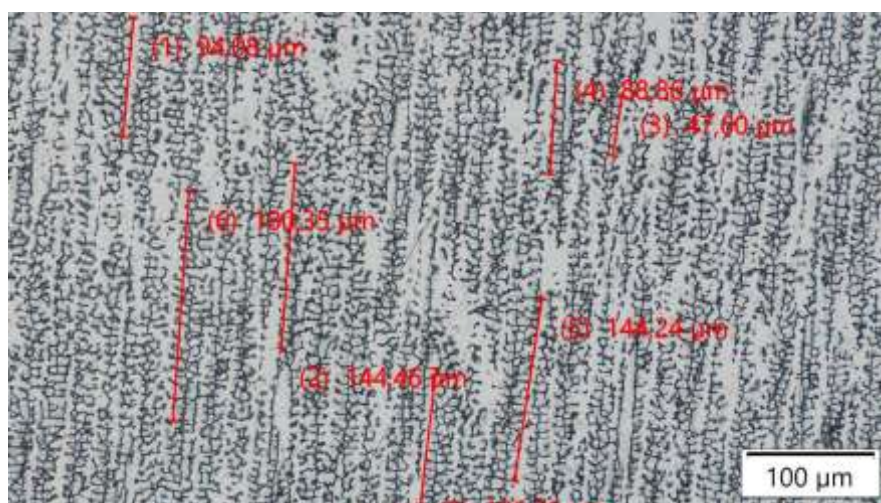
Rys. 10.12 a i b przedstawia górną część ostatniej warstwy. W strukturze dominuje osnowa z austenitu w postaci jasnych wydzieleni. Na tle osnowy wyróżniają się ciemne wydzielienia, będące granicami międzydendrytycznymi ramion austenitu, czyli obszarami segregacji pierwiastków stopowych i występowania ferrytu delta. Ferryt różni się morfologią w zależności od obszaru badanej warstwy. W dolnej części rys. 10.12 widoczne są duże, silnie zorientowane i równoległe kryształy kolumnowe. Tuż pod powierzchnią struktura traci swoją orientację. Zmiana ta może być spowodowana zmianami w mechanizmach rozpraszania ciepła w warstwie. Górna warstwa rozprasza ciepło przez przewodzenie do środka oraz przez promieniowanie i konwekcję do otoczenia. Krystalizacja w tej warstwie przebiega szybciej, co prowadzi do powstawania dendrytów o różnych orientacjach. Podczas procesu napawania WAAM niezorientowane dendryty formują się przy górnej części aktualnie wykonywanej warstwy. Podczas nakładania kolejnej warstwy, w wyniku przetopienia lub oddziaływania ciepła struktura ta jest modyfikowana.

Niezmodyfikowaną, silnie zorientowaną strukturę, zaobserwowano także przy krawędziach warstw, co przedstawiono na rys. 10.13. Na krawędziach warstw znaczącym mechanizmem odprowadzania ciepła jest także konwekcja i radiacja, co wyjaśnia zmiany w orientacji dendrytów.

Rys. 10.13 do rys. 10.15 przedstawiają obszar w pobliżu linii wtopienia dwóch ściegów. Strefę, wewnątrz której można wyznaczyć linię wtopienia zaznaczono na rys. 10.15a. Na przedstawionych rysunkach można wyróżnić kilka obszarów z różną mikrostrukturą. Na rys. 10.13b i rys. 10.14a można wyróżnić obszary przybierające formę wydłużonych kryształów/kolumn. Struktura kolumnowa może się rozrastać podczas przejścia z warstwy do warstwy (epitaksjalny wzrost ziaren), co zostało przedstawione na rys. 10.11. W obszarze kolumn występują wydzielienia ferrytu o różnej morfologii. Elementem struktury, który także oddziela obszary o różnej morfologii ferrytu jest linia wtopienia. Jak pokazano na rys. 10.15

poniżej linii wtopienia (w strefie ponownie nagrzanej, ale nie przetopionej) znajdują się wydzielania ferrytu szkieletowego. Powyżej linii wtopienia (strefa ponownie przetopiona) ferryt ma formę wydłużoną lub punktową zorientowaną pionowo w kierunku budowy modelu. Taka morfologia ferrytu w obszarze przyległym do linii wtopienia może wynikać z większej intensywności odprowadzania ciepła, jest to pierwsza część objętości materiału ściegu, która krystalizuje. Obszar występowania ferrytu igłowego zbiega się ze strefą ponownego przetopienia materiału. Powyżej obszarów ferrytu igłowego wyróżnić można obszar z mniejszą ilością ciemnych wydzieleni, po czym struktura powraca do takiej samej jak poniżej linii wtopienia (rys. 10.14b). Takie zmiany struktury zachodzą w każdej warstwie niezależnie od parametrów długości wolnego wylotu elektrody, a zmianie ulegają jedynie wymiary poszczególnych obszarów struktury.

Ponieważ same obserwacje na mikroskopie optycznym nie wykazały zauważalnych różnic w mikrostrukturze materiału pomiędzy próbkami, podjęto próbę ilościowego porównania struktur. Struktura dendrytyczna podobnie jak ziarnista może także wykazywać różny stopień rozdrobnienia. Parametrem, który wyraża stopień rozdrobnienia jest SDAS (*ang. Secondary Dendrite Arm Spacing*), czyli odległość między ramionami dendrytów drugorzędowych. Do pomiarów SDAS próbki ponownie wytrawiono w roztworze chlorku miedzi (CuCl_2) oraz kwasu chlorowodorowego (HCl), jednak wydłużono czas trawienia aby skuteczniej wytrawić zarysy dendrytów. Pomiary dla każdej napoiny wykonano w środkowym obszarze warstwy 12. Aby wynik był wiarygodny na każdej warstwie wykonano pomiary wzdłuż 6 linii pomiarowych ułożonych tak aby każda linia przecinała co najmniej 6 drugorzędowych ramion dendrytu pierwszorzędowego. Przykład ułożenia linii pomiarowych na obrazie mikrostruktury przedstawiono na rys. 10.16



Rys. 10.16 Pomiar parametru SDAS na mikrostrukturze napoiny WWE16

W tabeli 10.7 zestawiono parametry SDAS dla każdej z badanych napoin. Poza wartością średnią obliczono wartość odchylenia standardowego z próby.

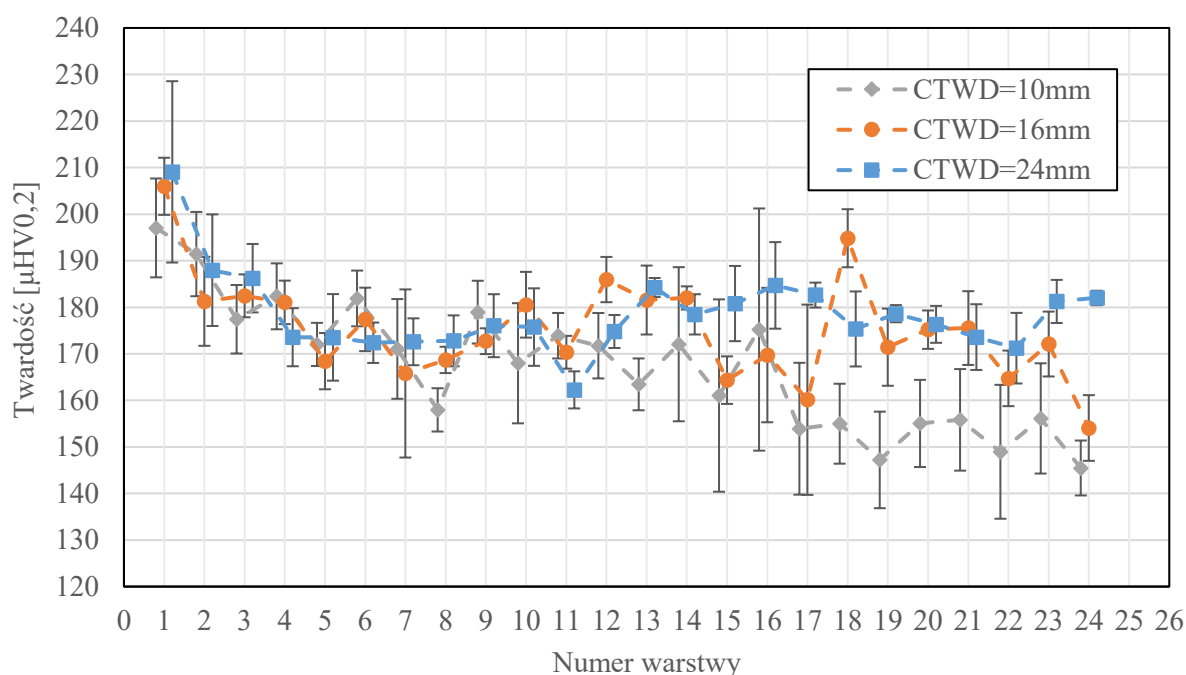
Tabela 10.7 Wartości SDAS w zależności od długości WWE

Próbka	SDAS [μm]		różnica średniej względem WWE10 [%]
	Średnia, $\bar{x}$	Odchylenia standardowe, s	
WWE10	7,11	0,71	-
WWE16	7,49	0,63	5,4
WWE24	7,76	0,73	9,1

Przedstawione w tabeli 10.7 wyniki wskazują, że wraz ze wzrostem długości wolnego wylotu elektrody nieznacznie wzrasta odległość między ramionami dendrytów II rzędu. Maksymalna różnica $0,65\mu\text{m}$ jest w przybliżeniu równa wartości odchylenia standardowego, jednak wartość odchylenia standardowego jest porównywalna dla każdej próbki. Rosnący trend wskazuje, że wartość wolnego wylotu elektrody może wpływać na odległość między ramionami dendrytów. Potencjalną przyczyną jest większa objętość warstwy dla wysokich wartości WWE, co zmniejsza prędkość chłodzenia i wydłuża czas na rozwój ramion dendrytów II rzędu.

10.2.3. Badania twardości

Badania mikroskopowe rozszerzono o pomiary twardości na przekrojach próbek. Badania te wykonano w celu określenia wpływu zmian długości wolnego wylotu elektrody na zmianę właściwości mechanicznych próbki pośrednio reprezentowanych przez twardość. Pomiary zrealizowano przy użyciu mikrotwardościomierza Leitz-Wetzal 8375 stosując obciążnik wywierający nacisk na próbkę z siłą 2 N w czasie 20 sekund. Pomiary wykonano na próbkach przygotowanych identycznie jak do badań metalograficznych. Pomiarom podano obszary leżące w centralnej części każdej z warstw, tak aby zminimalizować wpływ lokalnych zmian struktury przy linii wtopienia na uzyskiwane wyniki. Wartość średnią twardości dla każdej warstwy obliczono z 4 punktów pomiarowych. Pomiedzy punktami pomiarowymi zachowano odległość równą co najmniej 3-krotnej długości przekątnej odcisku, aby zminimalizować wpływ lokalnego odkształcenia plastycznego, wywołanego przez wgłębnik, na zmianę twardości. Na rys. 10.17 przedstawiono przebieg zmian średniej twardości próbki w funkcji numeru warstwy. Do każdego punktu przypisano słupki błędów reprezentowane przez odchylenie standardowe z przyjętym 95% poziomem ufności.



Rys. 10.17 Wpływ zmian długości wolnego wylotu elektrody na twardość próbek

Przebieg zmian twardości widoczny na rys. 10.17 jest podobny dla każdej z analizowanych próbek. Analizując wykres począwszy od warstw początkowych można zauważyć zwiększoną twardość pierwszej warstwy wynoszącą około 200 HV_{0,2}. Następnie warstwy od trzeciej do dwunastej wykazują niemal identyczną twardość wynoszącą średnio około 170 HV_{0,2}. Od 13 do 24 warstwy próbki WWE16 i WWE24 wykazują twardość również w okolicach 170 HV_{0,2}, podczas gdy twardość próbki WWE10 maleje do około 150 HV_{0,2}. Jedynie twardość próbki WWE10 wykazuje tendencję spadkową wraz ze wzrostem wysokości warstwy na całej linii pomiarowej. Nagły spadek twardości próbki WWE10 trudno uzasadnić zmianami w mikrostrukturze, ponieważ takich zmian w próbce nie zaobserwowano. Wykazana różnica w twardości mogła być spowodowana błędem systematycznym, który pojawił się w czasie pomiaru. Pomiary wykonano w centralnym obszarze każdej warstwy, podczas gdy części pomiarów próbki WWE10 wykonano w pobliżu linii wtopienia. Dość duże słupki błędów widoczne na rys. 10.17 mogą być związane z miejscem pomiaru, w którym np. lokalnie większy był udział ferrytu, który spowodował powstanie mniejszego odcisku.

Nie wykazano znaczącego wpływu zmiany długości wolnego wylotu elektrody na twardość. Jedynym obszarem o wyższej twardości dla każdej z próbek są pierwsza i druga warstwa. Zmiana twardości tych warstw mogła być spowodowana przemieszczaniem napoiny z podłożem. Bliskość materiału podłoża o dużej pojemności cieplnej zwiększała też prędkość chłodzenia warstw położonych najbliżej podłoża, co mogło wzmocnić materiał poprzez silniejsze rozdrobnienie struktury.

10.3. Wpływ natężenia prądu na strukturę geometryczną powierzchni i zmiany w strukturze materiału

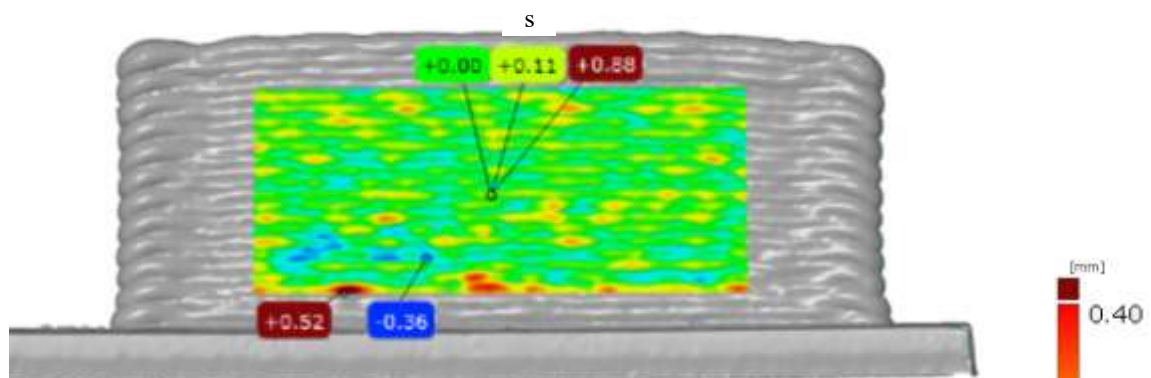
Na podstawie wyników badań wpływu długości wolnego wylotu elektrody przyjęto do dalszych badań stałą wartość $WWE=10$ mm, przy której uzyskano największą precyzję napawania oraz najlepszą jakość powierzchni. W poprzednim rozdziale zaobserwowano, że długość WWE może wpływać na warunki ciepłego procesu, a tym samym na zmianę geometrii uzyskanych modeli. Ponadto, podczas badań wstępnych zaobserwowano wpływ natężenia prądu i prędkości napawania opisujących energię liniową na ilość powstających wad podczas procesu. W niniejszym rozdziale przedstawiono wyniki badań wpływu natężenia prądu w procesie WAAM CMT na geometrię wytwarzanych warstw oraz mikrostrukturę i twardość materiału w postaci stali 316L poddanej wielokrotnym cyklom cieplnym napawania. Parametry prób napawania WAAM CMT przedstawiono w tabeli 10.8. Energia liniowa obliczona wg wzoru (20), dla $\mu = 1$.

Tabela 10.8 Parametry procesu WAAM CMT dla prób badania wpływu natężenia prądu na wyniki napawania

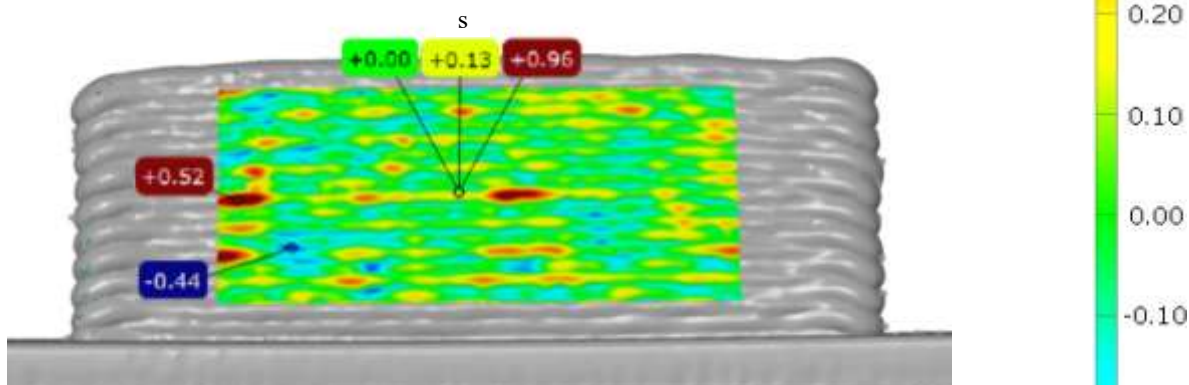
Numer próbki	Natężenie prądu [A]	Napięcie łuku [V]	Prędkość napawania [mm/s]	Energia liniowa [J/mm]	Przepływ gazu [l/min]	Maksymalna temperatura międzyścigowa [°C]
M1	78	13,3	6,75	180,0	15	100
M2	90	13,5	6,75	153,7	15	100
M3	65	12,9	6,75	124,2	15	100

Analizę geometrii wytworzonych powierzchni przeprowadzono, podobnie jak poprzednio, z wykorzystaniem oprogramowania GOM Inspect. Analizę zawężono do fragmentów powierzchni próbek położonych w odległości 20 mm od bocznych krawędzi oraz o 5 mm od krawędzi górnej i dolnej, tak aby wykluczyć obszary wykonywane przy nieustalonych warunkach procesu. Wyniki porównania w postaci map odległości od płaszczyzny dopasowującej przedstawiono na rys. 10.18 - rys. 10.20. Na rysunkach zaznaczono minimalne i maksymalne wartości odchylenia od teoretycznej płaszczyzny dopasowanej do geometrii analizowanego obszaru oraz wartość odchylenia standardowego. Najmniejszy rozrzut wyników i najniższą wartość odchylenia standardowego uzyskano dla próbki M3 wykonywanej prądem o natężeniu 65 A. Im wyższa wartość natężenia tym zarówno rozrzut wyników, jak i odchylenie standardowe są większe. Wyniki wskazują, że zmniejszanie natężenia prądu, a w przypadku urządzeń synergicznych także prędkości podawania drutu

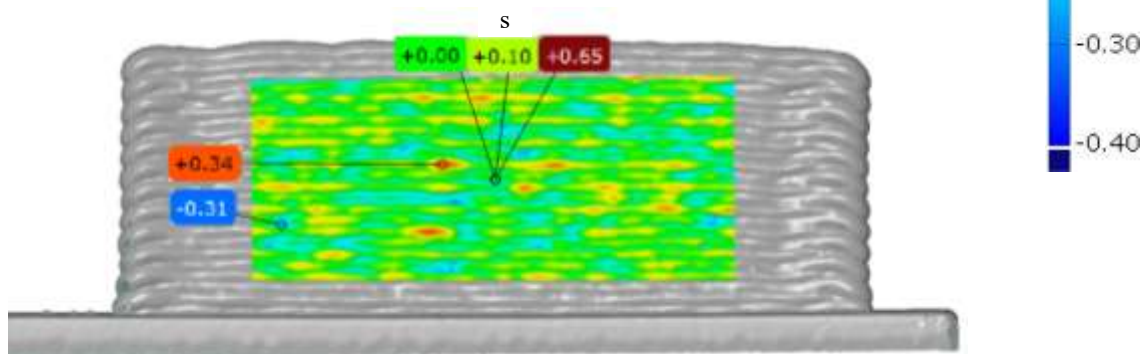
elektrodowego, umożliwia ograniczenie (co do wartości) zmienności kształtu powierzchni. Przyczyna uzyskanych wyników jest analogiczna do tej opisaną w rozdziale 10.2. Wzrost natężenie prądu, podobnie jak WWE skutkuje szybszym stapianiem drutu elektrodowego i powstaniem warstw o większej objętości, mniej stabilnych wymiarowo.



Rys. 10.18 Mapa odległości powierzchni próbki M3 od płaszczyzny dopasowania



Rys. 10.19 Mapa odległości powierzchni próbki M1 od płaszczyzny dopasowania



Rys. 10.20 Mapa odległości powierzchni próbki M2 od płaszczyzny dopasowania

W tabeli 10.9 zestawiono dane dotyczące wpływu natężenia prądu na grubość powstałych ścianek. Wyniki wskazują, że wraz ze wzrostem wartość natężenia prądu rośnie grubość ścianek jak i ich wysokość (ściegi w procesie WAAM – CMT mają kształt quasi-kołowy).

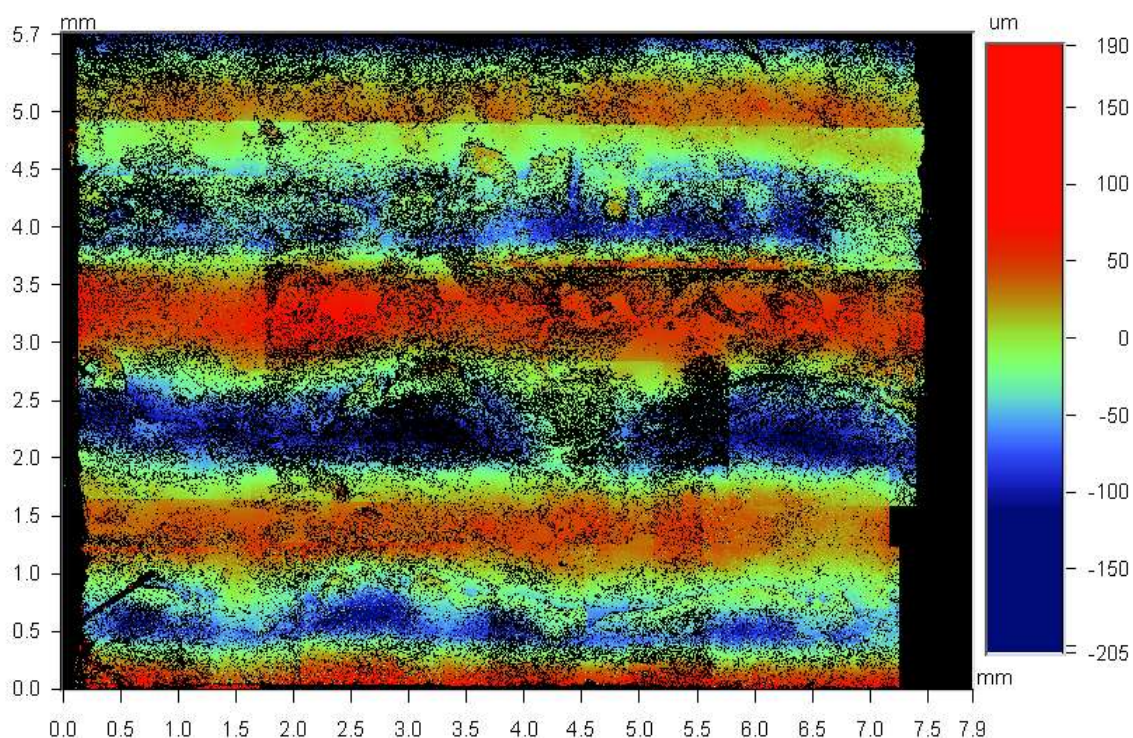
Względne różnice grubości warstw (zakładając proporcjonalne wtopienie warstwy w warstwę) znajdujących się na różnych wysokościach próbki będą większe dla warstw wykonanych przy większym natężeniu prądu.

Tabela 10.9 Porównanie grubości próbek wykonanych z różną wartością natężenia prądu

Oznaczenie próbki	M1	M2	M3
Średnia grubość ścianki [mm]	3,71	4,36	3,32
Odchylenie standardowe grubości [mm]	0,22	0,25	0,19
Procentowy wzrost grubości względem M3 [%]	12	31	-
Procentowy wzrost natężenia prądu względem M3 [%]	20	38	-

10.3.1. Wpływ natężenia prądu na chropowatość i falistość powierzchni bocznych napoin

Do badań parametrów geometrycznych powierzchni przyjęto pole pomiarowe o wymiarach ok. 6x7 mm. Zastosowane urządzenia pomiarowe oraz procedura pomiarowa była identyczna jak opisana w rozdziale 10.2.1. Na rys. 10.21 przedstawiono wyniki pomiarów dla próbki M1, w postaci mapy odchyłeń od płaszczyzny średniej.



Rys. 10.21 Mapa odchyłeń powierzchni od płaszczyzny średniej dla próbki M1

Identyczne pomiary wykonano dla próbek M2 i M3. Uzyskane wyniki stanowiły dane wejściowe do obliczenia wielkości opisujących stan powierzchni badanych próbek. Wielkości określające przestrzenną SGP przedstawiono w tabeli 10.10.

Tabela 10.10 Parametry 3D struktury geometrycznej powierzchni analizowanych próbek

Próbka\Parametr	M1	M2	M3
Sa [μm]	32,86	24,99	25,46
Sz [μm]	365,26	650,83	381,24
St [μm]	394,73	729	429,02

Z przedstawionych w tabeli 10.10 danych na szczególną uwagę zasługują parametry Sa (średnie arytmetyczne odchylenie wysokości nierówności powierzchni od płaszczyzny odniesienia) oraz Sz (maksymalna wysokość profilu 3D). Przedstawione parametry opisują całą analizowaną powierzchnię, więc ich wartości są niezależnie od kierunku pomiaru.

Najniższą wartość parametru Sa uzyskano dla próbki M2, wykonanej z najwyższą energią liniową spawania. Podobny rezultat uzyskano dla próbki M3 wykonanej z najniższą energią liniową napawania. Niższą wartość parametru Sz wykazuje próbka M1, a najwyższą próbka M2. Wartość parametru Sz dla próbki M3 jest o ok. 4% większa niż dla próbki M1.

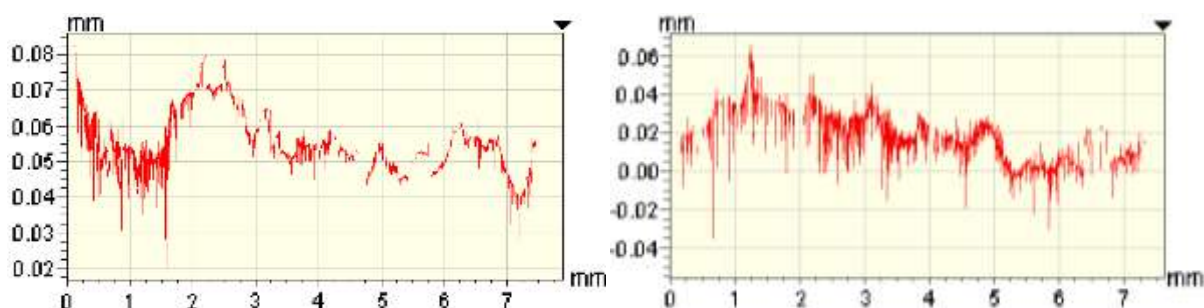
Brak jasnej zależności pomiędzy wzrostem natężenia prądu, a wartością parametru Sa (wzrost natężenia prądu nie powoduje odpowiedniego wzrostu lub spadku wartości parametru Sa), może wskazywać, że energia liniowa procesu nie wpływa znacząco na chropowatość powierzchni bocznej napoin. Chropowatość powierzchni podczas wytwarzania metodą WAAM CMT mogłaby ulec zmianie na skutek utleniania materiału nagrzanego do wysokiej temperatury. Jednak w przypadku analizowanego zestawu parametrów prądowych procesu nie zaobserwowano zauważalnych różnic w utlenieniu powierzchni materiału, co mogło być spowodowane silnym utlenieniem każdej z badanych powierzchni, w wyniku kontakt gorącego (reaktywnego) metalu z tlenem z osłony gazowej.

Wartości parametrów Sz dla próbek M1, M2 i M3 są dobrze skorelowane z geometrią napoin. Im większa wartość natężenia prądu tym większa wartość parametru Sz, podobnie w przypadku grubości samych napoin. Napoiny wykonywane przy wyższych natężeniach prądu charakteryzują się większą powierzchnią przekroju poprzecznego pojedynczego ściegu, a im warstwa ma większą średnią grubość tym większe są bezwzględne różnice pomiędzy maksymalną a minimalną grubością, co bezpośrednio wpływa na wartość parametru Sz.

Proces prowadzono w osłonie aktywnej mieszanki gazowej M13 (wg ISO 14175), która poza argonem zawiera 2% tlenu, co skutkuje utlenieniem powierzchni napoiny. Pomimo negatywnego efektu zastosowania mieszanki utleniającej na stan powierzchni, dodatek tlenu w gazie osłonowym obniża napięcie powierzchniowe co może sprzyjać uzyskaniu łagodniejszego profilu przejścia pomiędzy warstwami napoiny, a tym samym zmniejszyć parametr Sz.

Anizotropia stanu powierzchni wytworzonych próbek

Badając wpływ wolnego wylotu elektrody (WWE) na stan jakości powierzchni stwierdzono występowanie znacznej anizotropii w zależności od kierunku pomiaru. W przypadku analizowanych próbek anizotropia parametrów SGP dalej występuje, jednak w celu określenia wpływu natężenia prądu na chropowatość powierzchni przeprowadzono pomiary w kierunku wyznaczonym przez kierunek napawania, dla którego falistość powierzchni jest mniejsza. Dla każdej próbki wykonano po 4 profilogramy. Przykładowe profilogramy zamieszczono na rys. 10.22, a dane dla wszystkich próbek serii M zestawiono w tabeli 10.11.



Rys. 10.22 Profilogram nr 2 próbki M1 (od lewej) oraz profilogram nr 1 M3 (od prawej)

Przedstawione na profilogramach dane wykazują szum, który może wpływać na otrzymane wyniki. Wszystkie pomiary przeprowadzono w tych samych warunkach, zatem wyniki obrazują co najmniej informacje jakościowe o stanie danej powierzchni. Najniższą wartość parametru R_t wykazuje próbka M3, następnie wraz ze wzrostem natężenia prądu wartość R_t wzrasta. Przedstawione wyniki są zbieżne z tymi, uzyskanymi dla całej analizowanej powierzchni próbek uzyskanej z analizy powierzchni modeli 3D. Wraz ze wzrostem natężenia prądu rośnie chropowatość powierzchni w kierunku napawania warstw.

Tabela 10.11 Wartości wybranych parametrów SGP próbek M1-M3

Próbka	M1					M2					M3				
Nr profilu	1	2	3	4	Średnia	1	2	3	4	Średnia	1	2	3	4	Średnia
Ra	10	10	20	20	15	10	10	20	20	15	10	10	10	10	10
Rt	40	40	120	130	82.5	60	75	120	110	91.25	80	40	60	40	55

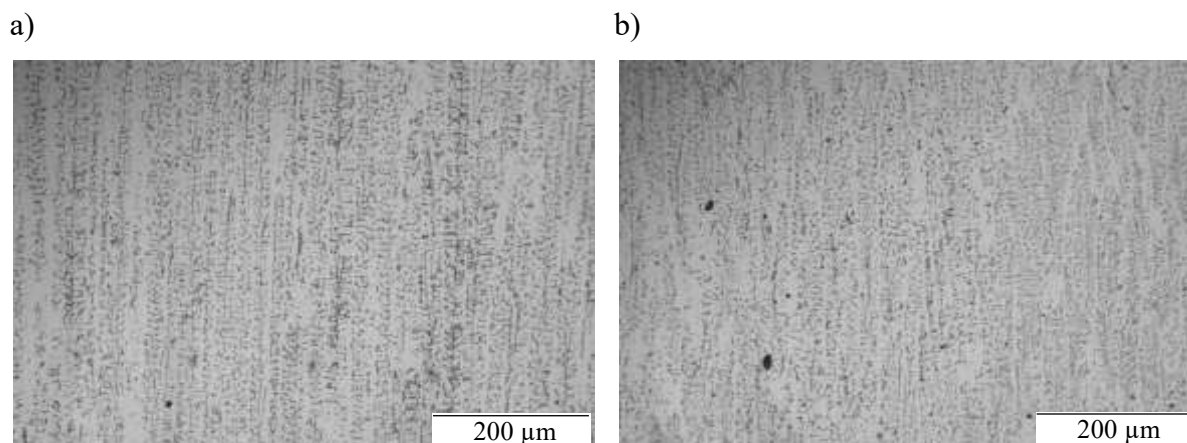
10.3.2. Wpływ natężenia prądu na zmianę mikrostruktury materiału próbek wykonanych metodą WAAM

W celu określenia rozkładu, morfologii i zawartości ferrytu oraz obecności fazy sigma w napoinach wybrane fragmenty napoin zostały poddane obserwacjom na mikroskopie optycznym Olympus BX51 oraz na skaningowym mikroskopie elektronowym JEOL JSM-7600F oraz pomiarom zawartości ferrytu metodą magnetyczną. Analogicznie jak w przypadku

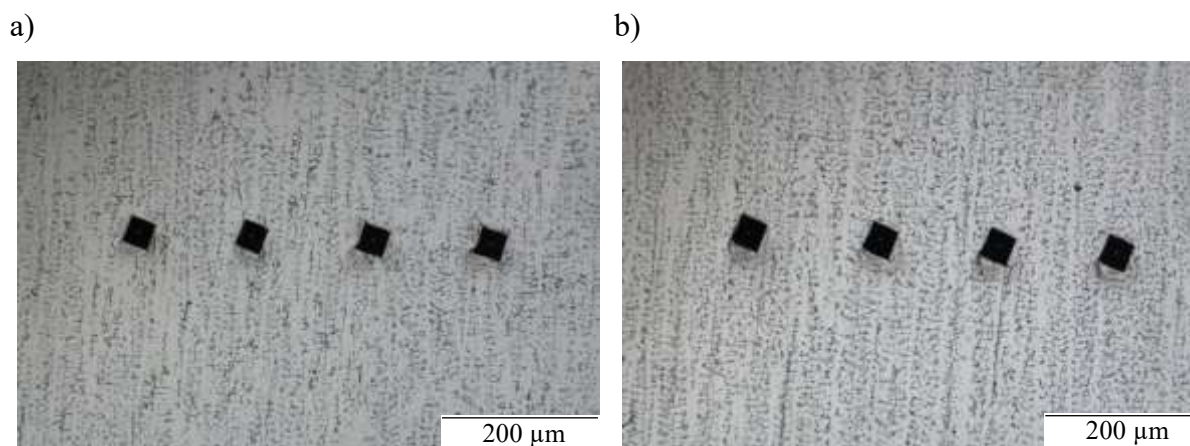
badan wpływu długości wolnego wylotu elektrody na efekty procesu WAAM, badania mikroskopowe wykonano na przekrojach poprzecznych napoin. Próbki do badań pobrano około 25 mm od bocznej krawędzi napoiny i wytrawiono elektrolitycznie w 20% roztworze NaOH. Roztwór ten zabarwia ferryt delta, co pozwala na jego łatwą identyfikację [206], ponadto umożliwia uzyskanie powtarzalnych rezultatów trawienia. Aby potwierdzić obecność ferrytu w przestrzeniach między dendrytycznych wykonano badania SEM z przystawką EDS umożliwiającą analizę rozkładu pierwiastków. Do analizy ilościowej ferrytu wykorzystano dane z pomiaru ferrytomierzem Fischer FMP30. Urządzenie to umożliwia nieniszczący pomiar zawartości ferrytu w skali FN (*ang. Ferrite Number*) – liczby ferrytowej, wykorzystując zjawisko indukcji magnetycznej. Pomiary zawartości ferrytu wykonano na próbkach przygotowanych już do badań korozyjnych (opisanych w rozdziale 10.4). Próbki „na granicy” spełniały minimalnie wymagania producenta co do powierzchni i grubości materiału. Ze względu na ryzyko błędów pomiarów co do wartości bezwzględnej, uzyskane wyniki traktowano jako wartości względne, pozwalające na porównanie próbek między sobą.

Wyniki obserwacji metalograficznych próbek M1, M2 i M3 przedstawiono na rys.10.23 - rys.10.25. Do badań wytypowano warstwę drugą od góry (dalej oznaczana jako 2), która przeszła tylko jeden dodatkowy cykl cieplny oraz warstwę dziesiątą od góry (dalej oznaczana jako 10), wielokrotnie nagrzewaną w cyklu cieplnym, stanowiącą typową warstwę napoiny. Zamieszczone zdjęcia przedstawiają środkowy obszar napoiny danej warstwy.

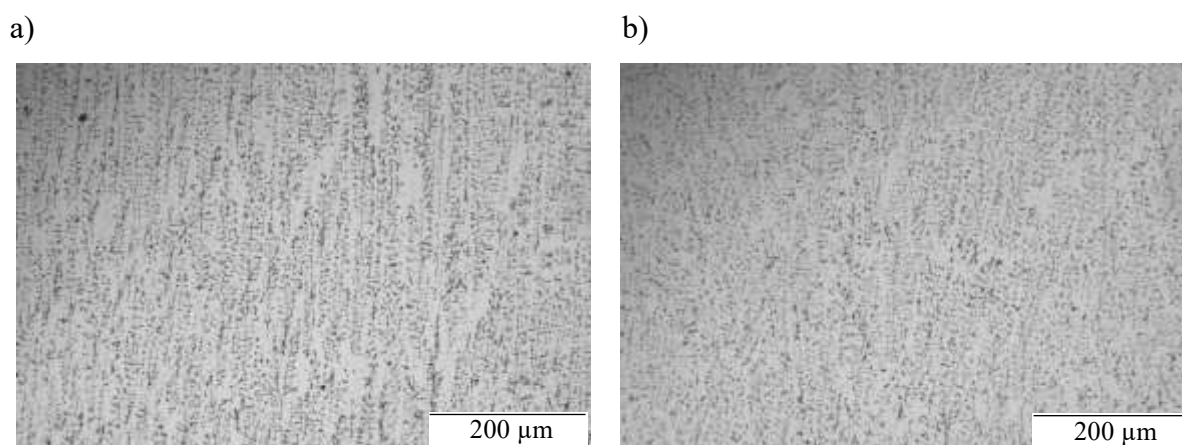
Obserwacje na mikroskopie optycznym wykazały, że niezależnie od zastosowanego natężenia prądu mikrostruktura próbek wykazuje duże podobieństwo i jest niemal tożsama z tą ujawnioną podczas analizy wpływu długości wolnego wylotu elektrody. W strukturze dendrytycznej dominuje morfologia ferrytu szkieletowego.



Rys.10.23 Mikrostruktura próbki M1, środek ściegu: a) warstwa 10; b) warstwa 2



Rys.10.24 Mikrostruktura próbki M2, środek ściegu: a) warstwa 10; b) warstwa 2



Rys.10.25 Mikrostruktura próbki M3, a) warstwa 10, b) warstwa 2

Dla 10 warstwy każdej napiny zmierzono także parametr SDAS stosując procedurę przygotowania próbek i pomiaru identyczną jak ta opisana w rozdziale 10.2.2. Wyniki pomiarów przedstawiono w tabeli 10.12.

Tabela 10.12 Wpływ natężenia prądu na wartość parametru SDAS

Próbka (natężenie prądu)	SDAS, mm		różnica średniej względem M3, %
	Średnia, $\bar{x}$	Odchylenia standardowe, s	
M1 (78 A)	8,36	0,31	24,1 %
M2 (90 A)	8,41	1,28	24,9 %
M3 (65 A)	6,73	0,31	-

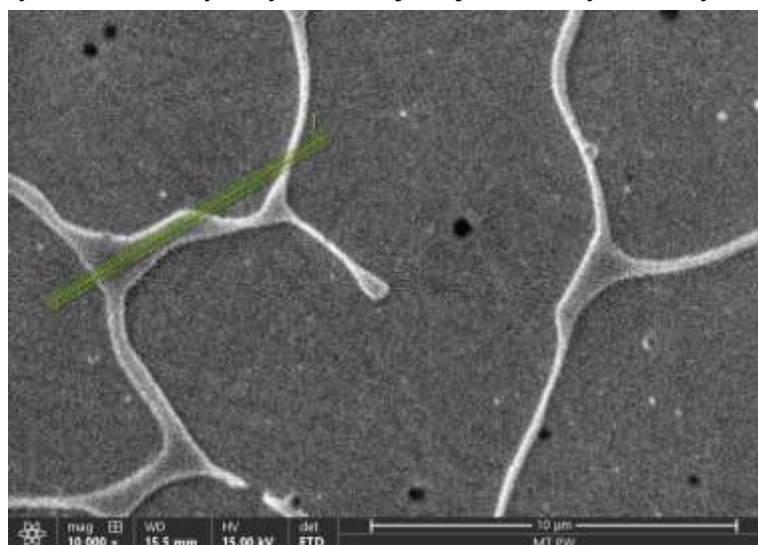
Pomiary wykazały, że najniższą wartością SDAS charakteryzuje się próbka M3 (tabela 10.12), wykonana z najniższym natężeniem prądu. Wzrost natężenia do 78A spowodował wydłużenie odległości pomiędzy ramionami dendrytów. Dalsze zwiększanie natężenia wykazało minimalny wpływ na zmianę SDAS, przy czym znacząco wzrosła wartość odchylenia standardowego, co świadczy o znacznych różnicach odległości pomiędzy dendrytami II rzędu na tym obszarze.

Z kolei na rys.10.26 przedstawiono fragment mikrostruktury z barwnie wyróżnionym ferrytem delta. Na rys. 10.27 przedstawiono obraz z mikroskopu SEM, na którym zaznaczono linie przecinającą obszar międzydendrytyczny, wzdłuż której wykonano także analizę pierwiastkową EDS.

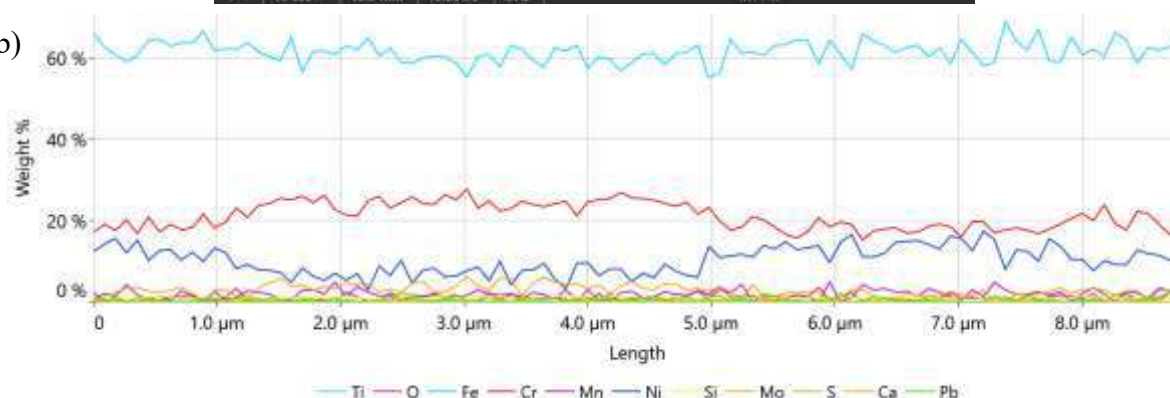


Rys.10.26 Barwny ferryt delta na jasnej tle osnowy austenitycznej

a)



b)



Rys. 10.27 Badania SEM: a) Mikrostruktura próbki M1; b) Analiza zawartości pierwiastków wzdłuż linii pomiarowej (zielona linia na rysunku a)

Analiza SEM (rys. 10.27) wykazała, że ciemne w stosunku do osnowy obszary widoczne na zdjęciach z mikroskopu optycznego, to fazy bogate w chrom i ubogie w nikiel. Taki skład chemiczny sugeruje, że na obszarze występuje ferryt delta, co potwierdza wynik barwnego trawienia. Lokalizacja ferrytu w strukturze materiału dobrze odpowiada mechanizmowi krystalizacji FA, w której przemiana ferrytu w austenit rozpoczyna się od rdzeni dendrytów, a nierozpuszczalne w austenicie pierwiastki spychane są w kierunku frontu przemiany fazowej, zwiększając tym samym lokalnie ich koncentrację. Najprawdopodobniej ferryt delta nie zajmuje całej przestrzeni między dendrytycznej, a część ciemnych obszarów widocznych pod mikroskopem optycznym to granice między ramionami dendrytów austenitu lub granice międzyfazowe.

Obserwacje na mikroskopie optycznym oraz SEM (znacznie szersze niż przedstawione w pracy) nie wykazały obecności fazy sigma). Najprawdopodobniej niewielka energia liniowa napawania i kontrola temperatury międzyścięgowej zapewniły szybkie chłodzenie uniemożliwiając syntezę fazy sigma.

Aby zweryfikować wpływ natężenia prądu na zawartość ferrytu w napoinach próbek M1-M3 wykonano pomiaru pomiaru w trzech obszarach: dolnym (warstwy 2-6), środkowym (warstwy 8-14) oraz górnym (warstwy 16-20). Tabela 10.13 zawiera wyniki pomiarów zawartości ferrytu wyrażonego w postaci liczby ferrytowej. Zawarte w tabeli wartości są średnimi z 5 pomiarów w każdym obszarze. W nawiasie podano wartość odchylenia standardowego.

Tabela 10.13 Zawartość ferrytu w napoinie w zależności od natężenia prądu

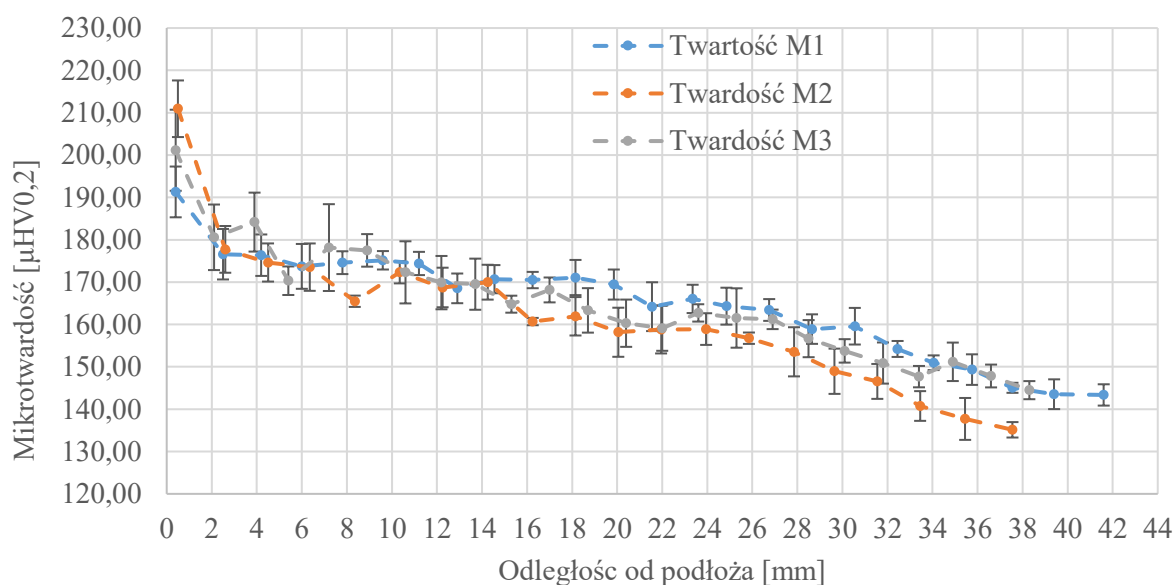
		Liczba ferrytowa [FN], $\bar{x}$ (s)		
Próbka		M1 (78A)	M2 (90A)	M3 (65A)
Obszar napoiny	Góra	6,4 (0,2)	6,2 (0,2)	6,4 (0,1)
	Środek	6,3 (0,1)	6,4 (0,2)	6,4 (0,2)
	Dół	6,5 (0,1)	6,5 (0,1)	6,5 (0,1)

Analizując dane zawarte w tabeli nie zaobserwowano znaczącego wpływu natężenia prądu na zawartość ferrytu w napoinach. Dodatkowo zawartość ferrytu jest zbliżona niezależnie od miejsca pomiaru – a więc i ilości cykli cieplnych, które dana warstwa doświadczyła.

Wzrost natężenia prądu z 65 A (M3) do 90 A (M2) nie wpłynął istotnie na zawartość ferrytu oraz jego rozkład wzdłuż wysokości napoiny. Natomiast zaobserwowano skrócenie długości ramion dendrytów II rzędu to efekt identyczny do tego wywołanego zmniejszeniem długości wolnego wylotu elektrody.

10.3.3. Wpływ natężenie prądu na zmianę twardości próbek

W wytworzonych próbkach wykonano pomiary twardości zgodnie z procedurą omówioną w punkcie 10.2.3. Pomiary twardości przeprowadzono w centralnej części każdej warstwy, tak aby wyeliminować wpływ lokalnie występującej mikrostruktury na wyniki pomiarów. Rozkład twardości dla próbek wykonanych z różną energią liniową przedstawiono na rys. 10.28.



Rys. 10.28 Rozkład twardości dla próbek wykonanych z różną wartością natężenia prądu

Przebieg rozkładów twardości dla każdej ze zmierzonych próbek jest podobny. Największą twardość uzyskano w warstwie wtopionej w podłoże. Następnie, w miarę oddalania się od podłoża, twardość spada systematycznie osiągając minimum w ostatniej warstwie napoiny. Taką tendencję wykazuje każda z badanych próbek. Pomiedzy badanymi próbkami występują nieznaczne różnice w prezentowanych rozkładach twardości. Rozkład twardości wyznaczony dla próbki M2 wykazuje najniższe wartości.

W celu weryfikacji wpływu natężenia prądu na twardość próbek obliczono średnią twardość napoiny. W obliczeniach średniej twardości nie uwzględniono danych z dwóch dolnych warstw, aby ograniczyć wpływ domieszkowania warstwy materiałem z podłoża na wyniki obliczeń. W tabeli 10.14 zamieszczono wyniki obliczeń oraz wybrane dane uzyskane z analizy rozkładów twardości.

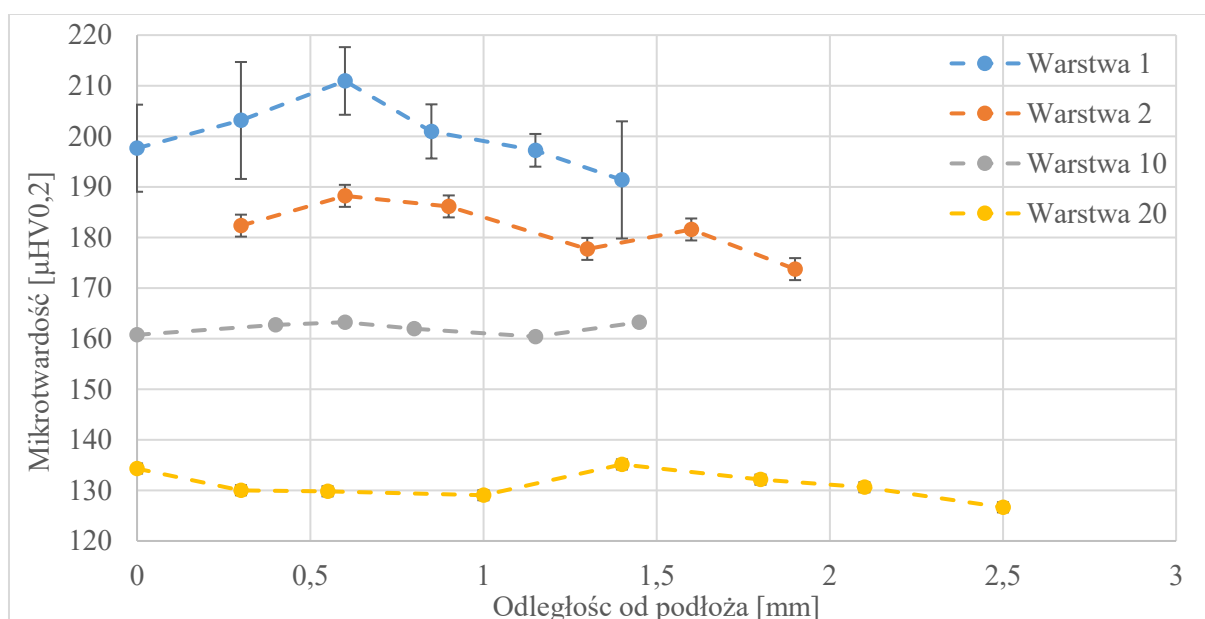
Próbka wykonana z najwyższym natężeniem prądu charakteryzuje się najmniejszą twardością materiału. Wzrost natężenia prądu o 13 A (próbka M1) spowodował wzrost twardości o 3% względem próbki M2. Obniżenie natężenia prądu do wartości 65A (próbka M3) nie wywołuje zmiany w twardości próbek. Różnice twardości pomiędzy wszystkimi próbkami

nie są duże, jednak ze względu na znaczną ilość przeprowadzonych pomiarów można wnioskować, że różnica ta spowodowana jest innymi czynnikami, a nie wynika z błędu pomiaru.

Tabela 10.14 Wybrane parametry charakteryzujące twardość próbek

Próbka	Średnia [$\mu\text{HV}_{0,2}$], $\bar{x}$	Odchylenie standardowe [$\mu\text{HV}_{0,2}$], s	Max. twardość [$\mu\text{HV}_{0,2}$]	Min. twardość [$\mu\text{HV}_{0,2}$]
M1	163	11	183	139
M2	158	12	182	133
M3	163	11	193	142

Na próbce M2 wykonano uzupełniające badania twardości w wybranych warstwach. Do pomiarów wytypowano te warstwy, w których w poprzednim etapie badań ujawniono charakterystyczne wartości twardości tzn. warstwę 1 i 2 (największa twardość), warstwę 24 (najmniejsza twardość) oraz warstwę 10 (przykład warstwy, która wykonywana była w ustabilizowanych warunkach procesu). Pomiary przeprowadzano w kilku obszarach danej warstwy tak, aby określić wpływ lokalnej struktury na twardość. Wyniki porównawcze rozkładów twardości pomiędzy różnymi warstwami zamieszczono na rys. 10.29.



Rys. 10.29 Rozkład twardości wybranych warstw dla próbki M2

Rozkład twardości w warstwie 1 wyróżnia się największą zmiennością, najmniejszą powtarzalnością pomiaru oraz najwyższymi twardościami. Jest to warstwa, w której proces napawania nie jest do końca ustabilizowany, występują inne niż w przypadku pozostałych warstw warunki cieplne spowodowane bliskością podłoża oraz możliwość bezpośredniego mieszania się materiału podłoża z materiałem dodatkowym. W warstwie 2, leżącej blisko

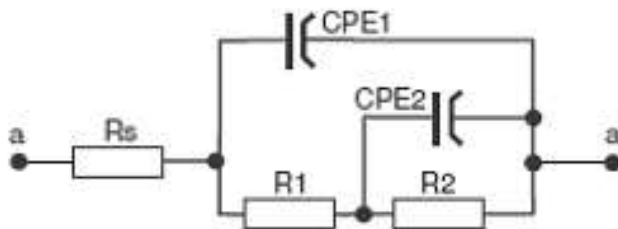
podłoża rozkład twardości jest zbliżony do tego w warstwie 1, ale jest on już bardziej łagodny w swoim przebiegu, a zmierzone twardości i obliczone odchylenie standardowe są mniejsze. Rozkłady twardości w warstwach 10 i 20 są niemal liniowe, co wskazuje, że pomimo obserwowanych zmian struktury w ramach warstwy twardość pozostaje niezmienna. Niskie słupki błędów również potwierdzają stabilizację twardości w ramach obszarów oraz całych warstw.

10.4. Odporność korozyjna wydruków z drutu 316LSi

Celem badań korozyjnych było określenie wpływu wielokrotnego cyklu cieplnego procesu WAAM na właściwości materiału napoiny, a tym samym zweryfikowanie stopnia stabilności odporności korozyjnej na całej analizowanej powierzchni, a także określenie wpływu energii linowej napawania na odporność korozyjną materiału. Do badań w roztworze NaCl przygotowano 3 próbki pobrane z różnych wysokości napoiny M3 a badaniom w roztworze H₂SO₄ poddano próbki pobrane z środkowego obszaru napoiny M1, M2 i M3

Do określenia odporności korozyjnej wydruków z drutu 316LSi wytypowano dwie metody badań korozyjnych: impedancyjną (*ang. Electrochemical Impedance Spectroscopy, EIS*) i potencjodynamiczną [121],[119]. Badania wykonywano w temperaturze pokojowej z wykorzystaniem potencjostatu AutoLab PGSTAT100 z użyciem klatki Faradaya. Widma impedancyjne analizowano w programie EQUIVCRT Baukampa, a wyniki przedstawiono w postaci wykresu Bodego. Badania przeprowadzono dla dwóch czynników korozyjnych w postaci roztworów 0,5M NaCl oraz 0,1M H₂SO₄.

Badania impedancyjne prowadzono w układzie trójelektrodowym w zakresie częstotliwości $10^5 - 10^2$ Hz, przy amplitudzie sygnału sinusoidalnego 10mV przy potencjale obwodu otwartego (OCP). We wszystkich przypadkach zastosowano elektryczny obwód zastępczy (EC) z dwiema stałymi czasowymi R(RQ)(RQ)). Schemat obwodu zamieszczono na rys. 10.30.



Rys. 10.30 Schemat elektrycznego obwodu zastępczego zastosowanego w badaniach odporności korozyjnej (R_s – opór środowiska, $R1$ – Opór strefy 1, $R2$ – opór strefy 2, $CPE1$ - pojemność warstwy strefy 1, $CPE2$ – pojemność warstwy strefy 2).

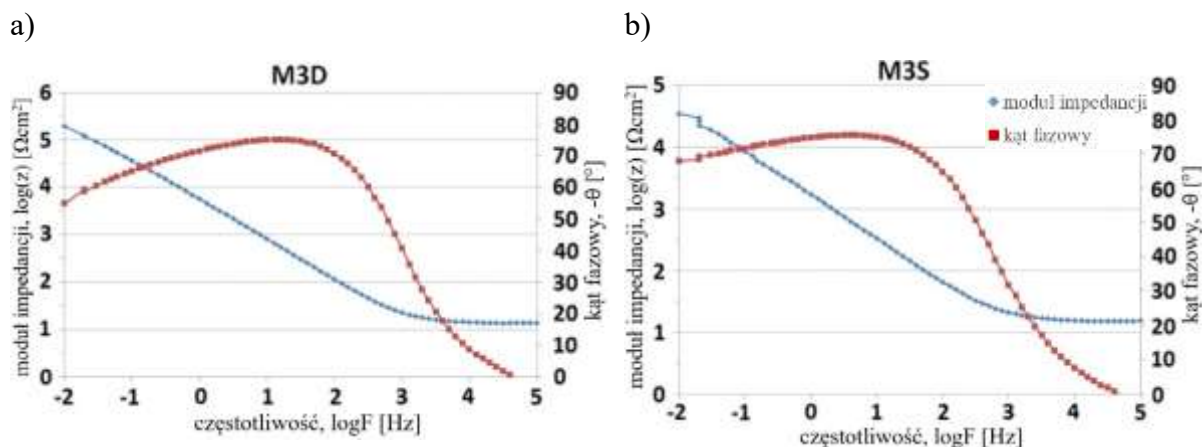
Dobór elektrycznego układu zastępczego (EC) do uzyskanych widm impedancyjnych warunkowany był zarówno obrazem zniszczeń korozyjnych jak i błędami dopasowania

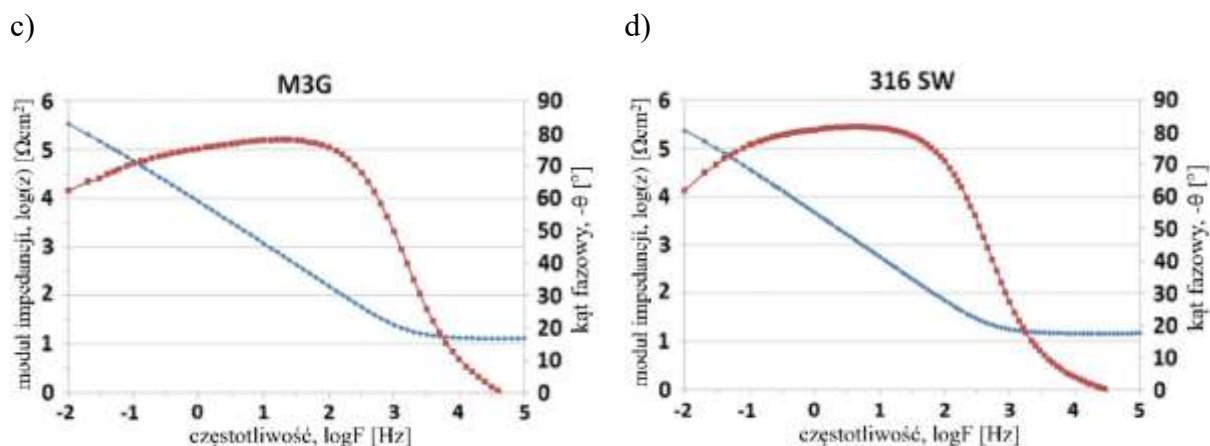
elementów układu (określonych metodą najmniejszych kwadratów). Badania potencjodynamiczne prowadzono w identycznym układzie trójelektrodowym dla potencjału 1500 mV. Materiał polaryzowano z szybkością zmian potencjału wynoszącą 0,3 mV/s.

W celu wyznaczenia potencjału układu otwartego (E_{OCP}) próbki przed badaniami stabilizowano w warunkach bezprądowych. Wartość E_{OCP} mierzona jest między elektrodą badaną (próbką) a elektroda odniesienia, a sam czas stabilizacji powinien być dobrany tak, aby wartość (E_{OCP}) ustabilizowała się na stałym poziomie, co stanowi punkt wyjścia do rozpoczęcia badań EIS oraz potencjodynamicznych. Czas stabilizacji dla roztworu NaCl wynosił 900 s, a dla roztworu H_2SO_4 2500 s. Próbki do badań szlifowano na mokro do gradacji P800, tak aby stan powierzchni zbliżony był do tego, stosowanego w przemyśle chemicznym lub spożywczym. Szlifowanie na papierach o większej gradacji np. P2000-P2500 umożliwia lepszą pasywację powierzchni, ale w tym przypadku mogłoby ograniczyć wpływ mikrostruktury, w tym ferrytu delta na odpowiedź korozyjną.

10.4.1. Odporność korozyjna napoiny z 316LSi w roztworze NaCl

Zakres badań korozyjnych w roztworze NaCl ograniczono do jednej próbki o oznaczeniu M3. Celem badania było określenie wpływu historii cieplnej warstw na odpowiedź korozyjną. Parametry technologiczne zastosowane do wytwarzania tej próbki zamieszczono w tabeli 10.8. Próbki do badań pobrano z 3 obszarów napoiny: strefy dolnej (przy płycie podłoża), środkowej (połowa wysokości napoiny) oraz górnej. Próbki oznaczono odpowiednio symbolami M3D, M3S i M3G. Badania wykonano także na próbkach ze stali 316L (oznaczenie 316 SW) w celu określenia wartości referencyjnej. Wyniki badań korozyjnych metodą impedancyjną napoiny z drutu 316LSi w roztworze 0,5 NaCl przedstawiono na rys. 10.32. Charakterystyczne wartości elektrochemiczne badanego materiału wyznaczone w badaniach impedancyjnych zawarto w tabeli 10.15.



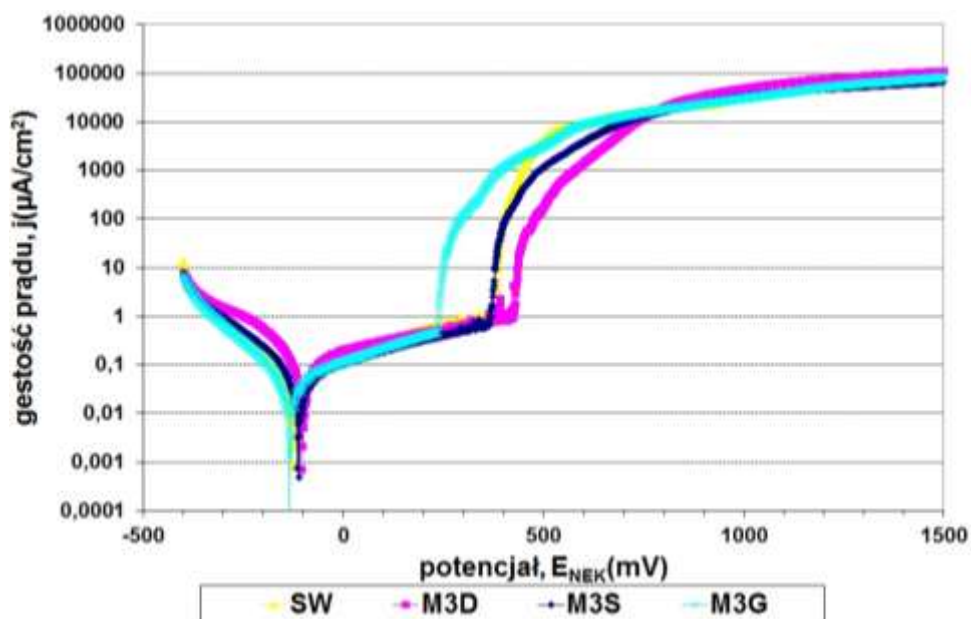


Rys. 10.31 Widma impedancyjne napoiu z drutu 316LSi: a) b) c) oraz dla stali 316L: d).

Tabela 10.15 Charakterystyczne wartości elektrochemiczne badanych materiałów z badań EIS.

		Opór środowiska	Warstwa dielektryczna	Warstwa podwójna
316 SW	R_n [Ωcm^2]	14	1.51×10^5	8.09×10^5
	$Y_{O\text{ CPE}}$ [$\text{F}/\text{cm}^2 \text{s}^{[n-1]}$]		3.97×10^{-5}	8.08×10^{-6}
	n		0.919	0.598
M3D	R_n [Ωcm^2]	14	7.12×10^4	5.06×10^5
	$Y_{O\text{ CPE}}$ [$\text{F}/\text{cm}^2 \text{s}^{[n-1]}$]		3.41×10^{-5}	1.22×10^{-5}
	n		0.864	0.657
M3S	R_n [Ωcm^2]	15	3.69×10^4	1.24×10^6
	$Y_{O\text{ CPE}}$ [$\text{F}/\text{cm}^2 \text{s}^{[n-1]}$]		2.16×10^{-5}	6.26×10^{-6}
	n		0.874	0.57
M3G	R_n [Ωcm^2]	13	1.29×10^4	1.88×10^6
	$Y_{O\text{ CPE}}$ [$\text{F}/\text{cm}^2 \text{s}^{[n-1]}$]		2.02×10^{-5}	6.49×10^{-6}
	n		0.898	0.584
R_n – opór, $Y_{O\text{ CPE}}$ – pojemność elementu stałofazowego, n – współczynnik niedoskonałości elementu stałofazowego (CPE); stała empiryczna w zakresie od 0 do 1. Dla $n = 1$ CPE zachowuje się jak czysty kondensator, natomiast, gdy $n = 0$ CPE zachowuje się jak czysty opornik				

Zależność odporności korozyjnej napoiu 316LSi w zależności od odległości od płyty podłoża została potwierdzana także w badaniach potencjodynamicznych, których wyniki przedstawiono na rys. 10.32 natomiast charakterystyczne wartości elektrochemiczne zestawiono w tabeli 10.16.



Rys. 10.32 Krzywe potencjodynamiczne stali 316 i napoiny 316LSi eksponowane w 0.5M NaCl w stanie wyjściowym (316-SW) oraz po procesie WAAM (316LSi-M3D-M3S-M3G).

Analiza tych krzywych wskazuje, że materiały są w stanie pasywnym o zbliżonej odporności korozyjnej oraz trwałości warstw pasywnych. W przypadku próbek M3D i M3S obserwuje się nieznaczne fluktuacje gęstości prądów w warstwie pasywnej, związane z obecnością metastabilnych wżerów w zakresie potencjałów $350 \div 400$ mV. Dalsze zwiększenie polaryzacji anodowej inicjuje korozję wżerową związaną z przebiciem warstwy tlenkowej i przekroczeniem wartości potencjału przebicia (E_{np}) tych materiałów.

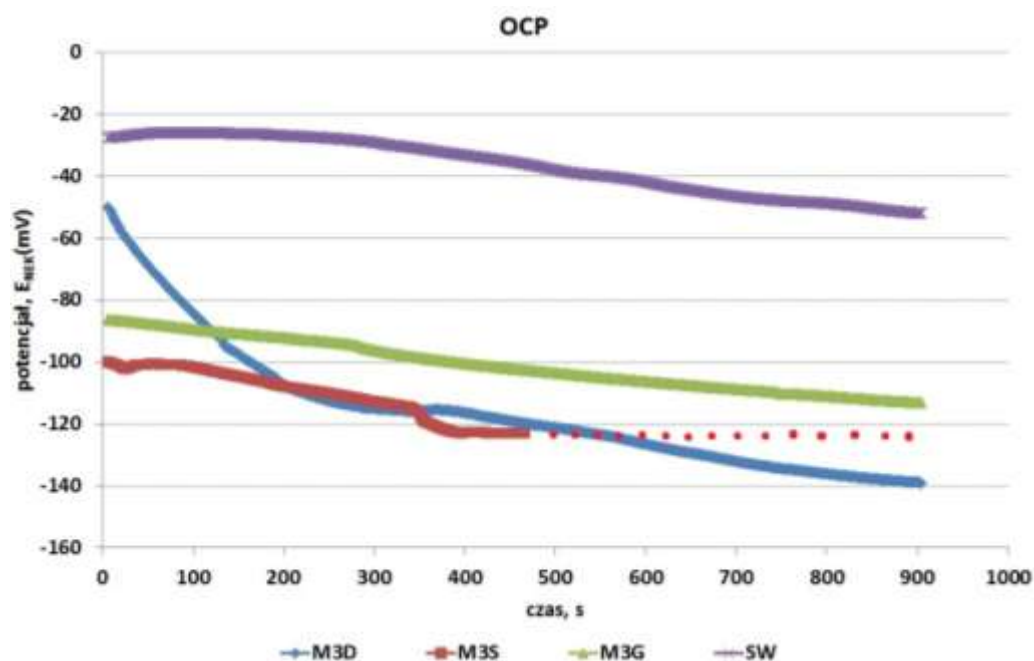
Tabela 10.16 Charakterystyczne wartości elektrochemiczne badanych materiałów określone w badaniu potencjodynamicznym

	R_p [kΩ cm ²]	E_{kor} [mV]	E_{np} [mV]	I_{kor} [μA/cm ²]	I_{pas} [200 mV]
M3D	297	-100	420	0,081	0,47
M3S	573	-110	370	0,065	0,32
M3G	628	-133	240	0,038	0,39
SW	582	-126	380	0,045	0,54
R_p – opór polaryzacji; E_{kor} – potencjał korozyjny; E_{np} – potencjał przebicia, I_{kor} – gęstość prądu korozyjnego; I_{pas} – gęstość prądu warstwy pasywnej przy 200 mV					

Analiza danych przedstawionych w tabeli 10.16 wskazuje, podobnie jak w przypadku badań EIS, wzrost odporności korozyjnej napoiny 316LSi wraz za wzrostem odległości od płyty podłoża. Wskazują na to zmniejszające się gęstości prądów korozyjnych, od wartości $0,081 \mu A/cm^2$ (M3D); poprzez $0,065 \mu A/cm^2$ (M3S) aż do $0,038 \mu A/cm^2$ (M3G), w przypadku próbki pobranej w największej odległości od płyty podłoża. Jednocześnie, zmiana potencjału

korozyjnego badanych próbek następuje w stronę wartości obserwowanych w przypadku materiału wyjściowego, tzn. stali 316L. Uzyskany wynik wskazuje na znaczący wpływ miejsca pobrania próbki na wartości elektrochemiczne 316LSi po napawaniu WAAM. Dodatkowo niższa wartość prądu korozyjnego dla próbki M3G może świadczyć o nieznacznie wyższej odporności korozyjnej niż stali 316L.

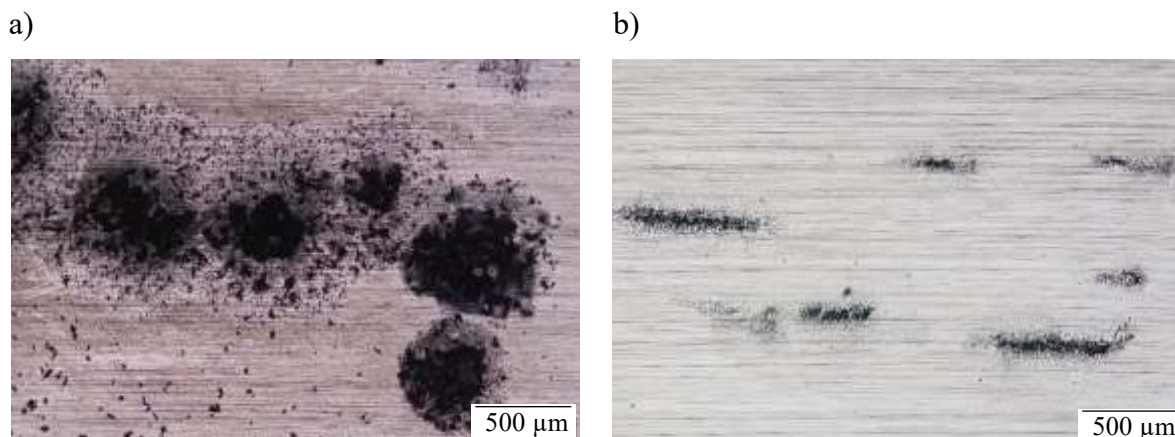
Badania potencjału obwodu otwartego OCP (*ang. Open Circuit Potential*) wykonano bezpośrednio przed innymi badaniami elektrochemicznym. OCP kształtuje się w wyniku spontanicznych (bez przepływu prądu) reakcji redoks zachodzących na powierzchni metalu. Zmniejszanie wartości OCP w czasie wskazuje na zachodzenie procesu korozyjnego. Im mniej ujemna wartość OCP tym materiał ma większą zdolność do pasywacji, a zatem i lepszą odporność korozyjną.



Rys. 10.33 Zmiana potencjału obwodu otwartego (OCP) w czasie w roztworze 0,5 NaCl.

Dla wszystkich analizowanych próbek następuje zmniejszenie wartości potencjału spoczynkowego OCP wskazujące na wzrost aktywności elektrochemicznej powierzchni próbek w roztworze NaCl, co świadczy o postępowaniu procesu korozyjnego. W przypadku próbki M3S, z uwagi na brak zmian wartości potencjału w trakcie badań ($dV/dt=0$), badania zostały zakończone przed zadaniem czasem procesu (900 s). W warunkach bezprądowych odporność korozyjna napoiu rośnie wraz z oddalaniem się od płyty podłoża. Górna próbka pobrana została z obszaru napoiu, w której warstwy doświadczyły najmniejszej ilości cykli cieplnych nagrzewania.

Na rys. 10.34 przedstawiono topografię powierzchni próbek M3D i M3G po badaniach potencjodynamicznych w roztworze 0,5 M NaCl.



Rys. 10.34 Powierzchnie po badaniach potencjodynamicznych w 0.5 M NaCl próbek:
a) M3D; b) M3G

Obydwie przedstawione powierzchnie uległy lokalnej korozji wżerowej, jednak skala uszkodzeń powierzchni jest większa w próbce M3D. Wżery korozyjne na powierzchni próbki M3D, widocznie w postaci ciemnych obszarów, mają wielkość co najmniej kilkuset mikrometrów. Ich nieregularny kształt może wynikać z różnic w potencjałach elektrochemicznych powierzchni. Rozproszone punkty wokół głównych wżerów prawdopodobnie wskazują na początkowe stadia rozwoju korozji. Lokalne odbarwienia powierzchni wokół wżerów korozyjnych najprawdopodobniej oznaczają, że obszar ten został zdepaswowanym, pozbawiony ochronnej powłoki z tlenku chromu, skąd też liczne ogniska korozji w tym obszarze.

Dla stali 316L zmiany w odporności korozyjnej najczęściej przypisuje się obecności ferrytu delta, fazy sigma oraz segregacji pierwiastków w strukturze. Na próbkach wykonano także pomiary SDAS, zgodnie z procedurą opisaną w podrozdziale 10.2.2. Wyniki przedstawiono w tabeli 10.17. Zawartość ferrytu przedstawiono w tabeli 10.13.

Tabela 10.17 SDAS dla próbek pobranych odpowiednia z dołu, środka i góry napoiwy

Próbka	M3D	M3S	M3G
SDAS [μm], $\bar{x}$ (s)	6,09 (0,63)	6,73 (0,43)	6,67 (0,70)

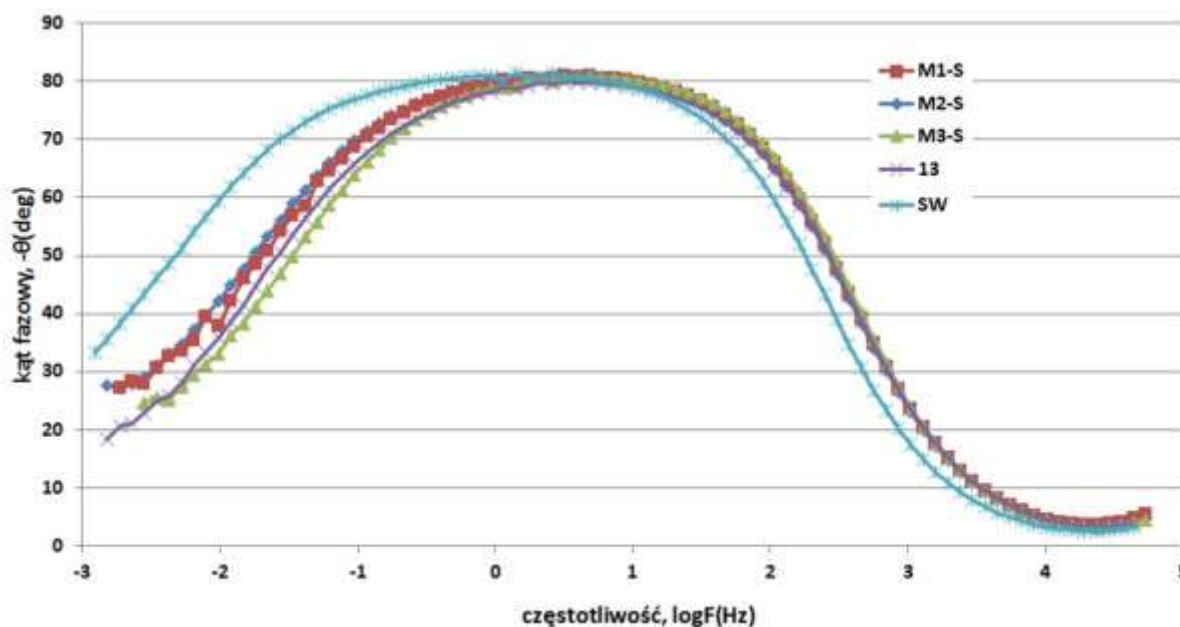
Porównywalna zawartość ferrytu we wszystkich próbkach poddanych badaniom wskazuje, że ferryt nie powinien być główną przyczyną różnic w odpowiedzi korozyjnej poszczególnych próbek. Najmniejsza wartość SDAS występuje w próbce pobranej najbliżej podłoża (M3D), w próbkach M3S i M3G jest niemal identyczna. Niższa wartość SDAS próbki M3D wykazuje korelację z jej słabszą odpornością korozyjną.

10.4.2. Odporność korozyjna napoiny z 316LSi w roztworze H_2SO_4

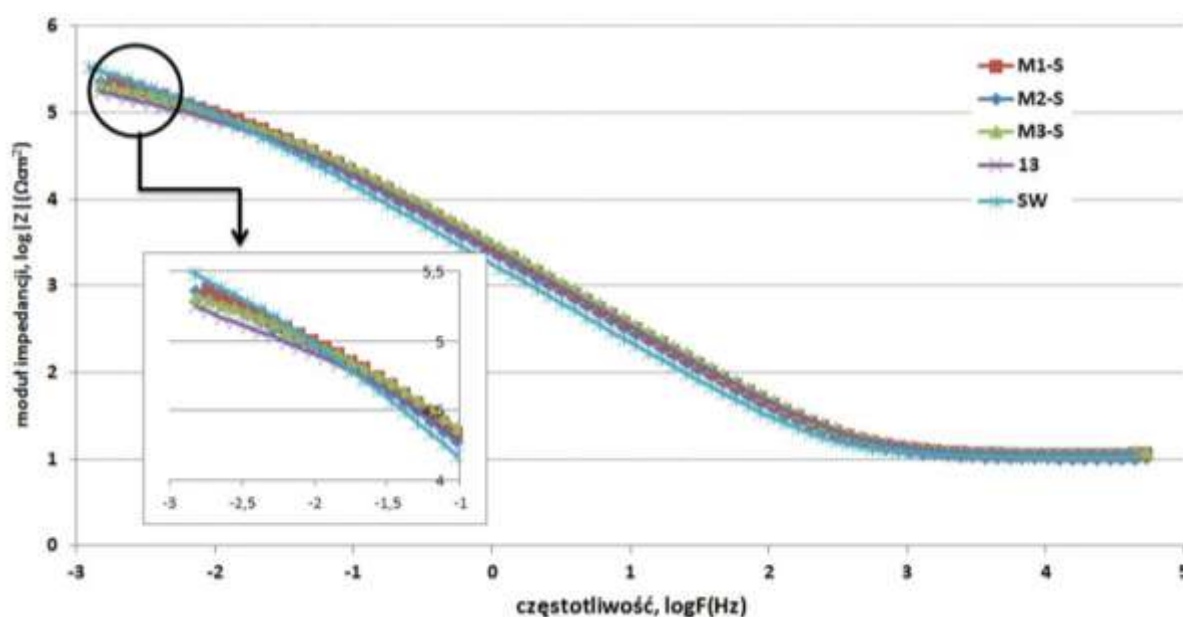
Badaniom odporności na korozję elektrochemiczną w roztworze 0,1 M H_2SO_4 poddano próbki o oznaczeniach M1, M2, M3 oraz 13. Wartości parametrów, przy których wykonano napoiny M1-M3 zamieszczono w tabeli 10.8, z kolei dla napoiny 13 w tabeli 9.2. Napoina 13 wykonana została z największą energią liniową, co spowodowało nadmierną akumulację ciepła. Dla pozostałych próbek zmiennym parametrem procesu wytwarzania było natężenie prądu. Próbki do badań korozyjnych wycięto ze środkowego obszaru każdej napoiny, tak aby zminimalizować wpływ warunków brzegowych tj. intensywnego odbierania ciepła z dolnej części napoiny przez podłoże oraz ograniczonego efektu oddziaływania cykli cieplnych na warstwy górne. Miejsce pobrania próbki z napoiny 13 ze względu na jej niewielką wysokość, przesunięto w stronę podłoża, w konsekwencji próbka do badań zawierała materiał od 3 warstwy wzwyż. Zmiany w odporności korozyjnej powinny wynikać wyłącznie z różnej energii liniowej procesu. Badaniom poddano po 3 próbki z każdej napoiny. W celu wyznaczenia wartości referencyjnych badaniom poddano również próbki ze stali 316L.

Uśrednione wyniki badań korozyjnych metodą impedancyjną napoiny z drutu 316LSi w roztworze 0,1M H_2SO_4 przedstawiono na rys. 10.35.

a)



b)

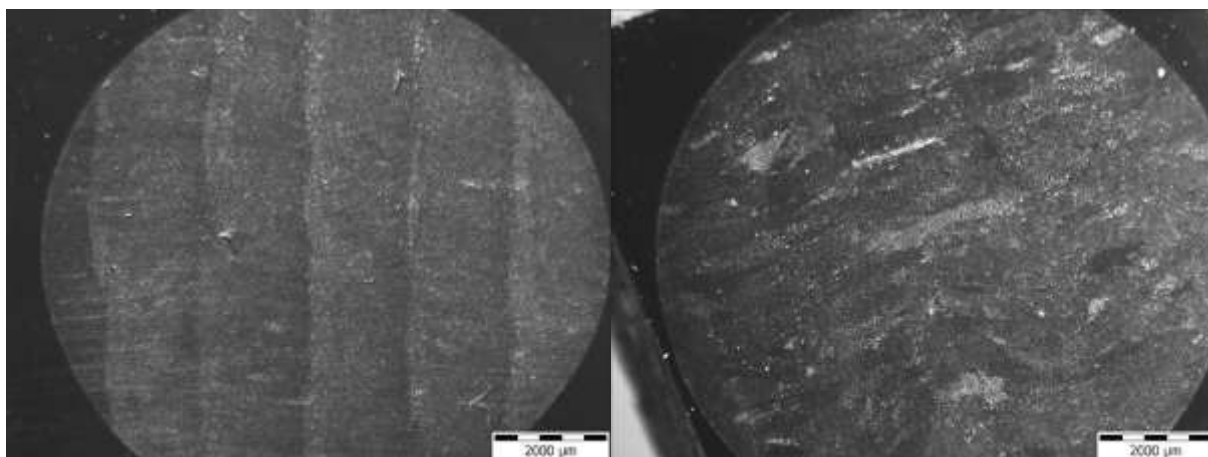


Rys. 10.35 Uśrednione widma impedancyjne badanych materiałów: a) kąt fazowy, b) moduł impedancji

W widmie impedancyjnym, podobnie jak w przypadku badań w roztworze NaCl, pojawiają się dwie pętle pojemnościowe, co także wskazuje na występowanie dwóch procesów elektrochemicznych na powierzchni materiału. Występujące piki mogą być związane z różną aktywnością elektrochemiczną materiału w obszarze warstw oraz na granicach warstw w pobliżu linii wtopienia. Niejednorodność elektrochemiczną powierzchni potwierdzają obrazy wykonane przy pomocy mikroskopu świetlnego (Olympus SZX10) przedstawione na rys. 10.36.

a)

b)



Rys. 10.36 Topografia powierzchni po badaniach potencjodynamicznych w 0.1 M H₂SO₄ próbek a) M1 i b) 13

W tabeli 10.18 przedstawiono charakterystyczne wartości elektrochemiczne badanego materiału. Zawarta w tabeli wartość niepewności pomiarowej wyraża niepewność rozszerzoną typu A dla współczynnika rozszerzenia $k = 2$.

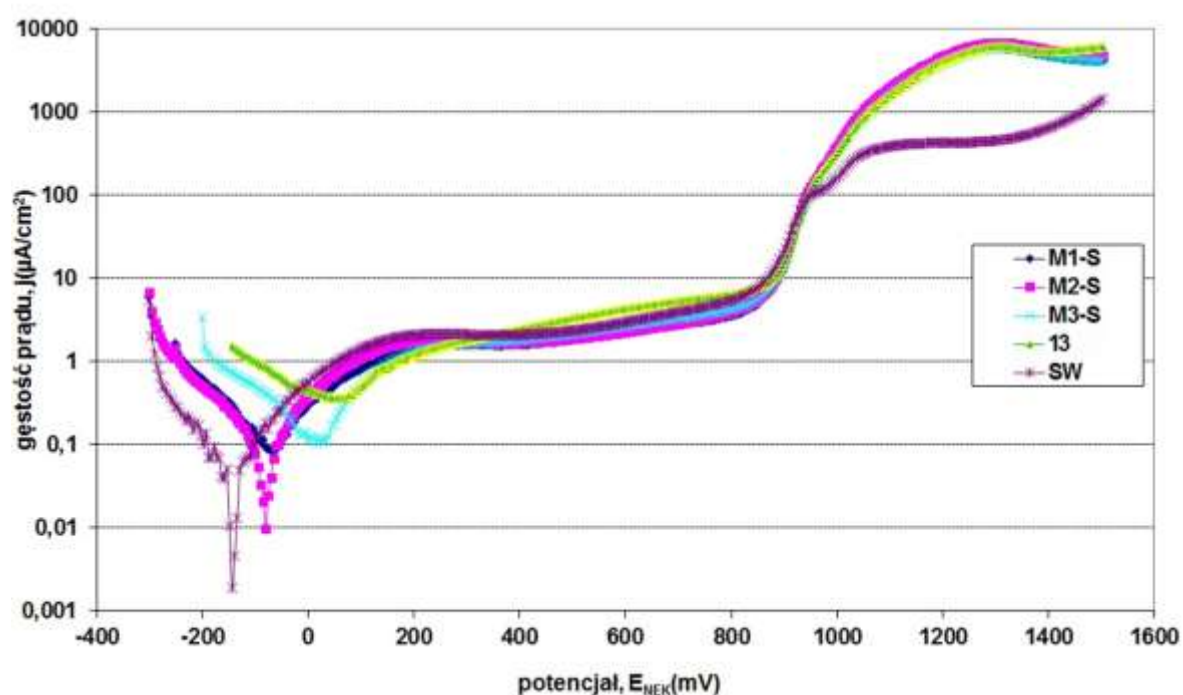
Tabela 10.18 Charakterystyczne wartości elektrochemiczne badanych próbek

Próbka	Wielkość	Warstwa dielektryczna	Warstwa podwójna
M1	$R_n [\Omega\text{cm}^2]$	$(1,39 \pm 0,55) \times 10^5$	$(6,34 \pm 0,28) \times 10^5$
	$Y_o \text{ CPE } [\text{F}/\text{cm}^2 \text{ s}^{(n-1)}]$	$(5,44 \pm 0,86) \times 10^{-5}$	$(1,56 \pm 0,35) \times 10^{-4}$
	n	$0,90 \pm 0,01$	$0,93 \pm 0,03$
M2	$R_n [\Omega\text{cm}^2]$	$(1,49 \pm 0,03) \times 10^5$	$(1,46 \pm 0,47) \times 10^5$
	$Y_o \text{ CPE } [\text{F}/\text{cm}^2 \text{ s}^{(n-1)}]$	$(5,89 \pm 0,85) \times 10^{-5}$	$(2,08 \pm 1,17) \times 10^{-4}$
	n	$0,90 \pm 0,00$	$0,92 \pm 0,07$
M3	$R_n [\Omega\text{cm}^2]$	$(1,05 \pm 0,09) \times 10^5$	$(0,71 \pm 0,22) \times 10^5$
	$Y_o \text{ CPE } [\text{F}/\text{cm}^2 \text{ s}^{(n-1)}]$	$(4,89 \pm 0,46) \times 10^{-5}$	$(1,65 \pm 0,44) \times 10^{-4}$
	n	$0,91 \pm 0,00$	$0,96 \pm 0,00$
13	$R_n [\Omega\text{cm}^2]$	$(1,05 \pm 0,42) \times 10^5$	$(0,91 \pm 0,16) \times 10^5$
	$Y_o \text{ CPE } [\text{F}/\text{cm}^2 \text{ s}^{(n-1)}]$	$(6,79 \pm 2,85) \times 10^{-5}$	$(2,50 \pm 1,66) \times 10^{-4}$
	n	$0,89 \pm 0,02$	$0,86 \pm 0,11$
stal 316L	$R_n [\Omega\text{cm}^2]$	$(2,50 \pm 0,11) \times 10^5$	$(1,57 \pm 0,23) \times 10^5$
	$Y_o \text{ CPE } [\text{F}/\text{cm}^2 \text{ s}^{(n-1)}]$	$(10,40 \pm 1,82) \times 10^{-4}$	$(3,56 \pm 0,85) \times 10^{-4}$
	n	$0,91 \pm 0,01$	$0,99 \pm 0,00$

Analizując dane zawarte w tabeli 10.18 można zauważyć, że porównywane wyniki uzyskano pomiędzy próbkami M1 i M2, natomiast największe różnice stwierdzono pomiędzy próbkami M1/M2 oraz 13. W przypadku próbki M3 aktywność elektrochemiczna reprezentowana poprzez opór jest zwiększona w porównaniu do próbek M1/M2 i nieznacznie mniejsza w porównaniu do próbki 13. O zwiększonej aktywności elektrochemicznej próbki 13 świadczy także zanik pojemnościowego charakteru warstwy ($n=0,89$), jak również zmniejszona oporność R . W przypadku próbki M3 oporność podłoża jest porównywalna do danych uzyskanych dla próbki 13, ale wartości parametru n ($n>0,9$) wskazują na jej pojemnościowy charakter. W przypadku próbek M1 i M2 warstwy mają charakter pojemnościowy o znacznej oporności. Analizując dodatkowo wartości kątów fazowych (rys. 10.35a) oraz pola powierzchni

pod nimi, nie zaobserwowano różnicy pomiędzy próbkami M1 a M2, natomiast nieznaczne zmniejszenie pola powierzchni pod krzywymi zaobserwowano w przypadku próbek M3 i 13. Zmniejszenie pola powierzchni pod pikami potwierdza zmniejszenie pojemnościowego charakteru podłoża. W przypadku próbki ze stali 316L, obie pętle charakteryzują się pojemnościowym charakterem o oporności około 2-krotnie większej (dla warstwy dielektrycznej) niż dla pozostałych próbek.

Wyniki badań potencjodynamicznych w postaci krzywych potencjodynamicznych przedstawiono na rys. 10.37, a charakterystyczne właściwości elektrochemiczne materiałów zawarto w tabeli 10.19.



Rys. 10.37 Krzywe potencjodynamiczne stali 316L i napoiń 316LSi eksponowane w 0.1M H_2SO_4 w stanie wyjściowym (316-SW) oraz po procesie WAAM (316LSi: M1-S, M2-S, M3-S, 13).

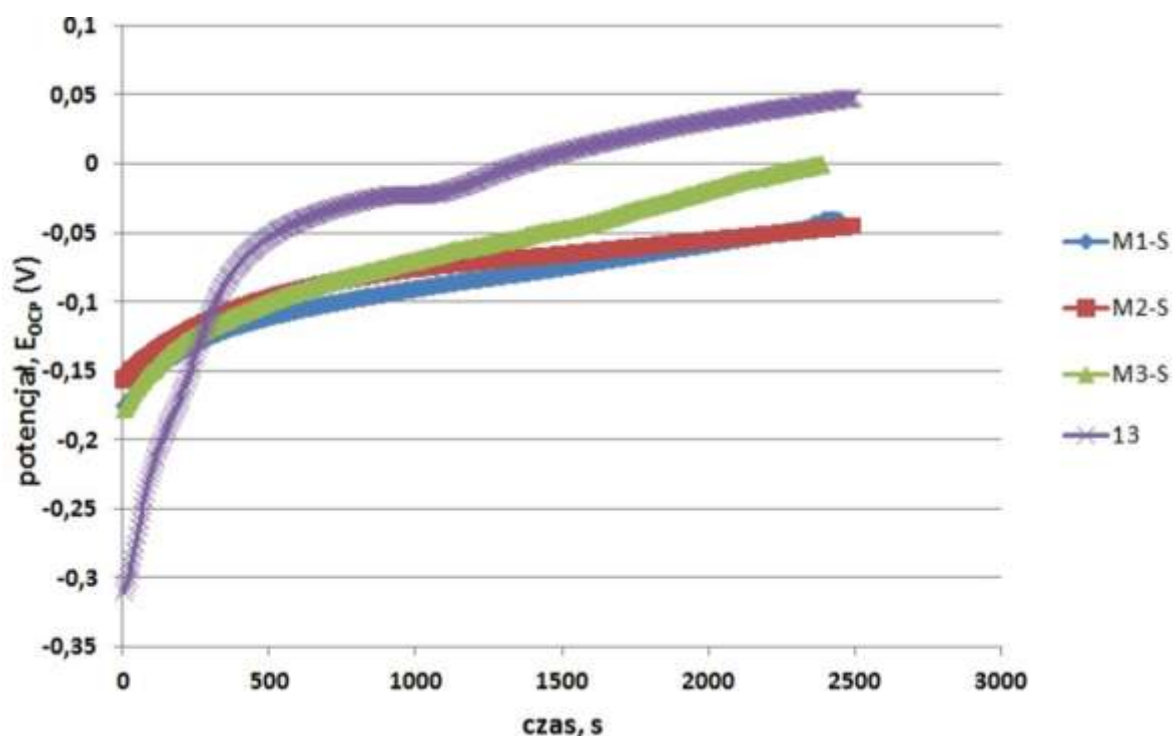
Analiza krzywych przedstawionych na rys. 10.37 wskazuje, że wszystkie badane materiały są w stanie pasywnych w szerokim zakresie potencjałów. Wzrost gęstości prądu przy ok. 900mV jest związany z obecnością obszaru transpasywnego związanego z przejściem obecnego w filmie pasywnym chromu(III) tworzenie rozpuszczalnych związków chromu VI [207]. W przypadku materiału wyjściowego przy potencjale ok. 950 mV obserwuje się obecność dodatkowego pikę prawdopodobnie związanego z reakcją elektrodową utleniania jonów żelaza Fe(II) do Fe(III). Ponadto, przy ok. 1400 mV obserwuje się wzrost gęstości prądu korozyjnego, a towarzyszące reakcji elektrodowej elektrody tlenowej (badanej próbki) wydzielanie tlenu oznacza, że wzrost gęstości prądu w tym obszarze nie jest związany z korozją metalu.

Tabela 10.19 Charakterystyczne właściwości elektrochemiczne badanych materiałów określone w badaniach potencjodynamicznych

Próbka	R_p [$k\Omega\text{ cm}^2$]	E_{kor} [mV]	I_{kor} [$\mu\text{A/cm}^2$]	I_{pas} dla 400 mV [$\mu\text{A/cm}^2$]
M1	247 ± 43	-77 ± 40	$0,120 \pm 0,044$	$1,590 \pm 0,150$
M2	273 ± 55	-79 ± 5	$0,100 \pm 0,012$	$1,465 \pm 0,008$
M3	205 ± 49	10 ± 37	$0,146 \pm 0,042$	$1,885 \pm 0,090$
13	156 ± 17	43 ± 46	$0,226 \pm 0,026$	$2,420 \pm 0,209$
stal 316L	379 ± 15	-142 ± 12	$0,062 \pm 0,008$	$2,090 \pm 0,010$

Analizując dane zamieszczone w tabeli 10.19 można zauważyć, że zarówno gęstość prądu korozyjnego jak i wartości potencjałów korozyjnych próbek M1S i M2S są do siebie zbliżone (odpowiednio $0,120\text{ }\mu\text{A/cm}^2$ i $0,100\text{ }\mu\text{A/cm}^2$ oraz -77 mV i -79 mV). Z kolei próbki M3 i 13 wykazały znacząco wyższe wartości potencjału korozyjnego, wynoszące odpowiednio $+10\text{ mV}$ i $+43\text{ mV}$ oraz wyższe gęstości prądów korozyjnych, odpowiednio $0,145\text{ }\mu\text{A/cm}^2$ i $0,225\text{ }\mu\text{A/cm}^2$. Niemal dwukrotny wzrost gęstości prądu korozyjnego w próbce 13 względem próbek M1S i M2-S świadczy o znacząco niższej odporności korozyjnej materiału próbki 13. Dla próbki 13 oraz M3-S gęstości prądu w stanie pasywnym (przy 400mV) wskazują na zwiększoną aktywność warstw pasywnych.

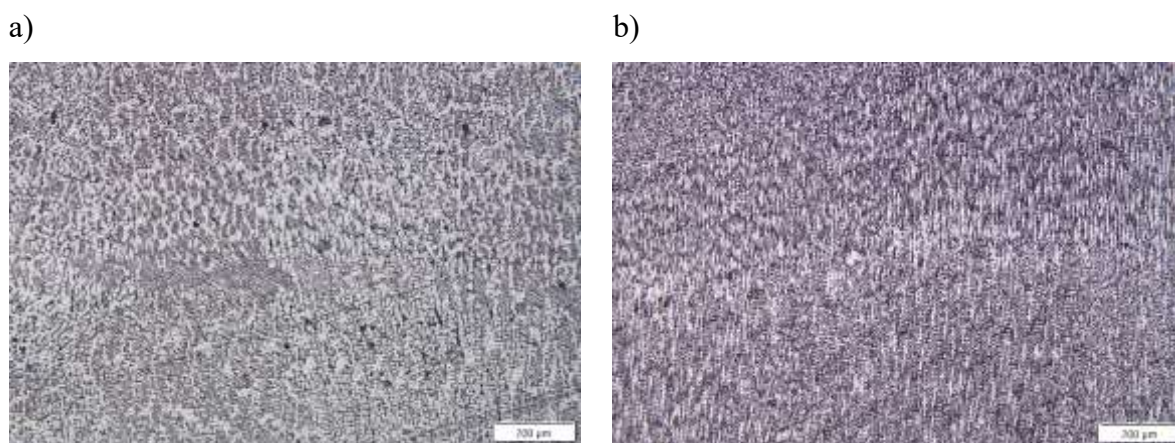
Zmiany potencjału E_{OCP} zachodzące podczas stabilizacji przedstawiono na rys. 10.38. Każda z badanych próbek wykazuje wzrost potencjału w czasie, co wskazuje na pasywację (utlenianie) powierzchni próbek. Wartość E_{OCP} rośnie z czasem, co wynika z utleniającego charakteru kwasu siarkowego.



Rys. 10.38 Zmiana potencjału obwodu otwartego (OCP) w czasie w roztworze $0,1\text{ H}_2\text{SO}_4$.

Największy wzrost potencjału E_{OCP} zaobserwowana dla próbki 13, co oznacza, że podłoże tej próbki wykazuje zwiększona aktywność w kontakcie z tlenem. Jest to jedyna ze wszystkich badanych próbek, dla której w badaniach potencjodynamicznych zaobserwowano utratę pojemnościowego charakteru warstwy. W przypadku próbek M1-S, M2-S, w których samopasywująca się warstwa wierzchnia jest wyraźne ujednorodniona, zmiany wartości potencjałów nie są już tak wyraźne. W przypadku próbki M3-S uzyskano wartości wskazujące na pośredni charakter pomiędzy powierzchniami o podwyższonej aktywności i powierzchniami pasywnymi.

Na rys. 10.39 przedstawiono topografię powierzchni po badaniach potencjodynamicznych. Niezależnie od badanej próbki widoczny jest równomierny rozwój korozji, a efekt oddziaływania 0.1M H_2SO_4 przypomina klasyczne trawienia chemiczne. Widoczne jasne obszary wskazują na austenityczne rdzenie dendrytów, a ciemne miejsca na wytrawione obszary międzydendrytyczne.



Rys. 10.39 Powierzchnia próbki: 13S (a) i M1S (b) po badaniach potencjodynamicznych w 0.1M H_2SO_4

Analogicznie jak w rozdziale 10.4.1 odporność korozyjną w H_2SO_4 można analizować w kontekście mikrostruktury. W tabeli 10.12 wykazano, że najbardziej rozdrobnioną strukturę (najniższe SDAS) ma próbka pobrana z napoiny M3, natomiast próbka 13 ma strukturę najmniej rozdrobnioną. W tabeli 10.13 wykazano, że zawartość ferrytu w warstwach środkowych jest na podobnym poziomie w każdej próbce. Natomiast pomiar wykazał, że próbka 13 ma największą zawartość ferrytu ok. 9,5 FN, a stal 316L najmniejszą (tabela 10.20).

Tabela 10.20 Wybrane parametry mikrostruktury próbki 13 i stali 316L

Próbka	SDAS [μm], $\bar{x}$ (s)	Zawartość ferrytu δ [FN], $\bar{x}$ (s)	Współczynnik udziału podłoża U_p w 1 warstwie, %
13	11,99 (1,07)	9,5 (0,2)	9,6
Stal 316L		0,3 (0,0)	

Ponadto na całym przekroju poprzecznym próbki 13 w mikrostrukturze zaobserwowano obszary zawierające ferryt o morfologii płytkowej (rys. 10.40), którego nie zaobserwowano na zglądach próbek M1-M3 (rys.10.23 - rys.10.25).



Rys. 10.40 Mikrostruktura warstwy 4 próbki 13

Próbka 13 została pobrana z części napoiny znajdującej się bliżej podłoża, a więc udział materiału podłoża w tej próbce może być większy niż w pozostałych, jednak ze względu na niski współczynnik U_p dla pierwszej warstwy (tabela 10.20) można założyć, że wpływ podłoża jest pomijalny. Zmiany morfologii ferrytu i jego najwyższa zawartość wśród analizowanych próbek, może być przyczyną jej niższej odporności korozyjnej w środowisku H_2SO_4 , natomiast najniższa odporność próbki M3 z próbek serii M, może wynikać z najbardziej rozdrobnionej struktury.

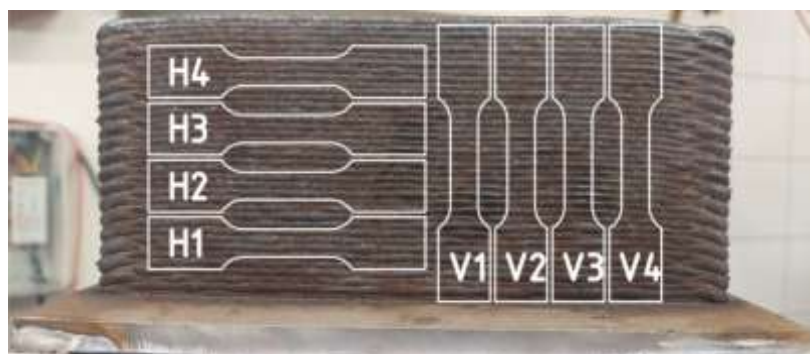
Zaobserwowano także, że ze wzrostem natężenia prądu dla próbek serii M odporność korozyjna wzrastała, jednak żadna z próbek nie wykazała odporności korozyjnej na poziomie stali 316L.

10.5. Statyczna próba rozciągania napoin z drutu 316LSi

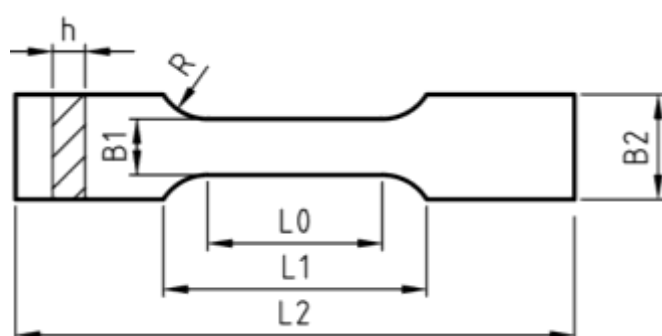
Przeprowadzono próby statycznego rozciągania napoin wytworzonych metodą WAAM, z parametrami jak w tabeli 10.8, na maszynie wytrzymałościowej MTS Bionix. Prędkość rozciągania została dobrana zgodnie z zaleceniami normy EN ISO 6892-1 według metody B. Dla zakresu sprężystego prędkości przesuwu głowicy ustawiono na 1,25 mm/min, a po przekroczeniu granicy plastyczności 10 mm/min. Dodatkowo, stanowisko wyposażono w system pomiarowy metodą CKO w celu wyznaczenia przemieszczeń i odkształceń w pełnym polu próbki. Do pomiarów CKO zastosowano układ firmy DANTEC DYNAMIC, składający się z dwóch kamer (pomiar 3D) oraz oprogramowania ISTR 4D do przetwarzania i analizy danych pomiarowych. Rejestrację obrazów prowadzono z częstotliwością 1 Hz.

Próbki do badań rozciągania przygotowano z napoin, o wysokości minimum 80 mm wykonanych przy różnych natężeniach prądu 65 A, 78 A, 90 A. Powierzchnia próbek została

obrobiona mechanicznie w celu usunięcia falistej struktury powierzchni. Próbki wycięto z napoiny, metodą wycinania drutowego elektroerozyjnego WEDM (*ang. Wire Electrical Discharge Machining*) zgodnie z schematem na rys. 10.41. Odsunięcie od krawędzi bocznych pozwoliło na minimalizację wpływu nieustalonych warunków procesu napawania kształtujących krawędzie próbek. Wymiary próbek przedstawiono na rys. 10.42.



Rys. 10.41 Orientacja próbek w napoinie WAAM przygotowanych do próby rozciągania statycznego



Wymiary próbek:

$L0 = 25 \text{ mm}$	$B1 = 8 \text{ mm}$
$L1 = 39 \text{ mm}$	$B2 = 15 \text{ mm}$
$L2 = 80 \text{ mm}$	$h = 2 \text{ mm}$
$R = 7,5 \text{ mm}$	

Rys. 10.42 Kształt oraz wymiary próbki do prób statycznego rozciągania

Na powierzchnie próbek do prób rozciągania naniesiono kontrastową strukturę umożliwiającą pomiar system CKO.

Większość próbek serii V (tabela 10.21) uległa zerwaniu na granicy części pomiarowej. Aby zweryfikować znacznie wpływu miejsca zerwania na wartość wydłużenia i granice plastyczności (wartość R_m jest niewrażliwa za zmianę odcinka pomiarowego) wykonano dodatkowe obliczenia dla rozszerzonej długości pomiarowej (o 4mm z każdej strony próbki. Rozszerzony odcinek pomiarowy zawiera fragmenty o zmiennym polu przekroju poprzecznego – jednak umożliwił rozszerzenie analizy o obszar zerwania i potencjalnie znacznych odkształceń plastycznych. Wyniki pomiarów zestawiono w tabeli 10.22. Dane zawarte w tabeli wskazują, że wybór długości pomiarowej ma minimalny wpływ na wartość średnią analizowanych wielkości. Większe różnice zaobserwowano dla odchylenia standardowego. Wyróżnione w tabeli próbki 65A V2 i 65A V3 uległy zerwaniu na środku odcinka pomiarowego, a próbki 65A V1 i 65A V4 na jego granicy. Dla próbek V2 i V3 zmiana odcinka

pomiarowego spowodowała spadek wydłużenia, a dla próbek V1 i V4 jego wzrost, różnice nie się są większe niż 1,5%. Dla wszystkich próbek zmiana odcinka pomiarowego nie wpływa liniowo na zmianę granicy plastyczności, przy czym obserwowane różnice są znacznie mniejsze niż wartość odchylenia standardowego.

Tabela 10.21 Obszar zerwania próbek w próbie statycznego rozciągania

Próbka	Miejsce zerwania	Próbka	Miejsce zerwania
65A V1	Granica odcinka, przy podłożu	78A V3	Granica odcinka, górna część napoiny
65A V2	Środek odcinka pomiarowego	78A V4	Granica odcinka, górna część napoiny
65A V3	Środek odcinka pomiarowego	90A V1	Granica odcinka, górna część napoiny
65A V4	Granica odcinka, przy podłożu	90A V2	Granica odcinka, górna część napoiny
78A V1	Granica odcinka, górna część napoiny	90A V3	Granica odcinka, górna część napoiny
78A V2	Granica odcinka, górna część napoiny	90A V4	Granica odcinka, górna część napoiny

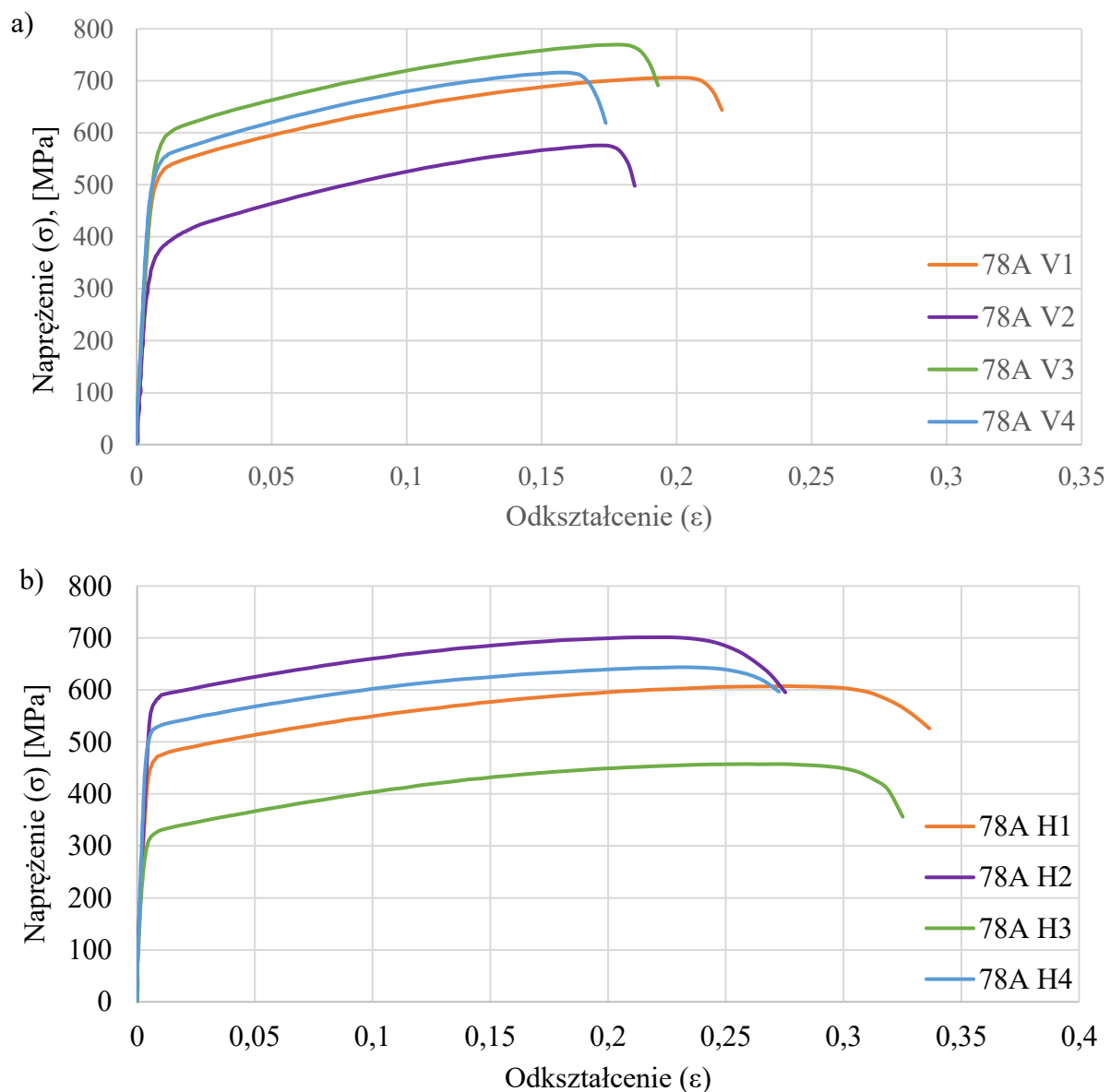
Tabela 10.22 Wpływ długości pomiarowej na granice plastyczności i wydłużenie próbek 65A serii V

Długość pomiarowa	Próbki 65A, seria V						
Normalna, L1	Próbka	1	2	3	4	Średnia, $\bar{x}$	Odchylenie, Standardowe, s
	$R_{p0,2}$ [MPa]	572	460	518	554	526	50
	A [%]	23,06	29,98	27,46	27,12	26,91	2,86
rozszerzona	Próbka	1	2	3	4	Średnia, $\bar{x}$	Odchylenie, Standardowe, s
	$R_{p0,2}$ [MPa]	562	467	532	554	529	43
	A [%]	24,35	27,66	27,18	28,13	26,83	1,70

Wszystkie próby rozciągania wykonano w tych samych warunkach. Zakładając nawet, że wartość wydłużenia dla próbek serii V jest niedoszacowana, dalej będzie ono wartością możliwą do zastosowania dla celów porównawczych. W dalszej części pracy analizę właściwości mechanicznych wykonano przy założeniu normalnej długości pomiarowej L0.

Na rys. 10.43 zamieszczono krzywe naprężenie-odkształcenie dla próbek z napoiny wykonanej dla natężenia prądu 78A. Zauważyć można, że jeden z przebiegów znacznie odbiega

od pozostałych. Podobne wyniki zaobserwowano dla próbek 90A_H. Przeprowadzony test Grubbsa przy założonym poziomie istotności $\alpha = 0,05$ wykazał, że jedną z wartości $R_{p0,2}$ dla serii 78A_V można uznać za wartość odstającą, a dla serii 90A_H występują wartości $R_{p0,2}$ oraz R_m na granicy testu Grubbsa. Pozostałe dane spełniają ten test, jednak dalej znacząco wpływają na wyniki, szczególnie na wartości odchylenia standardowego. Aby ujednolicić dane, w obliczeniach pominięto wartości skraje z każdej serii pomiarowej. Zestawienie wyników dla ograniczonej liczby próbek w serii zamieszczono w tabeli 10.23.



Rys. 10.43 Krzywe napężenie-odkształcenie dla próbek z napoiny wykonanej przy prądzie 78 A:
a) próbki serii V, b) próbki serii H

Tabela 10.23 Wyniki badań wytrzymałościowych dla próby statycznego rozciągania dla ograniczonej serii danych

Próbka	Granica plastyczność $R_{p0,2}$ [MPa], $\bar{x}$ (s)	Wytrzymałość na rozciąganie R_m [MPa], $\bar{x}$ (s)	Wydłużenie przy zerwaniu [%], $\bar{x}$ (s)
65A V	548 (28)	757 (37)	25,88 (2,45)
65A H	517 (2)	674 (9)	31,48 (2,08)
78A V	533 (32)	731 (34)	19,63 (2,22)
78A H	519 (60)	651 (47)	29,48 (3,61)
90A V	545 (44)	749 (30)	17,9 (2,59)
90A H	521 (33)	672 (33)	36,78 (0,37)
R - blacha 316L	336 (14)	589 (30)	54,68 (1,34)

Wyniki zawarte w tabeli 10.23 wskazują, że granica plastyczności oraz wytrzymałość na rozciąganie wykazują niewielką zmienność pomiędzy próbkami wykonywanymi z różnym natężeniem prądu zarówno dla próbek zorientowanych pionowo (V) jak i poziomo (H). Próbką referencyjna wykazuje granicę plastyczności o 200 MPa niższą niż pozostałe próbki, a wytrzymałość na rozciąganie jest niższa o około 60 MPa od kolejnej najniższej wartości (seria 78A_H). Najwyższą wartość wydłużenia (poza próbką referencyjną) zaobserwowano dla próbek serii 90A_H. Wydłużenie dla próbek serii H nie wykazuje liniowej zależności wraz ze wzrostem natężenia prądu. Wzrost natężenia prądu z 65 do 78 A, spowodował spadek wydłużenia, a dalszy wzrost z 78 do 90 A jego wzrost. Wydłużenie dla próbek serii V przyjmuje najwyższą wartość dla napoiny otrzymanej przy natężeniu prądu 65A, a wzrost natężenia prądu wywołuje spadek wydłużenia.

Dla wartości zawartych w tabeli 10.23 obliczono także względne różnice między wartościami, aby oszacować stopień anizotropii właściwości mechanicznych w zależności od natężenia prądu. Za wartość odniesienia przyjęto wyniki dla serii H. Wyniki obliczeń zawarto w tabeli 10.24.

Tabela 10.24 Względne różnice dla badanych właściwości mechanicznych

	Próbka	Granica plastyczność, $R_{p0,2}$	Wytrzymałość na rozciąganie, R_m	Wydłużenie przy zerwaniu, A
Różnica względem serii H, %	65A	5,9	12,2	17,8
	78A	2,8	12,2	33,4
	90A	4,6	11,4	51,3

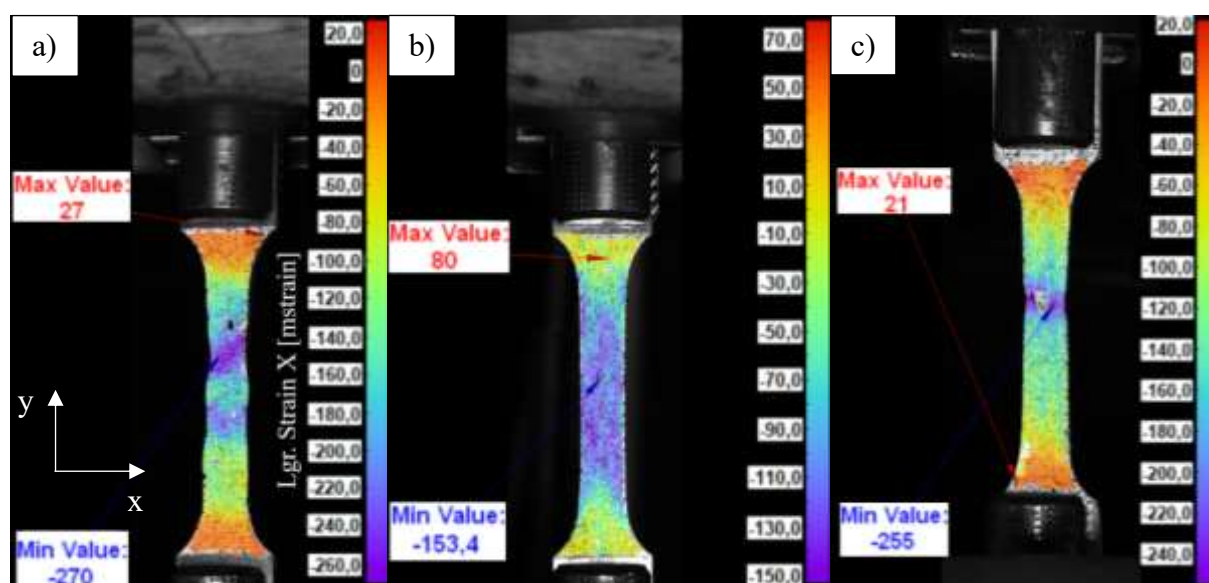
Dane przedstawione w tabeli 10.24 wskazują, że natężenie prądu nie powoduje istotnego pogłębienia różnic w granicy plastyczności, a także wytrzymałości na rozciąganie. Natomiast wraz ze wzrostem natężenia prądu pogłębiają się różnice w wartościach wydłużenia.

10.5.1. Badanie odkształceń w pełnym polu próbek rozciąganych

W celu określenia stopnia anizotropii właściwości mechanicznych analizie poddano przebiegi odkształcenia plastycznego powierzchni próbek. Do analizy wykorzystano dane uzyskane z systemu CKO zastosowanego wcześniej do wyznaczania przemieszczeń i odkształceń odcinka pomiarowego.

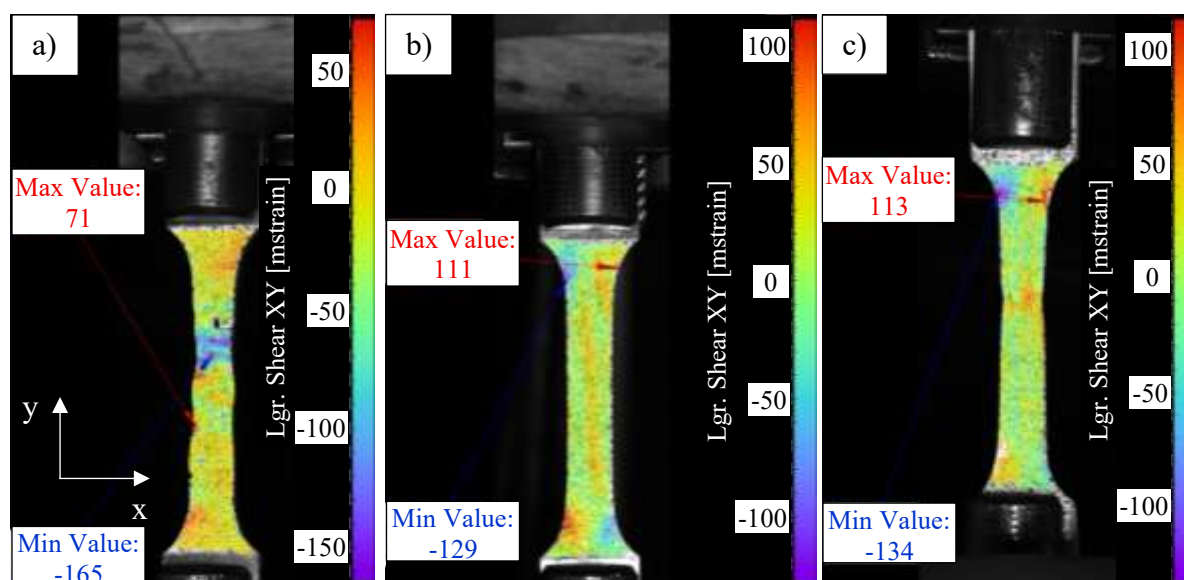
Analizie poddano zachowanie się materiału z napoin WAAM w warunkach jednoosiowego rozciągania. Na kolejnych rys. 10.44 - rys. 10.49, dla próbek serii H (wyciętych w kierunku napawania, dalej nazywanych poziomymi) oraz próbek serii V (wyciętych w kierunku budowania ścianki, dalej nazywanych pionowymi), umieszczono wybrane mapy odkształceń w kierunku X (ϵ_x), mapę odkształceń stycznych XY (γ_{xy}), przemieszczeń w kierunku osi Z (u_z) oraz odkształceń zredukowanych ϵ_{zred} .

Wyniki analizy CKO próbki poziomej 65A_H2 przedstawione na rys. 10.44a. Pokazują one, że na odcinku pomiarowym, tuż przed zerwaniem istniały dwa obszary ze znacznymi odkształceniami ϵ_x . Są to obszary formowania się dwóch szyjek. Odkształcenia próbki pionowej 65A_V1 (zerwanej na granicy długości pomiarowej) przedstawiane na rys. 10.44b, są na odcinku pomiarowym, są w przybliżeniu jednorodne, nie wskazujące na rozwój szyjki. W próbce 65A_V2 (zerwanej na odcinku pomiarowym) pokazanej na rys. 10.44c powstało i rozwijało się pojedyncze przewężenie do momentu zerwania.



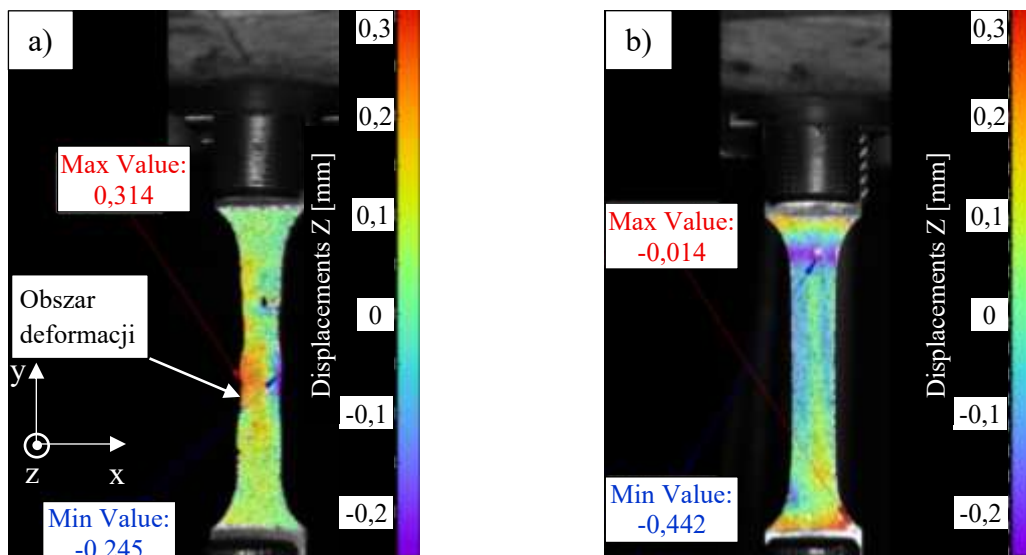
Rys. 10.44 Rozkład odkształceń ϵ_x tuż przed zerwaniem próbek z napoiny wykonanej przy natężeniu prądu 65A: a) próbka H2; b) próbka V1; c) próbka V2

Na rozkładzie naprężeń stycznych γ_{xy} w płaszczyźnie XY próbki poziomej 65A_H2 (rys. 10.45a) zaobserwowano okresowe wzrosty i spadki odkształcenia na długości pomiarowej próbki. Próbka 65A_V1 (rys.b) również wykazuje podobne różnice odkształceń, ale ich modulacje występują równoległe do kierunku rozciągania i przybierają postać wydłużonych pasm. Podobny układ obszarów odkształceń γ_{xy} zaobserwowano na powierzchni próbki 65A_V2.



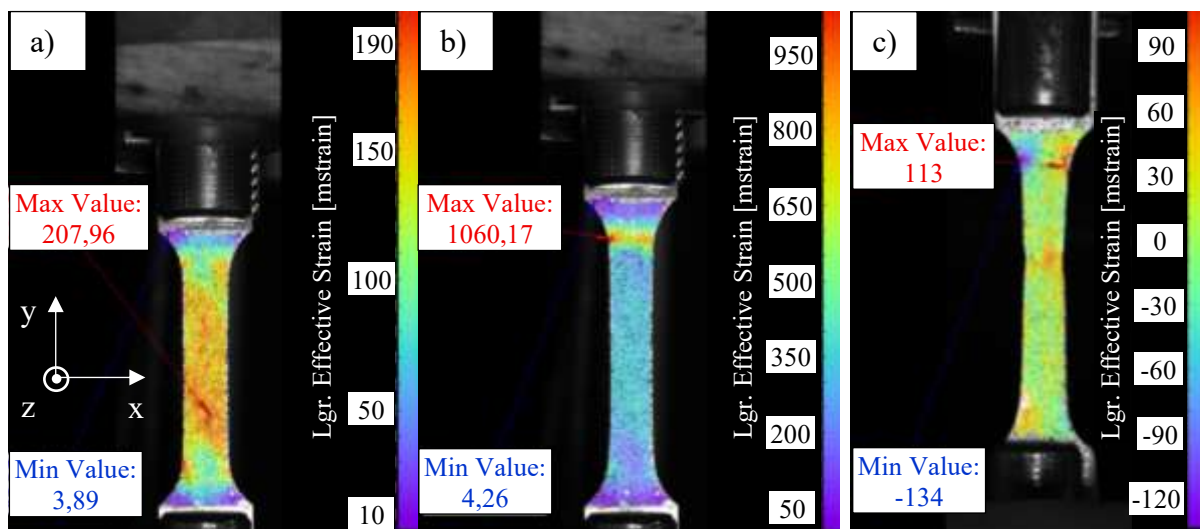
Rys. 10.45 Rozkład odkształceń stycznych γ_{xy} w płaszczyźnie XY tuż przed zerwaniem próbek z napiny wykonanej przy natężeniu prądu 65 A: a) próbka H2; b) próbka V1; c) próbka V2

Podczas prób rozciągania zaobserwowano, że objętość pomiarowa próbek poziomych polegała silnym deformacjom, nie tylko w postaci przewężenia, ale także i lokalnym skręceniom przekroju, co przedstawiono na rys. 10.46 w postaci pola przemieszczeń u_z w osi Z. Zakładając marginalne przemieszczenia próbki względem układu CKO, przewężenie w próbce powinno skutkować oddalaniem się powierzchni od układu pomiarowego CKO, co odpowiadałoby ujemnym wartościom przemieszczenia, stan ten przedstawiono na rys. 10.46b (wartość -0,44mm na górnej części próbki V1). Z kolei na powierzchni odcinka pomiarowego próbki 65A H2 widocznego na rys. 10.46a występują obszary o dodatniej i ujemnych przemieszczeniach w kierunku osi „Z”, co wskazuje na lokalne deformacje przekroju, co w stosunku do układu CKO interpretowane jest przybliżeniem jednej części obszaru próbki do kamery i oddaleniem się drugiej części obszaru próbki. Zatem w czasie rozciągania próbka 65A H2 uległa lokalnym skręceniom przekroju, co może świadczyć o niejednorodności właściwości materiału. Na mapie przemieszczeń w osi Z próbki 65A V1 zaobserwowano obszary w postaci wydłużonych pasm, różniące się wartością u_z , wskazujące na zmienną podatność na odkształcenia.



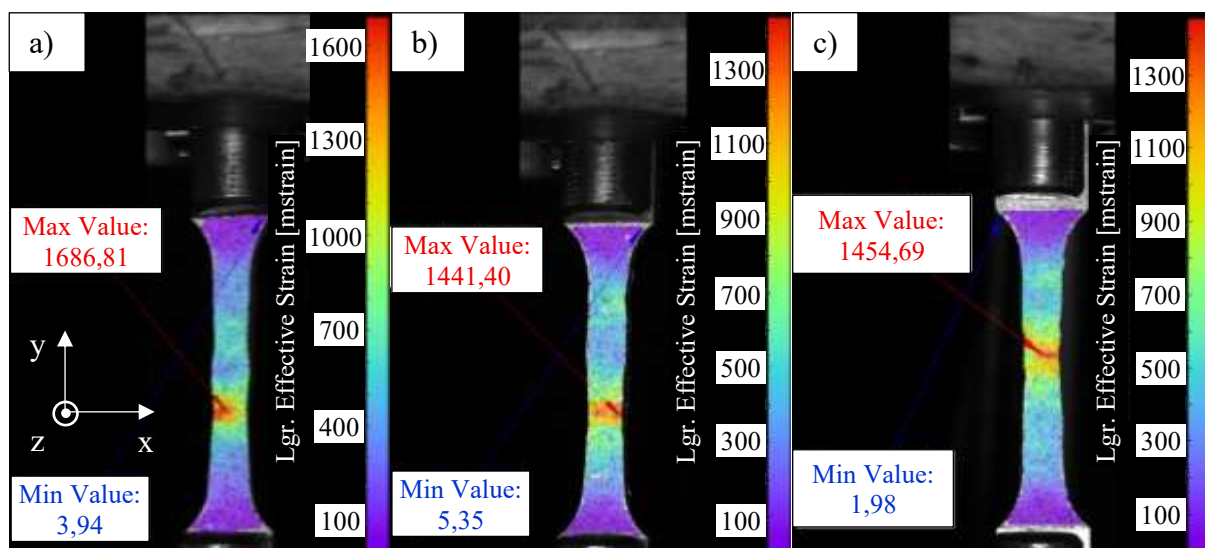
Rys. 10.46 Rozkład przemieszczeń u_z tuż przed zerwaniem próbek z napoiny 65A:
a) próbka H2; b) próbka V1

Podczas prób rozciągania próbek pionowych, dla każdego wariantu natężenia prądu, pękały one najczęściej przy granicy obszaru pomiarowego w miejscu, w którym rozpoczyna się przejście promieniem do części chwytowej próbki. Na rys. 10.47 a i b przedstawiono rozwój odkształceń zredukowanych ε_{zred} (von Misesa) w próbce 65A V1 w kolejnych etapach przed zerwaniem. Do wydłużenia obszaru pomiarowego o wartość 2,8 mm największe odkształcenia zaobserwowano tuż poniżej środka długości próbki. Jednocześnie przy promieniu na dolnej i górnej części próbki odkształcenia stopniowo wzrastały, aż osiągnęły największe ze wszystkich wartości, i w końcowym etapie próby rozciągania w obszarze tym nastąpiła utrata spójności materiału. Próbki 65A V2 (rys. 10.47c) tuż przed zerwaniem, wykazała porównywalne odkształcenie na granicy obszaru pomiarowego i w środku tego obszaru. Zerwanie próbki nastąpiło w środkowej części obszaru pomiarowego.

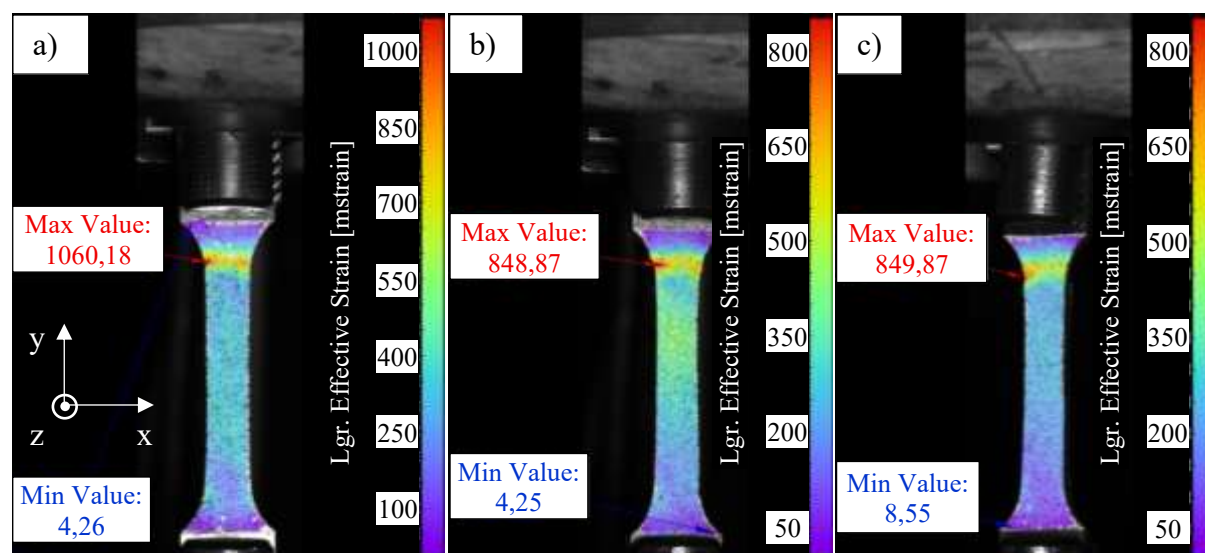


Rys. 10.47 Rozkład odkształceń zredukowanych ε_{zred} próbek z napoiny: a) 65A V1, wydłużenie $L_0 = 2,8\text{mm}$; b) 65A V1 przed zerwaniem, wydłużenie $L_0 = 6,4\text{ mm}$; c) 65A V2 przed zerwaniem

Przytoczne obserwacje dotyczą próbek pobranych z napoiny otrzymanej przy natężeniu prądu 65A, jednak zachowanie się materiału dla przeprowadzonej próby rozciągania jest reprezentatywne jak dla próbek z napoin wykonanych przy natężeniu prądu 78A i 90A, co potwierdzają mapy odkształceń zredukowanych zamieszczone na rys. 10.48 i rys. 10.49. Przedstawione na rysunkach wartości maksymalne odkształceń potwierdzają także, że materiał rozciągany równoległe do kierunku do napawania warstw (seria H) wykazuje większą zdolność do odkształceń plastycznych przed zerwaniem.



Rys. 10.48 Rozkład odkształceń zredukowanych ε_{zred} von Misesa próbek przed zerwaniem a) 65A H1; b) 78A H1; c) 90A H1



Rys. 10.49 Rozkład odkształceń zredukowanych ε_{zred} von Misesa próbek przed zerwaniem a) 65A V1; b) 78A V1; c) 90A V1

10.5.2. Badania makroskopowe przełomów po próbach statycznego rozciągania

W celu określenia przebiegu i charakteru pęknięcia po próbach statycznego rozciągania próbki poddano obserwacjom na mikroskopie stereoskopowym Olympus SZ61.

Ponieważ właściwości mechaniczne badanych próbek nie zależały istotnie od wartości natężenia prądu, do badań wytypowano próbki najbardziej charakterystyczne:

- 65A V1 - najniższe natężenie prądu, zerwanie na granicy odcinka pomiarowego.
- 65A V2 – najniższe natężenie prądu, zerwanie w odcisku pomiarowym, największe wydłużenie dla wszystkich próbek pionowych.
- 65A H1 – najniższe natężenie prądu, największe wydłużenie dla serii (porównywalne jak dla próbki 90A H1).
- 90A V1 – najwyższe natężenie prądu, najmniejsze wydłużenie dla wszystkich próbek pionowych.
- 90A H1 – najwyższe natężenie prądu, największe wydłużenie dla wszystkich próbek poziomych.

Obserwacjom poddano przełomy zestawionych fragmentów próbek. W pierwszym etapie zbadano powierzchnie przełomów próbek, bez zastosowania dodatkowej preparatyki. Widoki boczne przełomów zamieszczono na rys. 10.50. W drugim etapie wybrane próbki w miejscu pęknięcia sklejono przezroczystą żywią epoksydową i zainkludowano. Kolejne etapy preparatyki prowadzono zgodnie z procedurą opisaną w rozdziale 10.2.2. Podczas szlifowania usunięto około połowy grubości próbki. Zdjęcia z obserwacji struktury w obszarze miejsca zerwania zamieszczono na rys. 10.51.

a)



b)



c)



d)



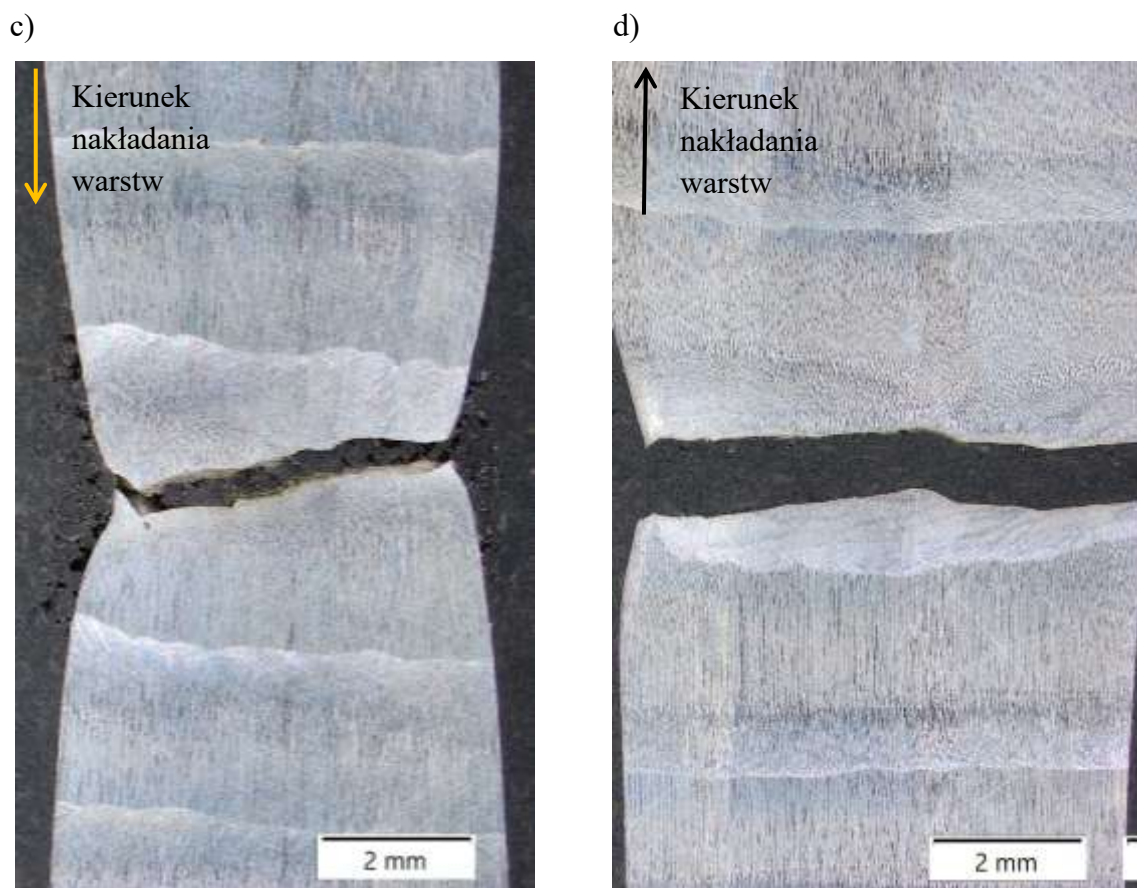
Rys. 10.50 Przebiegi przełomów po próbie statycznego rozciągania próbek: a) 65A H1; b) 65A V2; c) 90A H1; d) 90A V1

a)



b)





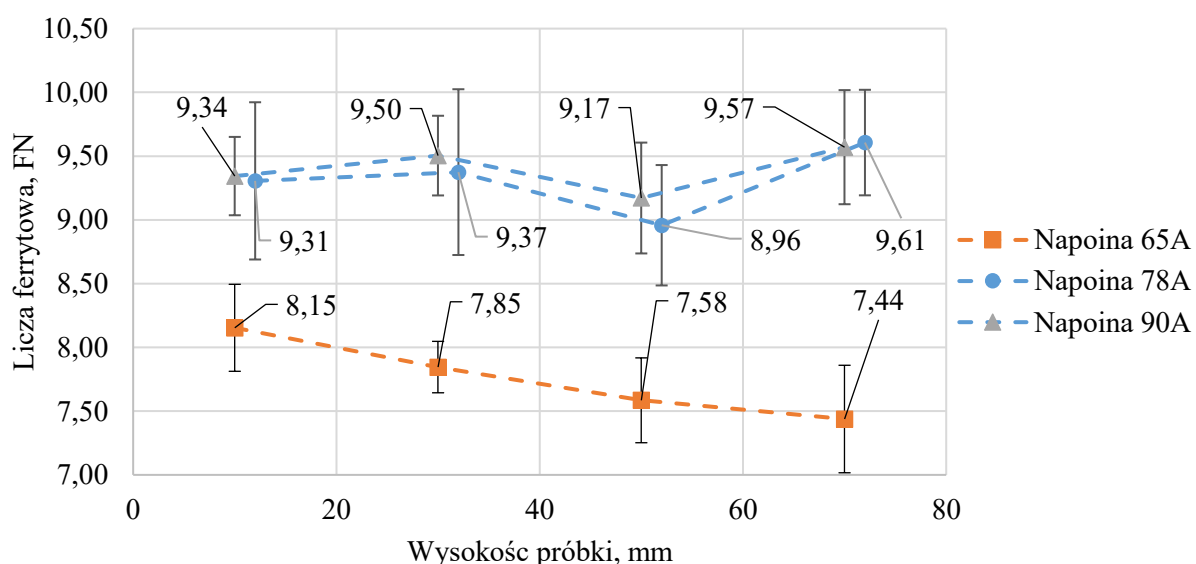
Rys. 10.51 Przekroje wzdłużne (w kierunku rozciągania) próbek: a) 65A H1; b) 65A V1; c) 65A V2; d) 90A V1

Obserwacje przełamów próbek wykazały, że próbki z orientacją warstw w kierunku rozciągania (rys. 10.50 a i c) mają wydłużony przełom, zorientowany pod kątem około 45% do powierzchni próbki. Na powierzchni próbek przy obszarze przełomu zaobserwowano lokalne strefy odkształceń plastycznych w postaci fałd. W próbkach z orientacją warstw prostopadłą do kierunku rozciągania (rys. 10.50 b i d) przełom jest mniej rozwinięty i niemal prostopadły do powierzchni próbki. Na obszarze wokół miejsca zerwania występują liczne pęknięcia, a obszar zmienił barwę, co prawdopodobnie mogło być efektem gęstej siatki pęknięć lub utleniania.

Podczas badań makroskopowych przekrojów wzdłużnych próbek serii V (rys. 10.51 b-d) nie zaobserwowano jednoznacznej zależności pomiędzy strukturą materiału, a miejscem pęknięcia. Przełom próbki 65A V1 przebiega tuż poniżej linii wtopienia, próbki 65A V2 przez środek warstwy, a próbki 90A V1 nad linią wtopienia, w strefie ponownego stopienia warstwy. Jednakże wyniki nie wykluczają wpływu struktury na inicjowanie pęknięć, a jak wspomiano zdjęcia ukazują stan w środku materiału, a pęknięcie mogło zainicjować się w innym miejscu.

10.5.3. Pomiary zawartości ferrytu w materiale próbek rozciąganych

Analiza stanu zagadnienia wykazała, że na właściwości mechaniczne stali austenitycznych wpływa ferryt δ , który może być traktowany jako faza umacniająca. W celu określenia korelacji zawartości ferrytu oraz właściwości mechanicznych, wykonano pomiary zawartości ferrytu na obrobionych mechanicznie powierzchniach napoin (przed wycięciem próbek do rozciągania) w próbkach uzyskanych przy natężeniu prądu 65A i 78A i 90A. Do pomiarów zastosowano ferrytomierz Fischer FMP30. Pomiary wykonano w 12 strefach na powierzchni napoiny. Napoinę wzdłuż jej długości podzielono na 3 obszary, a wzdłuż wysokości na 4. W każdym obszarze wykonano po 5 pomiarów, z których wyznaczono średnią oraz wartość odchylenia standardowego. Wyniki pomiarów zawartości ferrytu w postaci liczby ferrytowej zamieszczono na rys. 10.52. Każdy punkt na wykresie oznacza średnią z danego obszaru. Słupki błędów reprezentują wartość odchylenia standardowego z przyjętym 95% poziomem ufności.



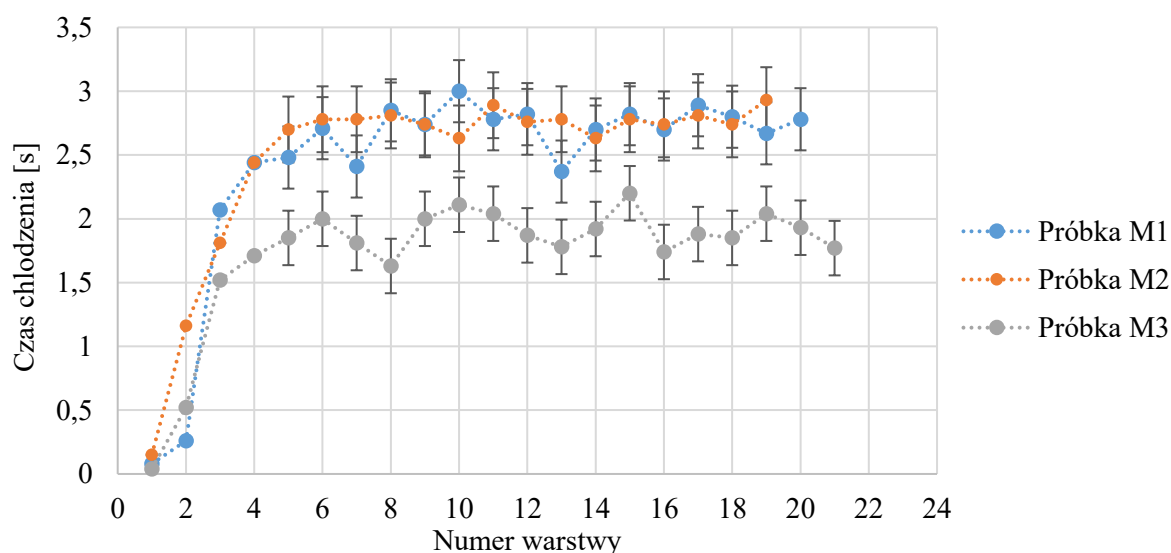
Rys. 10.52 Rozkład zawartości ferrytu (liczba ferrytowa) na wysokości modelu

Wyniki pomiarów z rys. 10.52 wskazują, że zawartość ferrytu w próbkach wykonanych z natężeniem prądu 78A i 90A jest niemal identyczna i nie zależy od wysokości pomiaru w napoinie. Zawartość ferrytu w napoinie 65A wykazuje tendencję spadkową wraz ze oddalaniem się od podłoża napoiny (wysokość próbki = 0 mm).

Zmierzone zawartości ferrytu na napoinach o wysokości 80 mm, z których pobrano próbki do rozciągania, są wyższe niż te z mierzone na napoinach o wysokości 40 mm przeznaczonych do badań mikroskopowych (tabela 10.13). Różnica najprawdopodobniej wynikała, z różnego kształtu, w tym grubości próbek poddanych badaniom (duża napoina, mała próbka 10x10 mm) więc wyniki nie powinny być porównywane.

10.6. Wpływu natężenia prądu na kinetykę chłodzenia

Wraz ze spadkiem temperatury maleje kinetyka przemiany ferrytu w austenit i teoretycznie przy temperaturze ok. 1050°C przemiana zostaje zahamowana. Korzystając z danych termowizyjnych z kamery Optrix Pi 400i wyznaczono czasy chłodzenia każdej warstwy napoin serii M1 M2 i M3 do temperatury 1000°C. Ze względu na bliskość temperatury wysycenia detektora wynoszącej 1078°C (dla współczynnika emisyjności 0,83) czas mierzono do ochłodzenia do temperatury 1000°C. Wyniki pomiarów przedstawiono na rys. 10.53. Niepewność pomiarową obliczono zakładając stacjonarny charakter procesu w warstwach, dla których czas chłodzenia stabilizuje się (rys. 10.53). Niepewność pomiarową obliczono jako niepewność złożoną uwzględniającą niepewność z próbkowania, kalibracji i szumu kamery. Niepewność obliczona została dla czasu chłodzenia warstw 8, 13, 18, a maksymalną z tych wartości przyjęto jako niepewność globalną dla całej serii pomiarowej w obszarze ustabilizowanym. Przyjęto współczynnik rozszerzenia niepewności $k=2$.



Rys. 10.53 Przebieg zmian czasów chłodzenia do temperatury 1000°C dla kolejno wykonywanych warstw napoin

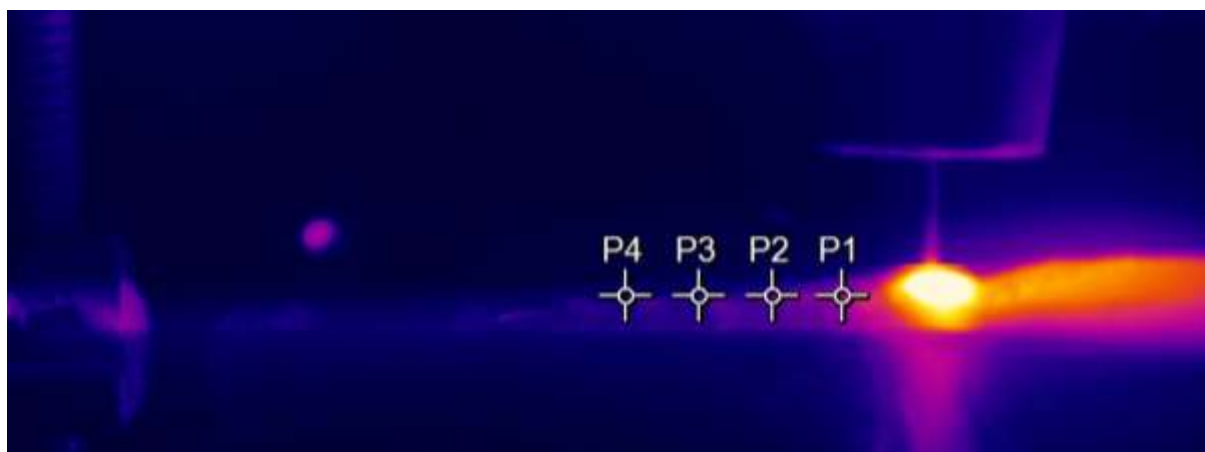
Na rys. 10.53 zaobserwowano, że czas chłodzenia do temperatury 1000°C, dla każdej serii, rośnie do 5-6 warstwy, a następnie ulega stabilizacji. Czasy chłodzenia serii M1 i M2 są porównywalne, pomimo wyższego natężenia prądu dla serii M2. Znacznie niższe czasy chłodzenia zaobserwowano dla próbki M3 wykonanej z natężeniem prądu 65A. Zbliżone czasy chłodzenia mają swoje odzwierciedlenie w prędkości chłodzenia, która dla próbki M3 jest znacznie większa.

Czas chłodzenia jest wynikową prędkości chłodzenia. Dla warstwy 10, każdej napoiny, znajdującej się w obszarze „plateau” na rys. 10.53, wyznaczono średnią prędkość chłodzenia

(tabela 10.25). Pomiary temperatury wykonano kamerą Optris PI 1M o zakresie pomiarowym 450°C-1800°C, wyposażoną w obiektyw 13° x 8°/f=50 mm, zapewniającą większą rozdzielczość przestrzenną niż kamera PI 400i (kosztem mniejszego pola pomiarowego). Wartości $v_{ch\ 1400-1050}$ wyznaczono jako średnie z prędkości chłodzenia dla 4 punktów pomiarowych (pikseli) leżących na warstwie 10, nie bliżej niż 25mm od krawędzi, celem ograniczenia wpływu warunków brzegowych na wyniki, co przedstawiono na rys. 10.54. Jako niepewność pomiarową przyjęto dwukrotność odchylenia standardowego z próby.

Tabela 10.25 Średnia prędkość chłodzenia $V_{ch\ 1400-1050}$ [K/s] warstwy 10 napoin

Próbka	Próbka M1	Próbka M2	Próbka M3
$V_{ch\ 1400-1050}$ [K/s], $\bar{x}$ (s)	147,7 (9,5)	140,5 (8,6)	185,0 (18,9)



Rys. 10.54 Lokalizacja punktów pomiarowych – warstwa 10 w trakcie wykonywania

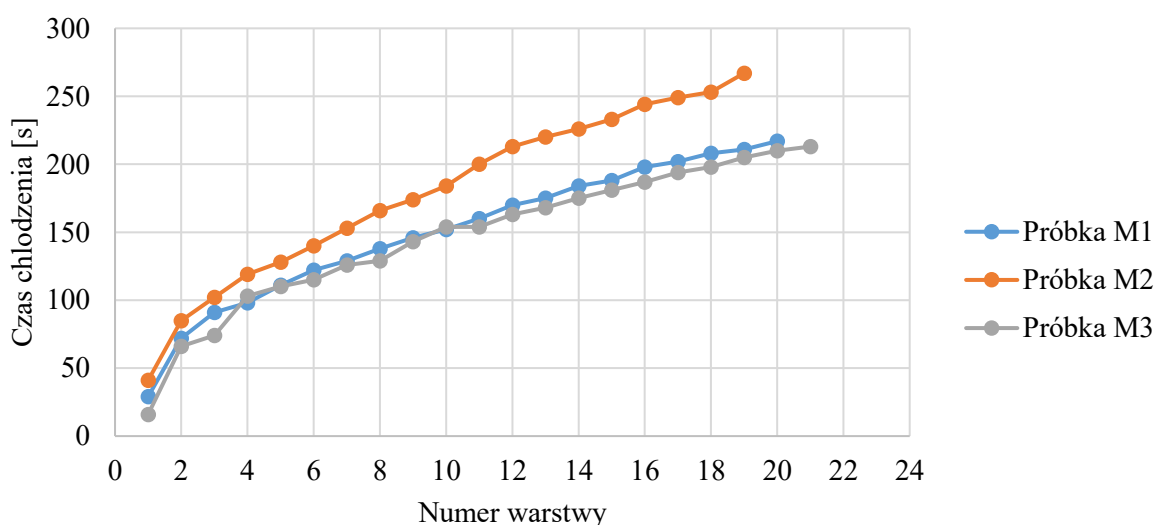
Struktura napoin z drutu 316LSi modyfikowana jest nie tylko podczas pierwotnej krystalizacji z fazy ciekłej, ale także podczas ponownego nagrzewania. W tabeli 10.26 zamieszczono wyniki obliczeń sumarycznych czasów wygrzewania wybranych punktów napoiny (P1-P4 na rys. 10.54) w temperaturze 1050°C, czyli w temperaturze obróbki przesycania.

Tabela 10.26 Sumaryczny czas w temperaturze ponad 1050°C dla wybranych punktów 8 warstwy napoin

Próbka/Punkt	Czas [s]					
	P1	P2	P3	P4	Średnia, $\bar{x}$	Odchylenie standardowe, s
M1	6,88	7,37	5,77	7,66	6,92	0,83
M2	7,41	8,30	7,74	6,41	7,46	0,79
M3	3,18	3,55	5,37	5,03	4,28	1,08

Zaobserwowano, że wzrost natężenia z 65A (próbka M3) do 78A (próbka M1) powoduje wzrost czasu wygrzewania o 2,6 s. Dalszy przyrost natężenia z 78A do 90A (próbka M2) skutkował znaczenie mniejszym wzrostem czasu ok. 0,5 s.

Zestawiono również czasy chłodzenia do temperatury 110°C (rys. 10.55). Zaobserwowano, że dla każdej serii czas chłodzenia stopniowo wydłuża się wraz z rosnącą liczbą wykonanych warstw, przy czym czas chłodzenia najszybciej rośnie dla próbki M2, a dla próbek M1 i M3 pozostaje na zbliżonym poziomie. Rosnący czas chłodzenia świadczy o akumulacji ciepła w materiale.



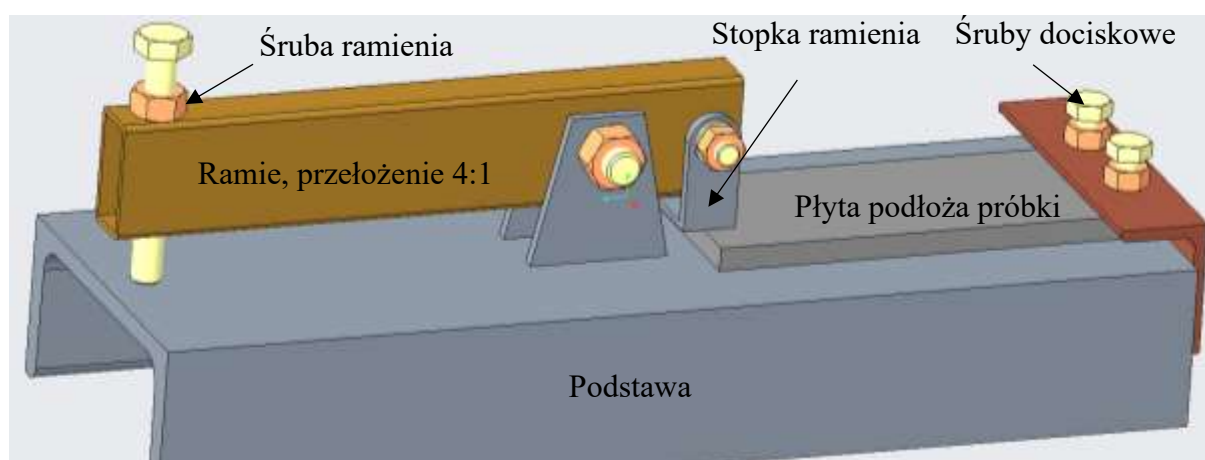
Rys. 10.55 Maksymalny czas chłodzenia do temperatury 110 stopni

Analizując wyniki z pomiarów termowizyjnych zaobserwowano, że zmiana natężenia prądu nie wpływa proporcjonalnie na czas chłodzenia. Odm inną zależność zaobserwowano w czasie chłodzenia do 1000°C a inną do 110°C. Analiza wykazała, że podczas chłodzenia do 1000°C stopni czasy chłodzenia warstw próbek wykonanych z natężeniem 78A i 90A są zbieżne, natomiast przy chłodzeniu do 110°C zbieżność wykazały czasy chłodzenia dla próbek wykonanych z natężeniem 78A i 65A. Wyniki wskazują, że dla natężenia prądu 78A ilość generowanego ciepła jest na tyle duża, że w krótkim przedziale czasu, dla wysokich temperatur obniża prędkość chłodzenia, a jednocześnie dla dłuższego przedziału czasu nie wpływa na czas chłodzenia do temperatury około międzyścigowej.

10.7. Modelowanie naprężeń własnych metodą elementów skończonych

W niniejszym rozdziale podjęto próbę scharakteryzowania stanu naprężeń własnych w napoinie po procesie WAAM oraz określenia wpływu grubości podłoża na stan naprężeń. W celu określenia rozkładu i wielkości naprężeń własnych zastosowano modelowanie numeryczne oparte na metodzie elementów skończonych (MES). Model numeryczny napawanej przyrostowo drutem 316LSi pionowej ściany wykonano w programie Simufact Welding, wykorzystując dedykowany do tych zagadnień moduł DED (Direct Energy Deposition). Zbudowany model wymagał przeprowadzenia kalibracji w celu prawidłowego opisu rozkładu źródła ciepła w procesie napawania WAAM. Kalibracja ta została przeprowadzona z wykorzystaniem danych pochodzących z pomiarów temperatury w trakcie napawania WAAM, za pomocą kamery termowizyjnej oraz termopar. Walidację zbudowanego modelu MES procesu napawania WAAM przeprowadzono poprzez porównanie otrzymanych wyników modelowania z wynikami otrzymanymi w zaplanowanym eksperymencie, w którym uwalniano stopniowo naprężenia w wytworzonej próbce zamocowanej w specjalnie skonstruowanym przyrządzie, a rejestrację odkształceń i przemieszczeń w próbce przeprowadzono z wykorzystaniem metody cyfrowej korelacji obrazu (CKO).

Aby pomiary metodą CKO były miarodajne skonstruowano specjalny przyrząd, który na etapie wytwarzania WAAM zapewniał stabilne podparcie oraz odpowiedni docisk do płyty podłoża napoiny. Jego niewielkie rozmiary pozwalały przenosić próbkę pomiędzy stanowiskami nie usuwając próbki z przyrządu. Podczas pomiaru przemieszczeń i odkształceń w próbce przyrząd umożliwiał kontrolowane uwalnianie zakumulowanych naprężeń. Model przyrządu przedstawiono na rys. 10.56. Jego konstrukcja umożliwia uwalnianie naprężeń tylko po stronie docisku próbki stopką ramienia. Dwie śruby dociskowe wywierały stały nacisk na powierzchnię próbki.



Rys. 10.56 Schemat przyrządu do mocowania wytwarzanej próbki i uwalniania zakumulowanych naprężeń

10.7.1. Model MES procesu WAAM

Kalibracja modelu MES odbywała się w taki sposób aby zadane warunki brzegowe odzwierciedlały rzeczywiste warunki wytwarzania próbek w zaprojektowanym przyrządzie. Najczęściej stosowaną wielkością na etapie kalibracji MES jest temperatura. Współczesne systemy pomiarów stykowych i bezstykowych pozwalają na skuteczną akwizycję danych termicznych, które znajdują zastosowanie w kalibracji modeli MES.

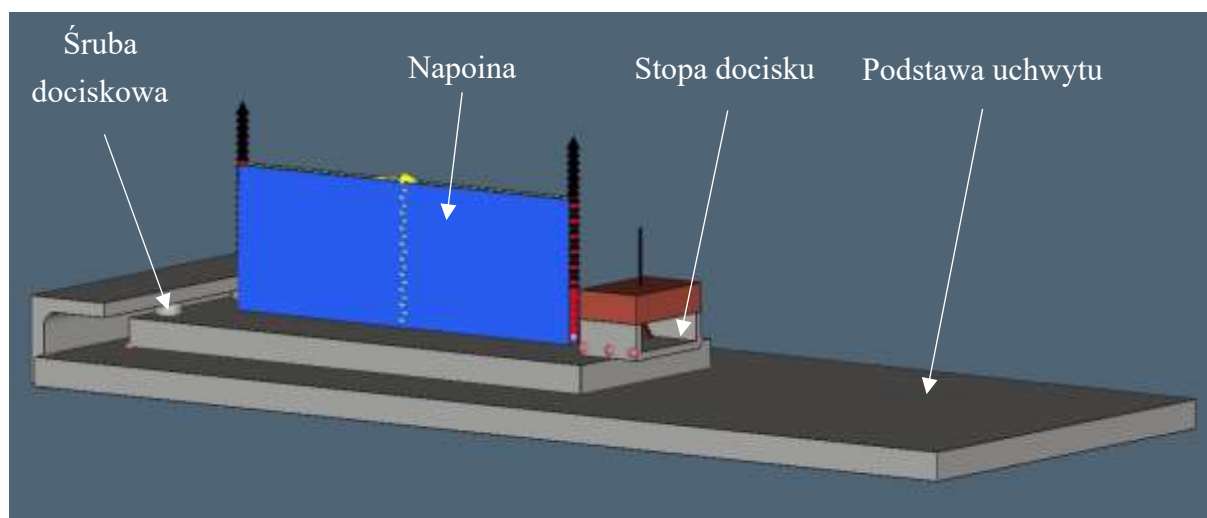
Pomiar temperatury w czasie procesu WAAM jest zagadnieniem trudnym. Największą dokładność zapewniają metody stykowe, jak np. pomiary z zastosowaniem termoelementów. Montaż termoelementów możliwy jest wyłącznie na podłożu tuż przed rozpoczęciem procesu. Jednakże przy pomiarach temperatury podłoża, z uwagi na dość szybką akumulację ciepła w podłożu oraz zmieniającą się geometrią modeli, utrudniona może być dokładna analiza cykli cieplnych wytwarzania kolejnych warstw. Do pomiarów temperatury wykorzystano metodę bezstykową za pomocą termografii.

10.7.1.1. Geometria modelu

Symulację numeryczną procesu wytwarzania WAAM wykonano w programie Simufact Welding. Zastosowano analizę sprzężoną termomechaniczną z uwzględnieniem nieliniowych funkcji właściwości materiałowych oraz w zakresie sprężysto-plastycznego zachowania się materiału. Wykonany model widoczny na rys.10.57 jest uproszczeniem rzeczywistego układu widocznego na rys. 10.56. W zbudowanym modelu przyjęto następujące założenia upraszczające:

- Podstawa przyrządu w modelu reprezentowana jest poprzez płytę stanowiącą środek ceownika. Półki ceownika zastąpiono węzłami z odebranymi wszystkimi stopniami swobody.
- Mechanizm dźwigniowy docisku uproszczono do modelu fragmentu stopy docisku, poruszającej się wyłącznie w osi Z. W rzeczywistości stopa poruszała się po łuku.
- Falisty model napoiny zastąpiono prostopadłością o grubości równej średniej grubości modelu rzeczywistego.
- Połączenia gwintowe śrub dociskowych oraz kątownika zastąpiono połączeniem nierozłącznym, uniemożliwiającym względny ruch powierzchni styku śruby (reprezentowanej przez walec) i kątownika.
- Kątownik i podstawa uchwytu nie są ze sobą połączone. W rzeczywistym modelu elementy te połączone są spoiną. Oddzielenie tych elementów w modelu umożliwia zadanie wstępnego docisku.

Zastosowane uproszczenia umożliwiły zadanie warunków brzegowych w modelu oraz ukierunkowanie większości zasobów obliczeniowych na analizę napoiny i jej bezpośredniego otoczenia.

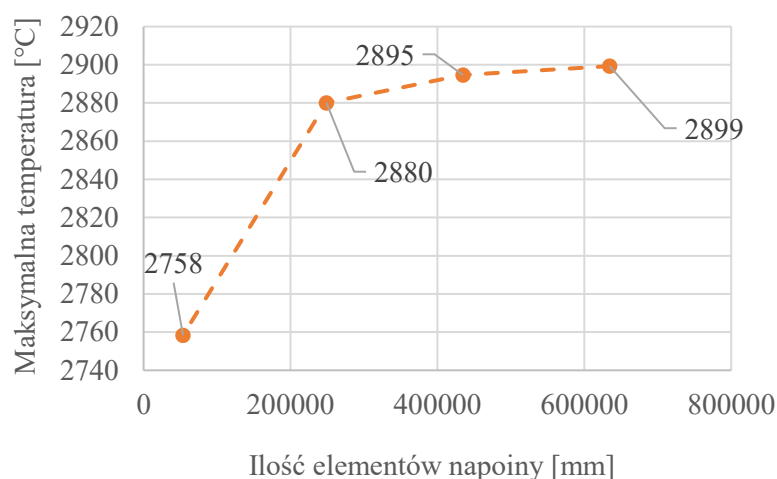


Rys.10.57 Uproszczony model procesu wytwarzania WAAM w programie Simufact Welding

10.7.1.2. Siatka elementów skończonych

W modelowaniu MES procesu WAAM zastosowano siatkę elementów skończonych opartą na ośmiowęzłowych heksaedrycznych elementach sześciennych, które w porównaniu do elementów tetraedycznych zapewniają lepszą dokładność oraz stabilność obliczeniową [208], a regularne kształty modelu umożliwią wygenerowanie niezdeformowanej siatki. Dla poszczególnych elementów modelu zastosowano elementy heksaedryczne o następujących parametrach:

- Napoina – elementy o rozmiarze 0,42 mm, najmniejsze z zastosowanych elementów, które zapewniają największą (w ramach modelu) przestrzenną rozdzielczość wyników, co jest istotne ze względu na spodziewane najwyższe gradienty temperatury oraz naprężeń. Ich dobór przeprowadzono na podstawie analizy wrażliwości siatki dla modelu termicznego (rys. 10.58).
- Płyta podłoża – elementy o rozmiarze 1 mm, zapewniające dość dobrą rozdzielczość wyników, szczególnie istotną dla obszaru kontaktu napoiny z podłożem.
- Podstawa uchwyty – elementy o rozmiarze 2 mm, zapewniające niskie wykorzystanie zasobów sprzętowych, a niewielkie spodziewane gradienty temperatury i naprężeń pomiędzy płytą podłoża a modelem ceownika nieuzasadnioną konieczności zagęszczenia siatki. Osiatkowanie tego elementu zostało wykonane głównie na potrzeby uwzględnienia warunków wymiany ciepła na granicy płyta-podłoże.



Rys. 10.58 Wpływ ilości elementów na maksymalną temperaturę procesu

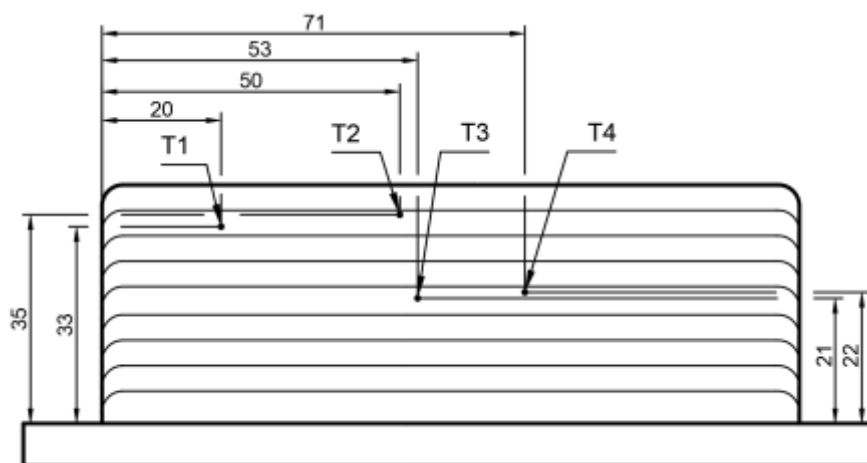
10.7.1.3. Kalibracja kamery termowizyjnej

Pomiary temperatury w procesie WAAM realizowano za pomocą kamery termowizyjnej Optris Pi400i przez cały proces wykonywania napoiny. Pole obserwacji kamery dobrano tak aby widoczna była cała napoina, ale pod warunkiem zachowania minimalnej odległości obiektywu kamery od mierzonego obiektu co zapewnia odpowiednią ostrość obrazu.

Napoiny ze stali nierdzewnej wykonane metodą WAAM-CMT w osłonie gazowej Ar+2%O₂ charakteryzują się znacznym stopniem utlenienia powierzchni, który bezpośrednio wpływa na jej zdolność do emisji promieniowania. Do wyznaczenia współczynnika emisyjności napoiny wykorzystano dane pomiarowe z termopar. W przypadku termopar dokładność pomiaru zależy m.in. od jakości powierzchni kontaktu spoiny pomiarowej z mierzoną powierzchnią. Odpowiedni kontakt zapewniono przez zgrzanie termopar do mierzonej powierzchni. Procedura wyznaczenia współczynnika emisyjności dla powierzchni napoin wytworzonej WAAM była następująca:

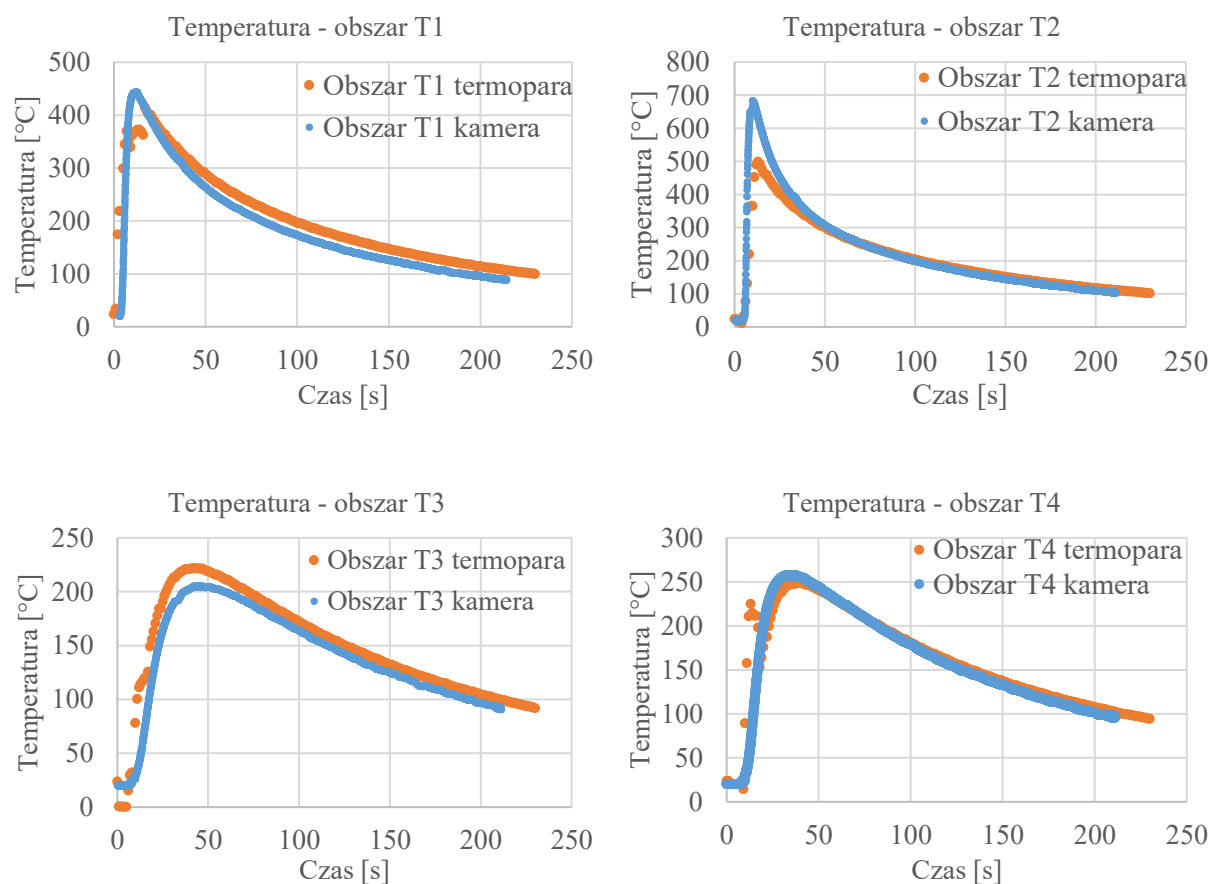
1. Wykonanie napoiny z zachowaniem docelowych parametrów procesu o wysokości, która umożliwi swobodny montaż termopar na powierzchni próbki.
2. Przygrzanie termopar do powierzchni próbki. Wykorzystano cztery termopary typu K, montując je w miejscach T1-T4 zgodnie z schematem pokazanym na rys. 10.59.
3. Wykonanie na górnej powierzchni napoiny (wytworzonej jak w punkcie 1), 4 kolejnych warstw w celu wprowadzenia ciepła do napoiny, z jednoczesną rejestracją temperatury za pomocą kamery termowizyjnej oraz przy użyciu termopar.
4. Zlokalizowanie na obrazie termowizyjnym położenia spoin pomiarowych termopar oraz wyznaczenie i zestawienie przebiegów zmian temperatury w funkcji czasu uzyskanych z kamery i termopar z 4 obszarów powierzchni napoiny.

5. Dobór współczynnika emisyjności materiału, przy którym uzyskuje się zbieżność zarejestrowanych przebiegów temperatury.



Rys. 10.59 Schemat rozmieszczenia termopar T1 – T4 na próbce M1

Wartość współczynnika emisyjności została wyznaczona na poziomie $\varepsilon = 0,83$. Cykle cieplne dla wyznaczonego współczynnika emisyjności dla największej zbieżności wyników pomiaru z wykorzystaniem kamery termowizyjnej oraz termopar przedstawiono na rys.10.60.



Rys.10.60 Przebiegi temperatury w funkcji czasu zastosowane do kalibracji współczynnika emisyjności materiału

Przeprowadzone pomiary pokazały, że nie uzyskano pełnej zgodności przebiegów cykli temperaturowych uzyskanych przez kamerę termowizyjną oraz termopary. Mogło to wynikać z różnego stanu powierzchni napoiny. Większość obszaru napoiny pokryta była tlenkami, jednak na jej powierzchni występują obszary wolne od powłoki tlenkowej, których emisyjność jest niższa. Ponadto, proces przygrzewania termopar prowadzi do usunięcia tlenków (lokalnie w pobliżu zgrzeiny), co również ma wpływ na wyniki pomiaru za pomocą kamery termowizyjnej.

10.7.1.4. Warunki początkowe i brzegowe oraz właściwości materiałowe

Utworzono przybliżony model geometryczny MES układu rzeczywistego napawania WAAM w oprogramowaniu Simufact Welding. Na podstawie kilkudziesięciu prób symulacji MES oraz wyników z pomiarów temperatury kamerą termowizyjną przyjęto następujące parametry modelu fizycznego definiujące przepływ ciepła w modelu:

- Współczynnik radiacji (emisyjności) $\varepsilon_r = 0,85$.
- Współczynnik konwekcji $\alpha_k = 10-20 \frac{W}{m^2 \cdot K}$
- Kontaktowy współczynnik przewodności cieplnej $\lambda = 300 \frac{W}{m^2 \cdot K}$

Właściwości cieplne użytych materiałów (przewodność cieplna, ciepło właściwe, gęstość) w funkcji temperatury przyjęto do obliczeń (stal 316 L) z biblioteki programu Simufact Welding. Temperaturę początkową modelu ustalono na poziomie 20°C.

Dodatkowe warunki brzegowe: możliwość ruchu układu płyty bazowej i napoiny ogranicza podłoże (podstawa przyrządu), od lewej strony (rys.10.57) odkształcalne modele śrub dociskowych, od prawej strony - odkształcalny model stopki docisku z możliwością ruchu.

10.7.1.5. Model źródła ciepła

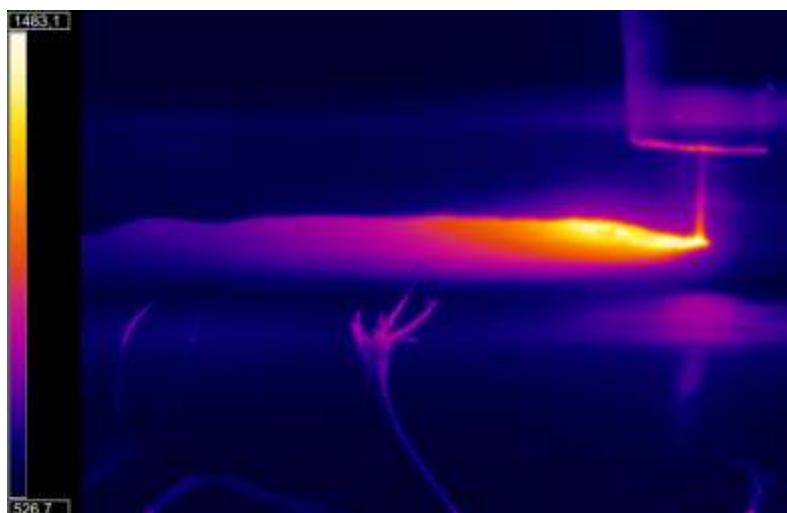
W procesach spawania i napawania łukowego najczęściej wykorzystuje się model źródła ciepła opisany jako model podwójnie elipsoidalny Goldaka [82]. Geometrie modelu oraz opisujące ją parametry przedstawiono w rozdziale 4.

Model źródła ciepła Goldaka w programie Simufact Welding jest zaimplementowany w sposób domyślny. Należy jedynie wprowadzić parametry geometryczne modelu oraz tzw. współczynnik Gaussa, który opisuje dystrybucję ciepła na powierzchni modelu. W zbudowanym modelu parametry geometryczne a i b wyznaczono na podstawie pomiarów wykonanych w przekrojach poprzecznych napoin wytworzonych przy docelowych parametrach procesu. Parametry C_f i C_r uzyskano z pomiarów wykonanych bezpośrednio na obrazie termowizyjnym procesu napawania WAAM (rys.10.61). W tabeli 10.27 zamieszczono

parametry modelu Goldaka wyznaczone dla zastosowanych zestawów parametrów technologicznych w próbach eksperymentalnych.

Tabela 10.27 Parametry źródła ciepła dla modelu Goldaka

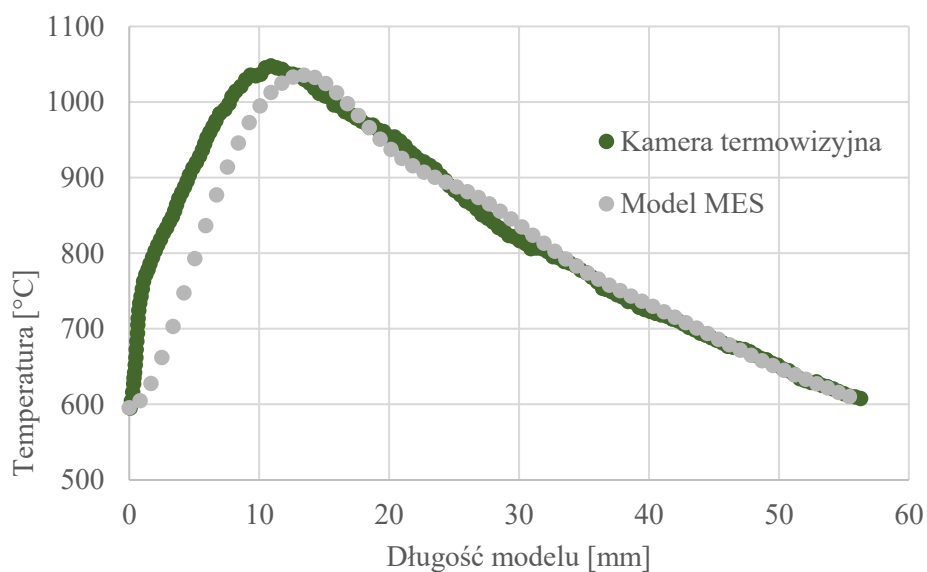
Symbol próbki	Cr [mm]	Cf [mm]	a [mm]	b [mm]
M1	16,24	0,75	2,03	2,8



Rys.10.61 Przykład obrazu, na podstawie którego wykonywano pomiary w celu określenia wartości parametrów C_f i C_r

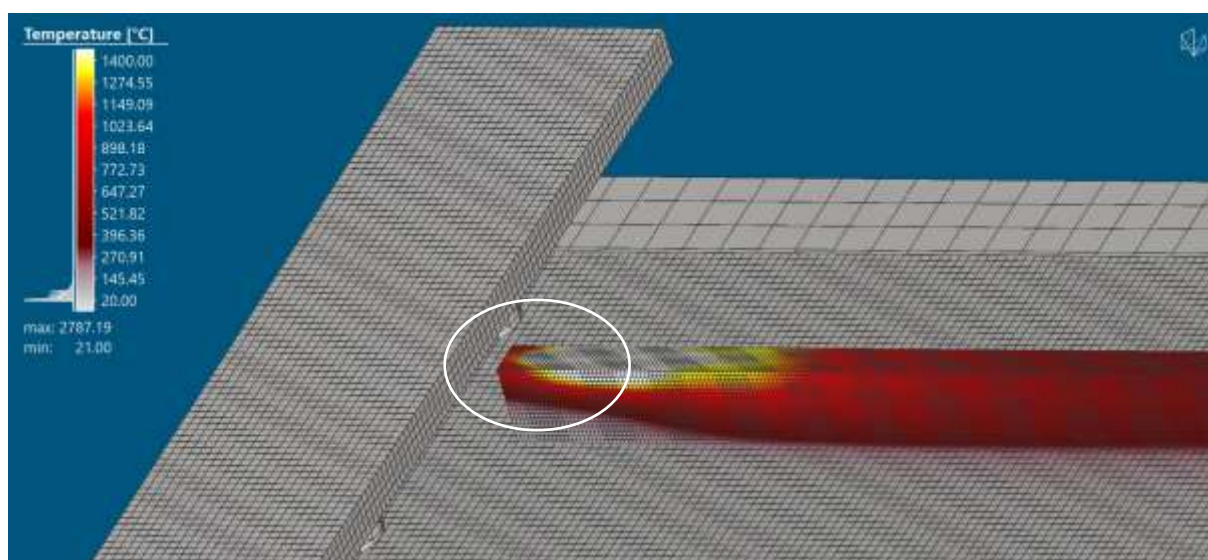
10.7.1.6. Kalibracja źródła ciepła

Dla modelu Goldaka wykonano kalibrację polegającą na doborze współczynnika sprawności procesu, sterującego ilością ciepła wprowadzonego do materiału. Kalibrację wykonano metodą iteracyjną aż do osiągnięcia zbieżności krzywych z pomiarów kamerą termowizyjną i wyznaczonych w modelu MES. Krzywą kalibracyjną dla współczynnika sprawności $\eta = 0,85$ przedstawiono na rys. 10.62.



Rys. 10.62 Krzywe kalibracyjne dla modelu źródła ciepła

Krzywe przedstawiają rozkład temperatury po czasie 1,55 s od zgaśnięcia łuku elektrycznego na odcinku około 60 mm, na wysokości ok. 3 milimetrów od górnej krawędzi modelu. Długość odcinka, z którego otrzymano krzywe wynika z obszaru obrazowania kamery termowizyjnej. Profile temperaturowe wyznaczone z eksperymentu oraz z modelowania MES wykazują dużą zgodność zarówno pod względem ilościowym jak jakościowym. Otrzymano zbliżone wartości temperatury maksymalnej w modelu oraz podobne nachylenie krzywych obrazujące prędkości nagrzewania i chłodzenia. Odcinek pomiarowy przy zastosowanej prędkości ruchu źródła ciepła przedstawia zmiany temperatury jakie wystąpiły w modelu w czasie około 9 sekund. Widoczne przesunięcie pomiędzy krzywymi może wynikać z kroku obliczeniowego MES i odwzorowania oddziaływania źródła ciepła w MES, które „nie dogrzewa” krawędzi modelu, co widoczne jest na zaznaczonym obszarze na rys. 10.63.



Rys. 10.63 Ostatni krok obliczeniowy napawania WAAM dla warstwy 4

Zbudowany model napawania WAAM w części termicznej analizy numerycznej dość dobrze przybliża układ rzeczywisty w zakresie zmiany temperatury w czasie oraz przepływu ciepła przez materiał. Występujące różnice mogą być wynikiem przyjętego kroku obliczeniowego oraz uproszczeń w modelu numerycznym w stosunku do modelu rzeczywistego. Model ten jest podstawą do kolejnego etapu symulacji numerycznej w postaci analizy termomechanicznej mającej na celu wyznaczenie odkształceń i naprężeń wywołanych na skutek wielokrotnych cykli cieplnych w procesie napawania WAAM., ale także odkształcenia i naprężenia spowodowane cyklem ciepła spawania.

Otrzymane dane z modelowania pola temperatury w procesie napawania WAAM zostały wprowadzone do modelu mechanicznego jako warunki początkowe i brzegowe w celu przeprowadzenia symulacji przemieszczeń, odkształceń i naprężeń w modelu w trakcie i po

procesie napawania. Model mechaniczny jest identyczny z modelem cieplnym pod względem geometrycznym oraz siatki elementów skończonych. Obliczenia przeprowadzono przyjmując sprężysto-plastyczne zachowanie materiałów, a ich właściwości mechaniczne (dla stali 316L) w funkcji temperatury przyjęto z biblioteki programu Simufact Welding. Jako główną zmienną w procesie przyjęto grubość zastosowanej płyty podłoża, która modyfikuje warunki odprowadzania ciepła oraz wpływa na utwierdzenie układu, potencjalnie modyfikując rozkład naprężeń własnych i odkształceń [209].

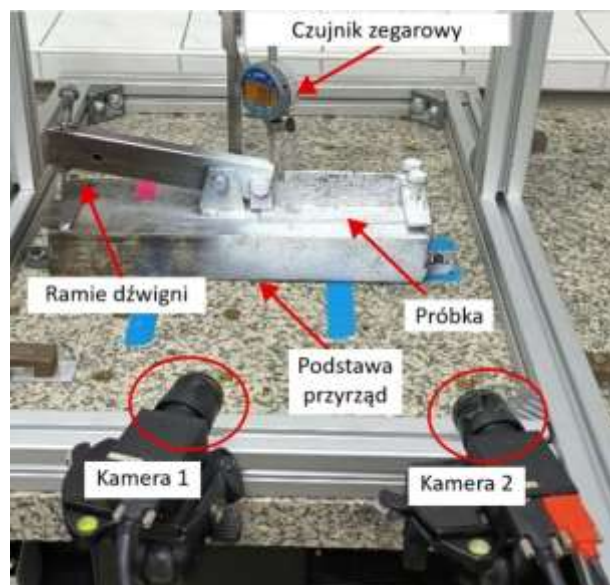
W wyniki przeprowadzonego modelowania numerycznego otrzymano rozkłady przemieszczeń, odkształceń i naprężeń w czasie całego procesu napawania oraz po jego zakończeniu, aż do uzyskania przez cały model temperatury otoczenia (20°C).

10.7.2. Pomiar przemieszczeń metodą CKO

Badaniom poddano próbki wykonane na płytach podłoża o grubości 4, 8 i 12mm, stosując parametry procesu jak dla próbki M1 (tabela 10.8). Wyznaczone z pomiarów CKO przemieszczenia (ugięcia układu) wykorzystano do walidacji zbudowanego modelu MES.

W celu wyznaczenia przemieszczeń w wytworzonych próbkach zastosowano optyczną metodę Cyfrowej Korelacji Obrazu (CKO). Na rys. 10.64 przedstawiono zdjęcie stanowiska pomiarowego do badań metodą CKO z próbką umieszczoną w przyrządzie. Do pomiarów CKO zastosowano układ pomiarowy składający się z dwóch kamer, umożliwiający pomiar przemieszczeń i odkształceń w przestrzeni trójwymiarowej, który w porównaniu do układu z jedną kamerą eliminuje problem błędów pomiaru wynikających ze zmian perspektywy, powstałych w wyniku przemieszczenia się próbki względem płaszczyzny pomiarowej.

Powierzchnię próbki przeznaczoną do pomiarów CKO pokryto białą farbą, na którą po jej wyschnięciu naniesiono nieregularny, kontrastujący z podłożem wzór w postaci czarnych punktów. Algorytmy zastosowane w metodzie CKO identyfikują położenie punktów poprzez ich niepowtarzalne otoczenie. Nałożony na próbkę wzór zapewnia możliwość odczytu współrzędnych dla punktów także w sytuacji ich przemieszczenia spowodowanego np. odkształceniem materiału. Znając nowe współrzędne punktów po przemieszczeniu z pozycji referencyjnej możliwe jest obliczenie przemieszczeń i na ich podstawie odkształceń w materiale.



Rys. 10.64 Stanowisko pomiarowe metodą CKO – Cyfrowej Korelacji Obrazu

Procedura pomiaru przemieszczeń

Przed rozpoczęciem napawania WAAM płyta podłoża została dociśnięta do podstawy przyrządu przy pomocy śrub dociskowych i śruby ramienia. Siła docisku, już na etapie poprzedzającym napawanie, musi być wystarczająco duża, aby równoważyć siły wywierane przez naprężenia powstające w napoinie.

W procesie napawania WAAM po utworzeniu kolejnej warstwy dochodzi do jej skurczu. W sytuacji gdy próbka znajduje się w przyrządzie z dociskiem ograniczającym ruch, skurczowi temu będą towarzyszyć narastające naprężenia wywołane zahamowaniem odkształceń w materiale. Powstające siły i momenty gnące prowadzić będą do deformacji próbki, której efektem będzie podniesienie krawędzi płyty podłoża. Podczas zwalniania docisku, poprzez odkręcanie śruby ramienia, maleje docisk wywierany przez stopkę ramienia na jeden z brzegów płyty podłoża. Malejący docisk nie jest w stanie zrównoważyć sił pochodzących od naprężeń, a w układzie płyty podłoża i napoiny powstanie nowy stan odkształceń i przemieszczeń. W trakcie tego procesu mierzono wartości przemieszczenia za pomocą czujnika zegarowego, którego końcówka pomiarowa dotykała powierzchni płyty bazowej tuż przy stopce dźwigni umożliwiając quasi-punkowy pomiar przemieszczenia w kierunku pionowym. Do pomiaru przemieszczeń w pełnym polu zastosowano metodę CKO. Pomiar wykonywano do chwili gdy wskazania czujnika zegarowego nie ulegały zmianie przy dalszym zmniejszaniu docisku. W ten sposób uwolnione zostały wszystkie zakumulowane w tym obszarze odkształcenia i naprężenia sprężyste. O wielkości wyznaczonych odkształceń decyduje także sztywność płyty podłoża. Im grubsza jest płyta podłoża tym bardziej ogranicza ona odkształcenia i przemieszczenia rozwijające się napoinie, tym samym wpływa na rozkład naprężeń

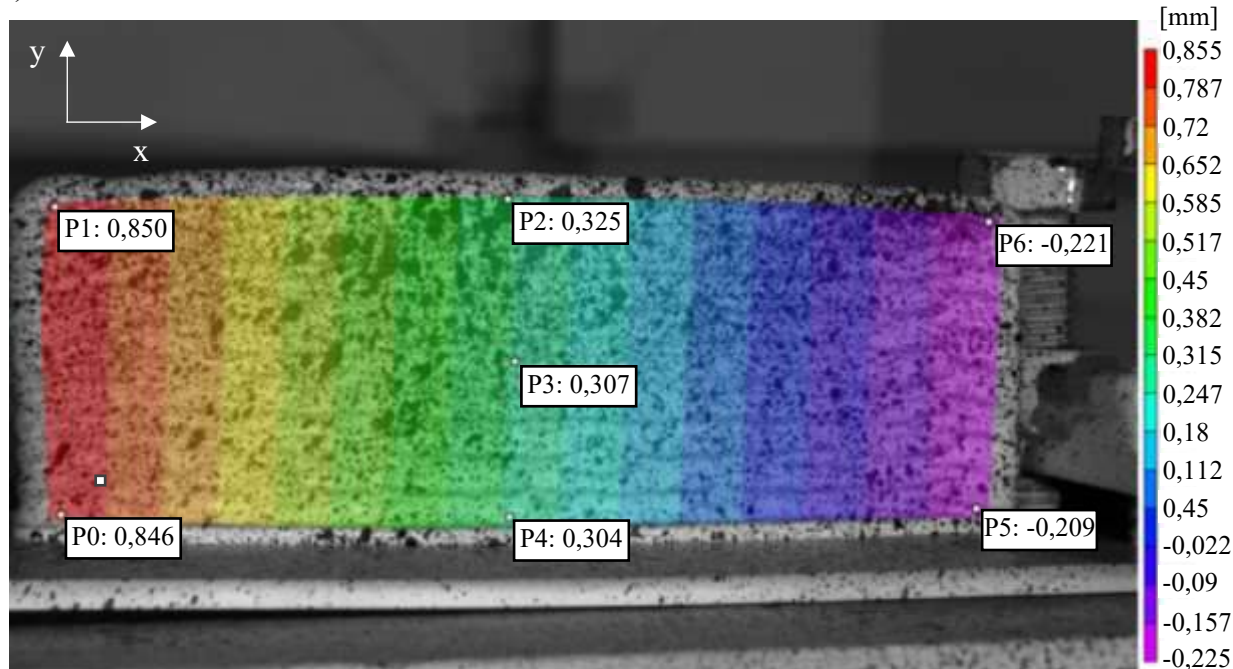
w układzie płyta – napoina. Należy pamiętać, że płyta podłoża, w zależności od projektu wytwarzanej części, może wymagać usunięcia, co z kolei może ponownie zmienić rozkład naprężeń i odkształceń w samej napoinie.

Zaplanowane i przeprowadzone pomiary metodą CKO w próbkach napawanych WAAM miały oprócz opracowania metodyki pomiaru przemieszczeń i odkształceń w napawanych ścianach także ocenę wpływu grubości płyty podłoża na rozkład i wielkość naprężeń własnych oraz weryfikację zbudowanego modelu numerycznego do analizy pola temperatury i pola naprężeń w napawanych WAAM elementach cienkościennych.

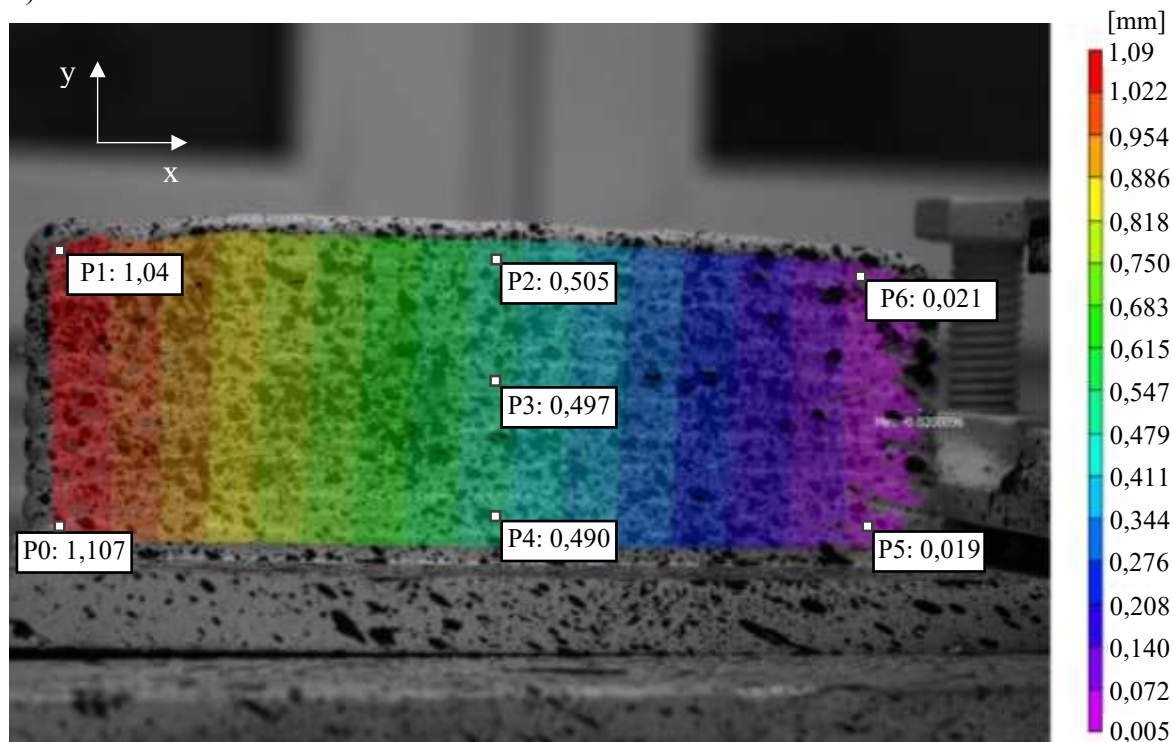
Wyniki pomiarów

Przeprowadzono pomiary sprężystej odpowiedzi układu napoiny (z drutu ER316LSi) i płyty podłoża (z stali 304L) na zwolnienie docisku. Za wielkość będącą podstawą porównania reakcji układu na usunięcie docisku przyjęto przemieszczenia w osi prostopadłej do powierzchni płyty podłoża napoiny (oś Y na rys. 10.65). Wyniki pomiarów w postaci map przemieszczeń po uwolnieniu naprężeń sprężystych zamieszczono na rys. 10.65. Dla analizowanych geometrii obliczono także wielkości geometryczne opisujące przekroje analizowanych modeli WAAM. Wyniki zamieszczono w tabeli 10.28.

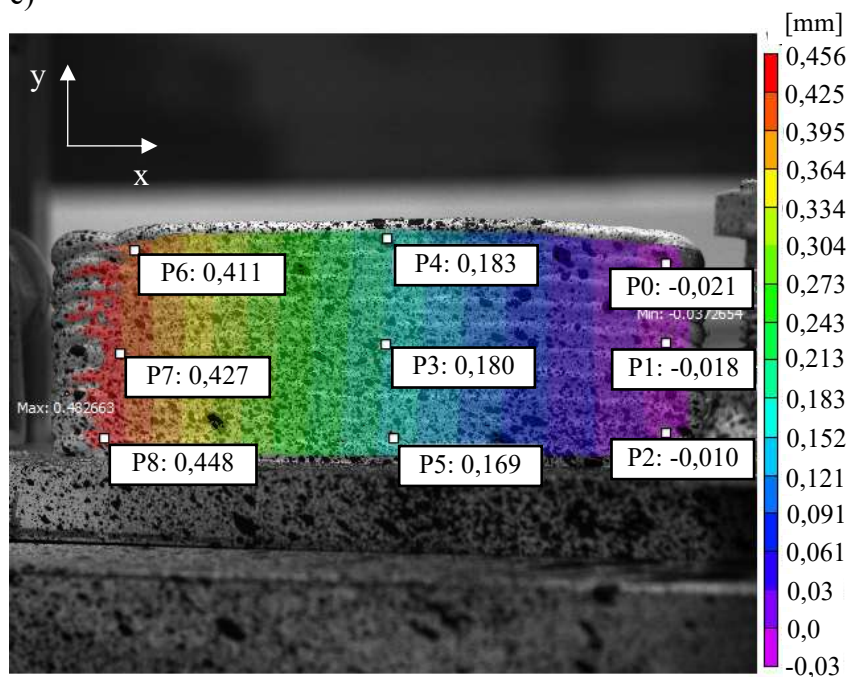
a)



b)



c)



Rys. 10.65 Rozkład przemieszczeń w osi Y na powierzchni napoiny WAAM, wykonanej na podłożu o grubości: a) 4mm b) 8mm i c) 12mm

Dla napoiny próbki wytworzonej na płycie o grubości 4 mm zaobserwowano rozkład przemieszczeń w postaci pasm z minimum w prawym brzegu napoiny, czyli miejscu najbliższemu dociskowi śrubowemu. Maksymalne przemieszczenia wyniosły ok. 0,85 mm, a minimalne -0,22mm. Dla napoiny na płycie o grubości 8 mm zaobserwowano analogiczny rozkład przemieszczeń, jednak obszar z ujemnymi wartościami praktycznie nie występuje.

Maksymalne przemieszczenia osiągnęły ok. 1,1 mm, a minimalne -0,02 mm. Na układzie napoiny i płyty 12mm maksymalna wartość przemieszczenia wyniosła 0,48mm.

Moment bezwładności przekrojów napoin rośnie wraz z grubością płyty. Oznacza to, że odkształcenia, które powstają w próbce na płycie o grubości 4 mm powinny być największe. Cieńsza płyta podłoża jest znacznie bardziej podatna na odkształcenia. Niewielka sztywność podłoża spowodowała znaczące odkształcenia mimo aktywnego docisku. Część naprężeń uległa redystrybucji w trakcie procesu na skutek wystąpienia odkształceń plastycznych, stąd niższe obserwowane wartości przemieszczeń po zwolnieniu docisku. Ponadto deformacje podłoża spowodowały zmianę warunków kontaktu płyty z powierzchnią przyrządu i potencjalnie zmiany w transporcie ciepła w procesie napawania. Osobliwym dla pomiaru CKO dla próbki na płycie o grubości 4 mm jest pojawiający się obszar zerowych przemieszczeń wysunięty w stronę środka modelu, co w efekcie może wywoływać mniejsze przemieszczenia po lewej stronie części modelu. Na zdjęciach układu napoin na płycie o grubości 8 i 12 mm (rys. 10.65 b,c) nie zaobserwowano znacznych deformacji podłoża. Niższe maksymalne przemieszczenia dla napoiny z podłożem o grubości 12 mm, w porównaniu do płyty 8 mm znajdują uzasadnienie w wyższej wartości momentu bezwładności. Przemieszczenie (ugięcie) płyty o grubości 12mm jest mniejsze o ok. 54% przy 27% wzroście momentu bezwładności. Nieproporcjonalna różnica ugięcia i momentu bezwładności może wynikać z przesunięcia środka ciężkości układu (i powiązanej z nią osi obojętnej) w stronę płyty podłoża.

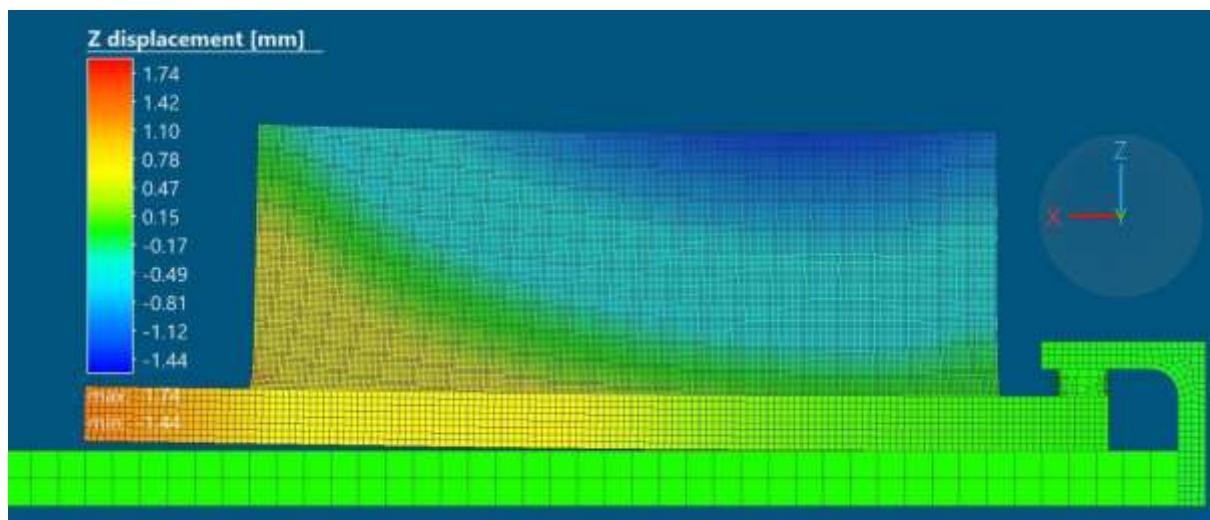
Tabela 10.28 Parametry geometryczne przekrojów modeli WAAM na płytach o grubości 4, 8 i 12 mm

Grubość płyty podłoża [mm]	Środek ciężkości przekroju, współrzędna Y [mm]	Środek ciężkości względem górnej powierzchni płyty [mm]	Moment bezwładności I [mm ⁴]
4	10,77	6,77	67692,0
8	9,98	1,98	92455,0
12	10,71	-1,29	117787,0

10.7.3. Walidacja modelu MES

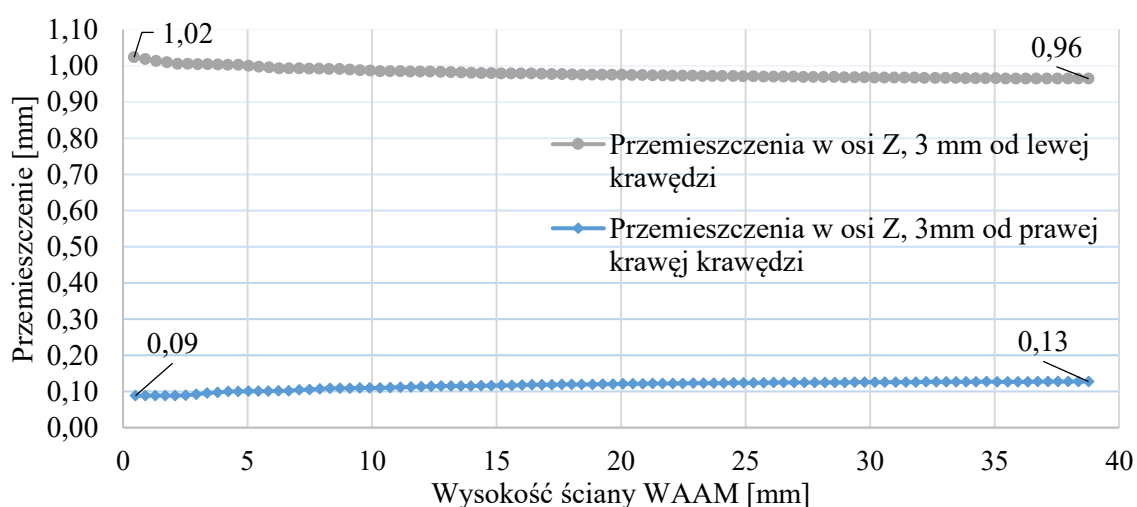
Na rys. 10.66 przedstawiono mapę przemieszczeń w osi Z w modelu MES próbki napawanej WAAM (oś Z odpowiada osi Y z CKO) po usunięciu docisku. W porównaniu do mapy przemieszczeń uzyskanej w pomiarach CKO (rys. 10.65) przedstawiony rozkład ma zupełnie inny charakter i wprost nie może zostać użyty do porównania. Różnica ta wynika z innych stanów początkowych, dla których w metodzie CKO i w analizie MES wyznaczano przemieszczenia. W metodzie CKO stan początkowy oznacza stan zerowych przemieszczeń. Natomiast model MES uwzględnia zmiany rozmiarów elementów skończonych poddanych

cyklowi nagrzewania i chłodzenia od pierwszych warstw modelu, wskutek czego obiekt ulega deformacji (plastycznej), a więc i przemieszczeniu poszczególnych węzłów siatki modelu. Zmiany te kumulują się w czasie symulacji, a stan z danego kroku obliczeniowego porównuje do zadanej geometrii wejściowej.



Rys. 10.66 Przemieszczenie węzłów modelu MES w osi Z - stan z nieaktywnym dociskiem

W celu porównania wyników z modelu MES z wynikami z pomiaru CKO, z modelu MES pozyskano dane dla kroków obliczeniowych z aktywnym (stan odniesienia) i nieaktywnym dociskiem, umożliwiające utworzenie wykresów przedstawiających względne zmiany położenia węzłów wzdłuż osi Z. Dane pobrano z elementów na powierzchni, oddalonych o około 3 mm od lewej i prawej krawędzi modelu. Przykład wykresu przemieszczeń punktów modelu MES próbki na płycie o grubości 8 mm wzdłuż osi Z przedstawiono na rys. 10.67. Wartości maksymalne przemieszczenia dla pozostałych wariantów modeli zamieszczono w tabeli 10.29.



Rys. 10.67 Względne przemieszczenie całkowite węzłów modelu MES pomiędzy stanem z aktywnym dociskiem, a wyłączonym dociskiem

Na rys. 10.67 zaobserwowano, że przemieszczenie wzdłuż wysokości ściany zmienia się w sposób quasiliniowy, co odpowiada pasmom widocznym na mapach wyznaczonych z systemu CKO. Jak wykazano w tabeli 10.29 wartości przemieszczeń dla metody CKO i z analizy MES są zbliżone, a różnica na poziomie 0,08 mm wskazuje, że model MES dość dobrze przybliży sprężystą odpowiedź rzeczywistego układu. Analogicznie, porównując wyniki z modelu MES i pomiaru metodą CKO dla próbki na płycie o grubości 4 mm, różnica pomiędzy pomiarem a modelem wyniosła 0,09 mm. Największą różnicę wynoszącą ok. 0,25 mm, pomiędzy modelem MES a pomiarem CKO zaobserwowano w wynikach dla modelu na płycie o grubości 12 mm. Wzrost grubości podłoża z 8 do 12 mm dla modelu MES spowodował spadek ugięcia o 28%. Wartość ta jest proporcjonalna do wzrostu momentu bezwładności spowodowanego zwiększeniem grubości płyty.

Tabela 10.29 Przemieszczenia w kierunku prostopadłym po powierzchni płyty podłoża dla pomiaru CKO i modelu MES

Przemieszczenie maksymalne [mm]	Podłoże o grubości		
	4 mm	8 mm	12 mm
Pomiar CKO	0,85	1,10	0,48
Model MES	0,94	1,02	0,73

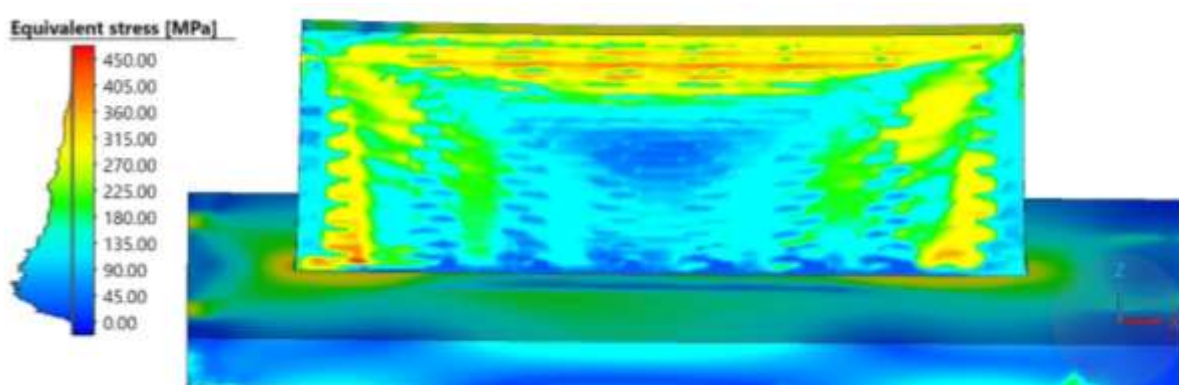
Zastosowanie na podłoże o mniejszej grubości zmniejsza moment bezwładności co wyraźnie zwiększa podatność układu na odkształcenia sprężyste. Znacząca różnica w położeniu środka ciężkości przekroju poprzecznego dla różnej grubości płyty podłoża, może sugerować wystąpienie innego rozkładu naprężeń w materiale.

10.7.4. Ewolucja naprężeń w trakcie procesu napawania WAAM

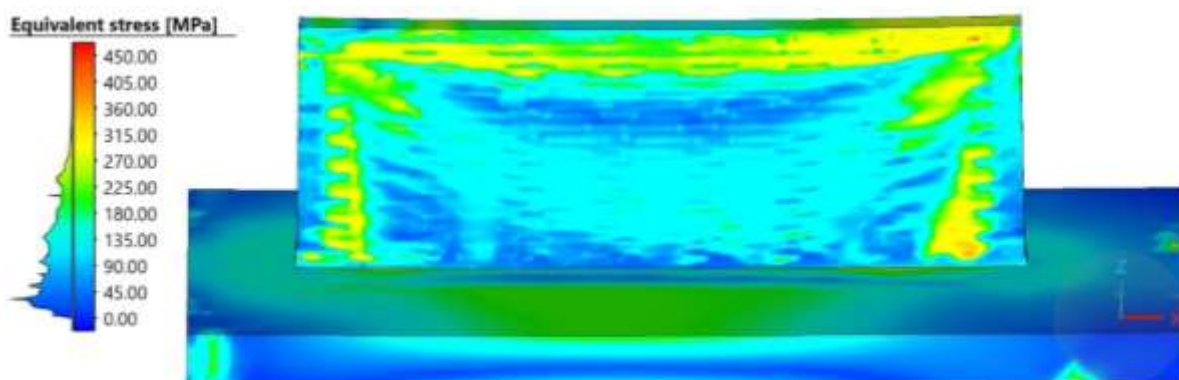
Wyniki obliczeń MES uzyskane za pomocą oprogramowania Simufact Welding poddano analizie ukierunkowanej na zbadanie ewolucji pola naprężeń, która następuje w trakcie procesu i jest wynikiem bezpośredniego nanoszenia warstw i towarzyszącemu mu skurczu materiału oraz oddziaływania cykli cieplnych procesu. Celem tej analizy było określenie wpływu ilości warstw na poziom i rozkład naprężeń w elemencie o geometrii prostej ściany, co może być istotne podczas projektowania elementów wytwarzanych metodą WAAM..

Na rys. 10.68 przedstawiono mapy naprężeń zredukowanych σ_{zred} w analizowanych modelach ścian. Rysunek (a) przedstawia mapę naprężeń układu dla aktywnego docisku gdzie w elemencie występują naprężenia własne. Rozkład naprężeń widoczny na rysunku b) jest efektem zwolnienia docisku, a tym samym uwolnienia naprężeń sprężystych. Rozkład naprężeń w obydwu przypadkach jest niemal identyczny, ale różnią się co do wartości samych naprężeń.

a)



b)



Rys. 10.68 Mapa naprężeń zredukowanych σ_{zred} w napoinie, parametrami jak dla próbki M1, płyta 8mm: a) docisk aktywny, b) docisk nie aktywny

Na mapie naprężeń zredukowanych na rys. 10.68b zaobserwowano, że największa koncentrację naprężeń występuje w obszarze tuż przy powierzchni oraz przy krawędziach bocznych ścian, najmniejsza zaś tuż przy płycie podłoża i nad środkowym obszarem napoiny. Naprężenia zredukowane dobrze odzwierciedlają całkowitą odpowiedź materiału jednak nie niosą one informacji co do charakteru/znaku naprężeń.

Do dokładnego wykazania różnic w rozkładzie i wartościach naprężeń w zależności od grubości płyty podłoża i ilości warstw wykonano wykresy 2D wzdłuż linii pomiarowej A-B jak przedstawiono na rys. 10.69a. Na rys. 10.69 - rys. 10.71 odpowiednio dla modelu z płytą o grubości 4mm, 8mm i 12mm przedstawiono rozkłady naprężeń wzdłuż linii pomiarowej A-B. Dla każdego przypadku na rysunku zamieszczono 4 serie danych, ukazujące stan naprężeń dla 5, 10, 15, 19 warstwy oraz serię danych przedstawiającą rozkład naprężeń po zwolnieniu docisku. Zielonym odcieniem wyróżniono zakres danych dotyczący płyty podłoża. Do porównania wykorzystano skalarną wartość w postaci naprężenia zredukowanego σ_{zred} oraz składową σ_x naprężenia normalnego w celu rozróżnienia znaku naprężeń.

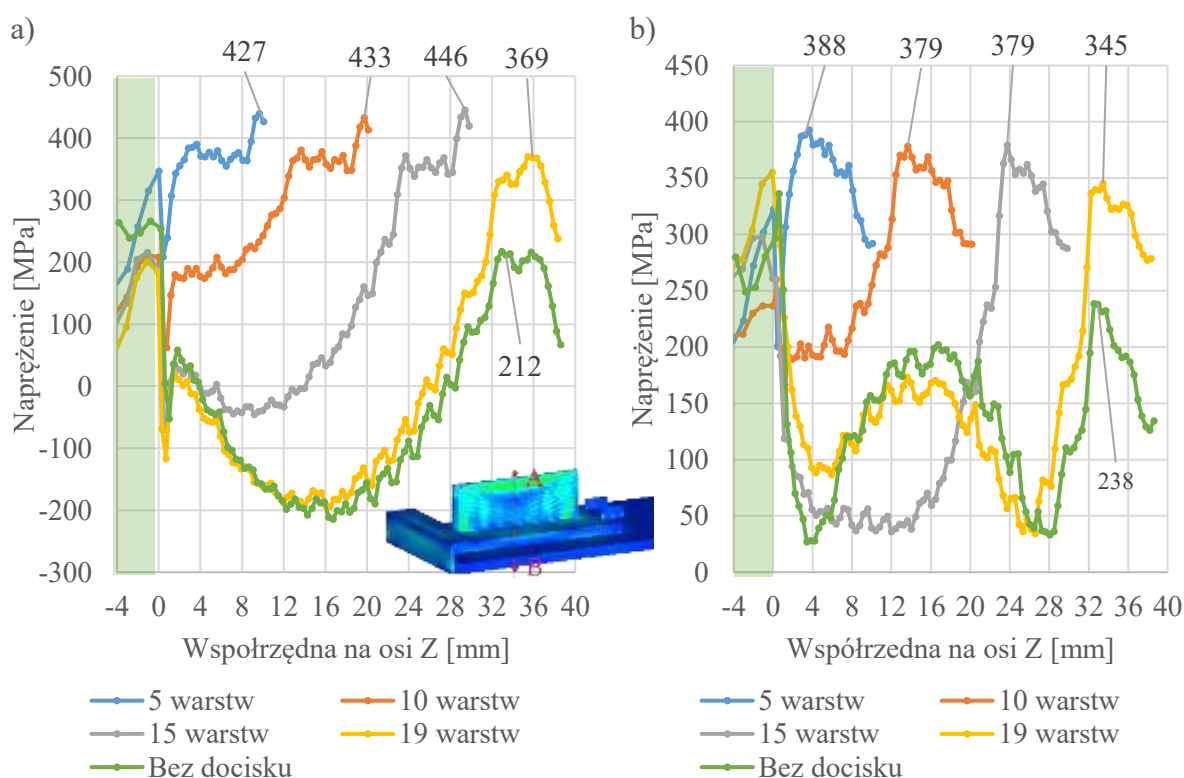
Na wykresach zaobserwowano, że składowa σ_x co do wartości przekracza wartość naprężenia zredukowanego. W programie Simufact Welding wartość naprężenia zredukowanego obliczana jest według hipotezy Hubera-Misesa, która bazuje na różnicach wartości składowych naprężeń według poniższego wzoru (21):

$$\sigma_{zred} = \sqrt{\frac{1}{2}[(\sigma_x - \sigma_y)^2 + (\sigma_y - \sigma_z)^2 + (\sigma_z - \sigma_x)^2 + 6(\tau_{xy}^2 + \tau_{yz}^2 + \tau_{zx}^2)]} \quad (21)$$

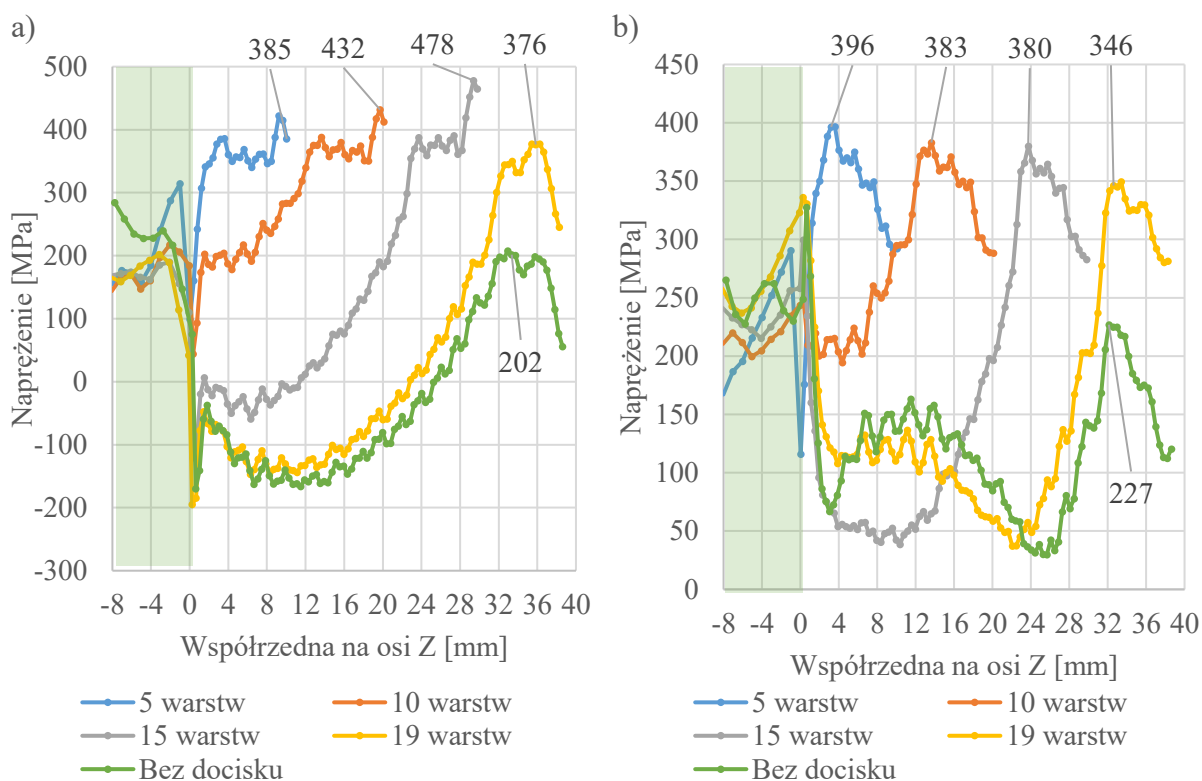
Taki rozkład wartości jest możliwy w układach quasi-jednoosiowych, którym w tym przypadku jest cienkościenna napoina.

Inne istotne składowe naprężenia to składowa σ_z naprężenia normalnego, oraz naprężenie styczne τ_{xy} . Wartości pozostałych składowych oscylują wokół 0 MPa.

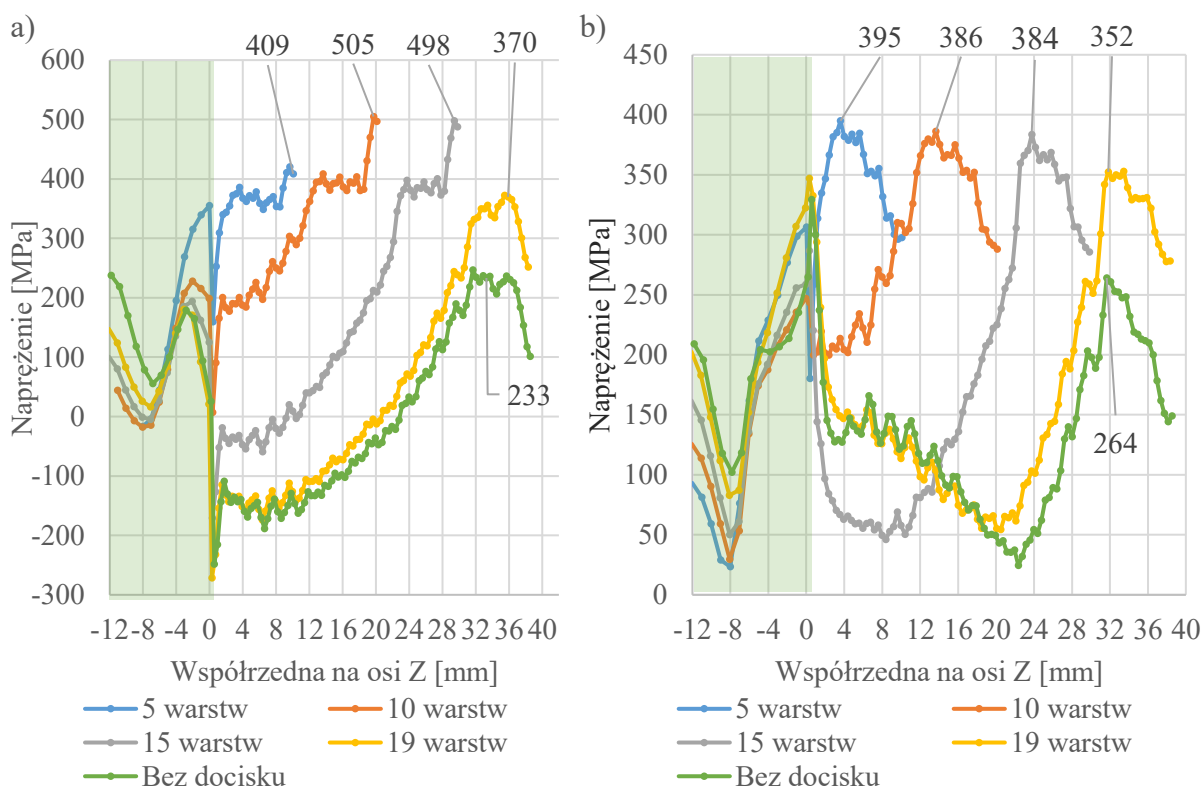
Zarówno dla naprężenia zredukowanego σ_{zred} jak i dla składowej normalnej σ_x im większa ilość wykonanych warstw tym lokalnie możliwe są niższe wartości naprężeń. Przykładowo, dla napoiny na płycie o grubości 4 mm, minimalne naprężenia zredukowane dla 5 warstw (292 MPa) występują tuż przy powierzchni, dla 10 warstw (123MPa) przy podłożu, dla 15 warstw (20MPa) na 20 mm (8 warstwa), dla 19 warstw (30MPa) na 32mm (14 warstwa).



Rys. 10.69 Ewolucja naprężeń wzdłuż linii pomiarowej A-B dla próbki na płycie o grubości 4mm, a) naprężenie normalne σ_x , b) naprężenia zredukowane σ_{zred}



Rys. 10.70 Ewolucja naprężeń wzdłuż linii pomiarowej A-B dla próbki na płycie o grubości 8 mm, a) napężenie normalne σ_x , b) naprężenia zredukowane σ_{zred}



Rys. 10.71 Ewolucja naprężeń wzdłuż linii pomiarowej A-B dla próbki na płycie o grubości 12mm, a) napężenie normalne σ_x , b) naprężenia zredukowane σ_{zred}

Na podstawie otrzymanych wyników dla modeli na płytach o różnej grubości, można dokonać następujących obserwacji:

a) płyta o grubości 4mm

- Po przekroczeniu granicy podłoża naprężenia zredukowane σ_{zred} jak i składowa σ_x rosną tym szybciej im mniejsza jest liczba warstw.
- Wraz ze wzrostem ilości warstw składowa σ_x osiąga bardziej ujemne wartości, a obszar naprężeń ściskających przesuwa się w górę próbki.
- Dla serii 15 i 19 warstwy pojawiają się lokalne minima (punkty siodłowe).
- Maksymalne naprężenia zredukowane wykazują niewielką tendencję spadkową wraz ze wzrostem ilości warstw.
- Najniższe naprężenia zredukowane σ_{zred} na najdłuższym odcinku wykazuje model z 15 warstwami. Od 14-15 warstwy w analizowanym miejscu modelu zaczynają rozwijać się naprężenia ściskające (σ_x).
- W środkowej części krzywej naprężeń zredukowanych σ_{zred} dla 19 warstwy następuje wzrost poziomu naprężeń spowodowany najprawdopodobniej wysokimi ujemnymi wartościami składowej σ_x .
- Dla 10 i mniejszej liczby warstw wzdłuż linii pomiarowej dominują naprężenia rozciągające.
- Minimalna wartość składowej σ_x wyniosła ok. -190 MPa dla serii 19 warstw.

b) płyta o grubości 8 mm

- dla 5 i 10 warstw krzywa naprężeń zredukowanych σ_{zred} i składowej σ_x mają podobny przebieg jak dla płyty 4mm.
- Seria 10 i 15 warstw w porównaniu do płyty o grubości 4 mm ma mniej wyraźne punkty siodłowe.
- Minimalne naprężenie σ_x wyniosło – ok. -130 MPa.
- Rozkład naprężeń zredukowanych σ_{zred} dla wszystkich serii jest podobny jak dla płyty o grubości 4 mm.

c) płyta o grubości 12 mm

- dla 5 i 10 warstw krzywa naprężeń zredukowanych σ_{zred} i składowej σ_x mają podobny przebieg jak dla płyty o grubości 4 i 8 mm.
- Składowa σ_x dla każdej serii wykazuje tendencję rosnącą.
- Minimalne naprężenie składowej σ_x wyniosło – ok. -150 MPa.

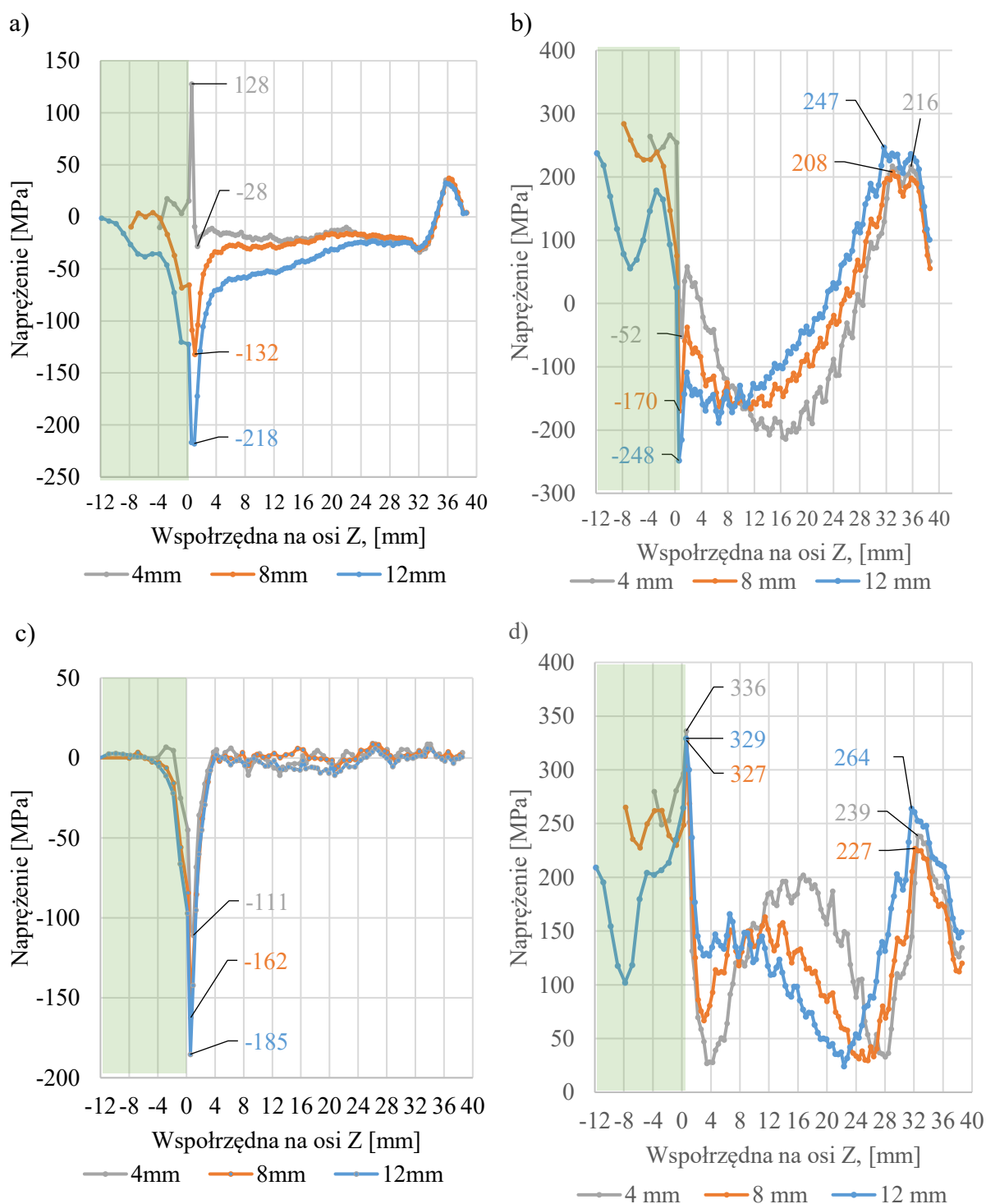
- W żadnej z analizowanych serii przebiegi naprężeń nie wykazują obszaru stabilizacji wartości naprężenia.
- Ze wzrostem liczby warstw rosną naprężenia w płycie podłoża, a także zmienia się ich rozkład.
- Podobnie jak dla płyty o grubości 8mm, wzrost grubości płyty podłoża powoduje, że dla serii 15 i 19 stopniowo zanika wklęsły przebieg składowej σ_x , obserwowany dla płyty 4mm.

Wnioski wspólne dla wszystkich grubości płyt:

- Minimalne naprężenia zredukowane σ_{zred} dla serii 15 warstw nie zależą od grubości płyty podłoża.
- Grubość podłoża w analizowanym zakresie niemal nie wpływa na wyniki naprężeń dla serii z 5 i 10 warstwami
- Do około 15 warstw grubość podłoża nie wpływa istotnie na rozkład naprężeń w napoinach. Tendencja zmian rozkładów wskazuje, że grubość podłoża może mieć większy wpływ na rozkład naprężeń przy większej liczbie warstw niż 15 dla zastosowanych parametrów procesu WAAM.
- Ponadto im więcej warstw tym bardziej złożony staje się układ naprężeń w napoinie. Dla małej ilości warstw dominują naprężenia rozciągające, a wraz z wzrostem ilości pojawiają się również naprężenia ściskające – zależność jest prawdziwa niezależnie od grubości podłoża.

10.8. Wpływ grubości podłoża na rozkład naprężeń własnych

Do porównania wykorzystano dane z ostatniego kroku obliczeniowego analizy MES, po całkowitym zwolnieniu docisku. Do analizy porównawczej wykorzystano wartości: naprężeń normalnych, w tym składowe σ_x i σ_z (składowa σ_y została pominięta ze względu na znikome wartości), naprężeń stycznych τ_{zx} - składową ZX oraz naprężeń zredukowanych σ_{zred} . Poglądowe mapy rozkładów naprężeń zredukowanych dla płyt o grubości 4 i 12 mm przedstawiono na rys. 10.73, a dla płyty o grubości 8 mm na rys. 10.68b. Szczegółowe dane w postaci wykresów wzdłuż linii pomiarowej zaznaczonej na rys. 10.73 przedstawiono na rys. 10.72. Na rysunkach wartość współrzędnej $Z = 0$ oznacza granicę podłoża i napoiny.



Rys. 10.72 Rozkład naprężeń na linii pomiarowej A-B w zależności od grubości podłoża w zależności od grubości płyty; a) Naprężenie normalne - składowa Z; b) Naprężenie normalne - składowa X; c) naprężenie styczne – składowa ZX; d) naprężenie zredukowane

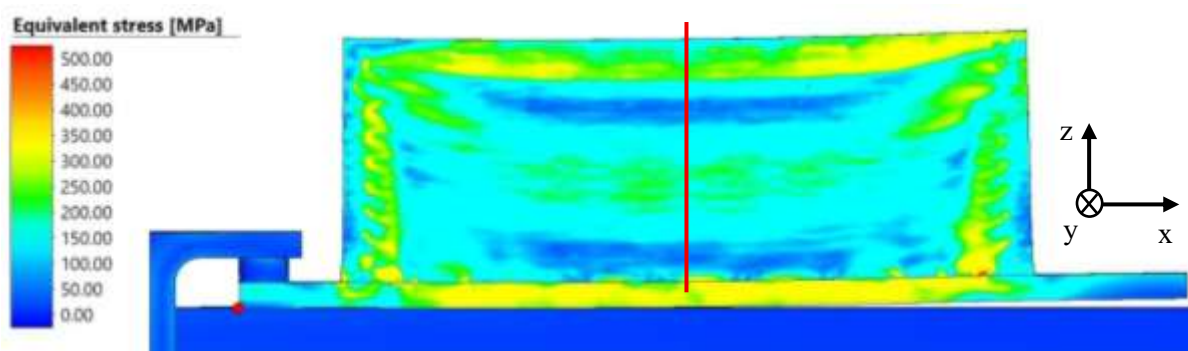
Na podstawie zamieszczonych rozkładów naprężeń dokonano następujących obserwacji:

- Wzrost grubości płyty podłoża względem napoiny na płycie o grubości 4mm spowodował zmianę znaku składowej σ_z na granicy podłoża i napoiny.

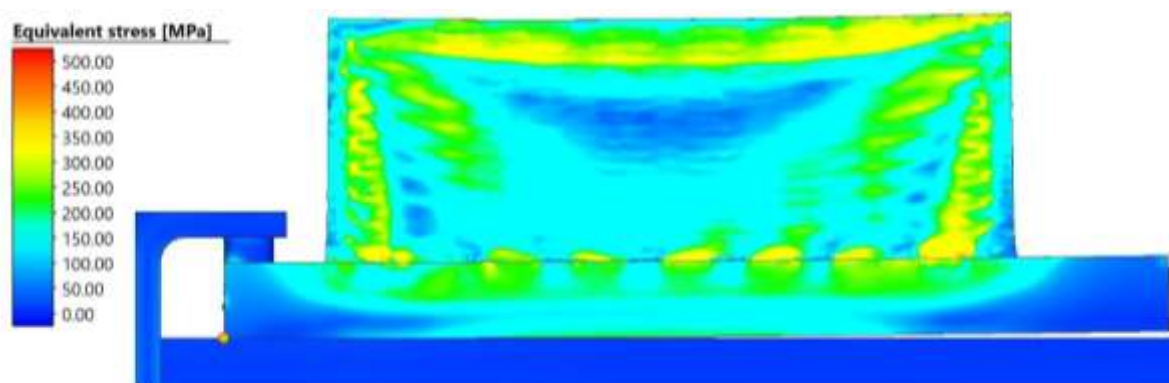
- Składowa σ_z dla płyty o grubości 4 mm na niemal całej długości pomiarowej ma stałą wartość, podczas gdy pozostałe rozkłady wykazują tendencję rosnącą.
- Na odcinku pomiędzy 2 a 28 mm składowa σ_x wykazuje największą zmienność na płycie o grubości 4 mm. Wzrost grubości płyty zmniejsza rozrzut (rozpiętość) naprężeń.
- W kilku ostatnich warstwach napoiny (współrzędne 32-40 mm) rozkłady naprężeń we wszystkich analizowanych modelach są zbliżone pod względem jakościowym i ilościowym.
- Im większa grubość podłoża tym bezwzględna wartość składowych normalnych σ_x i σ_z oraz stycznej τ_{zx} jest większa.
- Ze wzrostem grubości płyty podłoża rosną naprężenia na granicy płyty i napoiny.
- Dla każdego wariantu grubości napoiny i podłoża maksymalne naprężenia zredukowane σ_{RED} i naprężenia σ_z w napoinie są zbliżone.
- Ze wzrostem grubości podłoża spadają naprężenia zredukowane i normalne σ_x w samym podłożu, przy czym różnica pomiędzy rozkładami dla płyt o grubości 12 i 8 mm jest znacznie większa niż pomiędzy rozkładami dla płyt o grubości 8 i 4 mm. Nieproporcjonalność w zmianach naprężeń zredukowanych) przy stałym wzroście grubości płyty może być spowodowana uwolnieniem części naprężeń w odkształceń podłoża.

Linijowe rozkłady naprężeń nie dają pełnej informacji o zachowaniu się całego układu. Na rozkładach z rys. 10.73, oraz rys. 10.68b zaobserwowano, że wraz ze wzrostem grubości płyty podłoża w centralnym obszarze maleje obszar naprężeń reprezentowany przez rozkład dla linii A-B, zatem dla napoiny na cieńszej płycie rozkłady naprężeń wzdłuż osi Z, są zbliżone na większym obszarze, układ jest bardziej jednorodny. Ponadto wraz z grubością płyty podłoża rosną naprężenia na krawędziach napoin. Jednocześnie rośnie znaczenie naprężeń rozwijanych na brzegach modeli oraz spadają naprężenia w samej płycie podłoża.

a)



b)



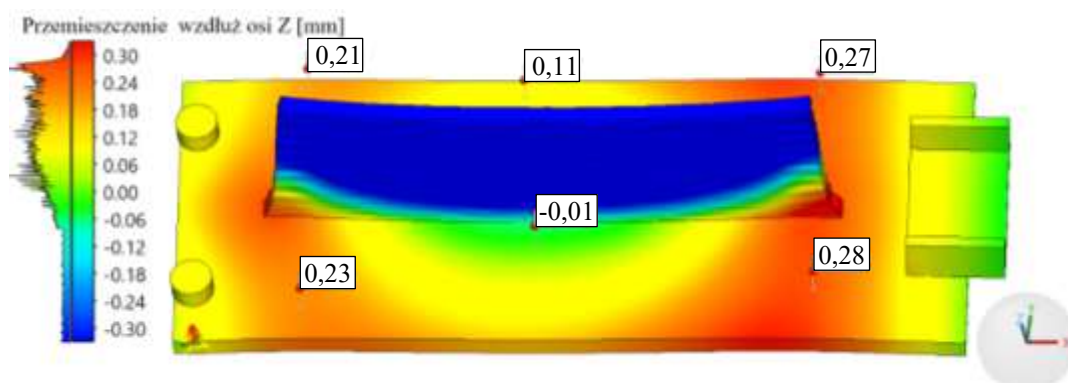
Rys. 10.73 Mapa naprężeń zredukowanych dla napoin na płycie a) 4mm; b) 12 mm

Zmiana rozkładu naprężeń zarówno zredukowanych jak i składowej σ_x wynika ze zmiany momentu bezwładności przekroju poprzecznego modelu. Wraz ze wzrostem grubości płyty oś obojętna przesuwa się w stronę podłoża, co pokazują rozkłady składowej σ_x . Ze wzrostem liczby warstw zmienia się także moment bezwładności, a oś obojętna oddala się od płyty podłoża.

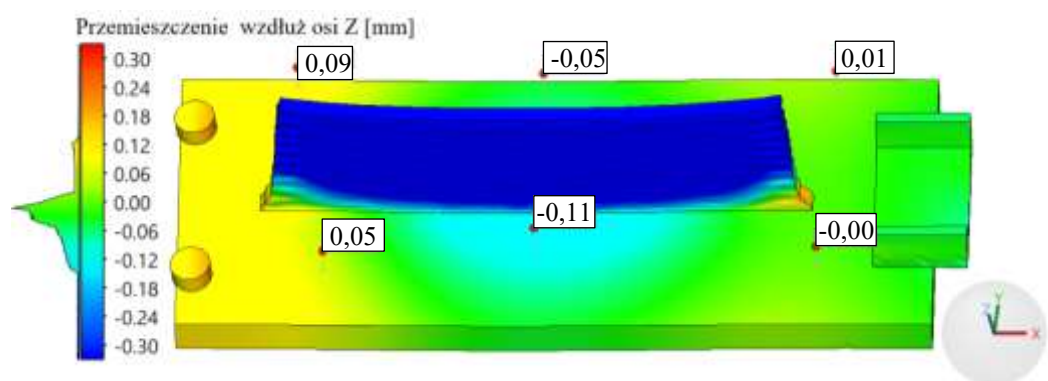
Pomiary odkształceń płyty podłoża

Zarówno podczas prób wytwarzania jak i pomiarów CKO zaobserwowano, że podłoże o grubości 4mm znacząco się odkształca. Aby zweryfikować wpływ grubości podłoża na podatność na odkształcenia układów napoina-płyta wykonano mapy 3D przemieszczeń wzdłuż osi Z (równoległej do wysokości ściany). Wyniki dla ostatniego kroku obliczeniowego z aktywnym dociskiem przedstawiono na rys. 10.74. Mapy wskazują na znaczące zdeformowanie podłoża o grubości 4mm. Maksymalne przemieszczenie w osi Z względem podłoża wyniosło w okolicach 0,3 mm. Natomiast porównywalne rozkłady przemieszczeń uzyskano dla płyty o grubości 8 mm. Wyniki dla płyt o grubościach 8 i 12 mm także wskazują, że wywarty docisk w lewej części modelu był zbyt słaby aby lokalnie zatrzymać odkształcenia/przemieszczenia występujące w układzie płyta-napoina.

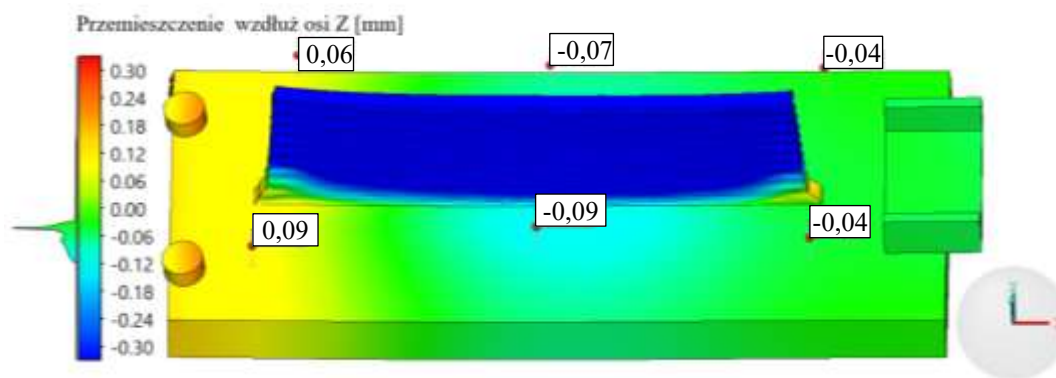
a)



b)



c)



Rys. 10.74 Przemieszczenie podłoża pod aktywnym dociskiem dla płyt: a) 4mm; b) 8mm; c) 12mm

11. Analiza i dyskusja wyników

Do badań właściwości wydruków wykonanych poprzez napawanie WAAM wytypowano materiał w postaci drutu elektrodowego 316LSi. Próby napawania przeprowadzono niskoenergetyczną metodą CMT. Przeprowadzono badania i analizy związane z możliwością uzyskiwania powtarzalnych geometrii, oceną wpływu długości wolnego wylotu elektrody na geometrię oraz mikrostrukturę, wpływem natężenia prądu na geometrię, mikrostrukturę, odporność korozyjną w środowisku NaCl oraz H_2SO_4 oraz właściwości mechaniczne, a także z wpływem sztywności podłoża na naprężenia wewnętrzne.

W ramach badań powtarzalności procesu WAAM przeprowadzona analiza pomiarów stanu powierzchni wykazała, że możliwe jest wielokrotne odtworzenie kształtu w postaci prostej ściany ze średnią odchyłką różnic pomiędzy wydrukami w zakresie 0,12 – 0,2 mm. Zaobserwowano, że niewielkie zmiany w procesie napawania WAAM, w postaci stopniowej zmiany długości wolnego wylotu elektrody (WWE) wpływają niekorzystnie na przewidywalność geometrii modelu wykonanego metodą WAAM. Spadek powtarzalności zaobserwowano także w pracy [50], gdzie główną przyczyną był wzrost prędkości podawania drutu. Podobne przyczyny mogły także ograniczać powtarzalność wydruków w wytwarzanych elementach.

Analiza modeli 3D próbek wykonanych z różną długością wolnego wylotu elektrody (WWE) wykazała, że wzrost WWE z 10 do 16 mm, umożliwia zachowanie stałej grubości napoiny, jednak rośnie jej wysokość. Dalszy wzrost WWE powoduje zwiększenie zarówno grubości jak i wysokości napoiny. Przy większej długości WWE efekt nagrzewania przewodnika (drutu elektrodowego) ciepłem Joule'a-Lentza jest większym co skutkuje wydajniejszym stapieniem drutu [143]. Ciekłe jezioro utrzymuje swój kształt dzięki napięciu powierzchniowemu jakie występuje pomiędzy ciecżą a gazem. Jeśli siły napięcia powierzchniowego nie będą w stanie utrzymać w skupieniu zbyt dużego jeziora to „rozleje się” ono, prowadząc do wzrostu grubości warstwy. Zjawisko takie zaobserwowano dla napoiny z największym wolnym wylotem elektrody.

Wykonane na profilometrze optycznym pomiary SGP wykazały, że wzrost WWE powoduje powiększenie falistości i chropowatości powierzchni. Różnica w wielkości parametru chropowatości S_z pomiędzy próbką WWE10 a WWE24 wyniosła ok. 0,6 mm. W odniesieniu do grubości warstwy różnica ta w przypadku dodatkowej obróbki skrawaniem (jednostronnej) powoduje konieczność usunięcia nawet 30% maksymalnej grubości warstwy dla uzyskania wyrównanej powierzchni. W przypadku krótkiego wylotu elektrody naddatek na obróbkę wynosi ok. 19% maksymalnej grubości elementu, co wskazuje jak istotny jest stan

powierzchni wydruków cienkościennych. Wydruki z 316L/316LSi, szczególnie cienkościenne są wyzwaniem dla obróbki skrawaniem. Podczas skrawania w materiale dochodzi od redystrybucji naprężeń, co generuje dodatkowe odkształcenia materiału. Ponadto siły skrawania powodują, że cienka ścinaka ugina się ograniczając tym samym dokładność obróbki [210]. Falista powierzchnia powoduje modulacje sił skrawania co sprawia, że materiał wpada w drgania, prowadząc do kolejnych błędów kształtu [211]. Im mniejsza falistość powierzchni tym łatwiejsza jest późniejsza obróbka mechaniczna.

Zaobserwowany wzrost parametru chropowatości R_a wraz z wzrostem WWE może być spowodowany np. pogorszeniem warunków osłony gazowej. Im większa wartość WWE tym dysza gazowa formująca strumień osłony gazowej znajduje się dalej od materiału. Niewystarczająca osłona gazowa może prowadzić do nadmiernego utleniania metalu, gdy jest on jeszcze gorący i intensywnie reaguje z tlenem z gazu osłonowego i powietrzem, co może mieć wpływ na stan warstwy powierzchniowej i zmierzone wartości chropowatości powierzchni.

Badania mikrostrukturalne wykazały, że zmiana długości wolnego wylotu elektrody nie wpływa istotnie na mikrostrukturę napoiny. Wykazano, że badane warstwy mają zbliżoną do siebie strukturę niezależnie od wartości WWE, co zostało potwierdzone pomiarami odległości pomiędzy ramionami dendrytów drugiego rzędu (*ang. Secondary Dendrite Arm Spacing, SDAS*), które nie wykazały znaczących różnic. Zaobserwowana niewielka różnica w SDAS może wynikać z większej objętości jeziorka metalu, które wolniej krystalizuje przez co wydłuża się czas potrzebny na rozrost ramion dendrytów. Zaobserwowano natomiast, że dla próbek wykonanych z WWE = 10 mm twardość warstw od połowy wysokości próbki do górnych ściegów jest niższa. Różnica najprawdopodobniej mogła być spowodowana błędem systematycznym, który pojawił się w trakcie pomiaru jednej z próbek.

Efekt wzrostu natężenia prądu na parametry SGP powierzchni jest porównywalny do zwiększenia parametru WWE. Wzrost natężenia prądu, a więc i objętości warstwy, powoduje wzrost falistości powierzchni szczególnie w kierunku budowy modelu, bowiem falistość jest odzwierciedleniem kształtu nakładających się ściegów. Badania chropowatości powierzchni w kierunku napawania warstw wykazały wzrost parametru R_t chropowatości ze wzrostem natężenia prądu. Zmiany dla tego kierunku można uzasadnić zwiększoną niestabilnością powiększonego jeziorka przy wyższym natężeniu prądu. Zastosowanie większego natężenia prądu, a zatem uzyskanie większej objętości jeziorka ciekłego metalu mogłoby wpłynąć na poprawę jakości powierzchni poprzez wypełnianie przez ciekły metal zagłębień znajdujących się między warstwami. Jednak niezależnie od zastosowanych w źródle CMT parametrów napawania, przekrój poprzeczny pojedynczej warstwy, jest zawsze quasi kołowy (rys. 10.11),

co wynika z równowagi kapilarno-grawitacyjnej [212]. Niemal identyczna zmierzona wartość parametru Ra/Sa świadczy o pomijalnym wpływie natężenia prądu na średnią chropowatość.

Obserwacje na mikroskopie optycznym nie wykazały widocznych różnic wpływu natężenia prądu na strukturę materiału, jednak pomiary odległości między ramionami dendrytów II rzędu (SDAS) ujawniły wzrost tego parametru ze wzrostem natężenia prądu. Ponadto parametry SDAS dla badanych warstw próbek dobrze korelują z wyznaczonymi na podstawie pomiarów termowizyjnych czasami i prędkościami chłodzenia. Najkrótszy czas chłodzenia (a więc i najwyższa prędkość) dla napoiny wykonanej z natężeniem 65 A spowodował powstanie „drobniejszych” ramion dendrytów, natomiast zbliżone czasy chłodzenia próbek wykonanych z natężeniem prądu 78 A i 90 A skutkowały uzyskaniem zbliżonych wartości SDAS. Minimalna wartość SDAS uzyskana dla napoiny wykonanej z najniższą energią liniową wyniosła 6,73 μm . Zbliżoną wartość dla napoiny z drutu 316L raportowano w pracy [213].

Pomiary twardości wykazały, że zmiana natężenia prądu nie powoduje istotnego zróżnicowania twardości poszczególnych warstw. Przy czym rozkład twardości nie jest stały, maleje w kierunku od podłoża do szczytu napoiny. Największa twardość występuje przy podłożu, które zapewnia najszybsze odprowadzenie ciepła. Następnie twardość stabilizuje się, co można uzasadnić stabilizacją przepływu ciepła przez warstwy. Po czym twardość spada, najprawdopodobniej na skutek coraz mniejszej liczby cykli dogrzewania dla każdej kolejnej warstwy położonej bliżej górnej krawędzi ściany. Analiza literatury wykazała, że ferryt δ w stopach austenitycznych ma większą twardość i stanowi fazę umacniającą. Zmiany zawartości ferrytu mogą wyjaśniać obniżającą się twardość warstw. Aby zweryfikować tę zależność wykonano za pomocą metody magnetycznej pomiary zawartości ferrytu w dolnej, środkowej i górnej części napoiny. Wyniki wykazały, że wartość natężenia prądu w zakresie 65-90 A nie wpływa znacząco na zawartość ferrytu. Zatem ferryt nie mógłby być główną przyczyną zaobserwowanych zmian twardości na wysokości modelu. Kolejnym czynnikiem, który mógł wpłynąć na zmierzoną twardość jest stopień rozdrobnienia struktury wyrażony parametrem SDAS. Próbką M3 wykonana z najniższym natężeniem prądu (65A) ma najniższą wartość SDAS, jednak wyniki pomiarów twardości wskazują, że różnica SDAS pomiędzy próbką M3 a M2 wynosząca ok. 1,6 μm (ok. 25% względem M2) może być nieznacząca w przypadku pomiarów twardości.

Analiza termiczna procesu próbek M3, M1, M2 wykonanych z natężeniami prądu odpowiednio 65 A, 78 A i 90 A nie ujawniła zależności pomiędzy czasem chłodzenia materiału do 1000°C oraz prędkością chłodzenia dla zakresu 1400-1050°C na zawartość ferrytu.

Generalnie szybsze chłodzenie powinno skutkować większą zawartością ferrytu [116]. Można domniemywać, że czynnikiem, który w tym przypadku stabilizuje zawartość ferrytu jest kontrolowana temperatura międzysciegowa na poziomie 100°C. Pomiary czasu wygrzewania danej warstwy w temperaturze ponad 1050°C (temperatura przesycania dla stali austenitycznej) wykazały, że nawet w przypadku próbki wykonanej z natężeniem prądu 90 A czas nie przekroczył 7,5 s. Czas ten jest wielokrotnie niższy niż wymagany aby zaobserwować wyraźne zmiany w zawartości ferrytu. Zgodnie z [77] wygrzewanie napoiny z materiału 316L w temperaturze powyżej 1050°C prowadzi do redukcji zawartości ferrytu, jednak wymagany jest do tego czas rzędu minut lub godzin. Zatem wygrzewanie kolejnymi cyklami nie powinno wpłynąć na ograniczenie zawartości ferrytu w napoinie.

Analiza termiczna również może wyjaśniać wpływ braku obserwowanych zmian w zawartości ferrytu wraz z wysokością napoiny. Dla napoin M3, M1, M2 wraz ze wzrostem natężenia prądu wymagany czas chłodzenia do temperatury 110°C zwiększa się, jednak czas chłodzenia do 1000°C poza warstwami najbliższymi podłoża pozostaje na stałym poziomie. Natomiast w pracy [110] wykazano, że wraz z oddalaniem się od podłoża zawartość ferrytu spada, jednak we wspomnianej pracy stosowano wyższą energię liniową oraz nie kontrolowano temperatury międzysciegowej, a czas przerwy między warstwami.

W celu określenia różnic w odporności korozyjnej wzdłuż wysokości modelu i wpływu natężenia prądu na odporność korozyjną napoin ze drutu 316LSi wykonano badania odporności na korozję elektrochemiczną w środowisku chlorkowym (NaCl) oraz kwaśnym (H₂SO₄). W przypadku badań w środowisku chlorkowym, zaobserwowano, że odporność korozyjna rośnie wraz z oddalaniem się od płyty podłoża. Zupełnie odmienne wyniki przedstawiono w pracy [110] gdzie zaobserwowano zależność odwrotną. We wspomnianej pracy zaobserwowano korelację: spadek odporności korozyjnej w miarę oddalania się od podłoża może być powiązany ze spadkiem zawartości ferrytu. W przeprowadzonych badaniach własnych zawartość ferrytu w próbkach poddanych badaniom była niemal identyczna, jednak w porównaniu do cytowanej pracy, do ich wytwarzania zastosowano znacznie niższą energię liniową oraz źródło CMT, zamiast GMA. Nawet jeśli zawartość ferrytu będzie podobna, pomiar ferrytomierzem nie niesie informacji na temat rozmieszczenia ferrytu w strukturze.

Wzrost odporności na korozję wraz z oddalaniem się od podłoża można przypisać zmierzonym dłuższym czasem chłodzenia do 1000°C (mniejszą prędkością chłodzenia), który w skali obszarów międzydendrytycznych może skutkować mniejszą mikrosegregacją pierwiastków. Według pracy [214] dla stali H13 większe prędkości chłodzenia skutkują zwiększeniem stopnia mikrosegregacji, co powoduje wstanie lokalnych nierówności w składzie. Szczególnie podatny

na mikrosegregacje jest molibdenu, które jest kluczowy pierwiastkiem dla odporności 316L w środowisku chlorków. Jednocześnie im większa prędkość chłodzenia tym wartość SDAS mniejsza, co zgodnie z zależnością (22) [215] zwiększa zasięg dyfuzji i ogranicza mikrosegregacje. Im mniejsza mikrosegregacja tym mniej powstanie potencjalnych mikroogniw co zmniejsza ryzyko powstania wżerów. Zależność taką potwierdzono w pracy [121].

$$\alpha_i = \frac{4D_{s,i}t_f}{\lambda_2^2} \quad (22)$$

gdzie:

α_i - liczba Fouriera (określa zakres dyfuzji podczas lokalnej krystalizacji)

$D_{s,i}$ – współczynnik dyfuzji w stanie stałym

t_f – czas krystalizacji

λ_2 - odległość pomiędzy ramionami dendrytów II rzędu

Podczas badań korozyjnych w roztworze NaCl wykazano, że odporność korozyjna materiału warstw w największej odległości od podłoża (największa SDAS, najmniej ponownych cykli nagrzewania) jest większa niż dla stali 316L.

Badania potencjodynamiczne w środowisku H_2SO_4 zaplanowano tak aby określić wpływ prądu (a więc i energii liniowej) na odporność korozyjną. Wyniki badań wskazują, że najlepszą odporność korozyjną, z próbek WAAW wykazała próbka wykonana z najwyższym natężeniem prądu, a zmniejszanie natężenia prądu prowadziło do spadku odporności korozyjnej. Pomiary zawartości ferrytu nie wykazały istotnych różnic między próbkami wykonanymi z energią liniową w zakresie 124-180 J/mm (odpowiednio dla zakresu natężeń próbek serii M tj. 65A-90A). Jedną z poddanych badaniu próbek, którą wykonano ze znaczenie wyższą energią liniową równą 252 J/mm, wykazała najgorszą odporność korozyjną przy jednocześnie największej zmierzonej zawartości ferrytu i zaobserwowanej w strukturze tej próbki znacznie większego, niż w pozostałych próbkach, udziału ferrytu o morfologii płytkowej. Dodatkowo wartość SDAS dla tej próbki wykonanej z największą energią liniową jest największa, co jest zgodne z literaturą [216]. Równie słabą odporność wykazała próbka wykonana w zupełnie innych warunkach, przy kontrolowanej temperaturze oraz przy zastosowaniu najniższej energii liniowej. Fakt, że próbka wykonana z najwyższą energią liniową oraz próbka wykonana z najniższą energią liniową dały podobną odpowiedź korozyjną może świadczyć o co najmniej dwóch czynnikach, które wpływają na odporność korozyjną materiału z drutu 316LSi po procesie WAAM. Wyniki wskazują, że jednym z nich jest zawartość ferrytu. Ferryt przy

wielokrotnym nagrzewaniu, przykładowo stosując energie liniowe rzędu 840 J/mm [96] może ulec przemianie w fazę sigma σ , co jest typową przyczyną słabej odporności korozyjnej stali 316L. Kolejnym czynnikiem indukującym korozję może być większy stopień rozdrobnienia struktury (oszacowany według parametru SDAS) i potencjalnie towarzysząca mu mikrosegregacja wspomagana szybką krystalizacją.

W porównaniu do badań korozyjnych w NaCl, w środowisku H_2SO_4 lepszą odporność korozyjną niż napoiny z drutu 316LSi wykazała stal 316L. Różnica wynika z mechanizmów korozji materiału w środowiskach NaCl i H_2SO_4 . Badania w NaCl wykazały, że próbka M3G miała wyższy potencjał przebicia E_{np} niż stal 316L. Według literatury [118] wyższy potencjał przebicia E_{np} w napoinach z drutu 316LSi jest związany z brakiem wtrąceń siarczkowych typu MnS, które występują w stali 316L [217] i stanowią preferencyjną lokalizację do rozwoju wżerów. Natomiast środowisko kwaśne w stalach austenitycznych powoduje wystąpienie korozji równomiernej, a nie wżerowej. Ferryt δ w napoinach WAAM jest silnie rozproszony w obszarach międzydendrytycznych co prowadzi do powstania wielu ogniw galwanicznych i bardziej intensywną korozję napoiny WAAM niż stali 316L

Próby rozciągania statycznego próbek pobranych z napoin wykonanych z różnymi natężeniami prądu wykazały, że zmiana natężenia prądu w badanym zakresie ma minimalny wpływ na wielkość granicy plastyczności oraz wytrzymałości na rozciąganie. Różnice w granicy plastyczności pomiędzy próbkami rozciąganyymi wzdłuż i w poprzek warstw nie przekraczają około 6%, a wytrzymałości na rozciąganie około 12,2%. Zaobserwowano natomiast zależność między natężeniem prądu i wydłużeniem. Względne różnice w wydłużeniu pomiędzy próbką rozciąganą wzdłuż i w poprzek warstw rosną wraz ze wzrostem natężenia prądu. Wyniki te częściowo potwierdzają przytoczoną w analizie stanu zagadnienia zależność zgodnie, z którą ograniczając wkład ciepła możliwe jest ograniczenie stopnia anizotropii właściwości mechanicznych. Mechanizm ten polega na zwiększeniu w strukturze udziału ziaren równoosiowych, kosztem długich kolumnowych ziaren, co jednak wymagałoby dalszego potwierdzenia np. w badaniu EBSD.

Niemal identyczną zawartość ferrytu w napoinach wytworzonych przy natężeniu prądu 78A i 90A dobrze koreluje z zbliżonymi właściwościami mechanicznymi. Nieco niższa zawartość ferrytu w napoinie wytworzonej przy natężeniu prądu 65A może wyjaśniać jej wyższe wydłużenie do zerwania. Ponadto próbki 65A V uległy zerwaniu w dole części napoiny, czyli w obszarze o największej zawartości ferrytu, co może potwierdzać wpływ zawartości ferrytu (lub faz mu towarzyszących) na inicjowanie pęknięć. W przypadku próbek serii 78A V i 90A V zależność ta nie jest już tak wyraźna.

Czynnikiem, który mógł dodatkowo wpływać na właściwości mechaniczne są naprężenia wewnętrzne (własne). Jednak wyniki z przeprowadzonych symulacji MES nie odzwierciedlają rzeczywistego pola naprężeń w stosunku do próbek wyciętych z napoiny, w związku z tym trudno jest odnosić uzyskane z modelowania MES wyniki do właściwości mechanicznych materiału.

W badanych próbkach napoin materiał wykazuje wyraźną anizotropię właściwości mechanicznych. Prostopadły układ warstw względem kierunku rozciągania prowadzi do wzrostu granicy plastyczności oraz wytrzymałości na rozciąganie. Z kolei równoległy układ warstw względem kierunku rozciągania zapewnia większą zdolność do odkształceń plastycznych..

Analiza map odkształceń uzyskanych z badań CKO podczas próby rozciągania wykazała, że sposób odkształcenia plastycznego oraz preferowane obszary odkształcenia zależą od orientacji próbki, a dokładniej od orientacji warstw próbki. Równoległy układ warstw do kierunku rozciągania sprzyja powstawianiu na długości pomiarowej wielu pól o zmiennej wartości odkształceń, które stanowią zarodki dla powstawania szyjek. Prostopadły układ warstw do kierunku rozciągania powoduje formowanie wydłużonych pól odkształceń (w kierunku rozciągania). Pomiary CKO wielkości przemieszczenia w osi Z u_z oraz odkształceń stycznych XY γ_{xy} wykazały, że materiał napoiny WAAM wykazuje anizotropię także podczas rozciągania w tym samym kierunku. Optyczne badania makroskopowe zglądów przekrojów poprzecznych napoin jak i przekrojów wzdłużnych powierzchni okolic przełomu ujawniły struktury w postaci biegnących przez wiele warstw smukłych ziarn (krystalitów). Układ pól odkształceń jest zgodny z orientacją krystalitów zaobserwowanych na przekrojach wzdłużnych. Struktura krystaliczna austenitu czy ferrytu ma własne płaszczyzny i kierunku łatwego poślizgu. Na skutek wzrostu epitaksjalnego w materiale występują obszary o zgodnej orientacji krystalicznej [143]), czyli takie, które w wyniku obciążenia będą odkształcały się jednakowo, przy czym wyniki CKO wskazują, że dla tej samej orientacji krystality różnią się podatnością na odkształcenie. Ponadto uwzględniając to, że ziarna wzrastają nie tylko pionowo, ale i w stronę ścian bocznych napoin (w kierunkach szybkiego odprowadzania ciepła) [144] oraz fakt, że aktywacja systemu poślizgu zależy od orientacji struktury krystalicznej względem kierunku obciążenia, układ tych krystalitów może wyjaśniać zaobserwowany złożony i zależny od kierunku rozciągania sposób "płynięcia" materiału próbek oraz anizotropię właściwości mechanicznych.

Zarejestrowane krzywe naprężenie-odkształcenie znajdują odzwierciedlenie w kształcie przełomów. Przełom próbek o równoległym układzie warstw ma większe pole powierzchni, co może wskazywać na brak wyraźnego karbu strukturalnego. Mniejsza powierzchnia przełomu

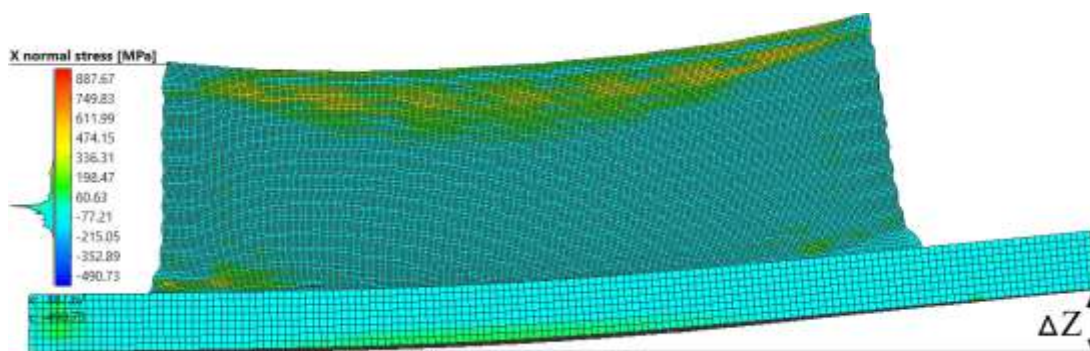
próbek o prostopadłym układzie warstw, oraz skokowe zmiany w kierunku przebiegu przełomu, mogą być związane z lokalnymi różnicami we właściwościach materiałowych/strukturalnych w obszarze przełomu, co może zwiększać prawdopodobieństwo wystąpienia czynnika, który zainicjuje pękanie. Równoległy układ warstw do kierunku rozciągania (rys. 10.51) „uśrednia” lokalne nierówności właściwości, co może ograniczać prawdopodobieństwa wystąpienia karbu.

Odnośnie badań wytrzymałościowych, w literaturze [156] można spotkać się z wynikami wskazującymi na odwrotną zależność (niż wykazana w tej pracy) największą wytrzymałość mają próbki o równoległym układzie warstw do kierunku rozciągania, co uzasadniono większą integralnością materiału wzdłuż warstw.

Badania MES wsparte pomiarami CKO wykazały, że naprężenia w napoinie ewoluują w takcie nakładania warstw. Największe wartości naprężeń występują w napoinie przy niewielkiej ilości warstw i są to głównie naprężenia rozciągające. Po uwolnieniu docisku modelu w przyrządzie całość unosi po stronie docisku (rys. 11.1). Można z tego wywnioskować, że górne „włókna” warstwy kurczą się bardziej niż dolne włókna. Skurcz dolnych włókien ograniczony jest przez sztywniejszą od napoiny płytę podłoża. Wraz z wykonywaniem kolejnych warstw w środkowym obszarze napoiny rozwijają się naprężenia ściskające, jednocześnie najwyższe naprężenia rozciągające powstają w górnym obszarze napoiny. Naprężenie maksymalne zredukowane wraz ze wzrostem liczby warstw wykazuje niewielką tendencję spadkową. Może być to spowodowane ograniczeniem utwardzenia ściany wraz z oddalaniem się od płyty podłoża oraz relaksacją naprężeń podczas wykonywania kolejnych warstw. Podobny trend zaobserwowano w pracy [171] dotyczącej druku ze stopów aluminium oraz w pracy [174] dla wydruków ze drutu o składzie stali niestopowej.

W układzie napoina-płyta po uwolnieniu składowej sprężystej naprężenia, zaobserwowano, że cienkie podłoże (o grubości 4 mm) sprzyja ograniczeniu maksymalnych wartości naprężeń (zarówno ściskających jak i rozciągających), prowadzi jednak do pojawienia się większej zmienności naprężeń w kierunku „wysokości” modelu. Ponadto dla tego wariantu modelu, naprężenia w środkowym obszarze napoiny są najwyższe. Niższe wartości maksymalne są bezpośrednim skutkiem mniejszego „usztynwienia” układu, oraz relaksacji części naprężeń w postaci odkształcenia plastycznego płyty podłoża. Im płyta podłoża będzie mniej sztywna, to dla zrównoważenia całego układu muszą wystąpić w niej większe naprężenia, które mogą przekroczyć granicę plastyczności i spowodować trwałe odkształcenia podłoża. W procesie WAAM jest to zjawisko niepożądane ponieważ może ograniczać dokładność i powtarzalność uzyskiwanych geometrii.

Zaobserwowane naprężenia ściskające w środku napoiny można wyjaśnić na podstawie odkształceń spowodowanych skurczem. Jak już powyżej wspomniano każda wykonana warstwa ma podobną tendencję do skurczu jak układ globalny przedstawiony na rys. 11.1. Warstwy modelu podczas chłodzenia doznają skurczu głównie wzdłuż osi X (w kierunku długości modelu) w taki sposób, że wzrasta ugięcie pionowe całego układu (wartość ΔZ). Powstające siły skurczowe oraz momenty gnące sprawiają, że uprzednio wykonane warstwy (wielokrotnie nagrzewane, potencjalnie cieplnie zrelaksowane) dociskane są przez kolejne nowe warstwy powodując rozwój naprężeń ściskających.



Rys. 11.1 Odkształcenia napoiny modelu MES po zwolnieniu docisku

Największa wartość naprężeń (w tym wszystkich składowych naprężenia normalnego jak i wartość naprężenia zredukowanego) wystąpiła w napoinie o najszywniejszym podłożu. Jest to zgodne z regułą, według której ograniczenie podatności na odkształcenie skutkuje wzrostem naprężeń. Dodatkowo, cienkie podłoże w znacznym stopniu obniża naprężenia przy płycie podłoża, co prawdopodobnie jest wywołane skumulowanym efektem mniejszego utwardzenia napoiny oraz mniejszą pojemnością cieplną podłoża, co z kolei obniża gradient temperatury pomiędzy podłożem a pierwszą warstwą.

W analizowanym przypadku pik naprężenia występujący na granicy napoiny i podłoża jest charakterystyczny dla obszarów o nagłej zmianie geometrii, co zaobserwowano także w pracy [176]. Podobnego skoku naprężeń nie zaobserwowano natomiast podczas wywarzania modeli grubościennych, natomiast potwierdzono obserwacje z niniejszej pracy, że grubsze podłoże ogranicza wahania naprężeń [174].

Różnica maksymalnych naprężeń zredukowanych pomiędzy płytami o grubościach 4 i 12 mm jest rzędu kilku procent. Natomiast znacznie niższe ugięcia po zwolnieniu docisku mogą sprzyjać stabilizacji procesu realizowanego przy szywniejszym podłożu. Symulacje MES wykazały, że deformacje podłoży o grubościach 8 i 12 mm są porównywalne, zatem płyta o grubości 8 mm może być korzystniejszym wyborem jako podłoże dla tego typu próbek.

11.1. Przyszłe kierunki badań

Dalsze badania związane z wytwarzaniem przyrostowym elementów za pomocą metody WAAM mogłyby dotyczyć implementacji metody aktywnego chłodzenia warstw z 316LSi pozwalającej na lepszą kontrolę ilości ciepła w materiale. Dostępne wyniki badań wskazują, że ograniczenie ilości wprowadzonego ciepła może przynieść korzyści w postaci zmniejszenia anizotropii właściwości mechanicznych, a także zwiększenia wydajności procesu.

Kolejny obszar badań mógłby dotyczyć wprowadzenia drgań do procesu napawania WAAM. Zastosowanie drgań ultradźwiękowych może przynieść korzyści w postaci modyfikacji mikrostruktury np. rozbijając krystality biegnące wzdłuż warstw, lub też modyfikując strukturę geometryczną powierzchni.

Innym kierunkiem dalszych badań może być np. zastosowanie dodatkowej operacji w postaci przetapiania uzyskanej warstwy łukiem elektrycznym metody TIG. Takie działanie mogłoby przyczynić się do obniżenia poziomu naprężeń wewnętrznych, ale z drugiej strony wydłużyłoby czas wytwarzania elementów.

Duże możliwości badawcze daje dalsza rozbudowa modelu numerycznego MES procesu napawania WAAM np. o model materiałowy uwzględniający przemianę ferrytu delta w austenit, czy analiza numeryczna MES dla zakresu temperatur, w którym kształtuje się udział ferrytu w osnowie austenitycznej. Warte uwagi może być także wykonanie dodatkowych analiz MES wpływ szeregu innych parametrów (np. natężenia prądu, oscylacji łuku) na rozkład naprężeń wewnętrznych.

Wnioski

Przeprowadzone w pracy badania i analizy związane z procesem napawania przyrostowego WAAM-CMT z materiału dodatkowego 316LSi pozwoliły uzyskać szereg wyników, na podstawie których, można wyciągnąć następujące końcowe wnioski z pracy:

1. Końcowa geometria wytwarzanych metodą WAAM napoin tworzących warstwy jest funkcją parametrów wpływających na energię liniową napawania oraz innych wielkości jak np. długości wolnego wylotu elektrody (WWE). W przypadku synergicznych źródeł energii jak CMT wzrost energii liniowej napawania skutkuje zwiększeniem przekroju porzecznego warstwy.
2. Badania powtarzalności wytwarzania prostych ścian z drutu 316LSi w procesie WAAM wykazały, że w tych samych warunkach, stosując identyczne parametry procesu możliwe jest uzyskanie napoin z dokładnością odwzorowania geometrii na poziomie 0,12 mm. Jest to wartość kilkukrotnie mniejsza niż średnia falistość powierzchni, co sprawia, że proces można uznać za powtarzalny. Brak kontroli parametru WWE może prowadzić do niepożądanych i nieoczekiwanych zmian geometrii napawanych warstw co może utrudniać osiągnięcie powtarzalnych wyników napawania metodą WAAM
3. Wolny wylotu elektrody (WWE) jest parametrem krytycznym, jeśli zapewnione ma być wytwarzanie modeli o przewidywalnej geometrii. Wraz ze wzrostem tego parametru rośnie prawdopodobieństwo wystąpienia wad powierzchni wydruku. Ponadto zwiększenie wolnego wylotu elektrody (WWE) prowadzi do wzrostu chropowatości i falistości powierzchni, co skutkuje pogorszeniem stanu powierzchni bocznej wytwarzanego elementu. Im większa długości WWE tym bardziej intensywne stapienie drutu, co skutkuje wzrostem objętości warstwy. Nie zaobserwowano znaczących zmian w strukturze i twardości warstw spowodowanych zmianą długości WWE.
4. Zastosowanie natężeń prądu w przedziale 65-90 A (i odpowiadających im energii liniowych wynoszących 124-180 J/mm) i temperatury międzyściegowej 100°C w procesie wytwarzania elementów z drutu 316LSi metodą WAAM-CMT nie wpływa na sposób krystalizacji materiału. Niższe natężenie prądu (a więc i energia liniowa) pozwala na uzyskanie silnie rozdrobnionej struktury dendrytycznej, przy czym im niższe jest natężenie prądu tym rozdrobnienie to jest skuteczniejsze. Zaobserwowano także, że zależność pomiędzy natężeniem prądu a odległością ramion dendrytów II rzędu nie jest proporcjonalna. Natomiast badany zakres energii liniowych nie wpływa na zawartość

ferrytu δ (FN). Efektem niewielkich różnic w wartości SDAS i FN jest porównywalny rozkład twardości dla wzdłuż wysokości napoiny.

5. Ze wzrostem natężenia prądu zwiększa się pole przekroju poprzecznego napoin. Falistość powierzchni ulega istotnemu zwiększeniu po przekroczeniu natężenia prądu 78 A. Wartość natężenia 78 A można potraktować jako pewien kompromis pozwalający zachować dobry stan powierzchni z jednocześnie zwiększoną wydajnością procesu. Natomiast dalsza redukcja natężenia prądu z 78 A do 65 A pozwala zmniejszyć chropowatość powierzchni mierzoną wzdłuż kierunku napawania. Wartość R_a spadła z $15\mu\text{m}$ na $10\mu\text{m}$, a R_t z $82,5\mu\text{m}$ na $55\mu\text{m}$. Redukcja natężenia z 90 A do 78 A nie spowodowała porównywalnego efektu.
6. Odporność na korozję napoiny z 316LSi w środowisku kwasu siarkowego VI i roztworu NaCl jest wypadkową co najmniej dwóch czynników: zawartości ferrytu delta oraz rozdrobnienia mikrostruktury dendrytycznej (i potencjalnej mikrosegregacji). Wzrost zawartości ferrytu jak i mniejsze SDAS sprzyjają rozwojowi korozji.
7. W środowisku kwasu siarkowego VI odporność korozyjna napoiny z drutu 316LSi jest niższa niż stali 316L. W środowisku chlorku sodu odporność korozyjna napoiny z drutu 316LSi może być wyższa niż stali 316L.
8. Zmiana natężenia prądu w zakresie 65-90 A nie wpływa istotnie na granicę plastyczności oraz wytrzymałości na rozciąganie materiału napoiny z 316LSi. Obniżenie natężenia prądu z 90 do 65 A pozwala ograniczyć stopień anizotropii właściwości plastycznych materiału wyrażonym przez wydłużenie przy zerwaniu. Redukcja anizotropii wydłużenia wyniosła ok. 65%. Anizotropia właściwości mechanicznych spowodowana jest orientacją krystalitów względem kierunku napawania warstw. Przyległe krystality zorientowane w tym samym kierunku wykazują zmienną podatność na odkształcenie, która zmienia się okresowo.
9. Granica plastyczności $R_{p0,2}$ i wytrzymałość na rozciąganie R_m i napoin z drutu 316LSi w stosunku do walcowanej stali 316L wzrosły odpowiednio o co najmniej 180 MPa, oraz 62 MPa, przy maksymalnym spadku wydłużenia A o nawet 67% w stosunku do właściwości stali.
10. Napoiny zbudowane z około 15 warstw wykazują niekorzystny rozkład rozciągających naprężeń wewnętrznych wzdłuż kierunku napawania. Wraz ze wzrostem liczby warstw, w centralnym obszarze napoiny pojawiają się naprężenia ściskające.
11. Wzrost grubości podłoża w zakresie 4-12 mm zwiększa naprężenia maksymalne zredukowane w samej napoinie z 239 MPa do 264 MPa, natomiast nie wpływa znacząco na wartości naprężeń w miejscu kontaktu napoiny z płytą podłoża, gdzie różnica naprężeń wyniosła 7 MPa.

12. Spośród analizowanych w wytwarzanych próbkach płyt podłoża o grubości zbliżonej do grubości napoiny (w tym przypadku 4 mm) wykazuje znaczną podatność na deformację plastyczną i może stanowić źródło błędów kształtu w uzyskanych wydrukach. Natomiast zastosowanie płyty o grubości 8 mm wykazuje największe korzyści w postaci ograniczenia naprężeń wewnętrznych przy zapewnieniu wymaganej sztywności podłoża.

Bibliografia

- [1] P. M. Dickens, M. S. Pridham, R. C. Cobb, I. Gibson, and G. Dixon, “Rapid prototyping using 3-D welding,” *Solid Freeform Fabrication Proceedings*, pp. 280–290, 1992, [Online]. Available: <https://repositories.lib.utexas.edu/handle/2152/64409>
- [2] EOS web page, “The EOS Story.” Accessed: Feb. 17, 2025. [Online]. Available: <https://www.eos.info/about-us/who-we-are/history>
- [3] B. Wu *et al.*, “A review of the wire arc additive manufacturing of metals: properties, defects and quality improvement,” Oct. 01, 2018, *Elsevier Ltd.* doi: 10.1016/j.jmapro.2018.08.001.
- [4] G. Campatelli, F. Montevecchi, G. Venturini, G. Ingarao, and P. C. Priarone, “Integrated WAAM-Subtractive Versus Pure Subtractive Manufacturing Approaches: An Energy Efficiency Comparison,” *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing - Green Technology*, vol. 7, no. 1, pp. 1–11, Jan. 2020, doi: 10.1007/s40684-019-00071-y.
- [5] METAL AM, “MX3D unveils its additively manufactured bridge in Amsterdam.” Accessed: Feb. 11, 2025. [Online]. Available: <https://www.metal-am.com/mx3d-unveils-its-additively-manufactured-bridge-in-amsterdam>
- [6] N.-D. Ciobota, G. I. Gheorghe, and V. Despa, “Additive Manufacturing as an Important Industry Player for the Next Decades,” *Scientific Bulletin of Valahia University - Materials and Mechanics*, vol. 17, no. 16, pp. 68–71, May 2019, doi: 10.2478/bsmm-2019-0010.
- [7] L. A. Dobrzański, A. D. Dobrzańska-Danikiewicz, T. G. Gawel, and A. Achtelek-Franczak, “Selective laser sintering and melting of pristine titanium and titanium Ti6AL4V alloy powders and selection of chemical environment for etching of such materials,” *Archives of Metallurgy and Materials*, vol. 60, no. 3A, pp. 2039–2045, 2015, doi: 10.1515/amm-2015-0346.
- [8] ARUP web page, “Amsterdam’s robot printed footbridge welds steelwork with state-of-the-art technology.” Accessed: Feb. 11, 2025. [Online]. Available: <https://www.arup.com/projects/mx3d-bridge>
- [9] Y. Li, C. Su, and J. Zhu, “Comprehensive review of wire arc additive manufacturing: Hardware system, physical process, monitoring, property characterization, application and future prospects,” *Results in Engineering*, vol. 13, no. September 2021, p. 100330, 2022, doi: 10.1016/j.rineng.2021.100330.

- [10] ISO/ASTM 52900:2021(en), *Additive manufacturing — General principles — Fundamentals and vocabulary, Edition:2*. Geneva, 2021. Accessed: May 10, 2023. [Online]. Available: <https://www.iso.org/obp/ui/#iso:std:iso-astm:52900:ed-2:v1:en>
- [11] H. C. Hyer *et al.*, “High plasticity in refractory composite fabrication by ultrasonic additive manufacturing,” *Compos B Eng*, vol. 292, Mar. 2025, doi: 10.1016/j.compositesb.2024.112051.
- [12] K. Esmati, A. Chakraborty, S. Pendurti, A. Natarajan, and É. Martin, “Anisotropic sintering behavior of stainless steel 316L printed by binder jetting additive manufacturing,” *Mater Today Commun*, vol. 41, Dec. 2024, doi: 10.1016/j.mtcomm.2024.110528.
- [13] Q. Zhang, X. Wu, and Z. Lu, “The study of parameter diagram for stable drop-on-demand droplet formation,” *Chem Eng Sci*, vol. 301, Jan. 2025, doi: 10.1016/j.ces.2024.120679.
- [14] Q. Pan *et al.*, “Effect of support design on fabrication accuracy of 316L stainless steel components by metal fused filament fabrication,” *Composites Communications*, p. 102316, Feb. 2025, doi: 10.1016/j.coco.2025.102316.
- [15] G. Zhu *et al.*, “Multi-materials additive manufacturing of Ti64/Cu/316L by electron beam freeform fabrication,” *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 26, pp. 8388–8405, Sep. 2023, doi: 10.1016/j.jmrt.2023.09.194.
- [16] J. Sanders, X. Wei, and Z. Pei, “Experimental Investigation of PolyJet 3D printing: Effects of Sample Location and Volume on Power Consumption,” *Manuf Lett*, vol. 31, pp. 83–86, Jan. 2022, doi: 10.1016/j.mfglet.2021.07.013.
- [17] X. Shu and R. Wang, “Thermal residual solutions of beams, plates and shells due to laminated object manufacturing with gradient cooling,” *Compos Struct*, vol. 174, pp. 366–374, Aug. 2017, doi: 10.1016/j.compstruct.2017.04.060.
- [18] J. Pyteraf, W. Jamróz, M. Kurek, and R. Jachowicz, “Fused deposition modeling 3D printing as a method for manufacturing personalized medicines,” *Farm Pol*, vol. 78, no. 12, pp. 685–694, 2022, doi: 10.32383/farmpol/163605.
- [19] S. Williams, F. Martina, D. Wood, and A. Garcia Colomo, “A comparison framework to support the selection of the best additive manufacturing process for specific aerospace applications,” *International Journal of Rapid Manufacturing*, vol. 9, no. 3, p. 1, 2020, doi: 10.1504/ijrapidm.2020.10019230.
- [20] T. Larimian, B. AlMangour, D. Grzesiak, G. Walunj, and T. Borkar, “Effect of Laser Spot Size, Scanning Strategy, Scanning Speed, and Laser Power on Microstructure and Mechanical Behavior of 316L Stainless Steel Fabricated via Selective Laser Melting,” *J*

- Mater Eng Perform*, vol. 31, no. 3, pp. 2205–2224, Mar. 2022, doi: 10.1007/s11665-021-06387-8.
- [21] D. Ding, Z. Pan, D. Cuiuri, and H. Li, “Wire-feed additive manufacturing of metal components: technologies, developments and future interests,” *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 81, no. 1–4, pp. 465–481, 2015, doi: 10.1007/s00170-015-7077-3.
 - [22] S. Kesarwani, N. Yuvaraj, and M. S. Niranjana, “CMT-based WAAM: a comprehensive review of process parameters, their effects, challenges, and future scope,” Dec. 01, 2024, *Springer Science and Business Media Deutschland GmbH*. doi: 10.1007/s40430-024-05276-0.
 - [23] American Society of Mechanical Engineers, “ASME B36.19M: Stainless Steel Pipe,” New York, 2018.
 - [24] W. Jin, C. Zhang, S. Jin, Y. Tian, D. Wellmann, and W. Liu, “Wire arc additive manufacturing of stainless steels: A review,” Mar. 01, 2020, *MDPI AG*. doi: 10.3390/app10051563.
 - [25] N. Rodriguez, L. Vázquez, I. Huarte, E. Arruti, I. Tabernero, and P. Alvarez, “Wire and arc additive manufacturing: a comparison between CMT and TopTIG processes applied to stainless steel,” *Welding in the World*, vol. 62, no. 5, pp. 1083–1096, 2018, doi: 10.1007/s40194-018-0606-6.
 - [26] A. R. Catalano, P. C. Priarone, and L. Settineri, “An economic evaluation of hybrid WAAM-subtractive manufacturing in relation to deposition process parameters,” in *Procedia CIRP*, Elsevier B.V., 2024, pp. 49–54. doi: 10.1016/j.procir.2024.02.003.
 - [27] X. W. Bai, H. O. Zhang, and G. L. Wang, “Electromagnetically confined weld-based Additive Manufacturing,” in *Procedia CIRP*, Elsevier B.V., 2013, pp. 515–520. doi: 10.1016/j.procir.2013.03.084.
 - [28] J. Xiong, G. Zhang, H. Gao, and L. Wu, “Modeling of bead section profile and overlapping beads with experimental validation for robotic GMAW-based rapid manufacturing,” *Robotics and Computer Integrated Manufacturing*, vol. 29, no. 2, pp. 417–423, 2013, doi: 10.1016/j.rcim.2012.09.011.
 - [29] K. Yang, Q. Wang, Y. Qu, Y. Jiang, and Y. Bao, “Microstructure and Corrosion Resistance of Arc Additive Manufactured 316L Stainless Steel,” *Journal Wuhan University of Technology, Materials Science Edition*, vol. 35, no. 5, pp. 930–936, 2020, doi: 10.1007/s11595-020-2339-9.
 - [30] A. Klimpel, *Napawanie i natryskiwanie cieplne*, 1st ed. Warszawa: Wydawnictwa Naukowo-Techniczne, 2000.

- [31] C. R. Cunningham, J. M. Flynn, A. Shokrani, V. Dhokia, and S. T. Newman, “Invited review article: Strategies and processes for high quality wire arc additive manufacturing,” Aug. 01, 2018, *Elsevier B.V.* doi: 10.1016/j.addma.2018.06.020.
- [32] J. Xiong, Y. Zhang, and Y. Pi, “Control of deposition height in WAAM using visual inspection of previous and current layers,” *J Intell Manuf*, no. 0123456789, 2020, doi: 10.1007/s10845-020-01634-6.
- [33] N. P. Gokhale and P. Kala, “Thermal analysis of TIG-WAAM based metal deposition process using finite element method,” in *Materials Today: Proceedings*, Elsevier Ltd, 2021, pp. 453–459. doi: 10.1016/j.matpr.2020.09.756.
- [34] M. Dinovitzer, X. Chen, J. Laliberte, X. Huang, and H. Frei, “Effect of wire and arc additive manufacturing (WAAM) process parameters on bead geometry and microstructure,” *Addit Manuf*, vol. 26, no. October 2018, pp. 138–146, 2019, doi: 10.1016/j.addma.2018.12.013.
- [35] M. Cheepu, C. I. Lee, and S. M. Cho, “Microstructural Characteristics of Wire Arc Additive Manufacturing with Inconel 625 by Super-TIG Welding,” *Transactions of the Indian Institute of Metals*, vol. 73, no. 6, pp. 1475–1479, Jun. 2020, doi: 10.1007/s12666-020-01915-x.
- [36] X. Cai, F. Chen, B. Dong, S. Lin, and C. Yang, “Microstructure and mechanical properties of GTA-based wire arc additive manufactured AZ91D magnesium alloy,” no. xxxx, 2022, doi: 10.1016/j.jma.2022.11.018.
- [37] X. Zhang, K. Wang, Q. Zhou, J. Ding, and S. Ganguly, “Microstructure and mechanical properties of TOP-TIG-wire and arc additive manufactured super duplex stainless steel (ER2594),” *Materials Science & Engineering A*, vol. 762, no. August 2018, p. 138097, 2019, doi: 10.1016/j.msea.2019.138097.
- [38] K. Ferenc, *Podręcznik spawania, Zagadnienia ogólne*. Warszawa: Agenda Wydawnicza SIMP - Przegląd Spawalnictwa , 2023.
- [39] A. Paskual, P. Álvarez, and A. Suárez, “Study on Arc Welding processes for High Deposition Rate Additive Manufacturing,” *Procedia CIRP*, vol. 68, no. April, pp. 358–362, 2018, doi: 10.1016/j.procir.2017.12.095.
- [40] X. Duan, Q. Li, W. Xie, and X. Yang, “Wire arc metal additive manufacturing using pulsed arc plasma (PAP-WAAM) for effective heat management,” *J Mater Process Technol*, vol. 311, Jan. 2023, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2022.117806.
- [41] H. Zhao, G. Zhang, Z. Yin, and L. Wu, “A 3D dynamic analysis of thermal behavior during single-pass multi-layer weld-based rapid prototyping,” *J Mater Process Technol*, vol. 211, no. 3, pp. 488–495, Mar. 2011, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2010.11.002.

- [42] Y. Li, J. Xiong, and Z. Yin, “Molten pool stability of thin-wall parts in robotic GMA-based additive manufacturing with various position depositions,” *Robot Comput Integr Manuf*, vol. 56, pp. 1–11, Apr. 2019, doi: 10.1016/j.rcim.2018.08.002.
- [43] Total Materia, “Cold Metal Transfer (CMT) Welding: Part One.”
- [44] F. He *et al.*, “Fabricating complex parts through optimizing weld bead geometry in WAAM: A comparative study of surface tension transfer and cold metal transfer,” *J Manuf Process*, vol. 131, pp. 1498–1513, Dec. 2024, doi: 10.1016/j.jmapro.2024.09.060.
- [45] S. Cadiou, M. Courtois, M. Carin, W. Berckmans, and P. Le masson, “3D heat transfer, fluid flow and electromagnetic model for cold metal transfer wire arc additive manufacturing (Cmt-Waam),” *Addit Manuf*, vol. 36, Dec. 2020, doi: 10.1016/j.addma.2020.101541.
- [46] F. Matos *et al.*, “Thermal management in WAAM through the CMT Advanced process and an active cooling technique,” *J Manuf Process*, vol. 57, no. March, pp. 23–35, 2020, doi: 10.1016/j.jmapro.2020.06.007.
- [47] M. R. U. Ahsan, A. N. M. Tanvir, T. Ross, A. Elsayy, M. S. Oh, and D. B. Kim, “Fabrication of bimetallic additively manufactured structure (BAMS) of low carbon steel and 316L austenitic stainless steel with wire + arc additive manufacturing,” *Rapid Prototyp J*, vol. 26, no. 3, pp. 519–530, 2019, doi: 10.1108/RPJ-09-2018-0235.
- [48] X. Chen *et al.*, “Cold Metal Transfer (CMT) Based Wire and Arc Additive Manufacture (WAAM) System,” *Journal of Surface Investigation*, vol. 12, no. 6, pp. 1278–1284, 2018, doi: 10.1134/S102745101901004X.
- [49] N. Rodriguez, L. Vázquez, I. Huarte, E. Arruti, I. Tabernero, and P. Alvarez, “Wire and arc additive manufacturing: a comparison between CMT and TopTIG processes applied to stainless steel,” *Welding in the World*, vol. 62, no. 5, pp. 1083–1096, 2018, doi: 10.1007/s40194-018-0606-6.
- [50] H. Stinson, R. Ward, J. Quinn, and C. McGarrigle, “Comparison of properties and bead geometry in mig and cmt single layer samples for waam applications,” *Metals (Basel)*, vol. 11, no. 10, Oct. 2021, doi: 10.3390/met11101530.
- [51] A. Gomez Ortega, L. Corona Galvan, F. Deschaux-Beaume, B. Mezrag, and S. Rouquette, “Effect of process parameters on the quality of aluminium alloy Al5Si deposits in wire and arc additive manufacturing using a cold metal transfer process,” *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 23, no. 4, pp. 316–332, May 2018, doi: 10.1080/13621718.2017.1388995.
- [52] M. Pavlik, B. Ludrovicova, M. Sahul, M. Sahul, and J. Kotianova, “EFFECT OF WAAM PARAMETERS ON THE ALUMINUM ALLOY SINGLE LAYER BEAD

- GEOMETRY,” *MM Science Journal*, vol. 2025 March, pp. 8217–8224, Mar. 2025, doi: 10.17973/MMSJ.2025_03_2025014.
- [53] K. S. Derekar *et al.*, “Effect of pulsed metal inert gas (pulsed-MIG) and cold metal transfer (CMT) techniques on hydrogen dissolution in wire arc additive manufacturing (WAAM) of aluminium”, doi: 10.1007/s00170-020-04946-2/Published.
 - [54] G. Posch, K. Chladil, and H. Chladil, “Material properties of CMT — metal additive manufactured duplex stainless steel blade-like geometries,” pp. 873–882, 2017, doi: 10.1007/s40194-017-0474-5.
 - [55] X. Fang *et al.*, “Additive manufacturing of high performance AZ31 magnesium alloy with full equiaxed grains : Microstructure , mechanical property , and electromechanical corrosion performance,” *Journal of Materials Processing Tech.*, vol. 300, no. November 2021, p. 117430, 2022, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2021.117430.
 - [56] Y. Guo, G. Quan, Y. Jiang, L. Ren, L. Fan, and H. Pan, “Formability , microstructure evolution and mechanical properties of wire arc additively manufactured AZ80M magnesium alloy using gas tungsten arc welding,” *Journal of Magnesium and Alloys*, vol. 9, no. 1, pp. 192–201, 2021, doi: 10.1016/j.jma.2020.01.003.
 - [57] P. Praveen, D. Arun, K. D. Ramkumar, and N. Sivashanmugam, “Materials Characterization Microstructure characterization and tensile properties of CMT-based wire plus arc additive manufactured ER2594,” *Mater Charact*, vol. 169, no. September, p. 110671, 2020, doi: 10.1016/j.matchar.2020.110671.
 - [58] M. Chaturvedi, E. Scutelnicu, C. C. Rusu, L. R. Mistodie, D. Mihailescu, and S. Arungalai Vendan, “Wire arc additive manufacturing: Review on recent findings and challenges in industrial applications and materials characterization,” Jun. 01, 2021, *MDPI AG*. doi: 10.3390/met11060939.
 - [59] G. M. Grigorenko and W. A. Kostin, “Spawalność stali i kryteria jej oceny weldability of steels and criterion of its estimation,” 2013.
 - [60] Y. Zhang, F. Cheng, and S. Wu, “The microstructure and mechanical properties of duplex stainless steel components fabricated via flux-cored wire arc-additive manufacturing,” *J Manuf Process*, vol. 69, no. June, pp. 204–214, 2021, doi: 10.1016/j.jmapro.2021.07.045.
 - [61] Y. Wang, S. Konovalov, X. Chen, Y. Ivanov, S. Jayalakshmi, and R. A. Singh, “Research on Cu-6.6%Al-3.2%Si Alloy by Dual Wire Arc Additive Manufacturing,” *J Mater Eng Perform*, vol. 30, no. 3, pp. 1694–1702, 2021, doi: 10.1007/s11665-021-05470-4.
 - [62] S. Li *et al.*, “Microstructures and properties of wire-arc additively manufactured 5356 aluminium alloy protected by different proportions of nitrogen and argon,” *J Mater Sci*, vol. 56, no. 31, pp. 17785–17804, 2021, doi: 10.1007/s10853-021-06293-3.

- [63] M. Karmuhilan and S. Kumanan, "A Review on Additive Manufacturing Processes of Inconel 625," *J Mater Eng Perform*, vol. 31, no. 4, pp. 2583–2592, 2022, doi: 10.1007/s11665-021-06427-3.
- [64] A. Taşdemir and S. Nohut, "An overview of wire arc additive manufacturing (WAAM) in shipbuilding industry," *Ships and Offshore Structures*, vol. 0, no. 0, pp. 1–18, 2020, doi: 10.1080/17445302.2020.1786232.
- [65] P. Cegielski, J. Grześ, and W. Łacisz, "The influence of the cooling method on shortening the cycle of multi-layer arc-surfacing of thin walls," *Welding Technology Review*, vol. 91, no. 1, pp. 13–18, 2019, doi: 10.26628/wtr.v91i1.998.
- [66] V. Laghi, M. Palermo, L. Tonelli, G. Gasparini, L. Ceschini, and T. Trombetti, "Tensile properties and microstructural features of 304L austenitic stainless steel produced by wire-and-arc additive manufacturing," *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 106, no. 9–10, pp. 3693–3705, 2020, doi: 10.1007/s00170-019-04868-8.
- [67] B. P. Nagasai, S. Malarvizhi, and V. Balasubramanian, "Mechanical properties and microstructural characteristics of wire arc additive manufactured 308 L stainless steel cylindrical components made by gas metal arc and cold metal transfer arc welding processes," *J Mater Process Technol*, vol. 307, Sep. 2022, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2022.117655.
- [68] D. Zhang, A. Liu, B. Yin, and P. Wen, "Additive manufacturing of duplex stainless steels - A critical review," *J Manuf Process*, vol. 73, no. September 2021, pp. 496–517, 2022, doi: 10.1016/j.jmapro.2021.11.036.
- [69] J. Ge, J. Lin, Y. Chen, Y. Lei, and H. Fu, "Characterization of wire arc additive manufacturing 2Cr13 part: Process stability, microstructural evolution, and tensile properties," *J Alloys Compd*, vol. 748, pp. 911–921, Jun. 2018, doi: 10.1016/j.jallcom.2018.03.222.
- [70] G. Marinelli, F. Martina, S. Ganguly, and S. Williams, "Development of Wire + Arc additive manufacture for the production of large-scale unalloyed tungsten components," *Int J Refract Metals Hard Mater*, vol. 82, pp. 329–335, Aug. 2019, doi: 10.1016/J.IJRMHM.2019.05.009.
- [71] C. C. Silva, J. P. Farias, and H. B. de Sant'Ana, "Evaluation of AISI 316L stainless steel welded plates in heavy petroleum environment," *Mater Des*, vol. 30, no. 5, pp. 1581–1587, May 2009, doi: 10.1016/j.matdes.2008.07.050.
- [72] Jerzy Łabanowski, *Stale odporne na korozję i ich spawalność*, Wydanie I. Gdańsk: Wydawnictwo Politechniki Gdańskiej, 2019.

- [73] A. Sethuraman, E. Vijayaragavan, T. Lakshmanan, T. Geethapriyan, and I. A. Palani, "Optimization and Finite Element Analysis Simulation on Mechanical Behavior of Wire Arc Additive Manufacturing for SS316L Using Response Surface Methodology," *J Mater Eng Perform*, 2025, doi: 10.1007/s11665-025-10776-8.
- [74] Y. Huang *et al.*, "Microstructure and wear properties of selective laser melting 316L," *Mater Chem Phys*, vol. 254, no. January, p. 123487, 2020, doi: 10.1016/j.matchemphys.2020.123487.
- [75] P. I. Pradeep *et al.*, "Characterization and Qualification of LPBF Additively Manufactured AISI-316L Stainless Steel Brackets for Aerospace Application," *Transactions of the Indian National Academy of Engineering*, vol. 5, no. 3, pp. 603–616, Sep. 2020, doi: 10.1007/s41403-020-00159-x.
- [76] K. Yang, Q. Wang, Y. Qu, Y. Jiang, and Y. Bao, "Microstructure and Corrosion Resistance of Arc Additive Manufactured 316L Stainless Steel," *Journal Wuhan University of Technology, Materials Science Edition*, vol. 35, no. 5, pp. 930–936, 2020, doi: 10.1007/s11595-020-2339-9.
- [77] T. A. Rodrigues *et al.*, "Effect of heat treatments on 316 stainless steel parts fabricated by wire and arc additive manufacturing: Microstructure and synchrotron X-ray diffraction analysis," *Addit Manuf*, vol. 48, Dec. 2021, doi: 10.1016/j.addma.2021.102428.
- [78] K. Lipiäinen *et al.*, "Manufacturing and mechanical performance of a large-scale stainless steel vessel fabricated by wire-arc direct energy deposition," *Mater Des*, vol. 243, Jul. 2024, doi: 10.1016/j.matdes.2024.113044.
- [79] S. Ejiri, "Evaluation of Axial Flow Impeller Fabrication Process by Wire Arc Additive Manufacturing and Machining †," *Engineering Proceedings*, vol. 67, no. 1, Jan. 2024, doi: 10.3390/engproc2024067061.
- [80] Y. Zhong, Z. Zheng, J. Li, and C. Wang, "Fabrication of 316L nuclear nozzles on the main pipeline with large curvature by CMT wire arc additive manufacturing and self-developed slicing algorithm," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 820, p. 141539, Sep. 2021, doi: 10.1016/j.msea.2021.141539.
- [81] J. Xiong, Y. Lei, and R. Li, "Finite element analysis and experimental validation of thermal behavior for thin-walled parts in GMAW-based additive manufacturing with various substrate preheating temperatures," *Appl Therm Eng*, vol. 126, pp. 43–52, 2017, doi: 10.1016/j.applthermaleng.2017.07.168.
- [82] E. J. G. Nascimento, E. dos Santos Magalhães, and L. E. dos Santos Paes, "A literature review in heat source thermal modeling applied to welding and similar processes,"

- International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 126, no. 7–8, pp. 2917–2957, Jun. 2023, doi: 10.1007/s00170-023-11253-z.
- [83] F. W. C. Farias, J. da Cruz Payão Filho, and V. H. P. Moraes e Oliveira, “Prediction of the interpass temperature of a wire arc additive manufactured wall: FEM simulations and artificial neural network,” *Addit Manuf*, vol. 48, Dec. 2021, doi: 10.1016/j.addma.2021.102387.
 - [84] J. H. Lienhard, *A Heat Transfer Textbook*, Fifth Edition. Cambridge, Massachusetts: Phlogiston Press, 2020. [Online]. Available: <http://ahtt.mit.edu>
 - [85] V. Nain, T. Engel, M. Carin, D. Boisselier, and L. Seguy, “Development of an Elongated Ellipsoid Heat Source Model to Reduce Computation Time for Directed Energy Deposition Process,” *Front Mater*, vol. 8, Dec. 2021, doi: 10.3389/fmats.2021.747389.
 - [86] Transmetra, “Table of emissivity of various surfaces for infrared thermometry,” PDF. [Online]. Available: https://www.transmetra.ch/images/transmetra_pdf/publikationen_literatur/pyrometrie-thermografie/emissivity_table.pdf
 - [87] N. Chethan Kumar and S. Jhavar, “Substrate-centric comparative analysis and validation of finite element and empirical models for residual stress prediction in remanufactured WAAM-fabricated SS316 parts,” *Multiscale and Multidisciplinary Modeling, Experiments and Design*, vol. 8, no. 1, Jan. 2025, doi: 10.1007/s41939-024-00690-2.
 - [88] F. Matos *et al.*, “Thermal management in WAAM through the CMT Advanced process and an active cooling technique,” *J Manuf Process*, vol. 57, no. June, pp. 23–35, 2020, doi: 10.1016/j.jmapro.2020.06.007.
 - [89] B. Wu *et al.*, “Effects of heat accumulation on the arc characteristics and metal transfer behavior in Wire Arc Additive Manufacturing of Ti6Al4V,” *Journal of Materials Processing Tech.*, vol. 250, no. August, pp. 304–312, 2017, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2017.07.037.
 - [90] Golański D. and Połaski P., “Wybrane aspekty wytwarzania elementów ze stali nierdzewnej metodą addytywną (WAAM-CMT) na stanowisku zrobotyzowanym,” in *65 Międzynarodowa Konferencja Spawalnicza*, Referat na sesji plenarnej, Katowice, Polska, Oct. 2024.
 - [91] EN 10088-1:2023, *Stainless steels — Part 1: List of stainless steels*. Brussels:CEN, 2023.
 - [92] A. Lescur, E. Stergar, J. Lim, S. Hertelé, and R. H. Petrov, “Microstructural investigation and identification of intermetallic σ -phase in solution annealed 316L-type austenitic stainless steel,” *Mater Charact*, vol. 182, Dec. 2021, doi: 10.1016/j.matchar.2021.111524.

- [93] Y. H. Kim *et al.*, “The effect of sigma phases formation depending on Cr/Ni equivalent ratio in AISI 316L weldments,” *Mater Des*, vol. 32, no. 1, pp. 330–336, Jan. 2011, doi: 10.1016/j.matdes.2010.06.044.
- [94] D. L. W. T. Long C.J., “The ferrite content of austenitic stainless steel weld metal,” *Weld J*, vol. 52, no. 7, pp. 281–297, 1973.
- [95] F. Giudice and A. Sili, “Weld metal microstructure prediction in laser beam welding of austenitic stainless steel,” *Applied Sciences (Switzerland)*, vol. 11, no. 4, pp. 1–14, Feb. 2021, doi: 10.3390/app11041463.
- [96] X. Chen, J. Li, X. Cheng, B. He, H. Wang, and Z. Huang, “Microstructure and mechanical properties of the austenitic stainless steel 316L fabricated by gas metal arc additive manufacturing,” *Materials Science & Engineering A*, vol. 703, no. May, pp. 567–577, 2017, doi: 10.1016/j.msea.2017.05.024.
- [97] M. Pohl, O. Storz, and T. Glogowski, “Effect of intermetallic precipitations on the properties of duplex stainless steel,” *Mater Charact*, vol. 58, no. 1, pp. 65–71, Jan. 2007, doi: 10.1016/j.matchar.2006.03.015.
- [98] F. P. De Moraes, S. F. Alves, R. L. Plaut, and A. F. Padilha, “Degradation of microstructure and properties of an AISI 316L steel pipe after more than 100,000 hours usage at 640°C in a petrochemical industry,” in *Procedia Structural Integrity*, Elsevier B.V., 2019, pp. 131–137. doi: 10.1016/j.prostr.2019.08.018.
- [99] L. H. Guilherme, A. V. Benedetti, C. S. Fugivara, R. Magnabosco, and M. F. Oliveira, “Effect of MAG welding transfer mode on sigma phase precipitation and corrosion performance of 316L stainless steel multi-pass welds,” *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 9, no. 5, pp. 10537–10549, 2020, doi: 10.1016/j.jmrt.2020.07.039.
- [100] O. Conejero, M. Palacios, and S. Rivera, “Premature corrosion failure of a 316L stainless steel plate due to the presence of sigma phase,” *Eng Fail Anal*, vol. 16, no. 3, pp. 699–704, Apr. 2009, doi: 10.1016/j.engfailanal.2008.06.022.
- [101] M. Vishnukumar, V. Muthupandi, and S. Jerome, “Effect of post-heat treatment on the mechanical and corrosion behaviour of SS316L fabricated by wire arc additive manufacturing,” *Mater Lett*, vol. 307, no. October 2021, p. 131015, 2022, doi: 10.1016/j.matlet.2021.131015.
- [102] L. Jinlong, Z. Zhiping, and W. Zhuqing, “Comparing the sensitization behavior and the corrosion resistance of the wrought and selective laser melted 316L stainless steels,” *Mater Lett*, vol. 328, Dec. 2022, doi: 10.1016/j.matlet.2022.133143.
- [103] Stowarzyszenie Stal Nierdzewna, “Austenityczne stale nierdzewne”, Accessed: Aug. 20, 2025. [Online]. Available: https://www.stalenierdzewne.pl/old/upload/file/publikacje/Tab_austenityczne_0.pdf

- [104] M. S. I. N. Kamariah, W. S. W. Harun, N. Z. Khalil, F. Ahmad, M. H. Ismail, and S. Sharif, "Effect of heat treatment on mechanical properties and microstructure of selective laser melting 316L stainless steel," in *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, Institute of Physics Publishing, Nov. 2017. doi: 10.1088/1757-899X/257/1/012021.
- [105] P. Qiao *et al.*, "Mechanical Properties of σ -Phase and Its Effect on the Mechanical Properties of Austenitic Stainless Steel," *Coatings*, vol. 12, no. 12, Dec. 2022, doi: 10.3390/coatings12121917.
- [106] K. Fang, K. Luo, and L. Wang, "Effect of Microstructure on Mechanical Properties of 316 LN Austenitic Stainless Steel," *Coatings*, vol. 12, no. 10, Oct. 2022, doi: 10.3390/coatings12101461.
- [107] Y. Wang, Z. Wang, W. Wang, and B. Ma, "Effect of nitrogen content on mechanical properties of 316L(N) austenitic stainless steel," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 884, Sep. 2023, doi: 10.1016/j.msea.2023.145549.
- [108] L. Palmeira Belotti, J. A. W. van Dommelen, M. G. D. Geers, C. Goulas, W. Ya, and J. P. M. Hoefnagels, "Microstructural characterisation of thick-walled wire arc additively manufactured stainless steel," *J Mater Process Technol*, vol. 299, no. September 2021, 2022, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2021.117373.
- [109] J. Wang, Y. Huo, and J. Fan, "Effect of Heat Inputs on the Microstructures and Properties of 316L Stainless Steel Parts Manufactured by Wire and Arc Additive Manufacturing Processing," *J Mater Eng Perform*, 2024, doi: 10.1007/s11665-024-09696-w.
- [110] U. Gürol, E. Kocaman, S. Dilibal, and M. Koçak, "A comparative study on the microstructure, mechanical properties, wear and corrosion behaviors of SS 316 austenitic stainless steels manufactured by casting and WAAM technologies," *CIRP J Manuf Sci Technol*, vol. 47, pp. 215–227, Dec. 2023, doi: 10.1016/j.cirpj.2023.10.005.
- [111] H. Inoue, T. Koseki, S. Ohkita, and M. Fuji, "Formation mechanism of vermicular and lacy ferrite in austenitic stainless steel weld metals," *Science and Technology of Welding and Joining*, vol. 5, no. 6, pp. 385–396, 2000, doi: 10.1179/136217100101538452.
- [112] J. V. Gordon, C. V. Haden, H. F. Nied, R. P. Vinci, and D. G. Harlow, "Fatigue crack growth anisotropy, texture and residual stress in austenitic steel made by wire and arc additive manufacturing," *Materials Science and Engineering A*, vol. 724, no. December 2017, pp. 431–438, 2018, doi: 10.1016/j.msea.2018.03.075.
- [113] X. Zhang *et al.*, "Study on microstructure and tensile properties of high nitrogen Cr-Mn steel processed by CMT wire and arc additive manufacturing," *Mater Des*, vol. 166, p. 107611, 2019, doi: 10.1016/j.matdes.2019.107611.

- [114] D. Wen, P. Long, J. Li, L. Huang, and Z. Zheng, "Effects of linear heat input on microstructure and corrosion behavior of an austenitic stainless steel processed by wire arc additive manufacturing," *Vacuum*, vol. 173, no. November 2019, p. 109131, 2020, doi: 10.1016/j.vacuum.2019.109131.
- [115] C. Penot, J. Wharton, A. Addison, Y. Wang, and Q. Lu, "Interpass temperature effects on WAAM ER316L stainless steel corrosion using potentiostatic pulse tests," *Npj Mater Degrad*, vol. 7, no. 1, Dec. 2023, doi: 10.1038/s41529-023-00408-8.
- [116] Z. Zolfkhani and M. Nili-Ahmadabadi, "Effect of cooling rate on the phase evolution of 316L stainless steel deposited by wire and arc additive manufacturing." [Online]. Available: <https://www.researchgate.net/publication/388790802>
- [117] M. Brand, G. Moeini, and G. Marginean, "Corrosion behavior of 316L additively produced by Directed Energy Deposition-Arc," in *Materials Today: Proceedings*, Elsevier Ltd, 2022, pp. 242–250. doi: 10.1016/j.matpr.2022.11.194.
- [118] C. Penot, J. Wharton, A. Addison, Y. Wang, and Q. Lu, "Heat treatment effects on the corrosion performance of wire arc additively manufactured ER316LSi stainless steel," *Npj Mater Degrad*, vol. 7, no. 1, Dec. 2023, doi: 10.1038/s41529-023-00359-0.
- [119] R. I. Revilla, B. Wouters, F. Andreatta, A. Lanzutti, L. Fedrizzi, and I. De Graeve, "EIS comparative study and critical Equivalent Electrical Circuit (EEC) analysis of the native oxide layer of additive manufactured and wrought 316L stainless steel," *Corros Sci*, vol. 167, May 2020, doi: 10.1016/j.corsci.2020.108480.
- [120] B. Xie, J. Xue, and X. Ren, "Wire arc deposition additive manufacturing and experimental study of 316L stainless steel by cmt + p process," *Metals (Basel)*, vol. 10, no. 11, pp. 1–19, Nov. 2020, doi: 10.3390/met10111419.
- [121] C. Wang, P. Zhu, F. Wang, Y. H. Lu, and T. Shoji, "Anisotropy of microstructure and corrosion resistance of 316L stainless steel fabricated by wire and arc additive manufacturing," *Corros Sci*, vol. 206, no. April, 2022, doi: 10.1016/j.corsci.2022.110549.
- [122] L. P. Raut, R. V. Taiwade, and A. Agarwal, "Investigation of microstructural and corrosion behavior of 316LSi structure developed by wire arc additive manufacturing," *Mater Today Commun*, vol. 35, Jun. 2023, doi: 10.1016/j.mtcomm.2023.105596.
- [123] B. O. Omiyale, I. I. Ogedengbe, T. O. Olugbade, and P. K. Farayibi, "Corrosion Performance of Wire Arc Additive Manufacturing of Stainless Steel: A Brief Critical Assessment," Apr. 01, 2024, *Mary Ann Liebert Inc*. doi: 10.1089/3dp.2022.0253.
- [124] M. S. Mannan and C. Jang, "High temperature corrosion of wrought and wire arc additively manufactured 316L stainless steel in a simulated boiler environment," *Journal*

- of Materials Research and Technology*, vol. 32, pp. 4278–4292, Sep. 2024, doi: 10.1016/j.jmrt.2024.09.017.
- [125] A. Queguineur, G. Rückert, F. Cortial, and J. Y. Hascoët, “Evaluation of wire arc additive manufacturing for large-sized components in naval applications,” *Welding in the World*, vol. 62, no. 2, pp. 259–266, 2018, doi: 10.1007/s40194-017-0536-8.
- [126] L. Wang, J. Xue, and Q. Wang, “Correlation between arc mode, microstructure, and mechanical properties during wire arc additive manufacturing of 316L stainless steel,” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 751, pp. 183–190, Mar. 2019, doi: 10.1016/j.msea.2019.02.078.
- [127] S. K. Jain, Q. Murtaza, and P. Singh, “CMT Assisted Wire Arc Additive Manufacturing of SS 316L: Fabrication, Characterization, and Fractography,” *Archives of Metallurgy and Materials*, vol. 70, no. 1, pp. 147–153, 2025, doi: 10.24425/amm.2025.152528.
- [128] V. Uralde, A. Suarez, E. Aldalur, F. Veiga, and T. Ballesteros, “Wall Fabrication by Direct Energy Deposition (DED) Combining Mild Steel (ER70) and Stainless Steel (SS 316L): Microstructure and Mechanical Properties,” *Materials*, vol. 15, no. 17, Sep. 2022, doi: 10.3390/ma15175828.
- [129] C. R. Cunningham, J. Wang, V. Dhokia, A. Shrokani, and S. T. Newman, “Characterisation of austenitic 316L stainless steel produced by Wire Arc Additive Manufacturing with interlayer cooling.”
- [130] K. Zhang, S. Wang, W. Liu, and X. Shang, “Characterization of stainless steel parts by Laser Metal Deposition Shaping,” *Mater Des*, vol. 55, pp. 104–119, 2014, doi: 10.1016/j.matdes.2013.09.006.
- [131] L. Ji, J. Lu, C. Liu, C. Jing, H. Fan, and S. Ma, “Microstructure and mechanical properties of 304L steel fabricated by arc additive manufacturing,” *MATEC Web of Conferences*, vol. 128, 2017, doi: 10.1051/mateconf/201712803006.
- [132] W. Wu, J. Xue, L. Wang, Z. Zhang, Y. Hu, and C. Dong, “Forming Process, Microstructure, and Mechanical Properties of Thin-Walled 316L Stainless Steel Using Speed-Cold-Welding Additive Manufacturing,” 2019, doi: 10.3390/met9010109.
- [133] C. Wang, T. G. Liu, P. Zhu, Y. H. Lu, and T. Shoji, “Materials Science & Engineering A Study on microstructure and tensile properties of 316L stainless steel fabricated by CMT wire and arc additive manufacturing,” vol. 796, no. July, 2020, doi: 10.1016/j.msea.2020.140006.
- [134] C. Wang, T. G. Liu, P. Zhu, Y. H. Lu, and T. Shoji, “Study on microstructure and tensile properties of 316L stainless steel fabricated by CMT wire and arc additive manufacturing,” vol. 796, no. July, 2020, doi: 10.1016/j.msea.2020.140006.

- [135] L. Palmeira Belotti, T. F. W. van Nuland, M. G. D. Geers, J. P. M. Hoefnagels, and J. A. W. van Dommelen, “On the anisotropy of thick-walled wire arc additively manufactured stainless steel parts,” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 863, Jan. 2023, doi: 10.1016/j.msea.2022.144538.
- [136] W. Wu, J. Xue, L. Wang, Z. Zhang, Y. Hu, and C. Dong, “Forming Process, Microstructure, and Mechanical Properties of Thin-Walled 316L Stainless Steel Using Speed-Cold-Welding Additive Manufacturing,” 2019, doi: 10.3390/met9010109.
- [137] A. Paskual, P. Álvarez, and A. Suárez, “Study on Arc Welding processes for High Deposition Rate Additive Manufacturing,” *Procedia CIRP*, vol. 68, no. April, pp. 358–362, 2018, doi: 10.1016/j.procir.2017.12.095.
- [138] D. G. Andrade, T. Tankova, C. Zhu, R. Branco, L. S. da Silva, and D. M. Rodrigues, “Mechanical properties of 3D printed CMT-WAAM 316 LSi stainless steel walls,” *J Constr Steel Res*, vol. 215, Apr. 2024, doi: 10.1016/j.jcsr.2024.108527.
- [139] G. G. Goviazin, A. Shirizly, and D. Rittel, “Static and dynamic mechanical properties of wire and arc additively manufactured SS316L and ER70S6,” *Mechanics of Materials*, vol. 164, no. May 2021, p. 104108, 2022, doi: 10.1016/j.mechmat.2021.104108.
- [140] N. Chen *et al.*, “Enhancement of an additive-manufactured austenitic stainless steel by post-manufacture heat-treatment,” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 759, pp. 65–69, Jun. 2019, doi: 10.1016/j.msea.2019.04.111.
- [141] C. Wang, T. G. Liu, P. Zhu, Y. H. Lu, and T. Shoji, “Materials Science & Engineering A Study on microstructure and tensile properties of 316L stainless steel fabricated by CMT wire and arc additive manufacturing,” vol. 796, no. June, 2020, doi: 10.1016/j.msea.2020.140006.
- [142] C. Wang, P. Zhu, Y. H. Lu, and T. Shoji, “Effect of heat treatment temperature on microstructure and tensile properties of austenitic stainless 316L using wire and arc additive manufacturing,” *Materials Science and Engineering A*, vol. 832, no. December 2021, 2022, doi: 10.1016/j.msea.2021.142446.
- [143] C. Jing *et al.*, “Improving mechanical strength and isotropy for wire-arc additive manufactured 304L stainless steels via controlling arc heat input,” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 845, Jun. 2022, doi: 10.1016/j.msea.2022.143223.
- [144] A. I. Albannai and A. J. Ramirez, “The effect of altering heat input & torch motion on the grain formation of SS316L material in WAAM,” *Discover Mechanical Engineering*, vol. 3, no. 1, Dec. 2024, doi: 10.1007/s44245-024-00082-3.
- [145] R. LUMLEY, A. MORTON, and I. POLMEAR, “Nanoengineering of metallic materials,” in *Nanostructure Control of Materials*, R.H.J. Hannink and A.J. Hill, Eds., Woodhead Publishing, 2006, ch. 9, pp. 219–250.

- [146] Y. Osama, M. Abdelwahed, A. Elsabbagh, and M. A. Taha, “Experimental and numerical thermal monitoring of SS308L structures processed by wire arc additive manufacturing,” *Progress in Additive Manufacturing*, 2025, doi: 10.1007/s40964-025-01084-7.
- [147] Y. Tao, Y. Liu, Y. Liu, H. Ren, J. Zhao, and Q. Sun, “A novel approach to optimize weld formation and regulate interfacial microstructure in TC4/304SS dissimilar arc welding by active hybrid shielding gas,” *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 25, pp. 1193–1207, Jul. 2023, doi: 10.1016/j.jmrt.2023.06.011.
- [148] N. Q. Trinh *et al.*, “Eligible CO₂ content in Ar-CO₂ mixture shielding gas for improving metal transfer in metal-cored arc welding,” *Int J Heat Mass Transf*, vol. 231, Oct. 2024, doi: 10.1016/j.ijheatmasstransfer.2024.125803.
- [149] P. Połaski, D. Golański, P. Kołodziejczak, and A. Pakuła, “Effect of the Electrode Extension on the Geometry of Parts Made of 316LSi Steel by Wire Arc Additive Manufacturing Method,” *Advances in Science and Technology Research Journal*, vol. 18, no. 3, pp. 343–359, 2024, doi: 10.12913/22998624/186362.
- [150] S. Adamczak, *Pomiary geometryczne powierzchni, zarysy kształtu falistość i chropowatość*. Warszawa: Wydawnictwa Naukowo-Techniczne Sp. z o.o., 2008.
- [151] R. Chaudhari, H. Parmar, J. Vora, and V. K. Patel, “Parametric Study and Investigations of Bead Geometries of GMAW-Based Wire-Arc Additive Manufacturing of 316L Stainless Steels,” *Metals (Basel)*, vol. 12, no. 7, Jul. 2022, doi: 10.3390/met12071232.
- [152] T. Lehmann *et al.*, “Concurrent geometry- and material-based process identification and optimization for robotic CMT-based wire arc additive manufacturing,” *Mater Des*, vol. 194, p. 108841, 2020, doi: 10.1016/j.matdes.2020.108841.
- [153] Z. Wang, S. Zimmer-Chevret, F. Léonard, and G. Abba, “Prediction of bead geometry with consideration of interlayer temperature effect for CMT-based wire-arc additive manufacturing,” *Welding in the World*, vol. 65, no. 12, pp. 2255–2266, Dec. 2021, doi: 10.1007/s40194-021-01192-2.
- [154] J. Müller and J. Hensel, “WAAM of structural components—building strategies for varying wall thicknesses,” *Welding in the World*, vol. 67, no. 4, pp. 833–844, Apr. 2023, doi: 10.1007/s40194-023-01481-y.
- [155] Y. Zhao, F. Li, S. Chen, and Z. Lu, “Unit block-based process planning strategy of WAAM for complex shell-shaped component,” *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 104, no. 9–12, pp. 3915–3927, Oct. 2019, doi: 10.1007/s00170-019-04141-y.

- [156] Y. Huang, L. Yang, and Q. Xin, “Novel geometrical model and design mechanical parameters for CMT-WAAM stainless steel,” *J Constr Steel Res*, vol. 210, Nov. 2023, doi: 10.1016/j.jcsr.2023.108071.
- [157] A. L. B. Novelino, G. C. Carvalho, and M. Ziberov, “Influence of WAAM-CMT deposition parameters on wall geometry,” *Advances in Industrial and Manufacturing Engineering*, vol. 5, Nov. 2022, doi: 10.1016/j.aime.2022.100105.
- [158] C. Xia, Z. Pan, S. Zhang, H. Li, Y. Xu, and S. Chen, “Model-free adaptive iterative learning control of melt pool width in wire arc additive manufacturing”, doi: 10.1007/s00170-020-05998-0/Published.
- [159] L. Van Thao, M. Dinh Si, D. Tat Khoa, and H. Quang Huy, “Prediction of welding bead geometry for wire arc additive manufacturing of SS308l walls using response surface methodology,” *Transport and Communications Science Journal*, vol. 71, no. 4, pp. 431–443, May 2020, doi: 10.25073/tcsj.71.4.11.
- [160] J. Xiong, Y. Li, R. Li, and Z. Yin, “Influences of process parameters on surface roughness of multi-layer single-pass thin-walled parts in GMAW-based additive manufacturing,” *J Mater Process Technol*, vol. 252, no. February 2017, pp. 128–136, 2018, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2017.09.020.
- [161] P. Połaski, D. Golański, A. Pakuła, P. Kołodziejczak, and P. Cegielski, “Wire Arc Additive Manufacturing as an effective method of fabrication of 316L steel structures,” in *Międzynarodowa Konferencja Natryskiwania Ciepłego i Napawania 6. ITSHC*, Referat w sesji plenarnej, Wrocław, Polska, Sep. 2022.
- [162] V. Chakkravarthy and S. Jerome, “Printability of multiwalled SS 316L by wire arc additive manufacturing route with tunable texture,” *Mater Lett*, vol. 260, Feb. 2020, doi: 10.1016/j.matlet.2019.126981.
- [163] K. Z. Ghumman, S. Ali, E. U. Din, A. Mubashar, N. B. Khan, and S. W. Ahmed, “Experimental investigation of effect of welding parameters on surface roughness, micro-hardness and tensile strength of AISI 316L stainless steel welded joints using 308L filler material by TIG welding,” *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 21, pp. 220–236, Nov. 2022, doi: 10.1016/j.jmrt.2022.09.016.
- [164] M. M. Natarajan, B. Chinnasamy, and B. H. B. Alphonse, “Investigation of Machining Parameters in Thin-Walled Plate Milling Using a Fixture with Cylindrical Support Heads,” *Strojniski Vestnik/Journal of Mechanical Engineering*, vol. 68, no. 12, pp. 746–756, 2022, doi: 10.5545/sv-jme.2022.273.
- [165] S. Kou, “WELDING METALLURGY SECOND EDITION,” Hoboken, New Jersey, 2003. [Online]. Available: www.copyright.com.

- [166] M. A. Mahmood, U. Tariq, M. Oane, and F. Liou, “Analytical and FEM models for thermal analysis and residual stresses using wire arc-based welding and additive manufacturing of SUS304,” *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 133, no. 5–6, pp. 2363–2380, Jul. 2024, doi: 10.1007/s00170-024-13797-0.
- [167] S. Chen, H. Gao, Y. Zhang, Q. Wu, Z. Gao, and X. Zhou, “Review on residual stresses in metal additive manufacturing: formation mechanisms, parameter dependencies, prediction and control approaches,” *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 17, pp. 2950–2974, 2022, doi: 10.1016/j.jmrt.2022.02.054.
- [168] J. Wu, B. Qiang, X. Liu, C. Yao, and Y. Li, “Determination of the three-dimensional welding residual stress in a thick plate T-welded joint using the stepwise eigenstrain-contour method,” *J Manuf Process*, vol. 84, pp. 121–133, Dec. 2022, doi: 10.1016/j.jmapro.2022.09.057.
- [169] A. Nycz *et al.*, “Effective residual stress prediction validated with neutron diffraction method for metal large-scale additive manufacturing,” *Mater Des*, vol. 205, Jul. 2021, doi: 10.1016/j.matdes.2021.109751.
- [170] J. R. Hönnige *et al.*, “Residual stress and texture control in Ti-6Al-4V wire + arc additively manufactured intersections by stress relief and rolling,” *Mater Des*, vol. 150, pp. 193–205, Jul. 2018, doi: 10.1016/j.matdes.2018.03.065.
- [171] J. Sun, J. Hensel, M. Köhler, and K. Dilger, “Residual stress in wire and arc additively manufactured aluminum components,” *J Manuf Process*, vol. 65, pp. 97–111, May 2021, doi: 10.1016/j.jmapro.2021.02.021.
- [172] R. Scharf-Wildenhain, A. Haelsig, J. Hensel, K. Wandtke, D. Schroepfer, and T. Kannengiesser, “Heat control and design-related effects on the properties and welding stresses in WAAM components of high-strength structural steels,” *Welding in the World*, vol. 67, no. 4, pp. 955–965, Apr. 2023, doi: 10.1007/s40194-022-01450-x.
- [173] B. Ahmad, X. Zhang, H. Guo, M. E. Fitzpatrick, L. M. S. C. Neto, and S. Williams, “Influence of Deposition Strategies on Residual Stress in Wire + Arc Additive Manufactured Titanium Ti-6Al-4V,” *Metals (Basel)*, vol. 12, no. 2, Feb. 2022, doi: 10.3390/met12020253.
- [174] X. Ruan, B. Karabulut, S. MacDonald, J. Dobrić, and B. Rossi, “Effect of boundary conditions on residual stress in cold metal transfer-based wire arc additively manufactured steel components,” *Mater Des*, vol. 249, Jan. 2025, doi: 10.1016/j.matdes.2024.113548.
- [175] D. Budiakivska, P. Polaski, A. Styk, D. Golanski, and M. Kujawska, “Digital Image Correlation to Assess Residual Strains in WAAM-CMT Manufactured Specimens,” in

- Acta Physica Polonica A*, Polska Akademia Nauk, Oct. 2024, pp. 536–541. doi: 10.12693/APhysPolA.146.536.
- [176] J. Ding *et al.*, “Thermo-mechanical analysis of Wire and Arc Additive Layer Manufacturing process on large multi-layer parts,” *Comput Mater Sci*, vol. 50, no. 12, pp. 3315–3322, Dec. 2011, doi: 10.1016/j.commatsci.2011.06.023.
- [177] R. J. Williams, F. Vecchiato, J. Kelleher, M. R. Wenman, P. A. Hooper, and C. M. Davies, “Effects of heat treatment on residual stresses in the laser powder bed fusion of 316L stainless steel: Finite element predictions and neutron diffraction measurements,” *J Manuf Process*, vol. 57, pp. 641–653, Sep. 2020, doi: 10.1016/j.jmapro.2020.07.023.
- [178] G. G. Goviazin, D. Rittel, and A. Shirizly, “Achieving high strength with low residual stress in WAAM SS316L using flow-forming and heat treatment,” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 873, May 2023, doi: 10.1016/j.msea.2023.145043.
- [179] B. Denkena, M. Wichmann, and P. Pillkahn, “Effect of process parameters during wire arc additive manufacturing (WAAM) and mechanical finishing on the surface zone properties,” in *Procedia CIRP*, Elsevier B.V., 2024, pp. 262–267. doi: 10.1016/j.procir.2024.05.047.
- [180] S. Ghanbari and D. F. Bahr, “Predictions of decreased surface roughness after shot peening using controlled media dimensions,” *J Mater Sci Technol*, vol. 58, pp. 120–129, Dec. 2020, doi: 10.1016/j.jmst.2020.03.075.
- [181] M. Shiomi, K. Osakada, K. Nakamura, T. Yamashita, and F. Abe, “Residual Stress within Metallic Model Made by Selective Laser Melting Process.”
- [182] C. T. Justus Panicker, K. Rohit Surya, and V. Senthilkumar, “Novel process parameters based approach for reducing residual stresses in WAAM,” in *Materials Today: Proceedings*, Elsevier Ltd, Jan. 2022, pp. 1119–1126. doi: 10.1016/j.matpr.2022.03.025.
- [183] H. Ali, L. Ma, H. Ghadbeigi, and K. Mumtaz, “In-situ residual stress reduction, martensitic decomposition and mechanical properties enhancement through high temperature powder bed pre-heating of Selective Laser Melted Ti6Al4V,” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 695, pp. 211–220, May 2017, doi: 10.1016/j.msea.2017.04.033.
- [184] J. Théodore *et al.*, “Relationship between microstructure, and residual strain and stress in stainless steels in-situ alloyed by double-wire arc additive manufacturing (D-WAAM) process,” *Materialia (Oxf)*, vol. 30, Aug. 2023, doi: 10.1016/j.mtla.2023.101850.
- [185] I. C. Noyan and J. B. Cohen, *Residual Stress*. New York, NY: Springer New York, 1987. doi: 10.1007/978-1-4613-9570-6.
- [186] D.J. Buttle, V. Moorthy, and B. Shaw, *Determination of Residual Stresses by Magnetic Methods*. Hampton Road: National Physical Laboratory, 2006.

- [187] N. B. Ekreem, A. G. Olabi, T. Prescott, A. Rafferty, and M. S. J. Hashmi, “An overview of magnetostriction, its use and methods to measure these properties,” *J Mater Process Technol*, vol. 191, no. 1–3, pp. 96–101, Aug. 2007, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2007.03.064.
- [188] P. Kyvelou, C. Huang, J. Li, and L. Gardner, “Residual stresses in steel I-sections strengthened by wire arc additive manufacturing,” *Structures*, vol. 60, Feb. 2024, doi: 10.1016/j.istruc.2023.105828.
- [189] G. C. A. M. Janssen, M. M. Abdalla, F. van Keulen, B. R. Pujada, and B. van Venrooy, “Celebrating the 100th anniversary of the Stoney equation for film stress: Developments from polycrystalline steel strips to single crystal silicon wafers,” Jan. 30, 2009. doi: 10.1016/j.tsf.2008.07.014.
- [190] A. Besnard, M. R. Ardigo, L. Imhoff, and P. Jacquet, “Curvature radius measurement by optical profiler and determination of the residual stress in thin films,” *Appl Surf Sci*, vol. 487, pp. 356–361, Sep. 2019, doi: 10.1016/j.apsusc.2019.05.104.
- [191] G. Totten, M. Howes, and T. Inoue, *Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel*. Portland: ASM International, 2002.
- [192] B. Mills *et al.*, “Residual stress analysis in robotically welded plates using phased array ultrasonics with validation through neutron diffraction and hole-drilling methods,” *International Journal of Pressure Vessels and Piping*, vol. 216, Aug. 2025, doi: 10.1016/j.ijpvp.2025.105518.
- [193] S. Cadiou, M. Courtois, M. Carin, W. Berckmans, and P. Le Masson, “Heat transfer, fluid flow and electromagnetic model of droplets generation and melt pool behaviour for wire arc additive manufacturing,” *Int J Heat Mass Transf*, vol. 148, Feb. 2020, doi: 10.1016/j.ijheatmasstransfer.2019.119102.
- [194] N. L. Piercy, J. D. Kulkarni, A. S. Vishnu, S. Suryakumar, K. D. Cole, and P. K. Rao, “Rapid thermal modeling of wire arc additive manufacturing process using a mesh-free spectral graph theory approach,” *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 133, no. 11–12, pp. 5271–5298, Aug. 2024, doi: 10.1007/s00170-024-13994-x.
- [195] H. Dahaghin, M. Motavalli, H. Moshayedi, S. M. Zahrai, and E. Ghafoori, “Wire and arc additive manufacturing for strengthening of metallic components,” *Thin-Walled Structures*, vol. 203, Oct. 2024, doi: 10.1016/j.tws.2024.112074.
- [196] M. Fabbri and K. Wegener, “Preliminary investigation of a fast temperature prediction approach for simple thin-walled parts produced with Wire Arc Additive Manufacturing,” in *Procedia CIRP*, Elsevier B.V., 2022, pp. 372–377. doi: 10.1016/j.procir.2022.09.185.

- [197] B. Denkena, M. Wichmann, V. Boß, and T. Malek, “Technological simulation of the resulting bead geometry in the WAAM process using a machine learning model,” in *Procedia CIRP*, Elsevier B.V., 2024, pp. 627–632. doi: 10.1016/j.procir.2024.08.269.
- [198] V. Giannella, A. Califano, A. Bacco, F. Berto, and R. Sepe, “FEM simulation of the welding process of a butt-welded joint and comparison with experimental data,” in *Procedia Structural Integrity*, Elsevier B.V., 2023, pp. 892–900. doi: 10.1016/j.prostr.2023.07.029.
- [199] M. Javidi, H. Karimi Abadeh, H. R. Yazdanpanah, F. Namazi, and N. Shirvani Shiri, “Synergistic effect of temperature, concentration and solution flow on corrosion and passive film of austenitic SS 304L and 316L in concentrated sulfuric acid,” *Corros Sci*, vol. 237, Aug. 2024, doi: 10.1016/j.corsci.2024.112306.
- [200] Paweł Cegielski, “Analiza uwarunkowań zapewnienia prawidłowej trajektorii w zrobotyzowanych aplikacjach spawania łukowego MIG/MAG,” *Welding Technology Review*, vol. 89, no. 1, 2017.
- [201] T. Lehmann *et al.*, “Concurrent geometry- and material-based process identification and optimization for robotic CMT-based wire arc additive manufacturing,” *Mater Des*, vol. 194, p. 108841, 2020, doi: 10.1016/j.matdes.2020.108841.
- [202] T. N. Wordofa and P. J. Ramulu, “Gas Metal Arc Welding Input Parameters Impacts on Weld Quality Characteristics of Steel Materials a Comprehensive Exploration,” *Manufacturing Technology*, vol. 23, no. 3, pp. 366–379, Jun. 2023, doi: 10.21062/mft.2023.046.
- [203] H. Shen, R. Deng, B. Liu, S. Tang, and S. Li, “Study of the mechanism of a stable deposited height during GMAW-based additive manufacturing,” *Applied Sciences (Switzerland)*, vol. 10, no. 12, Jun. 2020, doi: 10.3390/app10124322.
- [204] D. T. Cicic, C. Rontescu, C. G. Amza, and A. Semenescu, “Research Concerning the Influence of Contact Tip-to-Work Distance (CTWD) on Penetration, Bead Height, Bead Width - Study Case GMAW Cladding,” *Adv Mat Res*, vol. 1088, pp. 774–778, Feb. 2015, doi: 10.4028/www.scientific.net/amr.1088.774.
- [205] R. H. G. E Silva, L. E. D. S. Paes, R. C. Barbosa, F. Sartori, and M. B. Schwedersky, “Assessing the effects of solid wire electrode extension (Stick out) increase in MIG/MAG welding,” *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*, vol. 40, no. 1, Jan. 2018, doi: 10.1007/s40430-017-0948-9.
- [206] G. F. Vander Voort, “Metallography, principles and practice.,” New York, 1999.
- [207] A. Fattah-alhosseini, A. Saatchi, M. A. Golozar, and K. Raeissi, “The transpassive dissolution mechanism of 316L stainless steel,” *Electrochim Acta*, vol. 54, no. 13, pp. 3645–3650, May 2009, doi: 10.1016/j.electacta.2009.01.040.

- [208] M. Fabbri, I. Aschwanden, K. Wegener, and M. Bambach, “A finite volume scheme with an adaptive heat flux calculation for fast temperature prediction for wire arc additive manufacturing,” *J Mater Process Technol*, vol. 324, Mar. 2024, doi: 10.1016/j.jmatprotec.2023.118281.
- [209] P. AR, A. B, V. M, and G. K. Sharma, “Numerical simulation and validation of residual stresses and distortion in type 316L(N) stainless steel weld joints fabricated by advanced welding techniques,” *CIRP J Manuf Sci Technol*, vol. 39, pp. 294–307, Nov. 2022, doi: 10.1016/j.cirpj.2022.08.010.
- [210] X. Wu, C. Su, and K. Zhang, “316L Stainless Steel Thin-Walled Parts Hybrid-Layered Manufacturing Process Study,” *Materials*, vol. 16, no. 19, Oct. 2023, doi: 10.3390/ma16196518.
- [211] C. Fuchs, C. Fritz, and M. F. Zaeh, “Impact of wire and arc additively manufactured workpiece geometry on the milling process,” *Production Engineering*, vol. 17, no. 3–4, pp. 415–424, Jun. 2023, doi: 10.1007/s11740-022-01153-8.
- [212] Y. Feng and D. Fan, “Investigating the Forming Characteristics of 316 Stainless Steel Fabricated through Cold Metal Transfer (CMT) Wire and Arc Additive Manufacturing,” *Materials*, vol. 17, no. 10, May 2024, doi: 10.3390/ma17102184.
- [213] S. H. Lee, “CMT-based wire arc additive manufacturing using 316l stainless steel: Effect of heat accumulation on the multi-layer deposits,” *Metals (Basel)*, vol. 10, no. 2, Feb. 2020, doi: 10.3390/met10020278.
- [214] M. Mao, H. Guo, F. Wang, and X. Sun, “Effect of cooling rate on the solidification microstructure and characteristics of primary carbides in H13 steel,” *ISIJ International*, vol. 59, no. 5, pp. 848–857, 2019, doi: 10.2355/isijinternational.ISIJINT-2018-524.
- [215] P. H. G. Dornelas *et al.*, “Stainless and low-alloy steels additively manufactured by micro gas metal arc-based directed energy deposition: microstructure and mechanical behavior,” *Progress in Additive Manufacturing*, vol. 10, no. 5, pp. 3401–3415, May 2025, doi: 10.1007/s40964-024-00805-8.
- [216] E. M. F. de Souza Silva, G. S. da Fonseca, and E. A. Ferreira, “Microstructural and selective dissolution analysis of 316L austenitic stainless steel,” *Journal of Materials Research and Technology*, vol. 15, pp. 4317–4329, Nov. 2021, doi: 10.1016/j.jmrt.2021.10.009.
- [217] H. Saito, M. Nishimoto, and I. Muto, “Pitting corrosion characteristics of sintered Type 316 L stainless steel: relationship between pores and MnS,” *Npj Mater Degrad*, vol. 8, no. 1, Dec. 2024, doi: 10.1038/s41529-024-00482-6.

Spis rysunków

Rys. 1.1 Końcówka dyszy paliwowej wykonana metodą przyrostową EBM [6]	17
Rys. 1.2 Rusztowanie wykonane ze stopu Ti6Al4V – struktura stosowana w implantologii [7].....	17
Rys. 1.3 Most w Amsterdamie ze stali nierdzewnej wytworzony metodą WAAM [8].....	18
Rys. 1.4 Konektor rakiety nośnej ze stopu aluminium o średnicy 10 m wykonany metodą WAAM [9]	18
Rys. 1.5 Wpływ grubości warstwy na a) wydajność procesu oraz b) rozdzielczość procesu [19].....	20
Rys. 2.1 Liczba publikacji w bazie Scopus zawierających akronim WAAM lub jego rozwińnięcie w tytule, streszczeniu lub słowach kluczowych	23
Rys. 2.2 Obudowa termostatu do samochodu marki Ford wykonana metodą WAAM [1]	24
Rys. 2.3. Parametry procesu WAAM.....	25
Rys. 2.4 Schemat procesów TOP-TIG (po lewej) oraz klasyczny TIG (po prawej) [37].....	27
Rys. 2.5 Charakterystyki statyczne źródeł spawalniczych: a) opadająca stałoprądowa, b) płaska [38]	28
Rys. 2.6 Schemat procesu napawania a) plazmowego; b) GMA	29
Rys. 2.7 Sposoby przenoszenia metalu w łuku w metodach GMA [30].....	30
Rys. 2.8 Schemat transferu metalu w metodzie CMT [43].....	31
Rys. 2.9 Przebieg zmian natężenia prądu w cyklu CMT [44].....	31
Rys. 2.10 Przykład charakterystyki prądowo napięciowej procesu CMT Advance [46]	33
Rys. 4.1 Podwójnie elipsoidalny model źródła ciepła Goldaka [82]	38
Rys. 4.2 Mechanizmy i kierunki przepływu ciepła w procesie WAAM (opracowanie własne)	39
Rys. 4.3 Przebieg zmian temperatury podłoża, temperatury międzyścięgowej oraz akumulacji ciepła podczas wytwarzania metodą GTA-WAAM ze stopu tytanu Ti6Al4 [88]	42
Rys. 5.1 a) Struktura stali 316L po wyżarzaniu roztworowym [91] b) Struktura spoiny stali 316L [92].....	43
Rys. 5.2 Wykres DeLonga do oceny zawartości ferrytu w spoinach ze stali austenitycznych serii 300 [93]	45
Rys. 5.3 Wykres równowagi fazowej dla układu 70% Fe i 30% Cr i Ni [94]	46

Rys. 5.4 Krystalizacja ferrytyczno-austenityczna dla stali 316L/316LSi a) Ferryt δ skryształizowany z roztworu ciekłego rozpada się do austenitu, b) Rozporszony ferryt δ na tle osnowu austenitycznej [95]	46
Rys. 5.5 Faza sigma σ na granicy międzyfazowej ferrytu δ i austenitu γ [95]	47
Rys. 5.6 Zmiana koncentracji chromu przy granicy ziarna – mechanizm uwrażliwienia stali [72]	48
Rys. 6.1 Struktura napoiny WAAM powstała z materiału elektrody ER316LSi (Badania własne).....	51
Rys. 6.2 Ewolucja struktury napoiny wykonanej metodą WAAM z drutu 316L a) warstwa n (ostania – górna); b) warstwa n-1/n-2; c) warstwa n-3; warstwa n-4 [95].....	52
Rys. 6.3 Morfologia ferrytu delta w stali 316LSi po procesie WAAM [107]	53
Rys. 6.4 Model grubościennego wydruku dla metody WAAM [120]	58
Rys. 6.5 Wpływ prędkości krystalizacji i gradientu temperatury na kształt ziaren dla stali 316L (Opracowanie własne na podstawie [129]	61
Rys. 6.6 Wpływ kolumnowej struktury WAAM na anizotropie właściwości mechanicznych [130]	62
Rys. 6.7 Struktura napoiny grubościennej [133].....	63
Rys. 6.8 Mapa kierunków krystalizacji (rozrostów ziarn) w odniesieniu do kierunku TD dla modelu grubościennego.....	64
Rys. 6.9 Mapy orientacji ziaren dla: a) próbki wykonanej z wysoką energią łuku, b) próbki z niską energią łuku [142]	66
Rys. 6.10 Wpływ rozmiaru SDAS na twardość napoiny z ER308L [145]	67
Rys. 6.11. Powierzchnie biorące udział w wyznaczaniu współczynnika wymieszania (udziału podłoża w kolejnej warstwie): a) klasyczne napawanie (Źródło: [30]; b) napawanie WAAM (Badania własne).	72
Rys. 6.12 Profile przeciwległych powierzchni próbki, z drutu 316L, wytworzonej metodą WAAM-CMT. Parametry procesu $I=105A$, $U=18,7V$, $V_{sp}=10mm/s$, $T_{miedzy\ ściegowa} = 150^{\circ}C$ [155].	73
Rys. 6.13. Geometria napoin wykonanych stosując strategię a) ruchu prostoliniowego jednokierunkowego; b) ruchu wahadłowego prostoliniowego [Badania własne] .	74
Rys. 6.14 Jednoosiowy stan naprężenia cieplnego a) naprężenia ściskające w spęczonym pręcie podczas nagrzewania; b) naprężenia rozciągające wychłodzonego pręta [38]	76

Rys. 6.15 Kierunki skurczu w spoinie podczas chłodzenia złącza spawanego [Opracowanie własne].....	78
Rys. 6.16 Mapy rozkładu naprężeń a) model na cienkiej płycie dociśniętej śrubami do podłoża; b) model na sztywnej, grubej płycie [173]	79
Rys. 6.17 Rozkład naprężeń w napoinie i płycie podłoża po procesie WAAM: a) układ zamocowany; b) układ bez zamocowania: [169]	80
Rys. 6.18 Dyfrakcja wiązki promieniowana na płaszczyznach krystalograficznych [184]	84
Rys. 6.19 Szumy Barkhausena w przebiegu pętli histerezy magnetycznej badanego materiału.....	85
Rys. 6.20 Etapy przygotowanie próbki do pomiaru naprężeń metodą sekcjonowania a) ustalenie długości pomiarowej i wykonanie otworów, b) odcięcie próbek i ponowny pomiar [187].....	86
Rys. 6.21 Układ tensometrów w rozecie tensometrycznej (Opracowanie własne na podstawie [190]).....	88
Rys. 7.1 Sposób przygotowania modelu do obliczeń metodą grafów spektralnych [193]	90
Rys. 7.2 Metoda wyznaczania geometrii napoiny na podstawie geometrii narzędzia [196] ...	91
Rys. 7.3 Wpływ gęstości siatki na temperaturę maksymalną procesu	93
Rys. 7.4 Metoda aktywacji elementów modelu MES na przykładzie oprogramowania Simufact Welding (opracowanie własne)	94
Rys. 7.5 a) Model MES procesu WAAM z zastosowaniem płaszczyzny symetrii; b) Porównanie przebiegów zmian temperatury według pomiaru i modelu MES [83]..	95
Rys. 7.6 a) Model MES procesu WAAM w programie ANSYS; b) Porównanie wyników naprężeń własnych MES z pomiarem eksperymentalnym metodą wiercenia małych otworów	95
Rys. 7.7 a) Model MES procesu WAAM w programie MSC Marc; b) Porównanie przebiegów zmian temperatury według pomiaru i modelu MES – pomiar na płycie podłoża w odległości 2mm od zewnętrznej średnicy napoiny [81]	96
Rys. 7.8 Weryfikacja strategia ograniczania naprężeń własnych na podstawie rozkładu naprężeń, a) wariant najlepszy; b) wariant najgorszy [181].....	97
Rys. 7.9 Wpływ optymalizacji kroku czasowego obliczeń na rozkład naprężeń własnych wzdłużnych	97
Rys. 9.1 Schemat i wymiaru planowanych próbek. Wartości w nawiasach dotyczą wymiarów próbek do badań wstępnych	103

Rys. 9.2 Stanowisko do realizacji procesu WAAM składające się z Robota IRp-6 oraz źródła CMT – TPS 2700	104
Rys. 9.3 Wpływ energii liniowej procesu na grubość napoiny	107
Rys. 9.4 Mapa odległości powierzchni próbki 7 od płaszczyzny dopasowania.....	108
Rys. 9.5 Mapa odległości powierzchni próbki 11 od płaszczyzny dopasowanej.....	109
Rys. 9.6 Mapa odległości powierzchni próbki 14 od płaszczyzny dopasowanej.....	109
Rys. 9.7 Mapa lokalnego kąta odchylenia od normalnej do płaszczyzny dopasowanej do powierzchni napoiny próbki 7	110
Rys. 9.8 Mapa lokalnego kąta odchylenia od normalnej do płaszczyzny dopasowanej do powierzchni napoiny próbki 11	111
Rys. 9.9 Mapa lokalnego kąta odchylenia od normalnej do płaszczyzny dopasowanej do powierzchni napoiny próbki 14.....	111
Rys. 9.10 Brak ciągłości spowodowany niestabilnością łuku.....	112
Rys. 9.11 Profil powierzchni próbki 4 wyznaczony za pomocą profilometru	112
Rys. 10.1 Porównanie geometrii modeli uzyskanych z analizy w programie GOM Inspect: a) model I_1 z I_2, b) model II_1 z II_2, c) model III_1 z III_2	116
Rys.10.2 Wielkości parametrów CTWD i GNWD w procesach spawania i pokrewnych	119
Rys. 10.3 Zdjęcie fragmentów próbek wykonanych z długością wolnego wylotu: a) 10mm – WWE10, b) 16mm – WWE16, c) 24 mm -WWE24	120
Rys. 10.4 Mapa stanu powierzchni próbek: a) WWE10, b) WWE16, c) WWE24.....	121
Rys. 10.5 Wpływ długości wolnego wylotu elektrody na zmianę geometrii przekrojów poprzecznych modeli: a) próbka WWE10, b) próbka WWE16, c) próbka WWE24.....	122
Rys. 10.6 Średnia grubość warstw próbek wykonanych dla trzech różnych wartości wolnego wylotu elektrody (10, 16 i 24 mm).....	124
Rys. 10.7 Profilogram 3D próbki WWE24	125
Rys. 10.8 Profilogramy pomiarów w kierunku X (górny) i Y (dolny) dla próbki WWE10 ..	125
Rys. 10.9 Profilogramy pomiarów w kierunku X (górny) i Y (dolny) dla próbki WWE16 ..	126
Rys. 10.10 Profilogramy pomiarów w kierunku X (górny) i Y (dolny) dla próbki WWE24...	126
Rys. 10.11 Przekrój poprzeczny próbek wykonanych metodą WAAM.: a) próbka WWE10, b) próbka WWE16, c) Próbką WWE24	129
Rys. 10.12 Mikrostruktura przypowierzchniowej części ostatniej warstwy:.....	130

Rys. 10.13 Mikrostruktura strefy wtopienia (ponownego przetopienia) w pobliżu krawędzi napoiny: a) Próbką WWE16, pomiędzy 15 a 16 warstwą; b) Próbką WWE24, pomiędzy 4 a 5 warstwą	130
Rys. 10.14 Mikrostruktura w pobliżu linii wtopienia w centralnej części napoiny:	130
Rys. 10.15 Mikrostruktura w pobliżu linii wtopienia w centralnej części napoiny:	131
Rys. 10.16 Pomiar parametru SDAS na mikrostrukturze napoiny WWE16.....	132
Rys. 10.17 Wpływ zmian długości wolnego wylotu elektrody na twardość próbek	134
Rys. 10.18 Mapa odległości powierzchni próbki M3 od płaszczyzny dopasowanej	136
Rys. 10.19 Mapa odległości powierzchni próbki M1 od płaszczyzny dopasowanej	136
Rys. 10.20 Mapa odległości powierzchni próbki M2 od płaszczyzny dopasowanej	136
Rys. 10.21 Mapa odchyleń powierzchni od płaszczyzny średniej dla próbki M1	137
Rys. 10.22 Profilogram nr 2 próbki M1 (od lewej) oraz profilogram nr 1 M3 (od prawej) ..	139
Rys.10.23 Mikrostruktura próbki M1, środek ściegu: a) warstwa 10; b) warstwa 2	140
Rys.10.24 Mikrostruktura próbki M2, środek ściegu: a) warstwa 10; b) warstwa 2	141
Rys.10.25 Mikrostruktura próbki M3, a) warstwa 10, b) warstwa 2	141
Rys.10.26 Barwny ferryt delta na jasnej tle osnowy austenitycznej	142
Rys. 10.27 Badania SEM: a) Mikrostruktura próbki M1; b) Analiza zawartości pierwiastków wzdłuż linii pomiarowej (zielona linia na rysunku a)	142
Rys. 10.28 Rozkład twardości dla próbek wykonanych z różną wartością natężenia prądu .	144
Rys. 10.29 Rozkład twardości wybranych warstw dla próbki M2.....	145
Rys. 10.30 Schemat elektrycznego obwodu zastępczego zastosowanego w badaniach odporności korozyjnej (R_s – opór środowiska, R_1 – Opór strefy 1, R_2 – opór strefy 2, CPE 1 - pojemność warstwy strefy 1, CPE2 – pojemność warstwy strefy 2.	146
Rys. 10.31 Widma impedancyjne napoiny z drutu 316LSi: a) b) c) oraz dla stali 316L: d)..<	148
Rys. 10.32 Krzywe potencjodynamiczne stali 316 i napoiny 316LSi eksponowane w 0.5M NaCl w stanie wyjściowym (316-SW) oraz po procesie WAAM (316LSi-M3D-M3S-M3G).....	149
Rys. 10.33 Zmiana potencjału obwodu otwartego (OCP) w czasie w roztworze 0,5 NaCl...	150
Rys. 10.34 Powierzchnie po badaniach potencjodynamicznych w 0.5 M NaCl próbek: a) M3D; b) M3G	151
Rys. 10.35 Uśrednione widma impedancyjnych badanych materiałów: a) kąt fazowy, b) moduł impedancji	153
Rys. 10.36 Topografia powierzchni po badaniach potencjodynamicznych w 0.1 M H_2SO_4 próbek a) M1 i b) 13	153

Rys. 10.37 Krzywe potencjodynamiczne stali 316L i napoiny 316LSi eksponowane w 0.1M H ₂ SO ₄ w stanie wyjściowym (316-SW) oraz po procesie WAAM (316LSi: M1-S, M2-S, M3-S, 13).....	155
Rys. 10.38 Zmiana potencjału obwodu otwartego (OCP) w czasie w roztworze 0,1 H ₂ SO ₄ .	156
Rys. 10.39 Powierzchnia próbki: 13S (a) i M1S (b) po badaniach potencjodynamicznych w 0.1M H ₂ SO ₄	157
Rys. 10.40 Mikrostruktura warstwy 4 próbki 13	158
Rys. 10.41 Orientacja próbek w napoinie WAAM przygotowanych do próby rozciągania statycznego	159
Rys. 10.42 Kształt oraz wymiary próbki do prób statycznego rozciągania	159
Rys. 10.43 Krzywe naprężenie-odkształcenie dla próbek z napoiny wykonanej przy prądzie 78 A: a) próbki serii V, b) próbki serii H	161
Rys. 10.44 Rozkład odkształceń ε_x w kierunku osi X tuż przed zerwaniem próbek z napoiny wykonanej przy natężeniu prądu 65A: a) próbka H2; b) próbka V1; c) próbka V2 .	163
Rys. 10.45 Rozkład odkształceń stycznych γ_{xy} w płaszczyźnie XY tuż przed zerwaniem próbek z napoiny wykonanej przy natężeniu prądu 65 A: a) próbka H2; b) próbka V1; c) próbka V2	164
Rys. 10.46 Rozkład przemieszczeń u_z w osi Z tuż przed zerwaniem próbek z napoiny 65A: a) próbka H2; b) próbka V1	165
Rys. 10.47 Rozkład odkształceń ε_{zred} zredukowanych próbek z napoiny: a) 65A V1, wydłużenie L0 = 2,8mm; b) 65A V1 przed zerwaniem, wydłużenie L0 = 6,4 mm; c) 65A V2 przed zerwaniem	165
Rys. 10.4 Rozkład odkształceń zredukowanych von Misesa próbek przed zerwaniem a) 65A H1; b) 78A H1; c) 90A H1	166
Rys. 10.49 Rozkład odkształceń zredukowanych von Misesa próbek przed zerwaniem a) 65A V1; b) 78A V1; c) 90A V1	166
Rys. 10.50 Przebiegi przełomów po próbie statycznego rozciągania próbek: a) 65A H1; b) 65A V2; c) 90A H1; d) 90A V1	168
Rys. 10.51 Przekroje wzdłużne (w kierunku rozciągania) próbek: a) 65A H1; b) 65A V1; c) 65A V2; d) 90A V1	169
Rys. 10.52 Rozkład zawartości ferrytu (liczba ferrytowa) na wysokości modelu	170
Rys. 10.53 Przebieg zmian czasów chłodzenia do temperatury 1000°C dla kolejno wykonywanych warstw napoin	171
Rys. 10.54 Lokalizacja punktów pomiarowych – warstwa 10 w trakcie wykonywania	172

Rys. 10.55 Maksymalny czas chłodzenia do temperatury 110 stopni	173
Rys. 10.56 Schemat przyrządu do mocowania wytwarzanej próbki i uwalniania zakumulowanych naprężeń	174
Rys.10.57 Uproszczony model procesu wytwarzania WAAM w programie Simufact Welding	176
Rys. 10.58 Wpływ ilości elementów na maksymalną temperaturę procesu	177
Rys. 10.59 Schemat rozmieszczenia termopar T1 – T4 na próbce M1	178
Rys.10.60 Przebiegi temperatury w funkcji czasu zastosowane do kalibracji współczynnika emisyjności materiału	178
Rys.10.61 Przykład obrazu, na podstawie którego wykonywano pomiary w celu określenia wartości parametrów C_f i C_r	180
Rys. 10.62 Krzywe kalibracyjne dla modelu źródła ciepła	180
Rys. 10.63 Ostatni krok obliczeniowy napawania WAAM dla warstwy 4.....	181
Rys. 10.64 Stanowisko pomiarowa metodą CKO – Cyfrowej Korelacji Obrazu	183
Rys. 10.65 Rozkład przemieszczeń w osi Y na powierzchni napoiny WAAM, wykonanej na podłożu o grubości: a) 4mm b) 8mm i c) 12mm	185
Rys. 10.66 Przesunięcie węzłów modelu MES w osi Z - stan z nieaktywnym dociskiem	187
Rys. 10.67 Względne przesunięcie całkowite węzłów modelu MES pomiędzy stanem z aktywnym dociskiem, a wyłączonym dociskiem	187
Rys. 10.68 Mapa naprężeń zredukowanych w napoinie, parametrami jak dla próbki M1, płyta 8mm: a) docisk aktywny, b) docisk nie aktywny.....	189
Rys. 10.69 Ewolucja naprężeń wzdłuż linii pomiarowej A-B dla próbki na płycie o grubości 4mm, a) naprężenie normalne - składowa X, b) naprężenia zredukowane	190
Rys. 10.70 Ewolucja naprężeń wzdłuż linii pomiarowej A-B dla próbki na płycie o grubości 8 mm, a) naprężenie normalne - składowa X, b) naprężenia zredukowane	191
Rys. 10.71 Ewolucja naprężeń wzdłuż linii pomiarowej A-B dla próbki na płycie o grubości 12mm, a) naprężenie normalne - składowa X, b) naprężenia zredukowane	191
Rys. 10.72 Rozkład naprężeń na linii pomiarowej A-B w zależności od grubości podłoża..	194
Rys. 10.73 Mapa naprężeń zredukowanych dla napoin na płycie a) 4mm; b) 12 mm	196
Rys. 10.74 Przesunięcie podłoża pod aktywnym dociskiem dla płyt: a) 4mm; b) 8mm; c) 12mm	197
Rys. 11.1 Odkształcenia napoiny modelu MES po zwolnieniu docisku.....	206

Spis tabel

Tabela 1.1 Procesy wytwarzania przyrostowego wg ISO/ASTM 52900:2021	19
Tabela 2.1 Porównanie transferu zwarcowego z transferem w metodzie CMT [22], [30]	30
Tabela 5.1 Skład chemiczny stali 316L [90]	43
Tabela 5.2 Równoważniki Cr i Ni wg DeLonga	44
Tabela 5.3 Właściwości mechaniczne stali 316L w stanie wyżarzonym	49
Tabela 6.1 Właściwości mechaniczne stopiwa z ER316L i ER316LSi wg ISO 14343:2017-A	59
Tabela 6.2 Właściwości mechaniczne wydruków WAAM z drutu 316L/316LSi	60
Tabela 9.1 Skład chemiczny stali 304L (podłoże), 316LSi (materiał dodatkowy – drut) oraz zmierzony skład chemiczny materiału po procesie napawania WAAM	104
Tabela 9.2 Parametry prób technologicznych w ramach badań wstępnych	106
Tabela 9.3 Parametry chropowatości próbek 4,8,12,15	113
Tabela 10.1 Parametrów prób technologicznych podczas badań powtarzalności procesu napawania WAAM	115
Tabela 10.2 Odchyłki dopasowania modeli 3D próbek serii I i II	117
Tabela 10.3 Parametry procesu WAAM CMT dla prób badania wpływu długości wolnego wylotu na właściwości wydruków	119
Tabela 10.4 Wymiary geometryczne wytworzonych modeli dla różnych wartości wolnego wylotu elektrody	123
Tabela 10.5 Parametry chropowatości badanych próbek dla dwóch kierunków pomiarów ...	127
Tabela 10.6 Wartości parametrów chropowatości próbek wykonanych ze zmiennym wolnym wylotem elektrody	128
Tabela 10.7 Wartości SDAS w zależności od długości WWE	133
Tabela 10.8 Parametry procesu WAAM CMT dla prób badania wpływu natężenia prądu na wyniki napawania	135
Tabela 10.9 Porównanie grubości próbek wykonanych z różną wartością natężenia prądu .	137
Tabela 10.10 Parametry 3D struktury geometrycznej powierzchni analizowanych próbek ..	138
Tabela 10.11 Wartości wybranych parametrów SGP próbek M1-M3	139
Tabela 10.12 Wpływ natężenia prądu na wartość parametru SDAS	141
Tabela 10.13 Zawartość ferrytu w napoinie w zależności od natężenia prądu	143
Tabela 10.14 Wybrane parametry charakteryzujące twardość próbek	145

Tabela 10.15 Charakterystyczne wartości elektrochemiczne badanych materiałów z badań EIS.	148
Tabela 10.16 Charakterystyczne wartości elektrochemiczne badanych materiałów określone w badaniu potencjodynamicznym	149
Tabela 10.17 SDAS dla próbek pobranych odpowiednia z dołu, środka i góry napoiny	151
Tabela 10.18 Charakterystyczne wartości elektrochemiczne badanych próbek	154
Tabela 10.19 Charakterystyczne właściwości elektrochemiczne badanych materiałów określone w badaniach potencjodynamicznych	156
Tabela 10.20 Wybrane parametry mikrostruktury próbki 13 i stali 316L	157
Tabela 10.21 Obszar zerwania próbek w próbie statycznego rozciągania.....	160
Tabela 10.22 Wpływ długości pomiarowej na granice plastyczności i wydłużenie próbek 65A serii V	160
Tabela 10.23 Wyniki badań wytrzymałościowych dla próby statycznego rozciągania dla ograniczonej serii danych.....	162
Tabela 10.24 Względne różnice dla badanych właściwości mechanicznych	162
Tabela 10.25 Średnia prędkość chłodzenia $V_{ch\ 1400-1050}$ [K/s] warstwy 10 napoin.....	172
Tabela 10.26 Sumaryczny czas w temperaturze ponad 1050°C dla wybranych punktów 8 warstwy napoin	172
Tabela 11.1 Parametry źródła ciepła dla modelu Goldaka.....	180
Tabela 11.2 Parametry geometryczne przekrojów modeli WAAM na płytach o grubości 4, 8 i 12 mm	186
Tabela 11.3 Przemieszczenia w kierunku prostopadłym po powierzchni płyty podłoża dla pomiaru CKO i modelu MES.....	188