

SLOVENSKÁ TECHNICKÁ UNIVERZITA V BRATISLAVE MATERIÁLOVOTECHNOLOGICKÁ FAKULTA SO SÍDLOM V TRNAVE

Ing. Filip Šugra

Autoreferát dizertačnej práce

Aditívna výroba súčiastok oblúkovými metódami navárania

na získanie akademického titulu doktor (philosophiae doctor, v skratke PhD.)

v doktorandskom študijnom programe: Strojárske technológie a materiály

v študijnom odbore: Strojárstvo

Forma štúdia: denná

Miesto a dátum: Trnava, 31.5.2024



Dizertačná práca bola vypracovaná na:

Ústav výrobných technológií, Materiálovotechnologická fakulta so sídlom v Trnave, Slovenskej technickej univerzity v Bratislave

Predkladateľ	Ing. Filip Šugra
	Ústav výrobných technológií
	Materiálovotechnologická fakulta so sídlom v Trnave
	Slovenská technická univerzita v Bratislave
	Jána Bottu 2781/25
	91724 Trnava

Školiteľprof. Ing. Milan Marônek, CSc.Ústav výrobných technológiíMateriálovotechnologická fakulta so sídlom v TrnaveSlovenská technická univerzita v BratislaveJána Bottu 2781/2591724 Trnava

Autoreferát bol rozoslaný

Obhajoba dizertačnej práce sa bude konať dňa 27.08 2024 o 11:10 hod.

Na Materiálovotechnologickej fakulte so sídlom v Trnave, Slovenskej technickej univerzity v Bratislave.

prof. Ing. Miloš Čambál, CSc. dekan Materiálovotechnologickej fakulty

OBSAH

ÚVOD	
1	NÁVRH EXPERIMENTU 5
1.1	Vedecké predpoklady
1.2	Experimentálny materiál
1.3	Postup riešenia experimentu
1.4	Vplyv naváracieho režimu na geometriu jednovrstvových návarov7
1.5	Vplyv ochrannej atmosféry na geometriu jednovrstvových návarov 10
1.6	Naváranie viacvrstvových komponentov 11
1.7	Hodnotenie chýb návarov
1.8	Príprava vzoriek na skúšku ťahom
1.9	Mechanické skúšky 13
1.10	Mikroskopická analýza
1.11	Transmisná elektrónová mikroskopia14
1.12	Tepelné spracovanie
1.13	Štatistické vyhodnotenie
2	EXPERIMENT
2.1	Analýza viacvrstvových komponentov vyhotovených technológiou WAAM 15
2.1.1	Geometrické charakteristiky
2.1.2	Mikroštruktúrna analýza 18
2.1.3	Mechanické vlastnosti
2.1.4	Transmisná elektrónová mikroskopia vyhotovených komponentov 29
2.2	Porovnanie komponentov vyhotovených režimom CMT v ochranných atmosférach Inoxline a argón 29
2.2.1	Geometrické charakteristiky
2.3	Tepelné spracovanie
2.4	Mikroskopická analýza
2.4.1	Mechanické vlastnosti
3	DISKUSIA K DOSIAHNUTÝM VÝSLEDKOM 41
3.2	Prínosy dizertačnej práce
ZÁVER	
ZOZNAN	A BIBLIOGRAFICKÝCH ODKAZOV 49
ZOZNAN	A PUBLIKAČNEJ ČINNOSTI

ÚVOD

Vzhľadom na neustále rastúce ceny materiálov a zhoršujúce sa klimatické podmienky, rastie celosvetovo dopyt po alternatívnych technológiách, ktoré by mohli výrazne znížiť spotrebu materiálov. To by následne pozitívne ovplyvnilo ceny výrobkov ale aj životné prostredie. Jednou z potenciálnych technológií je 3D tlač, ktorá vyniká svojou schopnosťou produkovať komplexné, trojrozmerné komponenty s vysokou geometrickou presnosťou, čo umožňuje dosiahnuť výrazné úspory v porovnaní s konvenčnými výrobnými postupmi. Aditívne procesy založené na tavení materiálu často využívajú kovový prášok, ktorý sa taví laserovým alebo elektrónovým lúčom. Napriek dosiahnutej vysokej presnosti, rýchlosť nanášania je nízka, čo vedie k predĺženiu výrobného času.

Naproti tomu princípom technológie WAAM je nanášanie viacerých vrstiev materiálu na seba a vedľa seba až kým nevznikne hotový výrobok. Ako prídavný materiál sa používa zvárací drôt, ktorý sa taví pomocou elektrického oblúka. Hoci geometrická presnosť dosiahnutá technológiou WAAM nie je taká vysoká ako pri metódach využívajúcich kovový prášok, rýchlosť nanášania materiálu je podstatne vyššia, čo umožňuje produkciu veľkorozmerných komponentov v kratšom čase. Ďalšou veľkou výhodou technológie WAAM je jednoduchosť v realizácii výroby akejkoľvek navrhnutej súčiastky bez ohľadu na zložitosť geometrie a efektívnejšie využitie materiálu. Vďaka tomu je možné redukovať odpad vo výrobnom procese a tým aj samotné výrobné náklady. Technológia WAAM tak nachádza uplatnenie pri spracovaní cenovo náročnejších materiálov akými sú napríklad aj vysokolegované niklové zliatiny Inconel.

Zliatiny triedy Inconel sú vďaka svojej odolnosti voči oxidácii a korózii ideálne pre použitie v náročných podmienkach, ktoré sú charakteristické vysokým tlakom a teplotou. Po zahriatí sa na povrchu zliatiny vytvorí stabilná, pasivujúca vrstva oxidu, ktorá ho chráni pred ďalším nepriaznivým účinkom. Inconel si zachováva pevnosť v širokom rozsahu teplôt, vďaka čomu je atraktívny pre aplikácie vo vysokoteplotnom prostredí. Pevnosť Inconelu pri zvýšených teplotách je spôsobená substitučným alebo precipitačným spevnením, v závislosti od triedy zliatiny. Vďaka ich vysokej cene a ťažkej obrobiteľnosti nájdu uplatnenie predovšetkým v technológii WAAM.

Dizertačná práca je zameraná na skúmanie vplyvu rôznych naváracích režimov, ochranných plynov a stratégií chladenia na výsledné geometrické, mikroštruktúrne a mechanické vlastnosti vyhotovených komponentov metódou WAAM zo zliatiny Inconel 718.

1 NÁVRH EXPERIMENTU

V experimentálnej časti dizertačnej práce sa posudzoval vplyv parametrov navárania na geometrické charakteristiky, mechanické vlastnosti, chyby návarov, mikroštruktúru a makroštruktúru vyhotovených komponentov. Cieľom experimentu bolo navrhnúť také parametre navárania aby sa dosiahli čo najvyššie komponenty s minimálnou šírkou a vlnitosťou.

1.1 Vedecké predpoklady

Autori Wu a kolektív sledovali vplyv rôznych úrovní interpass teploty (100 °C, 200 °C a 300 °C) a interpass chladenia pomocou CO₂ na rozmery návaru vyhotoveného pomocou prídavného drôtu Ti6Al4 technológiou WAAM.

Autori zistili, že zvýšením medzivrstvovej teploty zo 100 °C na 300 °C sa výška komponentu zníži o 11,7 % zatiaľ čo šírka sa zvýši o 12,2 %. Výskumníci navyše zistili, že komponent chladený pomocou CO₂ dosahuje takmer rovnaké geometrické charakteristiky ako komponent vyhotovený pri teplote 100 °C, čo umožňuje zvýšenie produktivity výrobného procesu. (Wu et al. 2018) Podobné výsledky dosiahli vo svojich štúdiách aj iní autori. (Kazanas et al. 2012)

Na základe týchto poznatkov bol vyjadrený prvý vedecký predpoklad:

1. Zmena interpass teploty ovplyvní geometrické charakteristiky komponentu vyhotoveného z niklovej zliatiny.

Formulácia druhého predpokladu vychádzala zo štúdie kolektívu pod vedením Zhaia. Autori vo svojej štúdií sledovali vplyv rôznych úrovní interpass teploty (150 °C, 350 °C a 600 °C) na výsledné mechanické vlastnosti komponentov vyhotovených z nízkolegovanej vysokopevnej ocele využitím technológie WAAM.

Autori zistili, že najvyššou medzou klzu sa vyznačoval komponent vyhotovený pri teplote 150 °C. Zvyšovaním interpass teploty sa pozorovala tendencia klesania tejto hodnoty, pričom pri interpass teplotách 350 °C a 600 °C sa medza klzu ustálila na porovnateľných hodnotách. Napriek klesajúcemu trendu bol vplyv interpass teploty na medzu klzu vyhodnotený ako štatisticky nevýznamný, čo bolo spôsobené výrazným rozptylom dát.

Na druhej strane, najvyššia hodnota pevnosti v ťahu bola dosiahnutá v komponente vyhotovenom aplikovaním interpass teploty 350 °C. Ďalšie zvyšovanie interpass teploty dokonca viedlo ku kolapsu komponentu. (Zhai et al. 2022)

Na základe týchto poznatkov bol sformulovaný druhý vedecký predpoklad:

2. Aplikovaním interpass teploty sa dosiahne vyššia pevnosť v ťahu a medza klzu komponentov vyhotovených z niklových zliatin.

Vplyv ochranného plynu na geometrické a mechanické vlastnosti bol už predmetom literárnej rešerše, kde sa opisoval výskum realizovaný autormi Jurić a kolektív. Výskumníci vo svojej štúdií sledovali vplyv skupiny ochranných plynov s obchodným značením Inoxline od spoločnosti Messer Group GmbH, na výsledné geometrické a mechanické vlastnosti komponentov vyhotovených zo zliatiny Inconel 718 pomocou technológie WAAM. (Jurić et al. 2019)

Autori vo svojej práci síce skúmali rôzne druhy ochranných plynov Inoxline, ale nezahrnuli ochranný plyn Inoxline He30H2C s obsahom hélia 30 %, ktorý je špecificky navrhnutý na zváranie niklových zliatin. Tento plyn zvyšuje tekutosť zvarového kúpeľa a stabilitu elektrického oblúka.

Na základe týchto poznatkov bol vyslovený tretí vedecký predpoklad:

3. Aplikácia ochranného plynu Inoxline He30H2C zlepší geometrické a mechanické vlastnosti komponentov vyhotovených z niklových zliatin.

Výskumníci Tanvir a kolektív sledovali vplyv rozpúšťacieho žíhania na mechanické vlastnosti komponentov vyhotovených zo zliatiny Inconel 625. Žíhanie prebiehalo pri teplote 980 °C a trvalo 30, 60 a 120 minút.

Podľa autorov štúdie, pevnosť materiálu v stave po naváraní je dosiahnutá spevňujúcimi rozptýlenými prvkami, ktoré bránia pohybu dislokácií. Počas prvej fázy žíhania (30 min) sa tieto častice zhlukujú do klastrov, z ktorých následne začínajú precipitovať MC karbidy a δ fáza. V počiatočných fázach tepelného spracovania (30 a 60 min) v mikroštruktúre chýba dostatočné množstvo precipitovaných fáz, aby mohlo dôjsť ku kompenzácií straty spevňujúcich prvkov. Avšak po 120 minútach tepelného spracovania, precipitované fázy kompenzujú stratu spevňujúcich prvkov, čo vedie k zvýšeniu pevnostných charakteristík v porovnaní so stavom po naváraní. (Tanvir et al. 2019)

Tieto výsledky sú v rozpore s výsledkami autora Zhanga s kolektívom, ktorí skúmali vplyv množstva δ fázy na mechanické vlastnosti zliatiny Inconel 718, ktoré sa menilo modifikovaním tepelného spracovania. Bolo zistené, že pevnosť v ťahu a medza klzu s rastúcim množstvom δ fázy klesajú a naopak, pomerné predĺženie rastie. Na základe týchto poznatkov bol definovaný štvrtý vedecký predpoklad:

4. Predlžovaním času rozpúšťacieho žíhania bude dochádzať k znižovaniu mechanických vlastností vyhotovených komponentov.

1.2 Experimentálny materiál

V experimente sa ako substrát použila uhlíková oceľ S235. Dôvodom bola nižšia cena základného materiálu, ktorý sa v technológií WAAM zvyčajne po naváraní odoberá.

Výhodou technológie WAAM je jej nákladová efektívnosť pri výrobe veľkorozmerných komponentov z drahých zliatin. Z toho dôvodu sa v experimentálnej časti dizertačnej práce použila niklová zliatina Inconel 718 vo forme drôtu NiCro 718 MIG s priemerom 1,2 mm a normatívnym značením EN ISO 18274: S Ni 7718. Chemické zloženie prídavného materiálu je uvedené v tabuľke 1.

С	Mn	Si	S	Р	Cr	Ni	Мо
0,04	0,09	0,08	0,001	0,009	18,30	53,53	2,87
AI	Ti	Со	Cu	Nb+ Ta	В	Fe	!
0,52	0,9	0,05	0,10	5,06	0,004	18,2	20

Tab. 1 Chemické zloženie drôtu NiCro 718

1.3 Postup riešenia experimentu

Na obrázku 1 je zobrazený diagram postupu riešenia experimentu v jednotlivých krokoch, ktoré budú ďalej rozobraté v nasledujúcich podkapitolách.



Obr. 1 Diagram návrhu experimentu

1.4 Vplyv naváracieho režimu na geometriu jednovrstvových návarov

Na základe naštudovaných poznatkov z vedeckej literatúry bol navrhnutý nasledujúci experiment. V laboratóriu oblúkových a plazmových technológií (obr. 2) sa rôznymi parametrami navárania vyhotovili húsenice na substráte z konštrukčnej ocele a sledoval sa vplyv tepelného príkonu na ich šírku a výšku. Tepelný príkon sa reguloval zmenou prúdu, napätia a rýchlosti navárania.



Obr. 2 Laboratórium oblúkových a plazmových technológií

Po určení najvhodnejších parametrov navárania bol ďalším sledovaným parametrom vplyv voľby režimu prenosu kovu v oblúku na výslednú geometriu jednovrstvových návarov.

Jednotlivé režimy majú preddefinované rozdielne parametre navárania pre rovnakú rýchlosť podávania drôtu. V závislosti na nich je tak výsledná geometria návaru rozdielna. Je tak zrejmé, že v závislosti od použitého režimu bude rozdielna aj geometria povrchu komponentu vytvoreného aditívnou výrobou metódou WAAM.

Na presné určenie vplyvu režimov navárania na geometrické charakteristiky vyhotovených návarov sa v experimente použili 4 režimy navárania: Low Spatter Control (LSC), Pulse Synergic (PS), Pulse Multi Control (PMC) a Cold Metal Transfer (CMT).

PS je pulzný zvárací proces s riadeným prechodom materiálu. Vo fáze základného prúdu dochádza k redukcii privádzanej energie do takej miery, aby sa len zabezpečilo stabilné horenie elektrického oblúku, ktorý predhrieva základný materiál. Vo fáze pulzného prúdu dochádza vplyvom presne dávkovaného prúdového impulzu k uvoľneniu kvapky prídavného materiálu. Vďaka tomuto princípu je možné zvárať takmer bez rozstreku v celom rozmedzí pracovného výkonu, pretože nežiaduce skraty a tým aj nekontrolované rozstreky sú takmer vylúčené. (Hackenhaar et al. 2022)

Režim PMC je proces zvárania pulzným oblúkom s vysokorýchlostným spracovaním údajov, presným zaznamenávaním stavu procesu a vylepšeným oddeľovaním kvapiek. PMC režim zabezpečuje rýchlejšie zváranie so stabilným elektrickým oblúkom a rovnomerným prietavom. (Fronius 2022)

Režim LSC je proces prenosu kovu v oblúku s nízkym rozstrekom. Prúd sa zníži pred prerušením skratového mostíka; opätovné zapálenie prebieha pri výrazne nižších hodnotách zváracieho prúdu čo má za následok menší rozstrek zvarového kovu.

Parametre navárania pre jednotlivé režimy nastavené samotným zdrojom sú uvedené v tabuľke 2.

Tab. 2 Parametre navárania pre jednotlivé režimy

Parametre navárania	СМТ	PS	LSC	РМС
Navárací prúd [A]	205	230	221	205
Naváracie napätie [V]	15	23,4	24,2	21,9
Rýchlosť navárania [mm·s⁻¹]	5	5	5	5
Rýchlosť podávania drôtu [m∙min⁻¹]	8	8	8	8
Prietokové množstvo ochranného plynu [l·min ⁻¹]	15	15	15	15

Na presné určenie parametrov navárania sa použil systém monitorovania procesných parametrov oblúkových technológií zvárania v reálnom čase HKS WeldAnalyst so vzorkovacou frekvenciou 10 kHz, čo umožnilo zaznamenať priebeh pulzov v procese navárania a určiť efektívne hodnoty zváracieho prúdu, napätia a tým aj vypočítať tepelný príkon dosiahnutý použitím jednotlivých režimov.

Na naváranie boli použité zváracie zdroje Fronius TPS600i a Fronius TransPuls Synergic 3200 CMT. Pohyb horáka zabezpečovalo zariadenie Multiweld od spoločnosti Prvá zváračská, a.s. Návary vyhotovené režimami LSC a PMC sa zhotovili pomocou zdroja Fronius TPS600i. Návary vyhotovené režimom CMT boli realizované pomocou zváracieho zdroja Fronius TransPuls Synergic 3200 CMT.

Na meranie geometrických charakteristík vyhotovených komponentov sa použil optický 3D skener GOM ATOS II TripleScan od spoločnosti GOM. Technické parametre 3D skenera sú uvedené v tabuľke 3.

Pozícia kamery	SO	
Merací objem	MV 320	
Rozmery meracieho objemu (D׊×V) [mm]	320×240×240	
Rozlíšenie kamery 3D skenera [px]	2448×2050	
Vzdialenosť medzi nameranými bodmi [µm]	129,93	
Meracia vzdialenosť [mm]	490	
Uhol medzi kamerami [°]	28	

Tab. 3 Technické parametre optického 3D skenera GOM ATOS II TripleScan (GOM manual 2012)

Princípom 3D skenovania je premietanie štruktúrovaného modrého svetla s vlnovou dĺžkou 400-500 nm na povrch skenovanej vzorky, čím sa získavajú súradnice jednotlivých bodov povrchu (obr. 28). Následne sa skenovaná súčiastka pomocou rotačného stolu pootočí o určitý uhol a skenovanie sa zopakuje. Podmienkou spojenia jednotlivých skenov je prítomnosť minimálne 3 totožných nekódovaných referenčných bodov na povrchu skenovanej súčiastky na každom 3D skene. Z naskenovaného mračna bodov sa následne v softvéri GOM ATOS Professional vytvorí plošný model súčiastky, ktorý možno geometricky analyzovať. (Urminský 2018)



Obr. 3 Skenovanie vyhotoveného komponentu technológiou WAAM

Plošné modely jednovrstvových a viacvrstvových komponentov vyhotovených technológiou WAAM boli rozdelené na jedenásť virtuálnych rezov, ktoré boli od seba vzdialené 13 mm (obr. 4). V každom reze boli zmerané výška, šírka a v prípade viacvrstvových komponentov aj odchýlka vlnitosti.



Obr. 4 Polohy virtuálnych rezov na jednovrstvovom a viacvrstvovom návare

Vlnitosť sa určila nanesením úsečiek, ktoré pretínali návar v najužšom a najširšom mieste. Následne sa odmerala maximálna a efektívna šírka. Polovica rozdielu týchto hodnôt reprezentuje najväčšiu hodnotu vlnitosti v danom reze. Princíp merania vlnitosti je na obrázku 5.



Obr. 5 Princíp merania odchýlky vlnitosti

1.5 Vplyv ochrannej atmosféry na geometriu jednovrstvových návarov

Ďalším sledovaným parametrom bol druh použitej ochrannej atmosféry a jej vplyv na výslednú geometriu vyhotovených jednovrstvových návarov. V experimente boli použité 3 ochranné plyny: argón (čistota 99,996 %), hélium (čistota 99,996 %) a Inoxline He30H2C.

Plyn Inoxline He30H2C predstavuje obchodný názov pre viackomponentný plyn, ktorý bol špecificky vyvinutý spoločnosťou Messer Group GmbH na účely zvárania niklových zliatin. Jeho chemické zloženie dokumentuje tabuľka 4.

Tab. 4	Chemické z	zloženie	zmesného	plynu	Inoxline	He30H2C
--------	------------	----------	----------	-------	----------	---------

Argón	67,88 %
Hélium	30 %
Vodík	2 %
Oxid uhličitý	0,12 %

Jednovrstvové návary sa vyhotovili režimom CMT, parametre navárania sú uvedené v tabuľke 13. Podobne ako v predchádzajúcom experimente, aj v tomto bola meraná výška a šírka každej návarovej húsenice s využitím obdobných postupov.

1.6 Naváranie viacvrstvových komponentov

Po vyhodnotení jednovrstvových návarov a určení najvhodnejších parametrov a režimov navárania sa vyhotovili viacvrstvové komponenty. V procese navárania sa použili režimy CMT a PS. Za účelom určenia vplyvu stratégie chladenia na geometrické a mechanické vlastností vyhotovených komponentov boli pre každý režim vyhotovené 2 viacvrstvové komponenty. Prvý komponent bol vyhotovený s dodržaním interpass teploty 100 °C, zatiaľ čo druhý komponent bol naváraný kontinuálne, bez chladnutia na medzivrstvovú teplotu.

Ďalším sledovaným vplyvom na vlastnosti vyhotovených viacvrstvových komponentov bol druh použitej ochrannej atmosféry. V experimente sa preto vyhotovil komponent režimom CMT s dodržaním interpass teploty v ochrannej atmosfére zmesného plynu Inoxline He30H2C. Geometrické, štruktúrne a mechanické charakteristiky takto vyhotoveného komponentu sa porovnali s komponentom vyhotoveným obdobným spôsobom, ale v ochrannej atmosfére argónu.

S cieľom presného porovnania jednotlivých režimov navárania, stratégie chladenia a vplyvu použitej ochrannej atmosféry, pozostával každý viacvrstvový komponent z 53 vrstiev a mal dĺžku 150 mm, v prípade porovnávania pevnostných charakteristík aj v horizontálnom smere 230 mm. Parametre navárania sú uvedené v tabuľke 2.

1.7 Hodnotenie chýb návarov

Na vyhodnotenie vnútorných a vonkajších chýb návarov je možné aplikovať rôzne metódy nedeštruktívneho skúšania, ktoré sú uvedené v tabuľke 5.

Metóda	Typ chyby
Vizuálna skúška	Povrchová
Penetračná skúška	Podpovrchová, Povrchová
Skúška prežiarením	Vnútorná

Tab. 5 Metódy na zisťovanie chýb návarov

Hoci je vizuálna skúška štandardnou a často používanou metódou kontroly kvality zvarových spojov, nie je ju možné efektívne aplikovať v technológií WAAM. Dôvodom je špecifický charakter povrchu komponentov vyhotovených takouto technológiou, ktorý vyznačuje zatečeným a vlnitým reliéfom. Povrch takéhoto typu bráni dôkladnému vizuálnemu hodnoteniu kvality vyhotovených návarových húseníc. Okrem toho, väčšina defektov vznikajúcich pri použití technológie WAAM sa nachádza vo vnútri vyhotovených komponentov, ktoré nie je možné identifikovať pomocou vizuálnej skúšky.

Ďalšou veľmi často používanou skúškou hodnotenia kvality zvarových spojov je kapilárna skúška. Všeobecnými zásadami kapilárneho skúšania sa zaoberá norma EN ISO 3452, úrovniam prípustnosti sa venuje norma EN ISO 23277. Použitím kapilárnej skúšky v prípade komponentov vyhotovených technológiou WAAM nie je možné dôkladne detegovať povrchové a podpovrchové chyby, nakoľko komponenty sa vyznačovali nerovnomerným povrchom. Takýto typ povrchu môže viesť k vzniku falošných indikácií, čo znemožňuje spoľahlivú a presnú identifikáciu skutočných defektov komponentu.

Za účelom zistenia vnútorných chýb sa preto na vyhotovených komponentoch vykonala skúška prežiarením. Pred samotnou skúškou prežiarením sa obidve plochy každého návaru ofrézovali. Skúška prežiarením neodhalila žiadne závažné chyby ani v jednom z vyhotovených komponentov.

1.8 Príprava vzoriek na skúšku ťahom

Vyhotovené komponenty sa po naváraní vyznačovali veľkou hrúbkou, drsnosťou a vlnitosťou čo je spôsobené samotnou technológiou WAAM. Po vyhodnotení geometrie 3D skenovaním boli povrchy komponentov zbavené vlnitosti ofrézovaním na požadovanú hrúbku a drsnosť.

Následne sa z komponentov vyrezalo 6 vzoriek na skúšku ťahom podľa normy STN EN ISO 6892-1 a 3 vzorky na skúšku rázom v ohybe podľa normy STN EN ISO 148-1. Rozloženie vzoriek je na obrázku 6. Vzorky sa z návarov vyrezali vodným lúčom a následne sa opracovali na požadovaný rozmer a drsnosť frézovaním.



Obr. 6 Vzorky na skúšku ťahom a rázom v ohybe

Geometrické rozmery vzoriek na skúšku ťahom a rázom v ohybe sú na obrázku 7 a 8.



Obr. 7 Geometrické rozmery telieska na skúšku ťahom



Obr. 8 Geometrické rozmery telieska na skúšku rázom v ohybe

1.9 Mechanické skúšky

Skúška ťahom sa realizovala na univerzálnom skúšobnom zariadení LabTest 5.250 SP1 – VM podľa normy STN EN ISO 6892-1. Výstupom z tejto skúšky boli ťahové diagramy, z ktorých sa odčítali hodnoty dohovorenej medze klzu a pevnosti v ťahu. Skúška rázom v ohybe sa realizovala podľa normy STN EN ISO 148-1 na Charpyho kladive LabTest CHK300 s rázovou energiou kladiva 300 J.

Tvrdosť sa merala Vickersovou metódou a to podľa normy STN EN ISO 6507-1 pomocou mikrotvrdomera Neophot 21 od spoločnosti ZEISS. Meranie mikrotvrdosti sa realizovalo v smere výšky komponentov v osi prechádzajúcej naprieč celým návarom. Jednotlivé vtlačky boli od seba vzdialené 5 mm. Na lepšie posúdenie vplyvu technológie WAAM na tvrdosť materiálu sa meranie realizovalo aj v priečnom smere v dolnej, strednej a hornej časti návaru. V každej línií bola vzdialenosť medzi jednotlivými vtlačkami stanovená na 1 mm. Schéma merania mikrotvrdosti je na obrázku 9.



Obr. 9 Schéma merania mikrotvrdosti

1.10 Mikroskopická analýza

Vzorky určené na mikroštruktúrnu analýzu boli odobraté z návaru tak, aby bolo možné preskúmať vývoj mikroštruktúry v celom priereze návaru. Vzorky sa zaliali epoxidovou hmotou TECHNOVIT 3040 a po vytvrdení hmoty sa brúsili. Na brúsenie sa použili kotúče so zrnitosťou 280, 600 a 1200 až kým nedošlo k zarovnaniu povrchu vzoriek. Po vybrúsení sa vzorky leštili suspenziami s rozdielnou veľkosťou 9 a 3 µm. Vzorky na mikroskopickú analýzu

sa brúsili a leštili na zariadení AutoMet 300 od spoločnosti Buehler Lld. V poslednom kroku metalografickej prípravy sa vzorky leptali v 10 % roztoku kyseliny šťaveľovej (C₂H₂O₄) pri napätí 10 V po dobu 15 sekúnd.

Po kompletnej metalografickej príprave vzoriek sa realizovala mikroštruktúrna analýza vyhotovených komponentov na svetelnom mikroskope Neophot 32 od spoločnosti Zeiss.

1.11 Transmisná elektrónová mikroskopia

Za účelom identifikácie sekundárnych fáz pomocou TEM analýzy boli vyhotovené tenké fólie. Vzorky boli pripravené rezaním na hrúbku 1 mm, po ktorých nasledovalo brúsenie na brúsnom kotúči z karbidu kremíka (SiC) so zrnitosťou 1200, čím bola dosiahnutá hrúbka 150 µm. Konečné stenčovanie sa vykonalo elektrolytickým stenčovaním na prístroji Struers-TenuPol-5, pričom sa použil 10 % roztok kyseliny chloristej (HClO₄) v 90 % metanole (CH₃OH) pri teplote -30 °C a napätí 25V.

1.12 Tepelné spracovanie

Jedným z možných spôsobov tepelného spracovania návarov je rozpúšťacie žíhanie. Týmto žíhaním sa rozpúšťa Lavesova fáza, ktorá vzniká v Inconeli 718 v procese navárania. Avšak pri dlhšej výdrži na žíhacej teplote môže vznikať δ fáza. V literárnej rešerši bola spomenutá nezhoda medzi autormi v názore na pozitíva alebo negatíva prítomnosti tejto fázy na pevnostné charakteristiky návaru. Tanvir a kolektív tvrdia, že δ fáza môže zlepšovať mechanické vlastnosti návaru, Zhang a kolektív tvrdia, že jej zvyšovaním sa bude pevnosť materiálu zhoršovať. (Tanvir et al. 2020, Zhang et al. 2017)

Predmetom ďalšieho výskumu bolo skúmanie vplyvu rozpúšťacieho žíhania na výsledné mechanické vlastnosti vyhotovených komponentov. Parametre žíhania sú uvedené v tabuľke 6.

Teplota žíhania [°C]	Dĺžka žíhania [min]
980	30
980	60
980	120

Tab. 6 Parametre rozpúšťacieho žíhania

Podobne ako v predchádzajúcich experimentoch, aj tepelne spracované viacvrstvové návary sa podrobili mikroštruktúrnej analýze a mechanickým skúškam.

1.13 Štatistické vyhodnotenie

Ďalším krokom bola štatistická analýza získaných dát metódami ANOVA a t-test v programovom balíku GraphPad Prism 8 pomocou ktorej sa vyhodnotil vplyv parametrov navárania a tepelného spracovania na výslednú geometriu a mechanické vlastnosti jednovrstvových a viacvrstvových komponentov. Výstupom z tejto analýzy bola štatistická významnosť vplyvu použitého naváracieho režimu, ochranného plynu, stratégie chladenia, tepelného spracovania na výšku, šírku, vlnitosť a mechanické vlastnosti vyhotovených komponentov.

2 **EXPERIMENT**

Experiment dizertačnej práce bol zameraný na vplyv výberu parametrov navárania na geometrické rozmery, mikroštruktúru, mechanické vlastnosti a fázové zloženie vyhotovených komponentov. Nasledujúce podkapitoly opisujú výsledky dosiahnuté pomocou rôznych experimentálnych metód.

2.1 Analýza viacvrstvových komponentov vyhotovených technológiou WAAM

V nasledujúcich podkapitolách sa porovnávajú geometrické rozmery, mikroštruktúrne a mechanické vlastnosti ako aj fázové zloženie komponentov vyhotovených režimami CMT a PS s dodržaním alebo bez dodržania interpass teploty. Cieľom bolo posúdiť rozdiely vo vlastnostiach komponentov, ktoré môžu vyplynúť z použitia rozdielnych režimov navárania a stratégií chladenia.

2.1.1 Geometrické charakteristiky

Na obrázkoch 10 a 11 sú zobrazené komponenty vyhotovené technológiou WAAM režimom CMT a PS. Navarené komponenty sa vyznačujú zvlneným povrchom, čo je typické pre technológiu WAAM, ako aj zakrivením substrátu, ktoré je spôsobené vysokými zvyškovými napätiami v dôsledku vysokého tepelného príkonu a jeho akumulácie.



Obr. 10 Viacvrstvové komponenty vyhotovené režimom CMT: a) bez dodržania interpass teploty, b) s dodržaním interpass teploty



Obr. 11 Viacvrstvové komponenty vyhotovené režimom PS: a) bez dodržania interpass teploty, b) s dodržaním interpass teploty

Obrázok 12 dokumentuje ilustračné príklady rezov z trojrozmerných skenov vyhotovených komponentov. Už pohľadu je evidentné, že variácie v režimoch navárania a stratégiách chladenia ovplyvnili geometrické charakteristiky daných komponentov, pričom z hľadiska šírky a vlnitosti dominuje komponent vyhotovený režimom PS bez dodržania interpass teploty



Obr. 12 Rezy vyhotovených komponentov režimami: a) CMT, b) CMT interpass, c) PS, d) PS interpass

V tabuľke 7 a 8 sú uvedené vypočítané priemerné hodnoty a štandardné odchýlky geometrických charakteristík komponentov vyhotovených režimami CMT a PS.

Tab. 7 Závislosť geometrických charakteristík komponentu vyhotoveného režimom CMT od stratégie chladenia

СМТ	S dodržaním interpass teploty	Bez dodržania interpass teploty	
Priemerná maximálna šírka [mm]	13,19 ± 0,22	15,67 ± 0,47	
Priemerná efektívna šírka [mm]	7,76 ± 0,36	10,46 ± 0,71	
Priemerná vlnitosť [mm]	2,7 ± 0,18	2,6 ± 0,43	
Priemerná výška [mm]	148,82 ± 2,53	128,05 ± 2,1	

Tab. 8 Závislosť geometrických charakteristík komponentu vyhotoveného režimom PS od stratégie chladenia

PS	S dodržaním interpass teploty	Bez dodržania interpass teploty	
Priemerná maximálna šírka [mm]	14,38 ± 0,08	18,68 ± 0,69	
Priemerná efektívna šírka [mm]	10,05 ± 0,18	12,01 ± 0,43	
Priemerná vlnitosť [mm]	2,2 ± 0,10	3,3 ± 0,28	
Priemerná výška [mm]	137,71 ± 2,38	105,53 ± 1,44	

Z údajov v tabuľkách 7 a 8 vypláva, že návary vyhotovené režimom PS s dodržaním interpass teploty dosiahli o 9 % väčšiu priemernú maximálnu šírku a zároveň boli nižšie o 7,5 % v porovnaní s návarmi vyhotovenými režimom CMT.

V prípade bez dodržania interpass teploty dosiahli komponenty vyhotovené režimom PS o 19,2 % väčšiu maximálnu šírku a boli nižšie o 17,6 % v porovnaní s komponentom vyhotoveným režimom CMT.

Priemerná efektívna šírka návarov realizovaných režimom PS s dodržaním interpass teploty bola o 29,5 % väčšia v porovnaní s CMT komponentmi, zatiaľ čo bez dodržania interpass teploty bola táto hodnota o 14,8 %.

V prípade CMT návarov sa aplikovaním interpass teploty priemerná hodnota vlnitosti zväčšila o 3,8 %. Najväčší vplyv aplikácie interpass teploty bol zaznamenaný v prípade komponentov vyhotovených pomocou režimu PS. Maximálna šírka návaru po aplikovaní interpass teploty sa zmenšila o 23 % a vlnitosť o 33,3 %.

Všetky hodnoty týkajúce sa geometrie návarových stien vykazovali normálne rozdelenie s výnimkou výšky návarových stien. Štatistická analýza ANOVA potvrdila významnosť medzi jednotlivými režimami navárania z hľadiska šírky a vlnitosti návarových stien. Z hľadiska hodnotenia vlnitosti návarových stien nebola potvrdená štatistická významnosť medzi komponentmi vyhotovenými režimom CMT s dodržaním a bez dodržania interpass teploty. Rovnako nebola potvrdená štatistická signifikancia medzi komponentmi vyhotovenými režimami CMT bez dodržania interpass teploty a PS s dodržaním interpass teploty z hľadiska efektívnej šírky. Potvrdila sa však štatistická významnosť medzi zvyšnými režimami navárania a stratégiami chladenia (obr. 13).



Obr. 13 ANOVA analýza geometrických charakteristík s ohľadom na režim navárania a stratégiu chladenia **** $p \le 0,0001, ***p \le 0,001, *p \le 0,05, ns - štatisticky nevýznamné$

Na obrázku 14 sú zobrazené závislosti výšky, šírky a vlnitosti návarovej steny v závislosti od tepelného príkonu a stratégie chladenia. Tepelný príkon je ovplyvnený zvoleným režimom navárania, efektívnymi

hodnotami naváracieho prúdu a napätia, ako aj rýchlosťou navárania. So zvyšujúcim sa tepelným príkonom rástla šírka komponentu. Naopak, s narastajúcim tepelným príkonom výška komponentu klesala lineárne.



Obr. 14 Vplyv tepelného príkonu na geometrické charakteristiky: a) bez dodržania interpass teploty, b) s dodržaním interpass teploty

2.1.2 Mikroštruktúrna analýza

Na obrázku 15 je znázornená mikroštruktúra vyhotoveného komponentu, ktorá je tvorená kolumnárnymi dendritmi, ktoré rastú cez celú výšku vyhotovených návarov.



Obr. 15 Vývoj mikroštruktúry v smere výšky komponentu CMT interpass

Podrobný vývoj mikroštruktúry je dokumentovaný na komponentoch vyhotovených režimom PS bez dodržania a s dodržaním interpass teploty na obrázkoch 54 až 56.

Snímky z mikroskopickej analýzy (obr.16) odhalili, že mikroštruktúra je tvorená dendritmi γ fázy. V Inconeli 718 sú tieto dendrity zväčša spevnené fázami γ ' a γ ", zatiaľ čo medzidendritický priestor je vyplnený precipitujúcimi fázami. Na detailnejšiu fázovú analýzu bola použitá transmisná elektrónová mikroskopia v kapitole 4.3.4.



Obr. 16 Detail mikroštruktúry návarového kovu: a) PS, b) PS iinterpass

Na obrázku 17 je možné detailne pozorovať prežíhanú oblasť s výrazne jemnejšou dendritickou štruktúrou, ktorá vzniká pri opätovnom ohreve predchádzajúcich vrstiev komponentu. Tento proces zjemnenia štruktúry je typickým javom v procesoch navárania, kde teplom z ukladaných vrstiev dochádza k prekryštalizácií a zjemneniu zrna predchádzajúcich vrstiev.



Obr. 17 Prežíhaná oblasť so zjemnenými dendritmi: a) PS, b) PS interpass

V okrajových častiach komponentov dochádza ku zmene tepelného toku, čo má za následok, že teplo sa neodvádza len prostredníctvom predchádzajúcej vrstvy, ale aj okolitou atmosférou. Tento jav, ktorý vedie k zmene orientácie kolumnárnych dendritov smerom k okrajom komponentov je typický pre technológiu WAAM (obr. 18).



Obr. 18 Okrajové časti steny vyhotovenej režimom PS: a) ľavá strana, b) pravá strana

2.1.3 Mechanické vlastnosti

V tabuľke 9 sú uvedené namerané a vypočítané priemerné hodnoty, a odchýlky pevnostných charakteristík vyhotovených komponentov vo vertikálnom smere.

Režim	Vzorka	Pevnosť v ťahu [MPa]	Priemerná pevnosť v ťahu [MPa]	Dohovorená medza klzu [MPa]	Priemerná dohovorená medza klzu [MPa]
	1	832		518	
СМТ	2	830	830 ± 3	502	510 ± 8
	3	827		511	
	1	772		461	
CMT interpass	2	760	765 ± 6	445	448 ± 11
	3	763		439	
	1	809		458	
PS	2	831	821 ± 11	483	465 ± 15,4
	3	824		455	
PS interpass	1	793		472	
	2	788	787 ± 67	467	463 ± 11
	3	780		451	

Tab. 9 Pevnosť v ťahu a dohovorená medza klzu viacvrstvových návarov vo vertikálnom smere

Z údajov v tabuľke 24 vyplýva, že komponent vyhotovený režimom CMT bez dodržania interpass teploty sa vyznačuje najväčšou priemernou pevnosťou v ťahu. Tento komponent dosahuje o 65 MPa vyššiu hodnotu pevnosti v ťahu v porovnaní s návarom vyhotoveným rovnakým režimom, ale s aplikovaním interpass teploty, čo predstavuje 8,5 % nárast.

V prípade porovnania s komponentom vyhotoveným režimom bez interpass teploty sa dosiahla len o 9 MPa väčšia priemerná pevnosť v ťahu, čo predstavuje 1 % rozdiel. Porovnaním komponentov vyhotovených režimom PS s odlišnou stratégiou chladenia možno pozorovať, že komponenty vyhotovené bez dodržania interpass teploty dosiahli nárast o 34 MPa v porovnaní s komponentmi, ktoré boli vyhotovené s dodržaním interpass teploty.

V prípade priemernej dohovorenej medze klzu bol významný rozdiel pozorovaný len medzi komponentmi vyhotovenými režimom CMT. Komponenty vyhotovené bez dodržania interpass teploty dosiahli o 62 MPa väčšiu priemernú dohovorenú medzu klzu, čo predstavuje rozdiel 14 %. Medzi zvyšnými návarmi bol rozdiel v dohovorenej medze klzu nevýrazný.

Na obrázku 19 je vyhodnotená ANOVA analýza, ktorá potvrdila významnosť medzi jednotlivými režimami navárania z hľadiska pevnosti v ťahu. Štatistická analýza však nepotvrdila významnosť medzi komponentmi vyhotovenými režimami CMT a PS bez dodržania interpass teploty. Rozdiel medzi nameranými hodnotami bol malý, len 1 %, preto ANOVA analýza vyhodnotila porovnávací test ako štatisticky nevýznamný.

Z hľadiska dohovorenej medze klzu bola štatistická významnosť potvrdená len v prípade porovnávania komponentu vyhotoveného režimom CMT bez dodržania interpass teploty s komponentmi, ktoré boli vyhotovené rozdielnym režimom a stratégiou chladenia. Vo zvyšných prípadoch nebola potvrdená štatistická signifikancia medzi jednotlivými režimami navárania (obr. 19b)).



Obr. 19 ANOVA analýza a) pevnosti v ťahu, b) dohovorenej medze klzu s ohľadom na režim navárania a stratégiu chladenia. **** $p \leq 0,0001, ***p \leq 0,001, **p \leq 0,s0,1 *p \leq 0,05, ns - štatisticky nevýznamné$

V tabuľke 10 sú uvedené namerané a vypočítané priemerné hodnoty, a odchýlky pevnostných charakteristík v horizontálnom smere komponentov vyhotovených režimom CMT.

Tab. 10 Pevnosť v ťahu a dohovorená medza klzu vo horizontálnom smere komponentov vyhotovených režimom CMT bez dodržania a s dodržaním interpass teploty

Režim	Vzorka	Pevnosť v ťahu [MPa]	Priemerná pevnosť v ťahu [MPa]	Dohovorená medza klzu [MPa]	Priemerná dohovorená medza klzu [MPa]
СМТ	1	822		528	503 + 29
	2	833	830 ± 7,4	509	505 ± 25

Režim	Vzorka	Pevnosť v ťahu [MPa]	Priemerná pevnosť v ťahu [MPa]	Dohovorená medza klzu [MPa]	Priemerná dohovorená medza klzu [MPa]
	3	836		471	
	1	770		467	
CMT interpass	2	777	764 ± 16,8	476	463 ± 16
	3	745		445	

Z tabuľky 25 vyplýva, že najväčšou priemernou hodnotou pevnosti v ťahu v horizontálnom smere sa vyznačuje návar vyhotovený bez aplikovania interpass teploty. Komponent dosahuje o 66 MPa väčšiu hodnotu priemernej pevnosti v ťahu, čo predstavuje 8,6 % rozdiel V prípade priemernej dohovorenej medze klzu je rozdiel v hodnotách 40 MPa (8,6 %), avšak t-test nepotvrdil štatistickú významnosť medzi sledovanými parametrami navárania. Dôvodom je veľký rozptyl nameraných dát v oboch prípadoch vyhotovených komponentov (obr. 20b)). Naopak, rozdiely medzi vyhotovenými návarmi z hľadiska priemernej pevnosti v ťahu boli potvrdené ako štatisticky signifikantné (obr. 20a)).



Obr. 20 T-test a) pevnosti v ťahu a b) dohovorenej medze klzu s ohľadom na stratégiu chladenia pre viacvrstvový návary vyhotovené režimom CMT s/bez dodržania interpass teploty v horizontálnom smere $***p \leq 0,001$, ns – štatisticky nevýznamné

V tabuľke 11 sú uvedené namerané a vypočítané priemerne hodnoty pevnostných charakteristík komponentu vyhotoveného režimom CMT bez aplikovania interpass teploty vo vertikálnom a horizontálnom smere.

Tab. 11 Pevnosť v ťahu a dohovorená medza klzu vo vertikálnom a horizontálnom smere viacvrstvového návaru vyhotovené režimom CMT bez dodržania interpass teploty

Smer	Vzorka	Pevnosť v ťahu [MPa]	Priemerná pevnosť v ťahu [MPa]	Dohovorená medza klzu [MPa]	Priemerná dohovorená medza klzu [MPa]
	1	832		518	510 + 8
Vertikálny	2	830	830 ± 2,5	502	510 1 0

Smer	Vzorka	Pevnosť v ťahu [MPa]	Priemerná pevnosť v ťahu [MPa]	Dohovorená medza klzu [MPa]	Priemerná dohovorená medza klzu [MPa]
	3	827		511	
	1	822		528	
Horizontálny	2	833	830 ± 7,4	509	503 ± 29
	3	836		471	

Z tabuľky 11 vyplýva, že priemerné hodnoty pevnostných charakteristík vo vertikálnom a horizontálnom smere sa od seba líšia minimálne, čo potvrdil aj t-test (obr. 21), ktorý vyhodnotil vzájomné porovnanie ako štatisticky nevýznamné.



Obr. 21 T-test a) pevnosti v ťahu, b) dohovorenej medze klzu s ohľadom na smer merania pre viacvrstvový komponent vyhotovený režimom CMT bez dodržania interpass teploty ns – štatisticky nevýznamné

V tabuľke 12 sú uvedené namerané a vypočítané priemerne hodnoty pevnostných charakteristík komponentu vyhotoveného režimom CMT s dodržaním interpass teploty vo vertikálnom a horizontálnom smere. Podobne ako v predchádzajúcom prípade, priemerné hodnoty pevnostných charakteristík vo vertikálnom a horizontálnom smere sa od seba odlišujú minimálne, pričom vzájomné porovnanie t-testom (obr. 22) bolo vyhodnotené ako štatisticky nevýznamné.

Tab. 12 Pevnosť v ťahu a dohovorená medza klzu vo vertikálnom a horizontálnom smere viacvrstvového návaruvyhotoveného režimom CMT s dodržaním interpass teploty

Smer	Vzorka	Pevnosť v ťahu [MPa]	Priemerná pevnosť v ťahu [MPa]	Dohovorená medza klzu [MPa]	Priemerná dohovorená medza klzu [MPa]	
	1			461		
Vertikálny	2	760	765 ± 6	445	448 ± 11	
	3	763		439		
Horizontálny	1	770		467		
	2	777	764 ± 17	476	463 ± 16	
	3	745		445		



Obr. 22 T-test a) pevnosti v ťahu, b) dohovorenej medze klzu s ohľadom na smer merania pre viacvrstvový komponent vyhotovený režimom CMT s dodržaním interpass teploty ns – štatisticky nevýznamné

V tabuľke 13 sú uvedené namerané a vypočítané priemerné hodnoty a odchýlky nárazovej práce vyhotovených komponentov.

Tab. 13 Nárazová práca viacvrstvových návarov

Režim	Vzorka	Nárazová práca [J]	Priemerná nárazová práca [J]
СМТ	1	49	
	2	52	51±2
	3	53	
CMT interpass	1	43	
	2	51	53 ± 11
	3	64	
PS	1	69	
	2	43	50 ± 17
	3	37	

Režim	Vzorka	Nárazová práca [J]	Priemerná nárazová práca [J]
PS interpass	1	64	
	2	55	57 ± 6
	3	53	

Z údajov z tabuľky 13 vyplýva, že najvyššiu hodnotu nárazovej práce 57 J dosahuje komponent vyhotovený režimom PS s dodržaním interpass teploty. Naopak, najnižšou hodnotou nárazovej práce 50 J sa vyznačuje komponent vyhotovený tým istým režimom, avšak vyhotovený bez aplikovania interpass teploty.

Napriek tomu, že komponent vyhotovený režimom PS s dodržaním interpass teploty dosiahol vyššiu priemernú nárazovú prácu, analýza ANOVA nepotvrdila štatistické rozdiely medzi porovnávanými skupinami, čo čo je spôsobené širokým rozptylom nameraných dát (obr. 23).



Obr. 23 ANOVA analýza nárazovej práce s ohľadom na režim navárania a stratégiu chladenia ns – štatisticky nevýznamné

Na obrázku 24 sú znázornené priebehy mikrotvrdostí v smere výšky komponentov v závislostí od použitého režimu navárania a stratégie chladenia. Jednotlivé priebehy mikrotvrdostí nepreukazujú výrazné výkyvy a sú charakteristické takmer lineárnym priebehom nameraných dát.

0

90



0 10 20 30 40 50 60 70 80 Vzdialenosť od substrátu [mm]

Obr. 24 Priebeh mikrotvrdostí pre jednotlivé režimy navárania a stratégie chladenia

V tabuľke 14 sú uvedené vypočítané priemerné hodnoty a smerodajne odchýlky mikrotvrdosti vyhotovených komponentov. Najväčšiu priemernú hodnotu mikrotvrdosti 262 HV0,1 dosiahol komponent vyhotovený režimom CMT s dodržaním interpass teploty. To je o 19 HV0,1 viac v porovnaní s komponentom vyhotoveným režimom PS bez dodržania interpass teploty, ktorý sa vyznačoval najnižšou mikrotvrdosťou 243 HV0,1. Tento rozdiel predstavuje zvýšenie o 7,8 %.

Režim	Priemerná mikrotvrdosť [HV0,1]		
СМТ	259 ± 16		
CMT interpass	262 ± 13		
PS	243 ± 12		
PS interpass	257 ± 15		

Tab. 14 Priemerné hodnoty a smerodajné odchýlky mikrotvrdosti vyhotovených komponentov

Z hľadiska mikrotvrdosti vyhotovených komponentov bola štatistická významnosť potvrdená v prípade porovnávania režimov:

- CMT PS,
- CMT interpass PS,
- PS PS interpass.

Vo zvyšných prípadoch analýza ANOVA nepotvrdila štatistickú signifikanciu medzi sledovanými režimami navárania (obr. 25).



Obr. 25 ANOVA analýza mikrotvrdosti vyhotovených komponentov s ohľadom na režim navárania a stratégiu chladenia **** $p \le 0,0001, **p \le 0,001, *p \le 0,005, ns - štatisticky nevýznamné$

V tabuľke 15 sú uvedené vypočítané priemerné hodnoty a smerodajné odchýlky mikrotvrdosti v jednotlivých líniách vyhotovených komponentov. Z údajov z tabuľky je zrejmé s rastúcou vzdialenosťou od substrátu dochádza k poklesu priemernej mikrotvrdosti s výnimkou režimu CMT. Tento jav má súvis s akumuláciou tepla, čo môže viesť k precipitácií sekundárnych fáz a následne k zvýšeniu tvrdosti komponentu.

Režim	Priemerná mikrotvrdosť [HV0,1]				
	Línia 1	Línia 2	Línia 3		
СМТ	263 ± 8	270 ± 9	262 ± 6		
CMT interpass	279 ± 10	260 ± 16	247 ± 16		
PS	252 ± 17	240 ± 119	227 ± 16		
PS interpass	257 ± 17	256 ± 22	244 ± 13		

Tab. 15 Mikrotvrdosť vyhotovených komponentov v jednotlivých líniách

Na obrázku 26 a 27 je zobrazený t-test mikrotvrdosti jednotlivých komponentov s ohľadom na sledovanú líniu. V prípade komponentu vyhotoveného režimom CMT bez dodržania interpass teploty nebola potvrdená signifikancia medzi jednotlivými líniami.

Napriek tomu, že pri zvyšných režimoch bol pozorovaný klesajúci trend v mikrotvrdosti v smere výšky komponentu, t-test nepotvrdil štatistickú významnosť v prípade komponentu vyhotoveného režimom CMT s dodržaním interpass teploty medzi líniou 2 a 3.

V prípade komponentu vyhotoveného režimom PS s dodržaním interpass teploty bola signifikancia potvrdená len medzi líniou 1 a 3. Dôvodom je veľký rozptyl nameraných dát a rozdiel medzi priemernými hodnotami mikrotvrdosti je na úrovni smerodajnej odchýlky.



Obr. 26 T-test mikrotvrdosti v jednotlivých líniách komponentov vyhotovených režimom a stratégiou chladenia: a) CMT, b) CMT interpass ** $p \le 0.01$, * $p \le 0.05$, ns – štatisticky nevýznamné



Obr. 27 T-test mikrotvrdosti v jednotlivých líniách komponentov vyhotovených režimom a stratégiou chladenia: a) PS, b) PS interpass, $****p \le 0,0001, ***p \le 0,001, **p \le 0,001, *p \le 0,005, ns - štatisticky nevýznamné$

2.1.4 Transmisná elektrónová mikroskopia vyhotovených komponentov

V tabuľke 16 sú uvedené fázy identifikované transmisnou elektrónovou mikroskopiou v komponentoch vyhotovených jednotlivými režimami navárania. Tabuľka už zahŕňa aj komponent vyhotovený v ochrannej atmosfére Inoxline, ktorý bude podrobnejšie analyzovaný v nasledujúcej podkapitole.

Fáza	СМТ	CMT interpass	CMT interpass Inoxline	PS	PS interpass
Ŷ	\checkmark	\checkmark	\checkmark	\checkmark	\checkmark
γ'	_	\checkmark	-	\checkmark	\checkmark
y''	\checkmark	\checkmark	\checkmark	_	_
δ	\checkmark	\checkmark	_	_	_
M ₆ C	_	\checkmark	\checkmark	\checkmark	\checkmark
M23C6	_	\checkmark	\checkmark	_	_
МС	_	\checkmark	-	\checkmark	\checkmark
σ	_	_	\checkmark	\checkmark	\checkmark
Laves	\checkmark	\checkmark	\checkmark	_	_

Tab. 16 Identifikované fázy v jednotlivých komponentoch

2.2 Porovnanie komponentov vyhotovených režimom CMT v ochranných atmosférach Inoxline a argón

V nasledujúcich podkapitolách sa porovnávajú geometrické charakteristiky a mechanické vlastnosti komponentov vyhotovených režimom CMT s dodržaním interpass teploty. Analýza zahŕňa komponenty vyhotovené v ochranných plynoch Inoxline a argón. Cieľom je posúdiť rozdiely vo vlastnostiach komponentov, ktoré môžu vyplynúť z použitia rozdielnych plynov.

2.2.1 Geometrické charakteristiky

Obrázok 28 zobrazuje komponenty, ktoré boli vyhotovené s použitím 2 rozličných ochranných plynov. Z obrázku 28 je zrejmé, že komponent vyhotovený v ochrannom plyne Inoxline (obr. 28 b)) sa vizuálne vyznačuje výrazne rovnomernejším a menej vlnitým povrchom v porovnaní s komponentom vyhotoveným v ochrannej atmosfére argónu (obr. 28 a)).



50 mm

Obr. 28 Viacvrstvové komponenty vyhotovené režimom CMT v ochrannej atmosfére: a) argón, b) Inoxline

V tabuľke 17 sú uvedené priemerné hodnoty a vypočítané smerodajné odchýlky geometrických charakteristík komponentov vyhotovených v ochranných plynoch argón a Inoxline.

Tab. 17 Závislosť geometrických charakteristík komponentu vyhotoveného režimom CMT od druhu použitého ochranného plynu

Ochranný plyn	Argón	Inoxline
Priemerná maximálna šírka [mm]	13,19 ± 0,22	13,86 ± 0,26
Priemerná efektívna šírka [mm]	7,76 ± 0,36	10,84 ± 0,26
Priemerná vlnitosť [mm]	2,7 ± 0,18	1,5 ± 0,22
Priemerná výška [mm]	148,82 ± 2,53	140,24 <u>±</u> 0,95

Na základe údajov z tabuľky 17 možno konštatovať, že rozdiel v priemernej maximálnej šírke medzi komponentmi je minimálny, len 0,67 mm. Významnejší rozdiel je pozorovaný v priemernej výške, kde komponent vyhotovený v ochrannej atmosfére argónu dosahuje o 8,6 mm vyššiu priemernú výšku v porovnaní s komponentom vyhotoveným v ochrannom plyne Inoxline, čo predstavuje rozdiel 6,2 %.

Výrazný rozdiel medzi komponentmi je zrejmý v ich priemernej efektívnej šírke. Aplikáciou ochranného plynu Inoxline je možné dosiahnuť až o 3,1 mm väčšiu efektívnu šírku, čím je možné ušetriť takmer o 40 % pri spracovaní komponentov.

Komponent vyhotovený v ochrannom plyne Inoxline dosiahol o 1,2 mm menšiu priemernú hodnotu vlnitosti, čo predstavuje pokles o 56 %, čo má výrazný vplyv na kvalitu povrchu (obr.28).

T-test potvrdil štatistickú významnosť medzi použitými ochrannými plynmi vo vzťahu ku všetkým geometrickým charakteristikám komponentov (obr. 29).



Obr. 29 T-test geometrických charakteristík vyhotovených komponentov s ohľadom na použitý ochranný plyn a) vlnitosť, b) výška, c) maximálna šírka, d) efektívna šírka **** $p \le 0,0001$

V tabuľke 18 sú uvedené namerané a vypočítané priemerné hodnoty, a odchýlky pevnostných charakteristík vyhotovených komponentov v ochrannom plyne argón a Inoxline.

Tab. 18	Pevnosť v ťahu d	a dohovorená	medza klzu	viacvrstvových	návarov vy	vhotovených o	ochrannej	atmosfére
	argón a Inoxline	?						

CMT interpass	Vzorka	Pevnosť v ťahu [MPa]	Priemerná pevnosť v ťahu [MPa]	Dohovorená medza klzu [MPa]	Priemerná dohovorená medza klzu [MPa]
	1	772		461	
Argón	2	760	765 ± 6	445	448 ± 11
	3	763		439	
	1	791		467	
Inoxline	2	786	788 ± 3	460	465 ± 4
	3	787		467	

Z tabuľky 42 vyplýva, že komponent vyhotovený v ochrannom plyne Inoxline dosiahol o 23 MPa väčšiu priemernú pevnosť v ťahu, čo predstavuje 3 % rozdiel v porovnaní s komponentom vyhotoveným v argóne. Z hľadiska priemernej dohovorenej medze klzu bol tento komponent pevnejší o 17 MPa, čo predstavuje 3,8 % rozdiel.

Na obrázku 30 je zobrazený t-test pevnostných charakteristík jednotlivých komponentov s ohľadom na použitý ochranný plyn. Štatistická analýza potvrdila signifikanciu z hľadiska pevnosti v ťahu. Naopak, štatistická významnosť pre dohovorenú medzu klzu nebola potvrdená kvôli veľkému rozptylu dát.



Obr. 30 T-test a) pevnosti v ťahu, b) dohovorenej medze klzu s ohľadom na ochranný plyn $\label{eq:product} **p \leq 0,01, \ ns - štatisticky \ nevýznamné$

V tabuľke 19 sú uvedené namerané a vypočítané priemerné hodnoty, a odchýlky nárazovej práce komponentov vyhotovených v ochrannom plyne argón a Inoxline.

Režim	Vzorka	Nárazová práca [J]	Priemerná nárazová práca [J]
	1	43	
Argón	2	51	53 ± 10
	3	54	
	1	39	
Inoxline	2	46	43 ± 4
	3	46	

Tab. 19 Priemerné hodnoty nárazovej práce

Z údajov uvedených v tabuľke 19 vyplýva, že väčšou hodnotou priemernej nárazovej práce 53 J sa vyznačuje komponent vyhotovený v ochrannom plyn argón, čo je o 9 J viac v porovnaní s komponentom vyhotoveným v plyne Inoxline.

Napriek výraznému rozdielu v priemernej nárazovej práce medzi vyhotovenými komponentmi (23,2 %), t-test nepotvrdil štatistickú významnosť medzi jednotlivými návarmi z dôvodu veľkého rozptylu nameraných dát (obr.31).



Obr. 31 T-test nárazovej práce vyhotovených komponentov v 2 ochranných plynoch

Na obrázku 32 je znázornený grafický vývoj mikrotvrdosti v závislosti od výšky vyhotovených komponentov a použitej ochrannej atmosfére. Na jednotlivých grafoch mikrotvrdosti neboli zaznamenané výrazne výkyvy v nameraných hodnotách, ktoré vykazovali takmer rovnomerný trend rozloženie.



Obr. 32 Priebeh mikrotvrdostí pre ochranné atmosféry

V tabuľke 20 sú uvedené vypočítané priemerné hodnoty a smerodajne odchýlky mikrotvrdosti vyhotovených komponentov. Komponent vyhotovený v ochrannej atmosfére argónu sa vyznačoval vyššou hodnotou mikrotvrdosti 259 HV0,1, čo je v priemere len o 7 HV0,1 viac ako komponent vyhotovený v ochrannom plyne Inoxline.

Tab. 20 Priemerné hodnoty a smerodajné odchýlky mikrotvrdosti vyhotovených komponentov

Režim	Priemerná mikrotvrdosť [HV0,1]
Argón	259 ± 16
Inoxline	252 ± 13

Obrázok 33 dokumentuje je t-test priebeh mikrotvrdosti v 3 líniách komponentu vyhotoveného v ochrannom plyne Inoxline. T-test potvrdil štatistickú významnosť len v prípade porovnania línie 2 a 3, vo zvyšných prípadoch štatistická významnosť nebola preukázaná.



Obr. 33 T-test mikrotvrdosti v jednotlivých líniách Inoxline komponentu

2.3 Tepelné spracovanie

V nasledujúcich podkapitolách sa porovnávajú mechanické vlastnosti tepelne spracovaných komponentov pri teplote 980 °C po dobu 30, 60 a 120 minút s komponentom, ktorý nebol podrobený tepelnému spracovaniu. Všetky komponenty boli vyhotovené režimom CMT bez dodržania interpass teploty. Tento postup bol zvolený na základe výsledkov dosiahnutých v predchádzajúcom experimente, ktorý je detailne popísaný v kapitole 2.1. Tento postup bol identifikovaný ako najúčinnejší pri dosahovaní najlepších mechanických vlastností.

2.4 Mikroskopická analýza

Na obrázku je 34 dokumentovaný vývoj mikroštruktúry vyhotovených komponentov v závislosti od dĺžky tepelného spracovania. Z obrázkov vyplýva, že predlžovaním rozpúšťacieho žíhania dochádza aj ku zjemňovaniu dendritov.



Obr. 34 Mikroštruktúra tepelne spracovaných komponentov: a) 30 min, b) 60 min, c) 120 min

Na obrázku 35 je možné detailne pozorovať prežíhanú oblasť s výrazne jemnejšou dendritickou štruktúrou, ktorá vzniká pri opätovnom ohreve predchádzajúcich vrstiev komponentu.



Obr. 35 Prežíhaná oblasť tepelne spracovaných komponentov: a) 30 min, b) 60 min, c) 120 min

2.4.1 Mechanické vlastnosti

V tabuľke 21 sú uvedené namerané a vypočítané priemerné hodnoty, a odchýlky pevnostných charakteristík vyhotovených komponentov vo vertikálnom smere.

Tepelné spracovanie 980 °C [min]	Vzorka	Pevnosť v ťahu [MPa]	Priemerná pevnosť v ťahu [MPa]	Dohovorená medza klzu [MPa]	Priemerná dohovorená medza klzu [MPa]
	1	832		518	
Bez tep.	2	830	830 ± 3	502	510 ± 8
spracovarila	3	827		511	
	1	712	709 ± 3	352	
30 min	2	708		362	354 ± 7
	3	706		349	
60 min	1	705	694 ± 10	352	349 ± 4

Tab. 21 Pevnosť v ťahu a dohovorená medza klzu viacvrstvových návarov vo vertikálnom smere

Tepelné spracovanie 980 °C [min]	Vzorka	Pevnosť v ťahu [MPa]	Priemerná pevnosť v ťahu [MPa]	Dohovorená medza klzu [MPa]	Priemerná dohovorená medza klzu [MPa]
	2	692		349	
	3 685	345			
	1	700		350	
120 min	2	701	701 ± 2	343	347 ± 5
	3	703		338	

Z tabuľky 21 vyplýva, že aplikovaním rozpúšťacieho žíhania sa znížila priemerná pevnosť v ťahu vo vertikálnom smere tepelne spracovaných komponentov v priemere o 129 MPa, čo predstavuje pokles o 16 %: Taktiež došlo k zníženiu dohovorenej priemernej pevnosti v ťahu o 160 MPa, čo je pokles o 31 % v porovnaní s komponentom, ktorý nebol tepelne spracovaný.

Rozdiel v pevnostných charakteristikách vo vertikálnom smere medzi komponentmi po tepelnom spracovaní bol minimálny a ANOVA analýza potvrdila tento vzťah ako štatisticky nevýznamný (obr. 36).



Obr. 36 ANOVA analýza pevnostných charakteristík vo vertikálnom smere s ohľadom tepelné spracovanie: a) pevnosť v ťahu, b) dohovorená medza klzu

V tabuľke 22 sú uvedené namerané a vypočítané priemerné hodnoty, a odchýlky pevnostných charakteristík vyhotovených komponentov v horizontálnom smere.

Tab.	22	Pevnosť	v ťahu	a dohovorena	i medza i	klzu vi	acvrstvových	návarov v	horizontálnom	smere
										~

Tepelné spracovanie 980 °C [min]	Vzorka	Pevnosť v ťahu [MPa]	Priemerná pevnosť v ťahu [MPa]	Dohovorená medza klzu [MPa]	Priemerná dohovorená medza klzu [MPa]
	1	822	528 830 ± 7 509 5		
Bez tep.	2	833		509	503 ± 29
3 836	•	471			
30 min	1	717	720 ± 7	349	335 ± 32

Tepelné spracovanie 980 °C [min]	Vzorka	Pevnosť v ťahu [MPa]	Priemerná pevnosť v ťahu [MPa]	Dohovorená medza klzu [MPa]	Priemerná dohovorená medza klzu [MPa]
	2	728		358	
	3	714	-	299	
	1	722	728 ± 14	360	366 ± 5
60 min	2	744		367	
	3	717		370	
	1	702	709 ± 9	329	
120 min	2	705		335	335 ± 6
	3	719		340	

Aj v prípade vzoriek v horizontálnom smere bol zaznamenané zníženie priemernej pevnosti v ťahu tepelne spracovaných komponentov v priemere o 111 MPa, čo predstavuje pokles o 13,4 %. Priemerná dohovorená medza klzu sa znížila o 158 MPa, čo je pokles o 31 % v porovnaní s komponentom, ktorý nebol tepelne spracovaný.

Podobne ako v predchádzajúcom prípade, aj tu bola štatistická signifikancia potvrdená iba pri porovnaní komponentu bez tepelného spracovania s tepelne spracovanými komponentmi (obr. 37).



Obr. 37 ANOVA analýza pevnostných charakteristík v horizontálnom smere s ohľadom na tepelné spracovanie: a) pevnosť v ťahu, b) dohovorená medza klzu

Na obrázkoch 38 – 40 sú štatistické porovnania pevnostných charakteristík vo vertikálnom a horizontálnom smere tepelne spracovaných komponentov. Využitím t-testu bola štatistická významnosť potvrdená len v prípade komponentu podrobeného rozpúšťaciemu žíhaniu po dobu 60 minút, vo zvyšných prípadoch štatistická signifikancia nebola potvrdená.



Obr. 38 T-test a) pevnosti v ťahu a b) dohovorenej medze klzu s ohľadom na smer merania pre komponent spracovaný rozpúšťacím žíhaním po dobu 30 min ns – štatisticky nevýznamné



Obr. 39 T-test a) pevnosti v ťahu a b) dohovorenej medze klzu s ohľadom na smer merania pre komponent spracovaný rozpúšťacím žíhaním po dobu 60 min

** $p \le 0,01, *p \le 0,05$



Obr. 40 T-test a) pevnosti v ťahu a b) dohovorenej medze klzu s ohľadom na smer merania pre komponent spracovaný rozpúšťacím žíhaním po dobu 120 min

ns – štatisticky nevýznamné

V tabuľke 23 sú uvedené namerané a vypočítané priemerné hodnoty, a odchýlky nárazovej práce vyhotovených komponentov v závislosti od tepelného spracovania.

Tepelné spracovanie 980 °C	Vzorka	Nárazová práca [J]	Priemerná nárazová práca [J]
	1	49	
Bez tep. spracovania	2	52	51±2
	3	53	
30 min	1	83	
	2	72	80 ± 7
	3	85	
	1	59	
60 min	2	56	56 ± 3
	3	53	
120 min	1	93	
	2	96	100 ± 10
	3	112	

Tab. 23 Nárazová práca vyhotovených komponentov v závislosti od tepelného spracovania

Z tabuľky 23 vyplýva, že najväčšími hodnotami nárazovej práce sa vyznačuje komponent, ktorý bol žíhaný po dobu 120 minút. Tento komponent dosahuje o 49 J väčšiu hodnotu priemernej nárazovej práce v porovnaní s komponentom bez tepelného spracovania, čo predstavuje takmer 50 % rozdiel. Zaujímavým javom v skúmanom procese bolo zníženie nárazovej práce žíhaním po dobu 60 min, čo viedlo k poklesu priemernej nárazovej práce na úroveň komponentu bez tepelného spracovania. Avšak pri predĺžení žíhania na 120 min došlo k výraznému zvýšeniu nárazovej práce, ktorá sa takmer zdvojnásobila v porovnaní s jej pôvodnou hodnotou

Významné rozdiely medzi komponentmi z hľadiska nárazovej práce potvrdila aj štatistická analýza ANOVA (obr. 41). Všetky porovnania, s výnimkou komponentu bez tepelného spracovania a komponentom žíhaným po dobu 60 min, potvrdila ako štatisticky významné.



Obr. 41 ANOVA analýza tepelne spracovaných komponentov s ohľadom na tepelné spracovanie **** $p \le 0,0001, ***p \le 0,001, **p \le 0,01, ns - štatisticky nevýznamné$

V tabuľke 24 sú uvedené vypočítané priemerné hodnoty a smerodajne odchýlky mikrotvrdostí tepelne spracovaných komponentov.

Tepelné spracovanie 980 °C [min]	Priemerná mikrotvrdosť [HV0,1]
Bez tep. spracovanie	259 ± 16
30 min	273 ± 8
60 min	279 ± 9
120 min	279 ± 9

Tab. 24 Priemerné hodnoty a smerodajné odchýlky mikrotvrdostí vyhotovených komponentov

Z údajov z tabuľky 24 vyplýva, že najväčšími hodnotami mikrotvrdostí sa vyznačujú komponenty podrobené tepelnému spracovaniu po dobu 60 a 120 minút. Naopak, najmenšiu priemernú hodnotu mikrotvrdosti dosiahol komponent, ktorý nebol žíhaný. Rozdiel v mikrotvrdosti medzi porovnávanými komponentmi je 20 HV0,1.

ANOVA analýza potvrdila štatistickú významnosť len v prípade porovnania komponentu vyhotoveného bez dodržania interpass teploty s komponentmi po rozpúšťačom žíhaní. Naopak, pri porovnaní komponentov vyhotovených rozpúšťacím žíhaním, štatistická významnosť nebola potvrdená, keďže tieto komponenty vykazovali veľmi podobné hodnoty mikrotvrdosti (obr. 42).



Obr. 42 ANOVA analýza mikrotvrdosti tepelne spracovaných komponentov s ohľadom na tepelné spracovani **** $p \le 0,0001$, ns – štatisticky nevýznamné

3 DISKUSIA K DOSIAHNUTÝM VÝSLEDKOM

Dizertačná práca sa zaoberala vplyvom voľby parametrov navárania (režim navárania, stratégia chladenia, voľba ochrannej atmosféry) na výsledné geometrické charakteristiky, mechanické vlastnosti, mikroštruktúru a fázové zloženie vyhotovených komponentov technológiou WAAM.

Prvé dva experimenty dizertačnej práce boli špecificky navrhnuté na posúdenie vplyvu voľby naváracieho režimu a ochrannej atmosféry na jednovrstvové návary. Získané poznatky boli následne aplikované pri určovaní parametrov navárania viacvrstvových komponentov.

Na základe poznatkov z týchto experimentov boli viacvrstvové komponenty vyhotovené režimami CMT a PS s aplikovaním, a bez aplikovania interpass teploty.

Komponent vyhotovený režimom CMT bez dodržania interpass teploty sa vyznačoval najväčšou priemernou výškou a súčasne najmenšou priemernou maximálnou šírkou. Naopak, pri použití režimu PS bez dodržania interpass teploty sa podľa očakávania dosiahla najmenšia priemerná výška a súčasne najväčšia priemerná maximálna šírka steny.

Príčinou väčších rozmerov návarov vyhotovených režimom PS je vyšší tepelný príkon. Naopak, princípom CMT režimu je znižovanie veľkosti skratového prúdu a oddeleniu kvapky spätným pohybom naváracieho drôtu. Tým sa znižuje tepelný príkon a návarové steny sú vyššie na úkor ich šírky.

Pri naváraní s dodržaním intepass teploty sa dosiahli vyššie hodnoty vlnitosti použitím režimu CMT. Tento režim sa používa v prípadoch vyžadujúcich nízky tepelný príkon. V prípade použitia tohto režimu na vytvorenie viacvrstvového návaru nedochádza k roztaveniu predchádzajúcej vrstvy na celej jej ploche a napojenie novej vrstvy nie je také plynulé ako v prípade režimu PS. V dôsledku toho boli pozorované vyššie hodnoty vlnitosti návarov vyhotovených režimom CMT. Naopak, pri kontinuálnom CMT naváraní bez dodržania medzivrstvovej teploty mal roztavený kov vyššiu teplotu a tým aj väčšiu zmáčavosť.

Najväčší vplyv aplikácie interpass teploty bol zaznamenaný v prípade komponentov vyhotovených pomocou režimu PS. Priemerná maximálna šírka návaru po aplikovaní interpass teploty sa zmenšila 23 % a priemerná vlnitosť o 33,3 %.

Z výsledkov analýzy geometrických charakteristík vyplýva, že prvý vedecký predpoklad, podľa ktorého zmena interpass teploty ovplyvní geometrické charakteristiky vyhotoveného komponentu bol potvrdený.

Mikroštruktúra vyhotovených komponentov sa hodnotila na vzorkách z priečnych rezov a bola tvorená kolumnárnymi dendritmi, ktoré rastú v smere výšky vyhotovených komponentov. Takáto morfológia je typická pre technológiu WAAM, ktorá spočíva vo viacvrstvovom naváraní pri ktorom sa predchádzajúca vrstva čiastočne nataví a s ňou sa čiastočne natavia aj kolumnárne zrná. Tie následné rastú v smere najväčšieho odvodu tepla, teda v smere rozhrania tuhá fáza – tavenina. Následkom toho čiastočne roztavené kolumnárne zrná v predchádzajúcej návarovej vrstve ďalej rastú cez celý komponent.

V mikroštruktúre bolo možné pozorovať aj vyžíhané oblasti, ktoré sa vyznačovali zjemnenými dendritmi. Na okrajoch vyhotovených komponentov bola pozorovaná zmena orientácie dendritov, ktoré už neboli orientované v smere výšky komponentu, ale v smere najväčšieho odvodu tepla, konkrétne k okrajovým častiam návarov. Rovnaký typ mikroštruktúry bol potvrdený aj v štúdiách iných autorov. (Tanvir et al. 2019; Mansoor et al. 2021; Laghi et al. 2020) Výsledky z mikroštruktúrnej analýzy nepotvrdili 2. predpoklad, že použitím riadeného skratového prenosu kovu v oblúku bude možné znížiť tvorbu dendritickej štruktúry. Pevnostné charakteristiky vyhotovených komponentov boli vyhodnotené pomocou vzoriek, ktoré boli pripravené na ťahovú skúšku vo vertikálnom smere komponentu. V prípade režimu CMT sa pevnostné charakteristiky hodnotili aj v horizontálnom smere. Výsledky ťahových skúšok a štatistická analýza však nepotvrdili významné rozdiely medzi vertikálnym a horizontálnym smerom z hľadiska pevnostných charakteristík. Na základe týchto zistení sa pri zvyšných komponentoch sledovali pevnostné charakteristiky len vo vertikálnom smere.

Najvyššími pevnostnými charakteristikami sa vyznačovali komponenty vyhotovené bez dodržania interpass teploty. Počas navárania tieto komponenty dosahujú vyššie teploty, čo vedie k dlhšiemu chladnutiu v rozmedzí teplôt potrebných pre precipitáciu spevňujúcich fáz. Tento proces zvyšuje obsah spevňujúcich fáz, čo následne prispieva k zlepšeniu pevnostných charakteristík vyhotovených komponentov.

V prípade porovnania režimov komponentov vyhotovených režimom CMT a PS bez aplikácie interpass teploty, rozdiel v priemernej pevnosti v ťahu bol len 1 %. ANOVA analýza preto nepotvrdila rozdiel medzi komponentmi ako štatisticky významný.

Pri porovnávaní dohovorenej medze klzu medzi jednotlivými režimami bol štatisticky významný rozdiel zistený len medzi komponentom vyhotoveným režimom CMT s dodržaním interpass teploty a komponentmi vyhotovenými zvyšnými režimami. V ostatných prípadoch nebola štatistická významnosť preukázaná.

Z analýzy výsledkov zo skúšky ťahom vyplýva, že druhý vedecký predpoklad, podľa ktorého aplikovaním interpass teploty sa dosiahne vyššia pevnosť v ťahu a medza klzu nebol potvrdený. Toto zistenie nekorešponduje s výsledkami autorov (Zhang et al 2022, Wu et al. 2017), ktorí vo svojich štúdiách sledovali vplyv tepelného príkonu a interpass teploty na výsledné mechanické vlastnosti vyhotovených návarov. Výskumníci zistili, že aplikácia interpass teploty a znižovanie tepelného príkonu vedú k zvýšeniu mechanických vlastností komponentov vyrobených technológiou WAAM. Príčinou rozdielnych výsledkov môže byť odlišný typ skúmaného prídavného materiálu.

Najväčšími hodnotami nárazovej práce sa vyznačoval komponent vyhotovený režimom PS s dodržaním interpass teploty, zatiaľ čo použitie rovnakého režimu bez aplikácie interpass teploty viedlo k najnižším hodnotám. Rozdiel medzi priemernými hodnotami nárazovej práce v tomto prípade predstavoval 15 %. Napriek tomu, že komponenty vyhotovené s dodržaním interpass teploty vykazovali mierne vyššie hodnoty nárazovej práce, ANOVA analýza porovnaním všetkých režimov navárania a stratégií chladenia nepotvrdila štatistickú významnosť z dôvodu veľkého rozptylu nameraných hodnôt nárazovej práce.

V súčasnosti absentujú vedecké práce týkajúce sa vplyvu aplikovania interpass teploty na výslednú nárazovú prácu komponentov vyhotovených technológiou WAAM. Avšak, najväčší vplyv na nárazovú prácu v Inconeli má Lavesova fáza, ktorá sa vyznačuje skrehujúcim účinkom. Jedným z najčastejšie používaných spôsobov eliminácie tejto fázy a zvýšenie nárazovej práce je rozpúšťacie žíhanie.

Mikrotvrdosť vyhotovených komponentov sa merala v smere výšky komponentov, ako aj v horizontálnych líniách situovaných v blízkosti substrátu, v strede návaru a takmer pri jeho vrchole. Najväčšiu priemernú hodnotu mikrotvrdosti dosiahol komponent vyhotovený režimom CMT s aplikovaním interpass teploty, zatiaľ čo najmenšiu hodnotu mikrotvrdosti vykazoval komponent vyhotovený režimom PS bez aplikovania interpass teploty. Rozdiel medzi týmito komponentmi bol 7,8 %.

Priebeh mikrotvrdosti sa vyznačoval rovnomernými výkyvmi nameraných hodnôt, podobný trend bol pozorovaný aj v jednotlivých horizontálnych líniách. Avšak vo všetkých komponentoch, s výnimkou komponentu

vyhotoveného režimom CMT bez dodržania interpass teploty, bol pozorovaný nárast priemernej mikrotvrdosti v jednotlivých horizontálnych líniách približujúcich sa k substrátu. Tento jav môže byť vysvetlený opakovaným ohrevom predchádzajúcich vrstiev pri naváraní nových vrstiev, čo mohlo viesť k precipitácií spevňujúcich fáz.

TEM analýza potvrdila prítomnosť spevňujúcej fázy γ ', ktorá prevažne precipitovala v komponente vyhotovenom režimom CMT s dodržaním interpass teploty. Táto fáza sa vyznačovala morfológiou v tvare kávového zrna. Naopak, v komponente vyhotovenom režimom CMT bez dodržania interpass teploty bola prevažne pozorovaná spevňujúca fáza γ ". Táto fáza sa vyznačovala diskovitým tvarom, čo prispelo k dosiahnutiu vyšších mechanických vlastností komponentu.

Z TEM analýzy vyplýva, že v prípade prítomnosti spevňujúcich fáz v matrici komponentov nebol pozorovaný zvýšený výskyt dislokácií. Tento jav možno vysvetliť tým, že pred samotnou precipitáciou spevňujúcich fáz dochádza k anihilácií dislokácií.

V komponentoch boli identifikované karbidy typu M_6C , $M_{23}C_6$ a MC (TiC, NbC). Presné určenie MC karbidov je problematické z dôvodu ich takmer identických medzirovinných vzdialeností.

V prípade komponentov vyhotovených režimom PS bola prostredníctvom riešenia difrakčných spektier potvrdená prítomnosť spevňujúcej fázy γ' v dendritoch, ako aj prítomnosť karbidov typu MC a M₆C.

Výsledky z TEM analýzy sa však nezhodujú s autormi Bhujangrao a kol., ktorí sledovali mikroštruktúru komponentu vyhotoveného zo zliatiny Inconel 718 technológiou WAAM v synergickom režime. Tí dospeli k záveru, že medzidendritický priestor je tvorený MC karbidmi a Lavesovou fázou, ktoré vznikajú v materiáli za nerovnovážnych podmienok chladnutia. (Artaza et al. 2020)

Naopak, výsledky z dizertačnej práce naznačujú, že medzidendritický priestor vyhotovených komponentov bol tvorený len σ -fázou. Prítomnosť Lavesovej fázy nebola potvrdená a vylučovanie karbidov bolo pozorované iba v dendritickom priestore.

Rozdiel medzi komponentmi vyhotovenými režimom PS s dodržaním a bez dodržania interpass teploty spočíval v spevnení matrice. V prípade komponentu, ktorý bol vyhotovený bez dodržania interpass teploty boli dendrity spevnené fázou γ' , avšak v matrici sa nepozorovali dislokácie.

Dendritický priestor komponentu, ktorý bol vyhotovený aplikovaním interpass teploty neobsahoval spevňujúce fázy, avšak bola pozorovaná zvýšená hustota dislokácií. Spevnenie bolo evidentné len v blízkosti medzidendritického priestoru.

Komponent vyhotovený bez dodržania interpass teploty tak dosahuje vyššie mechanické vlastnosti z dôvodu väčšieho množstva spevňujúcej fázy. Na druhej strane, komponent vyhotovený s dodržaním interpass teploty dosahuje vyššie hodnoty nárazovej práce v dôsledku menšieho podielu tejto fázy.

Pôvod dislokácií môže byť vysvetlený opakovaným ochladením komponentu na medzivrstvovú teplotu 100 °C a následným ohrevom počas navárania novej vrstvy. Tento cyklický proces indukoval napätia, ktoré viedli k vzniku dislokácií.

Ako už bolo spomenuté a experimentálne dokázané, ochranný plyn vplýva na geometrické charakteristiky návarovej húsenice. Bolo preto možné očakávať aj vplyv ochranného plynu na geometriu, mikroštruktúru a mechanické vlastnosti celého komponentu. V prípade použitia viackomponentného plynu Inoxline bol dosiahnutý o 12 % vyšší tepelný príkon, čo sa prejavilo na geometrických rozmeroch vyhovoreného komponentu. Špecificky, komponent navarený v ochrannom plyne Inoxline vykazoval až o 40 % menšiu efektívnu šírku a o 55 % menšiu priemernú vlnitosť. Tieto zistenia naznačujú, že použitie ochranného plynu Inoxline môže viesť k úspore materiálu

vďaka zvýšenej efektívnej šírke, a zároveň výrazne zlepšuje kvalitu povrchu komponentov minimalizovaním vlnitosti.

Dôvodom vyššieho tepelného príkonu a zmeny geometrických rozmerov pri použití ochrannej atmosféry Inoxline je 30 % obsah hélia v tomto plyne. Hélium má vysoký ionizačný potenciál, ktorý prispieva k vyššej teplote elektrického oblúka. Tento faktor má za následok, že sa pretavila predchádzajúca vrstva po celej jej šírke, čo viedlo k plynulejšiemu nadpojeniu vrstiev. Roztavený kov tak nepretekal iba po stranách komponentu.

V prípade priemernej výšky bol pozorovaný rozdiel medzi komponentmi iba 6 %, zatiaľ čo v prípade priemernej maximálnej šírky menej ako 1 %. Vplyv ochranného plynu Inoxline na geometriu vyhotovených komponentov bol potvrdený t-testom z hľadiska všetkých sledovaných geometrických charakteristík.

Podobne ako pri naváraní v ochrannej atmosfére argónu, aj v komponente vyhotovenom v ochrannom plyne Inoxline boli v mikroštruktúre pozorované kolumnárne dendrity, ktoré rástli v smere výšky komponentu, teda v smere najväčšieho teplotného gradientu. Porovnaním komponentov vyhotovených v ochranných plynoch argón a Inoxline nebol pozorovaný zásadný rozdiel vo veľkosti a orientácií kolumnárnych dendritov. To naznačuje, že výber ochranného plynu môže ovplyvňovať niektoré vlastnosti vyhotovených komponentov, ako je tepelný príkon a geometria, avšak jeho vplyv na mikroštruktúrne vlastnosti, ako sú kolumnárne dendrity je minimálny.

Z hľadiska mechanických vlastností dosiahol komponent vyhotovený v ochrannom plyne Inoxline o 3 % väčšiu priemernú pevnosť v ťahu Príčinou môže byť väčší tepelný príkon, ktorý mohol zapríčiniť vylučovanie väčšieho množstva spevňujúcej fázy. Komponent vyhotovený v ochrannej atmosfére Inoxline sa vyznačoval aj o 3,8 % väčšou priemernou dohovorenou medzou klzu, Napriek tomuto pozorovaniu bolo porovnanie komponentov po aplikácií t-testu vyhodnotené ako štatisticky nevýznamné kvôli veľkému rozptylu dát.

V rámci štúdie bol analyzovaný vplyv použitia ochranného plynu na nárazovú prácu vyhotovených komponentov. Bolo zistené, že komponent vyhotovený v ochrannom plyne Inoxline dosahoval o 19 % menšiu priemernú hodnotu nárazovej práce. Napriek výraznému rozdielu medzi hodnotami nárazovej práce komponentov, t-test nepotvrdil vzájomné porovnanie ako štatisticky významné v dôsledku vysokého rozptylu dát.

Komponent vyhotovený v ochrannej atmosfére Inoxline vykazoval približne o 2,7 % nižšiu priemernú mikrotvrdosť v smere výšky návaru v porovnaní s komponentom vyhotoveným v ochrannej atmosfére argónu. Napriek tomu, že tepelný príkon pri použití ochranného plynu Inoxline bol o 12 % vyšší, výsledky experimentov naznačujú, že tento rozdiel v tepelnom príkone nemal výrazný vplyv na fázové zloženie komponentu a tým ani na mechanické vlastnosti vyhotoveného komponentu.

Porovnaním komponentov vyhotovených v ochrannom plyne argón a Inoxline vyplýva, že tretí vedecký predpoklad o vplyve aplikácie ochranného plynu Inoxline He30H2C na zlepšenie geometrických a mechanických vlastností vyhotovených komponentov bol potvrdený len v prípade geometrie a pevnostných charakteristík vyhotovených komponentov.

Napriek tomu, že aplikovanie plynu Inoxline prináša zlepšenie geometrických a pevnostných vlastností vyhotovených komponentov, je dôležité brať do úvahy aj jeho finančné náklady. Inoxline bol v rámci experimentu približne sedemkrát drahší ako argón, čo predstavuje finančný faktor, ktorý môže ovplyvniť rozhodovanie o jeho praktickom využití. Použitie tohto plynu bude preto relevantné v prípadoch, keď bude kladený dôraz na vysokú kvalitu povrchu a maximálne pevnostné charakteristiky vyhotovených komponentov.

Mikroštruktúra tepelne spracovaných komponentov vykazovala trend postupného zjemňovania s predlžovaním časov rozpúšťacieho žíhania. Možným dôvodom zjemňovania mikroštruktúry je predlžovanie času tepelného spracovania, ktoré vedie k výraznejšiemu rozpúšťaniu dendritov, ich zjemneniu a homogenizácii mikroštruktúry. Toto zistenie je však v rozpore s autormi Tanvir a kol., ktorí predlžovaním rozpúšťacieho žíhania v mikroštruktúre nepozorovali žiadne zmeny. Nesúlad medzi zisteniami by mohol byť dôsledkom použitia rozdielneho prídavného materiálu. (Tanvir 2019)

Analýzou nameraných údajov z tepelného spracovania rozpúšťacím žíhaním vyplýva, že v prvej fáze rozpúšťacieho žíhania, ktorá trvala 30 min, dosiahli pevnostné charakteristiky vyhotovených komponentov stabilnú úroveň a ďalšie žíhanie po dobu 60 a 120 min neviedlo k ich zmene.

Priemerná pevnosť v ťahu žíhaných komponentov klesla v priemere o 16 % a priemerná dohovorená medza klzu o 31 %. Tento pokles je spôsobený rozpustením spevňujúcich fáz, ktoré precipitovali v komponentoch počas procesu navárania.

Z hľadiska pevnostných charakteristík t-test nepotvrdil štatistickú významnosť medzi jednotlivými tepelne spracovanými komponentmi. K rozpusteniu spevňujúcich fáz došlo v prvej fáze trvajúcej 30 min a ďalšie predĺženie žíhania nepreukázalo vplyv na výsledné pevnostné charakteristiky komponentov.

Výsledky experimentu tepelného spracovania nie sú v korelácií s autormi Tanvir a kol., ktorí skúmali vplyv rovnakých parametrov rozpúšťacieho žíhania na pevnostné charakteristiky komponentu vyhotoveného zo zliatiny Inconel 625. Výskumníci potvrdili stúpajúci trend pevnostných charakteristík s predlžovaním doby tepelného spracovania. Príčinou rozdielnych výsledkov zo skúšky ťahom odlišnosť skúmaných materiálov. (Tanvir et al. 2020)

V dizertačnej práci bola skúmaná zliatina Inconel 718, ktorá v mikroštruktúre obsahuje fázu γ ". Tá ma vyššie spevňujúce účinky v porovnaní s fázou γ ', ktorá je dominantnou spevňujúcou fázou v zliatine Inconel 625. Proces žíhania vedie k rozpusteniu fázy γ ", pričom následné vylučovanie karbidov a δ fázy nedokáže plne kompenzovať spevňujúce účinky tejto fázy.

Podobný trend, ako bol pozorovaný v prípade pevnostných charakteristík, bol zaznamenaný aj pri meraní mikrotvrdosti. Z analýzy nameraných údajov vyplýva, že v prvej fáze tepelného spracovania, ktorá trvala 30 min, dosiahla mikrotvrdosť vyhotovených komponentov stabilnú úroveň.

Ďalšie žíhania, realizované po dobu 60 a 120 minút, už nemali žiadny vplyv na vývoj mikrotvrdosti tepelne spracovaných komponentov, čo potvrdila aj ANOVA analýza. Zistené výsledky korešpondujú aj s poznatkami autorov Tanvir a kol., ktorí vo svojej práci naznačujú, že uvedené tepelné spracovanie nemalo vplyv na priemernú mikrotvrdosť komponentov. (Tanvir et al. 2019)

Skúmaním vplyvu tepelného spracovania na nárazovú prácu bolo zistené, že žíhanie komponentu po dobu 30 min spôsobilo jej významný nárast až o 36 % v porovnaní s východzím komponentom. Dlhodobejšie žíhanie po dobu 60 min paradoxne viedlo k poklesu nárazovej práce späť na pôvodne hodnoty. Avšak predĺžením žíhania na dobu 120 min došlo k výraznému nárastu priemernej hodnoty nárazovej práce takmer na dvojnásobok v porovnaní s nežíhaným komponentom. Nárast nárazovej práce žíhaných komponentov môže súvisieť s rozpúšťaním Lavesovej fázy, ktorá sa vyznačuje skrehujúcim účinkom čím znižuje schopnosť komponentov absorbovať energiu pri náraze. Pri dlhodobejšom žíhaní môže dôjsť k jej čiastočnému až úplnému rozpusteniu, vďaka čomu sa materiál stáva homogénnejší a menej náchylný na lomy.

Tým sa nepotvrdil ani posledný, štvrtý vedecký predpoklad, podľa ktorého predlžovaním času rozpúšťacieho žíhania bude dochádzať k znižovaniu mechanických vlastností vyhotovených komponentov.

3.2 Prínosy dizertačnej práce

V rámci riešenia dizertačnej práce boli získané nové poznatky v oblasti aditívnej výroby oblúkovými metódami navárania.

Prínosy dizertačnej práce pre vedu je možné charakterizovať nasledovne:

- Určenie vplyvu výberu režimu navárania na geometrické charakteristiky, mechanické vlastnosti vyhotovených komponentov zo zliatiny Inconel 718 technológiou WAAM.
- Určenie vplyvu aplikácie interpass teploty na mikroštruktúru vyhotovených komponentov zo zliatiny Inconel 718 technológiou WAAM.
- Detailný výskum precipitácie spevňujúcich fáz, karbidov a dislokácií v závislosti od použitého režimu navárania a stratégie chladenia v zliatine Inconel 718 spracovanej technológiou WAAM.
- Stanoveniu vplyvu výberu ochrannej atmosféry na mikroštruktúru komponentov vyhotovených technológiou WAAM.
- Určenie vplyvu výšky tepelného príkonu na mikroštruktúrne a mechanické vlastnosti vyhotovených komponentov technológiou WAAM.
- Určenie rozdielov v mechanických vlastnostiach medzi komponentmi vyhotovenými technológiou WAAM zo zliatin Inconel 625 a Inconel 718 po rozpúšťačom žíhaní.

Prínosy dizertačnej práce pre prax:

- Stanovenie parametrov navárania, ktoré umožňujú zvýšenie efektivity a kvality komponentov vyhotovených technológiou WAAM.
- Stanovenie korelácie medzi tepelným príkonom a geometrickými charakteristikami komponentov zo zliatiny Inconel 718 vyhotovených technológiou WAAM.
- Určenie vplyvu výberu ochrannej atmosféry na výsledné mechanické, geometrické a estetické vlastnosti komponentov zo zliatiny Inconel vyhotovených technológiou WAAM.
- Stanovenie vhodných parametrov tepelného spracovania komponentov zo zliatiny Inconel 718 vyhotovených technológiou WAAM.

Prínosy dizertačnej práce pre pedagogickú činnosť:

 Možnosť implementácie nadobudnutých poznatkov z dizertačnej práce do výučby predmetov Progresívne metódy zvárania, Metalografia a fraktografia zvarových spojov ako aj predmetov majúcich v obsahovej náplni 3D tlač a 3D skenovanie

ZÁVER

Predkladaná záverečná práca sa zaoberá vplyvom technológie WAAM na spracovateľnosť niklovej zliatiny Inconel 718.

Literárna rešerš záverečnej práce poskytuje súhrn doterajších poznatkov o spracovateľnosti zliatiny Inconel technológiou WAAM. Z nej vyplýva, že geometrické a mechanické vlastnosti, ako aj fázové zloženie komponentov vyhotovených technológiou WAAM sú ovplyvňované nielen parametrami navárania, ale aj typom použitej ochrannej atmosféry, aplikáciou medzivrstvovej teploty a tepelným spracovaním.

Cieľom dizertačnej práce bolo preto posúdiť vplyv použitých parametrov navárania na komponenty vyhotovené zo zliatiny Inconel 718 pomocou technológie WAAM.

V experimentálnej časti záverečnej práce sa porovnával vplyv režimov CMT a PS, ako aj aplikácie interpass teploty, na výsledné geometrické, mechanické, mikroštruktúrne vlastnosti, a fázové zloženie vyhotovených komponentov.

Na základe analýzy experimentálnych výsledkov možno konštatovať, že na výsledné geometrické charakteristiky má najvýraznejší vplyv aplikácia interpass teploty a použitý tepelný príkon. V prípade potreby výroby komponentov s čo najmenšou šírkou a najväčšou výškou návarovej húsenice je optimálne aplikovať režim CMT s dodržaním interpass teploty. Naopak, za účelom vyhotovenia komponentov s čo najväčšou šírkou a najmenšou výškou je nutné aplikovať čo najvyšší tepelný príkon, čo je možné dosiahnuť režimom PS bez aplikovania interpass teploty.

Mikroštruktúra vyhotovených komponentov sa vyznačovala kolumnárnymi dendritmi, pričom typ použitého režimu navárania, aplikácia interpass teploty, ako aj použitie rozdielnych ochranných plynov nemal na túto charakteristiku vplyv. Typ mikroštruktúry je daný samotnou technológiou WAAM.

Najvyššími pevnostnými charakteristikami sa vyznačovali komponenty vyhotovené bez dodržania interpass teploty. Rozdiel v pevnostných charakteristikách medzi režimami CMT a PS bol v tomto prípade štatisticky nevýznamný.

Na dosiahnutie čo najvyššej mikrotvrdosti je vhodné použiť režim CMT, ktorý sa vyznačoval jej najväčšou priemernou hodnotou. Na druhej strane, ak je cieľom vyhotoviť komponent s čo najvyššou hodnotou nárazovej práce, je odporúčané aplikovať interpass teplotu, pričom ideálne je použiť režim PS. Napriek tomu, že tento režim dosiahol výrazne vyššiu priemernú hodnotu nárazovej práce, štatistické porovnanie s ostatnými režimami a stratégiami chladenia nepreukázalo štatistickú významnosť.

TEM analýza vyhotovených komponentov potvrdila, že mikroštruktúra návarového kovu bola tvorená dendritmi γ fázy. Väčší výskyt spevňujúcich fáz bol však pozorovaný v komponentoch vyhotovených bez dodržania interpass teploty, čo prispieva k ich lepším mechanickým vlastnostiam. Naproti tomu, v prípade komponentov vyhotovených s dodržaním interpass teploty bola matrica tvorená austenitom s početnými dislokáciami.

V experimente bol potvrdený vplyv ochranného plynu Inoxline He30H2C na výslednú geometriu vyhotoveného komponentu. Aplikáciou tohto plynu sa dosiahla výrazne nižšia hodnota priemernej vlnitosti, čo malo pozitívny vplyv na efektívnu šírku komponentu. Pozitívny vplyv ochranného plynu Inoxline bol potvrdený aj v prípade pevnostných charakteristík. Naopak, rozdiel medzi ochrannými plynmi argón a Inoxline z hľadiska mikrotvrdosti a nárazovej práce nebol štatisticky potvrdený.

Z výsledkov experimentu zameraného na tepelné spracovanie vyplýva, že rozpúšťacím žíhaním dochádza v prvej fáze (30 min) k zníženiu pevnostných charakteristík. Avšak predlžovaním rozpúšťacieho žíhania už nedochádza k ďalšej zmene týchto charakteristík. Podobný trend bol pozorovaný aj v prípade mikrotvrdosti, avšak tu v prvej fáze žíhania dochádza k jej zvýšeniu. Naopak, v prípade nárazovej práce bol pozorovaný nárast jej hodnoty s predlžovaním času rozpúšťacieho žíhania. Na druhej strane, komponent, ktorý bol žíhaný po dobu 60 minút, vykazoval takmer rovnaké hodnoty nárazovej práce ako komponent po naváraní. Porozumieť a vysvetliť tento jav môže byť cieľom ďalšieho výskumu.

ZOZNAM BIBLIOGRAFICKÝCH ODKAZOV

ARTAZA, Teresa, Trunal BHUJANGRAO, Alfredo SUÁREZ, Fernando VEIGA a Aitzol LAMIKIZ, 2020. Influence of heat input on the formation of laves phases and hot cracking in plasma arc welding (PAW) additive manufacturing of inconel 718. *Metals* [online]. 2020, roč. 10, č. 6, s. 1–17. ISSN 20754701. Dostupné na: doi:10.3390/met10060771

HACKENHAAR, William, José A.E. MAZZAFERRO, Cintia C.P. MAZZAFERRO, Niccolò GROSSI a Gianni CAMPATELLI, 2022. Effects of different WAAM current deposition modes on the mechanical properties of AISI H13 tool steel. *Welding in the World* [online]. 2022, roč. 66, č. 11, s. 2259–2269. ISSN 18786669. Dostupné na: doi:10.1007/s40194-022-01342-0

JURIĆ, Ivan, Ivica GARAŠIĆ, Matija BUŠIĆ a Zoran KOŽUH, 2019. Influence of Shielding Gas Composition on Structure and Mechanical Properties of Wire and Arc Additive Manufactured Inconel 625. *Jom* [online]. 2019, roč. 71, č. 2, s. 703–708. ISSN 15431851. Dostupné na: doi:10.1007/s11837-018-3151-2

LAGHI, Vittoria, Michele PALERMO, Lavinia TONELLI, Giada GASPARINI, Lorella CESCHINI a Tomaso TROMBETTI, 2020. Tensile properties and microstructural features of 304L austenitic stainless steel produced by wire-and-arc additive manufacturing. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology* [online]. 2020. ISSN 14333015. Dostupné na: doi:10.1007/s00170-019-04868-8

MANSOOR, Owais, Noor WAHDATULLAH a N HARSHAVARDHANA, 2021. Wire Arc Additive Manufacturing (WAAM) of Inconel 625 Alloy and its Microstructure and Mechanical Properties. *International Research Journal of Engineering and Technology*. 2021, roč. 8, č. 2, s. 1517–1528.

TANVIR, A. N.M., Md R.U. AHSAN, Changwook JI, Wayne HAWKINS, Brian BATES a Duck Bong KIM, 2019. Heat treatment effects on Inconel 625 components fabricated by wire + arc additive manufacturing (WAAM)—part 1: microstructural characterization. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology* [online]. 2019. ISSN 14333015. Dostupné na: doi:10.1007/s00170-019-03828-6

TANVIR, A. N.M., Md R.U. AHSAN, Gijeong SEO, Jae duk KIM, Changwook JI, Brian BATES, Yousub LEE a Duck Bong KIM, 2020. Heat treatment effects on Inconel 625 components fabricated by wire + arc additively manufacturing (WAAM)—part 2: mechanical properties. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology* [online]. 2020. ISSN 14333015. Dostupné na: doi:10.1007/s00170-020-05980-w

WU, Bintao, Zengxi PAN, Donghong DING, Dominic CUIURI, Huijun LI a Zhenyu FEI, 2018. The effects of forced interpass cooling on the material properties of wire arc additively manufactured Ti6Al4V alloy. *Journal of Materials Processing Technology* [online]. 2018, roč. 258, č. October 2017, s. 97–105. ISSN 09240136. Dostupné na: doi:10.1016/j.jmatprotec.2018.03.024

ZHAI, Wengang, Naien WU a Wei ZHOU, 2022. Effect of Interpass Temperature on Wire Arc Additive Manufacturing Using High-Strength Metal-Cored Wire. *Metals* [online]. 2022. ISSN 20754701. Dostupné na: doi:10.3390/met12020212

ZOZNAM PUBLIKAČNEJ ČINNOSTI

V2 Vedecký výstup publikačnej činnosti ako časť editovanej knihy alebo zborníka

- V2_01 MARÔNEK, Milan URMINSKÝ, Ján LOPATKOVÁ, Michaela ŠUGRA, Filip GRACIK, Tomáš. Vplyv stavu povrchu zváraného materiálu na zmenu pracovných parametrov oblúkového zvárania. In *Technológia zvárania 2021 : Technológia rozvoja priemyslu Európskej únie, 10.novembra 2021, Bratislava*. 1. vyd. Trnava : AlumniPress, 2021, S. 1-6. ISBN 978-80-8096-287-6. Typ výstupu: príspevok z podujatia; Výstup: domáci; Kategória publikácie do 2021: AFD
- V2_02 MARÔNEK, Milan BÁRTOVÁ, Katarína BÁRTA, Jozef URMINSKÝ, Ján ŠUGRA, Filip. Structural analysis of AISI 316LSi multilayer joint made by wire Arc additive manufacturing. In *TEAM 2022 : 10th International Scientific and Expert Conference, 21-22 September 2022, Slavonski Brod, Croatia.* 1. vyd. Slavonski Brod : University of Slavonski Brod, 2022, S. 201-206. ISSN 1847-9065. Typ výstupu: príspevok z podujatia; Výstup: zahraničný; Kategória publikácie do 2021: AFC
- V2_03 MARÔNEK, Milan BÁRTOVÁ, Katarína BÁRTA, Jozef URMINSKÝ, Ján ŠUGRA, Filip. Evaluation of the arc welding power source regimes with regard to additive manufacturing. In *TEAM* 2022 : 10th International Scientific and Expert Conference, 21-22 September 2022, Slavonski Brod, Croatia. 1. vyd. Slavonski Brod : University of Slavonski Brod, 2022, S. 207-214. ISSN 1847-9065. Typ výstupu: príspevok z podujatia; Výstup: zahraničný; Kategória publikácie do 2021: AFC
- V2_04 MARÔNEK, Milan BÁRTA, Jozef URMINSKÝ, Ján BÁRTOVÁ, Katarína ŠUGRA, Filip. The effect of shielding gas on selected geometric characteristics of multilayer walls produced by waam. In Zbornik Radova - "Engineering technologies in manufacturing of welded constructions and products, SBW 2023" : 12th International scientific-professional conference SBW, 26. - 27. 04. 2023, Slavonski Brod. 1. vyd. Slavonski Brod : University of Slavonski Brod, 2023, S. 25-33. ISSN 2806-755X. Typ výstupu: príspevok z podujatia; Výstup: zahraničný; Kategória publikácie do 2021: AFC
- V2_05 MARÔNEK, Milan BÁRTA, Jozef URMINSKÝ, Ján ŠUGRA, Filip BÁRTOVÁ, Katarína. Influence of interpass temperatureon properties of Inconel 718 overlay welds produced by additive manufacturing. In *The 76 IIW Annual Assembly and International Conference on Welding and Joining (IIW 2023) : 16-21 July 2023, Singapore*. 1. vyd. Singapore : Research Publishing, 2023, S. 162-168. ISBN 978-981-18-7859-6. Typ výstupu: príspevok z podujatia; Výstup: zahraničný; Kategória publikácie do 2021: AFC
- V2_06 ŠUGRA, Filip MARÔNEK, Milan BÁRTA, Jozef LOPATKOVÁ, Michaela. Influence of surface roughness on selected geometric characteristics of laser beam welded joints of AW 2099 alloy. In *International Doctoral Seminar 2022 : 27. 28. 04. 2022, Smolenice, SR.* 1. vyd. Trnava : AlumniPress, 2022, S. 302-310. ISBN 978-80-8096-292-0.
 Typ výstupu: príspevok z podujatia; Výstup: domáci; Kategória publikácie do 2021: AFD

V3 Vedecký výstup publikačnej činnosti z časopisu

- V3_01 LOPATKOVÁ, Michaela BÁRTA, Jozef MARÔNEK, Milan ŠUGRA, Filip KRITIKOS, Michaela [Samardžiová, Michaela,] SAMARDŽIĆ, Ivan MARIĆ, Dejan. The influence of surface roughness on laser beam welding of aluminium alloys. In *Tehnički Vjesnik Technical Gazette*. Vol. 28, iss. 3 (2021), s. 934-938. ISSN 1330-3651 (2021: 0.864 IF, Q4 JCR Best Q, 0.271 SJR, Q3 SJR Best Q). V databáze: DOI: 10.17559/TV-20201102100726 ; SCOPUS: 2-s2.0-85108176263 ; WOS: 000675889900029. Typ výstupu: článok; Výstup: zahraničný; Kategória publikácie do 2021: ADM
- V3_02 MARÔNEK, Milan ŠUGRA, Filip BÁRTA, Jozef URMINSKÝ, Ján. Vplyv režimu navárania na výsledné geometrické charakteristiky návarov. In *Zvárač profesionál*. Roč. 19, č. 4 (2022), s. 7-11.
 ISSN 1336-5045. Typ výstupu: článok; Výstup: domáci; Kategória publikácie do 2021: ADF
- V3_03 MARÔNEK, Milan ŠUGRA, Filip BÁRTA, Jozef URMINSKÝ, Ján BÁRTOVÁ, Katarína. Porovnanie geometrie komponentov vyhotovených metódou WAAM v závisloti od použitej

ochrannej atmosféry. In *Zvárač - profesionál*. Roč. 20, č. 4 (2023), s. 3-7. ISSN 1336-5045. Typ výstupu: článok; Výstup: domáci; Kategória publikácie do 2021: ADF

 V3_04 ŠUGRA, Filip - MARÔNEK, Milan - BÁRTA, Jozef - LOPATKOVÁ, Michaela - MIČIAN, Miloš. Influence of surface roughness on selected geometric characteristics of laser beam welded joints of AW 2099 alloy. In Vedecké práce MtF STU v Bratislave so sídlom v Trnave. Research papers Faculty of Materials Science and Technology Slovak University of Technology in Trnava. Roč. 28, č. 47 (2020), s. 56-64. ISSN 1336-1589. V databáze: DOI: 10.2478/rput-2020-0019 ; INSPEC. Kategória publikácie do 2021: ADF

O2 Odborný výstup publikačnej činnosti ako časť knižnej publikácie alebo zborníka

- O2_01 MARÔNEK, Milan ŠUGRA, Filip URMINSKÝ, Ján BÁRTA, Jozef BÁRTOVÁ, Katarína. Vplyv ochrannej atmosféry na geometriu návaru. In Zváranie 2023 : 50. medzinárodná konferencia, 08. - 10. november 2023, Tatranská Lomnica, Vysoké Tatry, SR. 1. vyd. Bratislava : Slovenská zváračská spoločnosť, 2023, S. 68-74. ISBN 978-80-89296-27-9. Typ výstupu: príspevok z podujatia; Výstup: domáci; Kategória publikácie do 2021: BEF
- O2_02 ŠUGRA, Filip MARÔNEK, Milan URMINSKÝ, Ján BÁRTA, Jozef. Vplyv voľby naváracieho režimu a stratégie chladenia na výslednú geometriu návarov v aditívnej výrobe. In Zváranie 2022 : 49. medzinárodná konferencia, 09. 11. november 2022, Tatranská Lomnica, SR. 1. vyd. Bratislava : Slovenská zváračská spoločnosť, 2022, S. 93-101. ISBN 978-80-89296-26-2. Typ výstupu: príspevok z podujatia; Výstup: domáci; Kategória publikácie do 2021: BEF

O3 Odborný výstup publikačnej činnosti z časopisu

O3_01 ŠUGRA, Filip - MARÔNEK, Milan - URMINSKÝ, Ján - BÁRTA, Jozef. Vplyv voľby naváracieho režimu a stratégie chladenia na výslednú geometriu návarov v aditívnej výrobe. In *Strojárstvo - Strojírenství*. Roč. 27, č. 10 (2023), s. 45-47. ISSN 1335-2938.
 Typ výstupu: článok; Výstup: domáci; Kategória publikácie do 2021: BDF