



VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING

ÚSTAV MATERIÁLOVÝCH VĚD A INŽENÝRSTVÍ

INSTITUTE OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

ANALÝZA VLIVU TEPLOTNÍCH CYKLŮ NA ELIMINACI PŘETAVENÉ VRSTVY MATERIÁLŮ POUŽÍVANÝCH V LETECTVÍ

ANALYSIS OF THE INFLUENCE OF TEMPERATURE CYCLES ON THE ELIMINATION OF RECAST LAYER
ON MATERIALS USED IN AEROSPACE

BAKALÁŘSKÁ PRÁCE

BACHELOR'S THESIS

AUTOR PRÁCE

AUTHOR

Barbora Slavíková

VEDOUCÍ PRÁCE

SUPERVISOR

Ing. Vít Horník

BRNO 2017

Zadání bakalářské práce

Ústav: Ústav materiálových věd a inženýrství
Studentka: **Barbora Slavíková**
Studijní program: Strojírenství
Studijní obor: Základy strojního inženýrství
Vedoucí práce: **Ing. Vít Horník**
Akademický rok: 2016/17

Ředitel ústavu Vám v souladu se zákonem č.111/1998 o vysokých školách a se Studijním a zkušebním řádem VUT v Brně určuje následující téma bakalářské práce:

Analýza vlivu teplotních cyklů na eliminaci přetavené vrstvy materiálů používaných v letectví

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

Práce bude zaměřena na zjištění vlivu teplotních cyklů na eliminaci přetavené vrstvy vznikající během nekonvenčního obrábění u vybraných materiálů používaných v aplikacích turbín leteckých motorů. Očekávaným výstupem práce je určení vztahu mezi teplotním cyklem zpracování materiálu a výsledným množstvím přetavené vrstvy, v porovnání s výchozím stavem materiálu před jeho tepelným zpracováním.

Cíle bakalářské práce:

1. Literární rešerše dané problematiky
2. Analýza literárních údajů
3. Metodika a hodnocení experimentálních prací
4. Diskuze
5. Závěry

Seznam doporučené literatury:

READY, J. F. and D. F. FARSON. LIA handbook of laser materials processing: a technical guide. United States: Magnolia Pub., 2001. 715 p. ISBN 09-414-6302-8.

American Welding Society. Brazing Handbook, American Welding Society, 2007. 704 p. ISBN 978--87171-046-8.

DONACHIE, M. J. and S. J. DONACHIE. Superalloys: a technical guide. 2nd ed. Materials Park, Ohio: ASM International, 2002, 439 s. ISBN 08-717-0749-7.

REED, R. C. The superalloys: fundamentals and applications. Cambridge: Cambridge University Press, 2006, xiv, 372 s. ISBN 978-0-521-07011-9.

Termín odevzdání bakalářské práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2016/17

V Brně, dne

L. S.

prof. Ing. Ivo Dlouhý, CSc.
ředitel ústavu

doc. Ing. Jaroslav Katolický, Ph.D.
děkan fakulty

Abstrakt

Bakalářská práce se zabývá analýzou vlivu teplotních cyklů na eliminaci přetavené vrstvy materiálů používaných v letectví. Tato práce byla vytvořena ve spolupráci s firmou Honeywell Aerospace Olomouc. Cílem práce bylo vypracovat studii vlivu teplotních cyklů pájení na odstranění přetavené vrstvy po laserovém řezání. V úvodní části jsou popsány metody nekonvenčního obrábění, materiály a vysokoteplotní pájecí cykly používané v Honeywell Aerospace Olomouc. Druhá část práce se skládá z experimentálního měření přetavené vrstvy, včetně vyhodnocení naměřených dat a vyvození závěrů. Výsledky této práce budou použity pro vývoj dalších technologických postupů ve firmě Honeywell Aerospace Olomouc.

Klíčová slova

nekonvenční metody obrábění, niklové superslitiny, tepelné zpracování, laserové řezání, vysokoteplotní pájení, přetavená vrstva

Abstract

This bachelor thesis is dealing with the analysis of the influence of temperature cycles on the elimination of recast layer on materials used in aerospace. This thesis was created in cooperation with Honeywell Aerospace Company in Olomouc. The aim of this work was to prepare the study about influence of the brazing heat cycle on recast layer removing which was caused by laser cutting process. In first part of this bachelor thesis the unconventional machining methods, materials and related brazing processes used in Honeywell Aerospace Olomouc were described. Second part of the thesis consists of experimental measurement of the recast layer provided on a test specimens including their evaluation and interpretation of the results. The conclusions of this bachelor thesis will be used as future reference for next technological research in Honeywell Aerospace Company in Olomouc.

Keywords

nonconventional process machining, nickel-based superalloys, heat treatment, laser cutting, brazing, recast layer

Bibliografická citace

SLAVÍKOVÁ, B. *Analýza vlivu teplotních cyklů na eliminaci přetavené vrstvy materiálů používaných v letectví*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2017. 57 s. Vedoucí bakalářské práce Ing. Vít Horník.

Prohlášení

Prohlašuji, že jsem celou bakalářskou práci vypracovala samostatně pod vedením vedoucího bakalářské práce a uvedla jsem všechny použité podklady a literaturu.

V Brně

.....

Podpis studenta

Poděkování

Chtěla bych poděkovat vedoucímu bakalářské práce Ing. Vítu Horníkovi a také Ing. Martinu Greplovi, Ph.D. a Ing. Janu Machalovi za odborné rady, postřehy a připomínky, za čas, který mi věnovali a za možnost pracovat na tomto zajímavém tématu bakalářské práce.

Obsah

1	Úvod	14
2	Nekonvenční metody obrábění	15
2.1	Elektroerozivní obrábění	16
2.1.1	Elektroerozivní hloubení	18
2.1.2	Elektroerozivní řezání	18
2.2	Obrábění laserem.....	19
2.2.1	Princip úběru materiálu	20
2.2.2	Rozdělení laserů	21
2.2.3	Řezání laserem	21
2.2.4	Vrtání laserem	23
2.2.5	Značení a popisování laserem	23
3	Materiály používané v Honeywell Aerospace Olomouc s.r.o.	24
3.1	Superslitiny	25
3.1.1	Niklové superslitiny	26
3.1.2	Mikrostruktura niklových superslitin	26
3.1.3	Odlévané a tvářené niklové superslitiny	28
3.2	Titan a jeho slitiny.....	29
3.2.1	Mikrostruktura titanu a jeho slitin	29
3.3	Korozivzdorné a žáruvzdorné oceli.....	30
4	Tepelné zpracování niklových superslitin	32
4.1	Žihání ke snížení pnutí	32
4.2	Homogenizační žihání.....	32
4.3	Vytvrzování.....	32
5	Vysokoteplotní pájení niklových superslitin	35
5.1	Popis procesu pájení.....	35
5.2	Aplikace vysokoteplotního pájení.....	36
6	Experimentální část	37
6.1	Volba materiálu pro experiment.....	37
6.2	Návrh experimentu a značení	38
6.3	Postup přípravy vzorků	40
6.3.1	Řezání laserem	40
6.3.2	Svařování.....	41
6.3.3	Odmaštění v parách.....	41
6.3.4	Nanášení pájky na plochu řezu.....	41
6.3.5	Tepelný režim.....	42
6.3.6	Příprava metalografických vzorků	43
6.3.7	Vyhodnocení metalografických vzorků	47
7	Vyhodnocení výsledků	49
8	Závěr	54
9	Seznam použitých zdrojů	55
10	Seznam použitých zkratk a symbolů	57

1 Úvod

Letectví se řadí mezi odvětví průmyslu, ve kterém jsou kladeny vysoké požadavky na přesnost vyráběných komponent. S rostoucím vývojem nových technologií a výrobou efektivnějších leteckých motorů se také zvyšují nároky na používané materiály.

Pro aplikaci extrémně tepelně namáhaných komponent leteckých motorů se využívá tzv. vysokoteplotních materiálů, které často nelze obrábět standardními reznými nástroji. Zde se proto uplatňují nekonvenční metody obrábění, jako například řezání pomocí laseru. U metod využívajících tepelné účinky pro obrábění vzniká na povrchu obráběného materiálu tepelně ovlivněná oblast. Většinou se jedná o nežádoucí doprovodný jev, kterému nelze úplně zabránit. Tepelně ovlivněná oblast má kvůli pozměněné struktuře jiné mechanické vlastnosti než základní materiál, což může mít vliv na bezpečnost vyrobených součástí. Proto je snaha tuto tepelně ovlivněnou oblast eliminovat, popřípadě ji úplně odstranit následným zpracováním již obrobeného materiálu (např. odbroušením ovlivněného povrchu materiálu, tepelným zpracováním apod.).

Cílem této bakalářské práce je analýza vlivu teplotních cyklů na eliminaci přetavené vrstvy u materiálů používaných v letectví. Tento dokument je předmětem úzké spolupráce s výrobním závodem americké společnosti Honeywell Aerospace v Olomouci. Ve spojení s materiálovými inženýry byl vytvořen experiment, který se zabývá problémem v oblasti zlepšení technologických postupů (s ohledem na výskyt přetavené vrstvy) a tím i vyrobitelnosti a bezpečnosti leteckých komponent, jejichž výrobou se olomoucká pobočka společnosti Honeywell zabývá.

Závěrem práce je zhodnocení vlivu tepelných cyklů vysokoteplotního pájení na eliminaci přetavené vrstvy na základě výsledků experimentálního měření. Výsledky této práce pak budou využity k dalšímu vývoji technologických postupů ve společnosti Honeywell Aerospace Olomouc.

2 Nekonvenční metody obrábění

Nekonvenční metody obrábění (NMO) jsou technologicky pokročilé metody úběru materiálu, které využívají fyzikální, chemické, případně i mechanické principy nebo jejich kombinace (viz tab. 1). Jedná se převážně o bezsilové působení na obráběný materiál, nevyužívá se zde standardních řezných nástrojů a při obrábění se netvoří tříska. Výkonnost těchto metod není závislá na mechanických vlastnostech obráběného materiálu (tvrdosti, pevnosti, atd.), a proto se těmito metodami mohou obrábět těžkoobrobitelné materiály, vyrábět tvarově a technologicky složité součásti, případně může být zavedena plná automatizace výroby. Některými metodami nekonvenčního obrábění lze cíleně měnit vlastnosti povrchové vrstvy (zvýšení odolnosti proti korozi, zvýšení únavové pevnosti apod.) [1, 2].

Tab. 1 Rozdělení NMO vzhledem k převažujícím účinkům [1]

Tepelné účinky		
	elektroerozivní obrábění	EDM - Electro Discharge Machining
	obrábění paprskem koncentrované energie	
	plazma	PBM - Plasma Beam Machining
	laser (fotony)	LBM - Laser Beam Machining
	elektrony	EBM - Electron Beam Machining
	ionty	IBM - Ion Beam Machining
Elektrochemické účinky		
	elektrochemické obrábění	ECM - Electro Chemical Machining
Chemické účinky		
	chemické obrábění	CM, CHM - Chemical Machining
Mechanické účinky		
	ultrazvukové obrábění	USM - Ultrasonic Machining
	obrábění vodním paprskem	WJM - Water Jet Machining
	obrábění vodním paprskem s abrazivem	AWJM - Abrasive Water Jet Machining

Zdokonalováním technologií zpracování materiálu dosahují dnešní metody nekonvenčního obrábění vysokých rozměrových přesností a snížení drsnosti obrobené plochy. Tyto nové metody obrábění mají širokou škálu aplikačních oblastí. Pro jejich aplikaci se často využívá strojů s CNC řídicími systémy, pracujících ve třech i více osách. Nevýhodou těchto metod je malý úběr obráběného materiálu, velká energetická náročnost a vysoká pořizovací cena strojů. U některých metod jsou často nástroje pouze jednoúčelové. Technologické parametry vybraných nekonvenčních metod obrábění jsou uvedeny v tab. 2, aplikační oblasti jsou pak uvedeny v tab. 3.

U většiny nekonvenčních metod obrábění, kde se využívá tepelného působení, dochází na obráběné ploše materiálu ke vzniku tenké (řádově jednotky až stovky mikrometrů), tepelně ovlivněné vrstvy. Tloušťka tepelně ovlivněné vrstvy závisí na velikosti působící koncentrované energie dané metody obrábění a rychlosti obrábění [1, 2].

Tab. 2 Technologické parametry vybraných NMO [1]

Parametr	Metoda obrábění						
	USM	EDM	EBM	LBM	PBM	ECM	ECG
Ra [μm]	6,3 ÷ 0,4	50,0 ÷ 0,2	50,0 ÷ 6,3	50,0 ÷ 6,3		25 ÷ 1,6	0,8 ÷ 0,2
Stupeň přesnosti IT	7 ÷ 9	6 ÷ 12				9 ÷ 12	6 ÷ 9
Tloušťka ovlivněné vrstvy [μm]	N	2 ÷ 300	N	100	500 ÷ 800	N	N
U [$\text{cm}^3 \text{min}^{-1}$]	$10^{-2} \div 10$	$10^{-4} \div 0,6$	$10^{-2} \div 0,4$	10^{-4}	100	0,05 ÷ 0,50	10^{-2}
E [kWh cm^{-3}]	0,07 ÷ 0,80	0,1 ÷ 1,0		8 ÷ 13		0,1 ÷ 0,3	0,04 ÷ 0,08

Zkratky jednotlivých metod jako v tabulce 1.1, ECG – elektrochemické broušení.
 U – úběr obráběného materiálu, E – měrná spotřeba energie, Ra – drsnost povrchu obrobené plochy,
 N – neovlivňuje.

Tab. 3 Aplikační oblasti NMO [1]

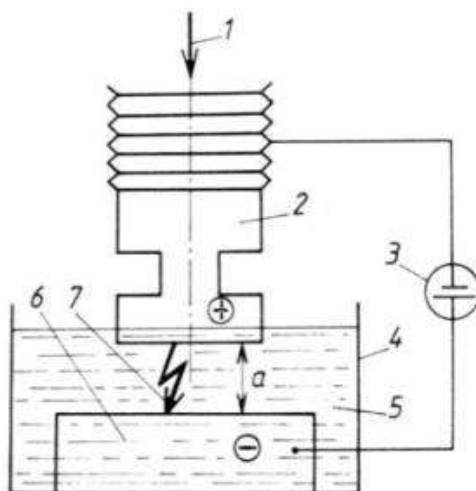
Obráběný materiál	Nekonvenční metody obrábění								Konvenční obrábění	
	Mech. účinek		Tepelný účinek				Chem. účinek		F	S
	USM	AWJM	EDM	EBM	LBM	PBM	CM	ECM		
Slitiny Al	C	C	B	B	B	A	A	B	A	A
Oceli	B	D	A	B	B	A	A	A	A	A
Superslitiny	C	D	A	B	B	A	B	A	B	B
Keramika	A	D	D	A	A	D	C	D	D	C
Sklo	A	D	D	B	B	D	B	D	D	C
Křemík			D	B	B	D	B	D	D	B
Plasty	B	B	D	B	B	D	C	D	B	C
Lepenky	D	A	D			D	D	D	D	D
Textil	D	A	D			D	D	D	D	D

Zkratky jednotlivých metod jako v tabulce 1.1, F – frézování, S – soustružení.
 A – velmi vhodné, B – vhodné, C – obtížné, D – nelze aplikovat.

2.1 Elektroerozivní obrábění

Elektroerozivní (elektrojiskrové) obrábění je metoda využívající principu elektroeroze. Touto metodou lze obrábět pouze elektricky vodivé materiály. Fyzikální princip metody obrábění je založen na průchodu stejnosměrného proudu v pulzech, který mezi elektrodami (obrobkem a nástrojovou elektrodou) ponořenými do dielektrika, způsobuje vytvoření elektrického nebo obloukového výboje. Dochází ke krátkodobé koncentraci elektrické a mechanické energie na obrobku, která se projeví ve formě tepla. V okolí výboje vzniká plazmové pásmo dosahující velmi vysokých teplot, jehož působením dochází současně k natažení obráběného materiálu i materiálu nástroje. Následkem toho se na obrobku i elektrodě vytváří mikrokrátery. Dielektrická kapalina (např. strojní olej, transformátorový olej, destilovaná voda, speciální dielektrika, atd.) zajišťuje potřebnou vzdálenost mezi elektrodami, aby došlo k elektrickému výboji, a také slouží k chlazení elektrod a k odplavení erozních

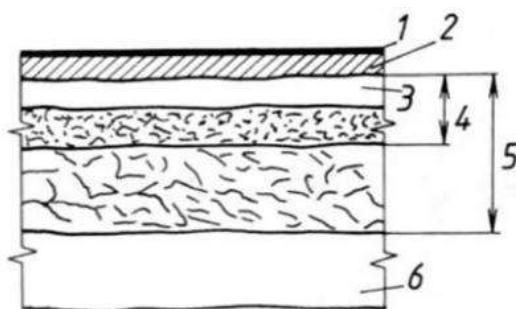
zplodin a mikročástic z místa úběru daného materiálu. Schéma zařízení pro elektroerozivní obrábění je znázorněno na obr. 1 [1, 2].



Obr. 1 Princip zařízení pro elektroerozivní obrábění [3]

1 – směr posuvu nástrojové elektrody, 2 – nástrojová elektroda, 3 – generátor, 4 – pracovní vana, 5 – kapalné dielektrikum, 6 – obrobek, 7 – elektrický výboj

Povrch po elektroerozivním obrábění má náhodný profil daný velikostí a hloubkou kráterů. Struktura povrchu se skládá z několika vrstev (obr. 2), které se liší svými mechanickými vlastnostmi a chemickým složením. Jedná se o pásma tepelně ovlivněná a pásma plastických deformací [2].



Obr. 2 Struktura povrchu po elektroerozivním obrábění [4]

1 – mikrovrstva tvořená chemickými sloučeninami vzniklými difúzí prvků dielektrika, 2 – vrstva obsahující prvky materiálu nástrojové elektrody, 3 – tzv. bílá vrstva (silně nauhličená, znovu ztuhlá tavenina martenzitické struktury), 4 – pásmo tepelného ovlivnění (zakalený a popuštěný základní materiál obrobku), 5 – pásmo plastické deformace vyvolané tlakovými rázy pulzů, 6 – základní materiál obrobku

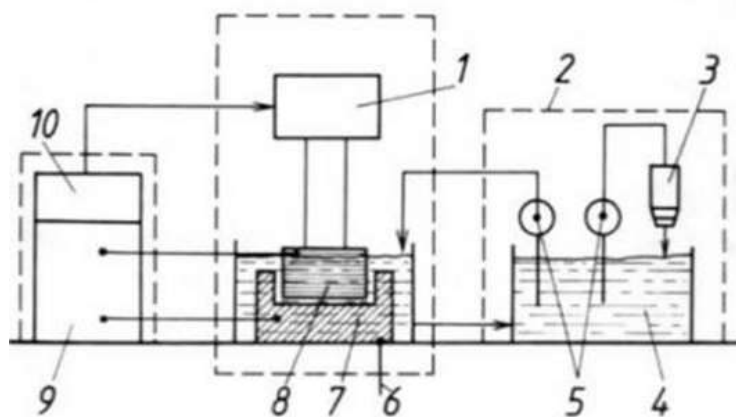
Důležitými parametry pro zajištění požadované jakosti povrchu a rozměrových přesností jsou elektrický proud, frekvence výbojů, míra znečištění a viskozita dielektrické kapaliny, materiál elektrody a materiál obrobku [1, 2].

2.1.1 Elektroerozivní hloubení

Elektroerozivní hloubení se používá pro vytváření tvarově složitých součástí, především vnitřních ploch tvářecích zápustek, forem pro lití, lisovacích nástrojů pro výrobu plastových, skleněných nebo kovových součástí, aj. Schéma zařízení pro elektroerozivní hloubení je znázorněno na obr. 3.

Pro elektroerozivní hloubení se využívá negativního tvaru elektrod, které jsou kopírovány do obráběného materiálu. Nástrojová elektroda je posunována proti obrobku, přičemž je stále udržována jiskrová mezera. Převážně se využívá jednodušších tvarů elektrod, které CNC řídicí systémy vhodně kombinují pro vytvoření celkového požadovaného tvaru.

Při volbě materiálu nástrojové elektrody je potřeba zohlednit, aby měl daný materiál vysokou elektrickou vodivost, vysoký bod tavení, dostatečnou pevnost, dobrou obrobiteľnost, tvarovou stálost a aby nedocházelo k opotřebení elektrody. Používají se tedy materiály jako grafit, měď, mosaz a wolfram [1, 2].



Obr. 3 Schéma zařízení pro elektroerozivní hloubení [2]

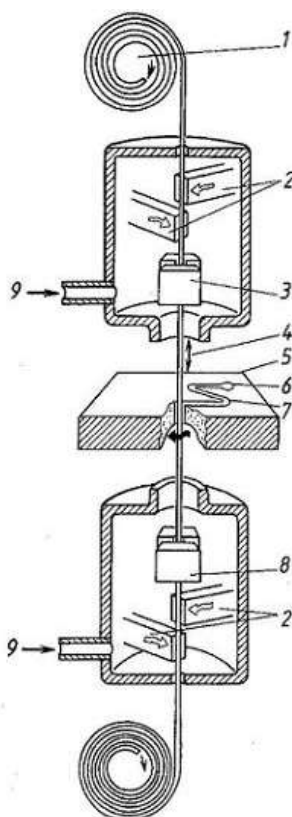
1 – pracovní hlava, 2 – filtrační zařízení, 3 – filtr, 4 – dielektrikum, 5 – čerpadla, 6 – pracovní stůl, 7 – obrobek, 8 – nástrojová elektroda, 9 – generátor, 10 – CNC řídicí systém

2.1.2 Elektroerozivní řezání

Při elektroerozivním řezání se využívá jako pracovního nástroje tenkého drátu o průměru 0,03 až 0,35 mm, který je postupně odvíjen z cívky pomocí speciálního zařízení tak, aby z důvodů působení vysokých teplot nedošlo k jeho přepálení. Zároveň dochází k napínání drátu, které ovlivňuje přesnost řezu. V prostoru mezi elektrodami, obrobkem a drátem, je nízkoviskózní dielektrikum. Schéma zařízení pro elektroerozivní řezání je zobrazeno na obr. 4.

Dráty jsou vyráběny především z mědi a jejich slitin, nejčastěji však z mosazi. Pro mikroobrábění se využívají dráty vyrobené z molybdenu nebo wolframu. V současnosti se používají povlakované dráty s měděným jádrem, které umožňují řezání materiálů vysokými rychlostmi a dosahují vysokých jakostí povrchu obráběného materiálu.

Této metody obrábění se využívá především při dělení velmi pevných a tvrdých materiálů, jako jsou kalené oceli, titanové slitiny, superslitiny aj. Díky CNC řídicím systémům lze naklánět drát až o 45°, což umožňuje vyřezávání složitějších tvarů [1, 2].



Obr. 4 Schéma zařízení pro elektroerozivní řezání [5]

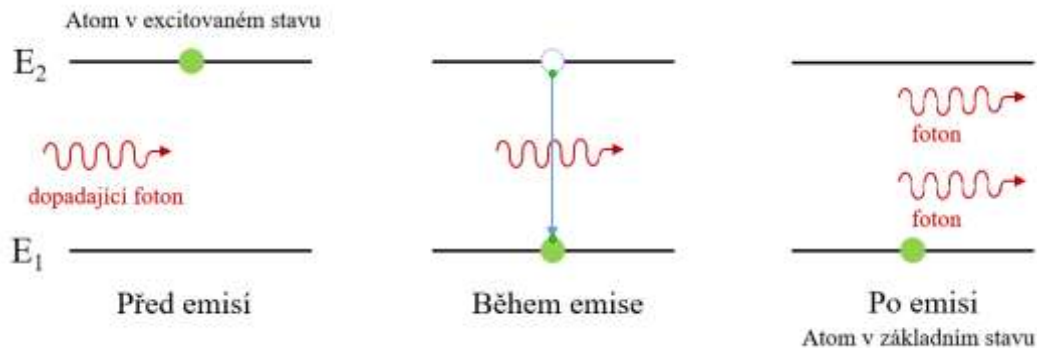
1 – zásobník drátu, 2 – přívod výbojového proudu, 3 – horní vedení drátu, 4 – napínání drátu, 5 – obrobek, 6 – startovací díra, 7 – řezaný tvar, 8 – dolní vedení drátu, 9 – přívod dielektrika

2.2 Obrábění laserem

LASER je zkratkou anglického názvu *Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation*, tedy zesílení světla pomocí vybuzené emise záření. Oproti běžnému světelnému záření, které se ve formě vlnění šíří všemi směry, je zesílené světlo z laseru vyzařováno ve formě úzkého svazku fotonů [1].

Princip laseru lze vysvětlit pomocí kvantové fyziky a kvantově mechanického modelu atomu. Kolem jádra atomu se po uzavřených drahách (hladinách) pohybují elektrony. Každá dráha má v závislosti na vzdálenosti od jádra určitou energetickou hladinu. V základním stavu se elektrony atomu nacházejí v nejnižší možné energetické hladině. V případě, že jsou atomy vybuzeny energií z vnějšího zdroje, se elektrony nacházejí ve vyšší energetické hladině E_2 . Atom má tendenci zaujmout základní stav, tzn. nižší energetickou hladinu E_1 a při přechodu dochází k emisi kvanta světelného záření (obr. 5). U laseru je tato emise stimulovaná (vynucená) vlivem vnějšího podnětu, kdy se vybuzený atom vrací do základního stavu, přičemž

emituje nový kvant se stejnou frekvencí, jakou měl předchozí kvant. V závislosti na rozdílu energetických hladin vzniká záření s různou vlnovou délkou – infračervené, ultrafialové nebo viditelné světelné záření [1, 6].



Obr. 5 Schéma stimulované emise [7]

Laser se obvykle skládá ze tří částí: z laserového média (aktivní prostředí), čerpacího systému (buzení) a optického rezonátoru (polopropustné a nepropustné zrcadlo), který neustále vrací část stimulované emise záření do aktivního prostředí. Po načerpání energie ze zdroje (elektrický výboj, výbojka, aj.) se v aktivním prostředí zvyšuje počet vybuzených atomů na vyšší energetické hladiny a během následné deexcitace emitují atomy přebytečnou energii ve formě fotonů. Tyto fotony jsou pomocí optického rezonátoru odraženy a vycházejí ven jako koherentní monochromatický laserový paprsek [1, 8].

2.2.1 Princip úběru materiálu

Odebírání materiálu při laserovém obrábění je způsobeno účinkem laserového paprsku, který dopadá na obráběný materiál. Materiál určitou část paprsku pohltí. Tyto pohlcené paprsky ohřívají částice materiálu na vysokou teplotu (řádově až 10^4 °C) a způsobují jejich zapálení, roztavení nebo odpaření. Částice materiálu jsou z místa řezu odfukovány asistenčním plynem (argon, dusík, aj.) [1, 8].

Obrobitelnost materiálů je dána jejich vlastnostmi, jako jsou absorpce a odrazivost laserového záření a tepelná vodivost. Absorpce záření závisí především na druhu materiálu, jeho chemickém složení a struktuře, na stavu jeho povrchu, na vlnové délce a polarizaci záření. Materiály, které dobře pohlcují záření, lze snadno obrábět, protože absorbovanou světelnou energii mění na tepelnou. Další vlastností je odrazivost neboli schopnost odrážet světelné paprsky. Materiály s vysokou odrazivostí jsou laserem těžko obrobitelné, protože jen velmi malá část světelné energie je pohlcena. Odrazivost lze snížit zdrsněním povrchu materiálu nebo jeho přehřátím či nanesením krycí nekovové vrstvy [8].

2.2.2 Rozdělení laserů

Laserové systémy jsou převážně rozdělovány podle druhu aktivního prostředí na plynové, pevnolátkové, kapalinové a polovodičové lasery. Pro zpracování materiálů jsou nejvíce využívány plynové CO₂ lasery a pevnolátkové Nd:YAG lasery [8].

CO₂ lasery

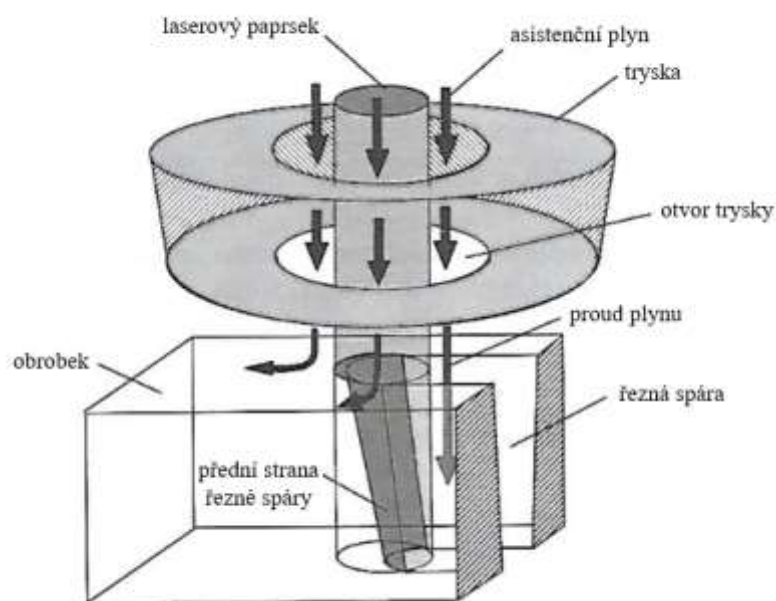
CO₂ laser je molekulární plynový laser, jehož aktivní prostředí je tvořeno plynnou směsí obsahující oxid uhličitý (CO₂), hélium (He) a dusík (N₂). Přesné složení směsi závisí na požadovaných pracovních podmínkách, jako jsou tlak a mód laseru (pulzní nebo kontinuální). Molekuly dusíku jsou excitovány do metastabilní vibrační úrovně. Tato excitace je rezonančně přenášena molekulárními srážkami na molekuly CO₂, které při přechodu na nižší vibrační hladinu vyzařují fotony. Tyto lasery nabízí nejvyšší výkon pro zpracování materiálů [8].

Nd:YAG lasery

Nd:YAG (YAG je zkratka pro ytrium aluminium granát) je vysoce výkonný pevnolátkový laser pracující v kontinuálním nebo pulzním režimu. Neodym v krystalu YAG nahrazuje část ytria. Princip laseru je založen na čtyřstupňovém systému změn hladiny elektronové energie v iontu neodymu a následné vyzaření fotonů [6, 8].

2.2.3 Řezání laserem

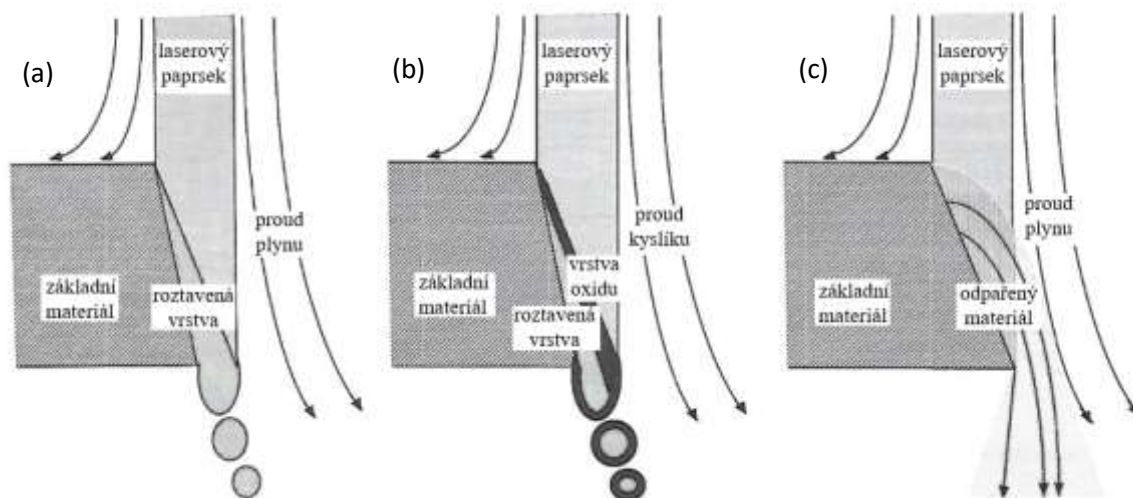
Nejvyužívanější laserovou technologií obrábění materiálů je řezání. Proces řezání je prováděn pohybem laserového paprsku po povrchu obrobku v konstantní vzdálenosti, čímž je vytvářena úzká řezná spára (několik desetin milimetru). Schéma řezání laserem je na obr. 6.



Obr. 6 Schéma řezání laserem [8]

Řezání laserem se dělí na tři základní typy (obr. 7):

- *Tavné řezání* je prováděno pomocí laserového paprsku, který materiál roztaví. Tento roztavený materiál je následně pomocí inertního plynu (dusík nebo argon) odfukován z místa řezu. Hlavním technickým požadavkem je, aby se zabránilo přichycení taveniny u dolního okraje řezné spáry. Takto lze řezat převážně nerezové oceli, vysoce legované oceli, hliníkové a titanové slitiny, termoplasty a keramiku.
- *Řezání pálením* používá kyslík jako řezný plyn. Vzniká zde exotermická reakce kyslíku s materiálem, která podporuje řezný proces vznikem tepla. Výsledkem jsou pak vyšší řezné rychlosti ve srovnání s laserem používajícím inertní plyn. Laserový paprsek je zodpovědný za zapálení a stabilizaci hořícího procesu uvnitř řezné spáry. Na přední straně řezné spáry se vytváří vrstva oxidu, která zvyšuje absorpci laserového záření v porovnání s absorpcí čisté kovové taveniny. Zejména u středně a nízkolegovaných ocelí snižují vytvořené oxidy viskozitu a povrchové napětí taveniny a tím zjednodušují její odstranění. Výsledné řezné hrany jsou zoxidovány.
- *Sublimační řezání* používá vysokou intenzitu laserového záření, následkem čehož se za velmi vysokých teplot obráběný materiál odpařuje. Aby se zabránilo vysrážení horkých plynných emisí na obrobku, používá se proud plynu k odfouknutí odpařeného materiálu z místa řezu. Tímto procesem jsou převážně řezány materiály jako dřevo, kůže, papír, keramika a plasty.



Obr. 7 Schéma základních typů řezání: a) tavné řezání, b) řezání pálením, c) sublimační řezání [8]

Hlavními výhodami řezání pomocí laserů jsou malá šířka řezu, malá velikost tepelně ovlivněné oblasti a řezání složitých tvarů. Pro řezání se nejčastěji využívá CO₂ a Nd:YAG laserů [8, 9].

2.2.4 Vrtání laserem

Fyzikální proces vrtání laserem je poměrně jednoduchý. Pevný materiál absorbuje laserovou energii, kterou mění na teplo. Laserové záření dopadající na materiál je velmi intenzivní a materiál se za vysokých teplot taví a částečně odpařuje. Vznikající pára vytváří tlak, který tlačí roztavený materiál ven z otvoru. Ve většině praktických aplikací je proud asistenčního plynu směřován k otvoru a zajišťuje lepší úběr materiálu.

Laserové vrtání má u kovů celou řadu použití, například zhotovení chladících otvorů u lopatek turbín letadel, otvorů pro trysky a přesných otvorů pro optické aplikace. Pro vrtání kovů se převážně využívá pulzních Nd:YAG laserů [8, 9].

2.2.5 Značení a popisování laserem

Laserové značení je povrchový proces založený na povrchovém tavení materiálu, odpařování nebo karbonizaci. Popis je tvořen drobnými krátery malé hloubky, povrchovou úpravou uvnitř kráterů a tepelně ovlivněnou oblastí.

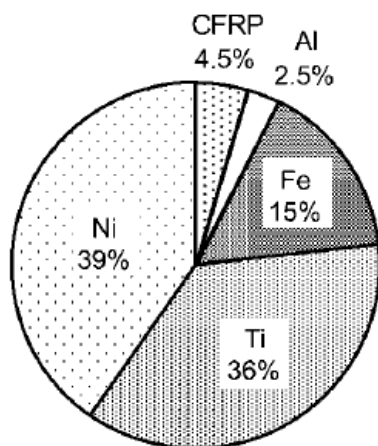
Proces značení vyráběných dílů se stal v průmyslu vysoce využívaným. Značení a popis se provádí za účelem identifikace dílů a poskytnutí informací o produktu. Laserové značení může mít řadu forem: černá karbonizace, bělení nebo změna barvy materiálu, fyzikální modifikace povrchu materiálu, orýsování mělké drážky do materiálu pomocí odpařování nebo vysoce řízená modifikace povrchu pomocí tavení. Laserem je možné označovat všechny druhy materiálů (plasty, kovy, keramiku, sklo, aj.) [8, 9].

3 Materiály používané v Honeywell Aerospace Olomouc s.r.o.

V Honeywell Aerospace Olomouc (HAO) se vyrábějí a opravují spalovací komory a statické komponenty leteckých motorů. V leteckém průmyslu jsou kladeny vysoké nároky na fyzikální, chemické, technologické a mechanické vlastnosti používaných materiálů. Pro výrobu leteckých motorů je důležitá rozměrová stálost, žáruvzdornost, žárupevnost a odolnost materiálů vůči creepu.

S rostoucím vývojem nových technologií a výrobou efektivnějších leteckých motorů se také zvyšovaly nároky na používané materiály. Vývoj nových a odolnějších slitin se datuje k první světové válce, kdy byl řízen požadavkem na výrobu výfukových ventilů a turbodmychadel pro pístové letecké motory. Procentuální podíl použitých materiálů na konstrukci moderních proudových motorů komerčních letadel je na obr. 8 [10].

Pro aplikaci extrémně tepelně namáhaných komponent se využívá tzv. vysokoteplotních materiálů. Tyto materiály mají schopnost udržet si své vlastnosti i za vysokých teplot, takže odolávají zatížení při provozních teplotách blízkých se jejich bodu tavení. Mezi vysokoteplotní materiály používané v leteckých motorech patří převážně niklové superslitiny a korozivzdorné oceli [11, 12].



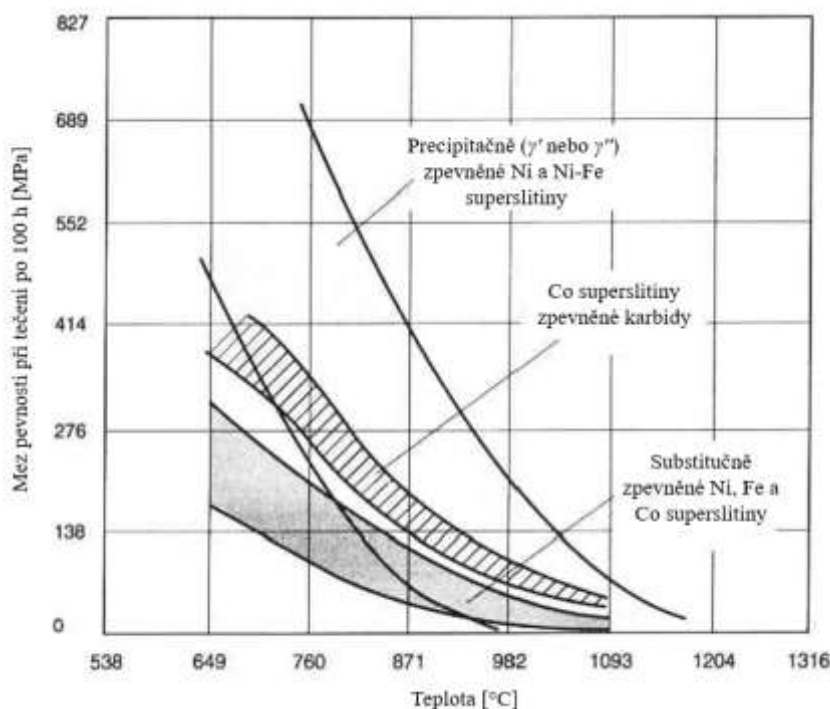
Obr. 8 Procentuální podíl niklových superslitin, slitin titanu, ocelových slitin, slitin hliníku a kompozitu s uhlíkovými vlákny (CFRP) na konstrukci proudových motorů komerčních letadel [13]

Niklové superslitiny mají vysokou odolnost proti statickému zatížení, únavě, creepu a používají se pro nejteplejší části motorů (nad 800°C). Vedle superslitin poskytují korozivzdorné oceli nejlepší kombinaci vysokoteplotní odolnosti proti korozi a vysokoteplotní mechanické pevnosti. Pokud je potřeba vzít v úvahu hmotnost součásti, tak další volbou materiálů jsou titanové slitiny, které však mají velmi špatnou odolnost proti korozi, což omezuje jejich použití do 500°C (některé lze použít až do 700°C) [11, 12].

3.1 Superslitiny

Vývoj prvních superslitin začal kolem roku 1940 paralelně s vývojem nových technologií tavení a odlévání (hlavně vakuové indukční lití), které měly za následek větší kvalitu slitin a usnadnilo se i řízení chemického složení. V případě odlévaných superslitin vedlo zavedení řízeného tuhnutí materiálu ke vzniku struktury tvořené podlouhlými (kolumnárními) zrny. Byly tak eliminovány příčné hranice zrn a značně narostla pevnost v creepu. Další vývoj byl směřován k úplnému odstranění hranic zrn, takže vznikly monokrystalické superslitiny. Nebylo potřeba přidávat prvky zpevňující hranice zrn, zlepšilo se tak tepelné zpracování a únavová životnost superslitin. V dnešní době převládá výroba strojních dílů odléváním superslitin než tvářením [10, 11].

Superslitiny jsou materiály využívané v teplotně a napětově náročných podmínkách. Vykazují skvělou kombinaci žárupevnosti, žáruvzdornosti, houževnatosti, tepelné roztažnosti, odolnosti vůči creepu, tepelné únavě, odolnosti vůči vnějším vlivům (včetně nitridace, karbonizace, oxidace a sulfidace) a korozi. Superslitiny mají fcc (kubickou plošně středěnou) mřížku a podle typu základního materiálu se dělí do tří skupin: niklové, železóniklové a kobaltové superslitiny. Pevnostní charakteristiky vybraných superslitin za vysokých teplot jsou zobrazeny na obr. 9 [10].



Obr. 9 Pevnostní charakteristiky vybraných superslitin za vysokých teplot [12]

3.1.1 Niklové superslitiny

Niklové superslitiny se především vyznačují vysokou žárupevností a žáruvzdorností, díky čemuž mohou být vystaveny zatížení v teplotách dosahujících až 80 % teploty počátku jejich tavení ($0,8T_m$). Superslitiny jsou precipitačně nebo substitučně zpevněny. Struktura žáruvzdorných superslitin je tvořena tuhým roztokem γ s fcc mřížkou, který je zpevněn pouze substitučně. Za zvýšených teplot nemůže přenášet mechanická zatížení, jinak by došlo ke creepu. Tuhý roztok γ je na bázi Ni-Cr nebo Ni-Cr-Fe. Základním přísadovým prvkem zvyšujícím žáruvzdornost je Cr (10-30 %). Žárupevné slitiny obsahují přísadové prvky (Al, Ti, Ta), které tvoří zpevňující fázi γ' , a prvky (např. Mo, W, Ru a Re), které substitučně zpevňují matici γ . Vysoká žárupevnost niklových superslitin je dána množstvím přítomných precipitátů fáze γ' a karbidů [12, 14, 15].

Niklové superslitiny se podle technologie výroby dělí na odlévané, tvářené a vyráběné práškovou metalurgií. Podle hlavní vytvrzující fáze se dělí na superslitiny zpevněné karbidy, tzv. substitučně zpevněné superslitiny, na superslitiny zpevněné koherentní fází, tzv. precipitačně vytvrzené superslitiny a superslitiny disperzně zpevněné oxidy (obsahují 0,5-1 hm. % Y_2O_3). Superslitiny disperzně zpevněné oxidy jsou vyráběny práškovou metalurgií [10, 12].

3.1.2 Mikrostruktura niklových superslitin

Niklové superslitiny jsou tvořeny maticí, která je vytvrzena precipitáty intermetalických fází, karbidy a boridy. Vysoká žárupevnost těchto slitin je podmíněna vznikem fáze γ' , která v matici tvoří hlavní vytvrzující precipitáty.

Fáze γ

Matrice v niklových superslitinách je tvořena substitučním tuhým roztokem γ s fcc mřížkou. Fáze γ obsahuje nikl a legující prvky. Legujícími prvky jsou Cr, Co, Fe, Mo, Ta a W, které především stabilizují matici. Je zde také malé množství uhlíku, boru a zirkonia. Velký vliv na zpevnění matrice mají molybden a wolfram spolu s tantalem a niobem, avšak nadměrné množství Cr, Mo a W podporuje vznik nežádoucích TCP (topologicky těsně uspořádaných) fází. Chrom poskytuje odolnost proti žáru a do jisté míry zpevňuje matici, kvůli své vysoké rozpustnosti v niklu. Stabilizující vliv na tuhý roztok γ má kobalt, protože mění rozpustnost γ' (hliníku a titanu) v matici. Obvykle zvyšuje rekrystalizační teplotu. Z ekonomického hlediska bývá u některých superslitin část niklu nahrazena železem. To však přináší řadu nevýhod. Nahrazení niklu železem se snižuje odolnost superslitiny vůči korozi a železo má také větší tendenci podporovat tvorbu křehké nežádoucí σ fáze. Vlivy hlavních přísadových prvků v niklových superslitinách jsou uvedeny v tab. 4 [10, 11, 15].

Tab. 4 Vlivy hlavních přísadových prvků v niklových superslitinách [10]

Prvek	Zpevňování matrice	Zvyšování objemové koncentrace γ'	Hranice zrn	Další vlivy
Cr	střední	střední	M ₂₃ C ₆ a M ₇ C ₃	zvyšuje odolnost proti korozi; podporuje vznik TCP fází
Mo	vysoké	střední	M ₆ C	zvyšuje hustotu
W	vysoké	střední		podporuje vznik TCP fází σ a μ
Ta	vysoké	vysoké		
Nb	vysoké	vysoké	NbC	podporuje vznik γ' a δ fází
Ti	střední	velmi vysoké	TiC	
Al	střední	velmi vysoké		zvyšuje odolnost proti oxidaci
Fe		$\gamma \rightarrow \beta, \eta, \gamma'$ nebo δ		sníží odolnost proti oxidaci; podporuje vznik TCP fází σ , Lavesových fází
Co	nízké	střední u některých slitin		zvyšuje rekrytalizační teplotu
Re	střední			zpomaluje hrubnutí; zvyšuje neshodu mřížky
C	střední		karbidy	
B, Zr	střední			zabraňuje hrubnutí karbidů; zvyšuje pevnost na hranicích zrn; zvyšuje creepovou pevnost a tažnost

Fáze γ'

Fáze γ' je intermetalická fáze tvořena precipitáty Ni₃(Al, Ti), s L₁₂ mřížkou. Tato mřížka je koherentní k matrici. Fáze γ' má prvořadý význam v metalurgii superslitin. Rozmístění precipitátů, chemické složení a objemové množství γ' mají rozhodující vliv na odolnost niklových superslitin vůči creepu.

Fáze γ' vzniká vylučováním z neuspořádaného tuhého roztoku γ . Poklesem teploty při tepelném zpracování přechází neuspořádané rozložení atomů niklu a hliníku v mřížce na uspořádané při zachování jejího základního typu. Atomy hliníku obsazují rohy mřížky a nikl středy stran. To vede ke vzniku tzv. nadmřížky. Velmi jemné precipitáty fáze γ' jsou rovnoměrně rozděleny v celém objemu superslitiny. Precipitáty se mohou vylučovat ve formě globulí, krychlí nebo tyčinek. Změna morfologie precipitátů je dána mírou nesouladu mřížek fáze γ a γ' , kdy na mezifázové hranici vzniká napětí. V superslitinách, které jsou zpevněny precipitáty, může být až 60% hliníku substitučně nahrazeno titanem nebo niobem. Také nikl může být v nadmřížce nahrazen kobaltem nebo železem. Substituční atomy způsobují nesoulad mřížek fází, kvůli změně parametru mřížky.

V monokrystalických superslitinách je do značné míry titan nahrazen tantalem, oba pak zpevňují γ' a zvyšují rekrytalizační teplotu. Moderní monokrystalické superslitiny obsahují 70-80 % fáze γ' . Většina tvářených niklových superslitin obsahuje 20-45 % γ' a odlévané niklové superslitiny mají objemové množství fáze γ' přibližně 60 %. S objemovým procentem roste žárupevnost niklových superslitin, zároveň se však zhoršuje žáruvzdornost a tvárnost [10-12, 15, 16].

Fáze γ''

V niklových superslitinách obsahujících velké množství niobu není hlavní vytvrzující fází γ' , ale fáze γ'' tvořená precipitáty Ni_3Nb s bct (tetragonální plošně středěnou) mřížkou, která je koherentní k matici. Vylučují se ve tvaru disku s velmi malou tloušťkou. V superslitinách obsahujících železo se tvoří precipitáty tzv. δ fáze, která má stejné složení - Ni_3Nb , ale má kosočtverečnou mřížku. Fáze δ je nekoherentní a ve velkém množství snižuje pevnost superslitiny. Avšak malé množství této fáze slouží k řízení a zpřesnění velikosti zrn, což má za následek zlepšení vlastností v tahu, odolnost proti únavovému porušení materiálu a creepu při zatížení v tahu. Proto je důležité přesné řízení tepelného zpracování, aby byla zajištěna tvorba precipitátů γ'' místo δ [10- 12, 15].

Karbidy a boridy

V niklových superslitinách bývá C do 0,2 hm. %. Ten spolu s reaktivními prvky, jako jsou například Ti, Ta a Hf, vytváří karbidy typu MC. Karbidy typu MC se vylučují při vysokých teplotách z taveniny. Při tepelném zpracování se tyto karbidy mohou rozkládat na jiné druhy, např. M_{23}C_6 nebo M_6C , které se tvoří na hranicích zrn γ fáze a jsou bohaté na chrom, molybden a wolfram. Karbidy zpevňují hranice zrn a předchází nebo zpomalují pokluz zrn a umožňují relaxaci napětí. Pokud jsou karbidy vysráženy v matici, tak mohou sloužit jako vytvrzující prvek nebo na sebe mohou navázat určité prvky, které by jinak podporovaly nestabilitu fáze. Karbidy obecně zlepšují odolnost superslitin vůči creepu [10-12].

Bor spolu s chromem nebo molybdenem tvoří boridy na hranicích zrn fáze γ . Boridy posilují hranice zrn a zvyšují odolnost superslitin vůči creepu [11].

Nežádoucí fáze

Nežádoucí TCP fáze mohou vznikat v γ matici během dlouhodobého provozu při vysokých teplotách. Vznik TCP fáze je podmíněn nadměrným množstvím chromu, molybdenu, tantalu a wolframu v matici. V niklových superslitinách se vyskytují také nežádoucí fáze σ a μ . Tyto fáze způsobují zkřehnutí struktury materiálu, vznik trhlin, zhoršují mechanické vlastnosti matrice a snižují odolnost vůči creepu [12, 15].

3.1.3 Odlévané a tvářené niklové superslitiny

Tvářené niklové superslitiny

Nejdříve se vyráběly niklové superslitiny pouze tvářením, ale při zvyšujícím se množství fáze γ' v těchto superslitinách (nad 45 %), klesala jejich tvárnost a musely se začít odlévat. Žárupevnost tvářených niklových superslitin je limitovaná objemovým množstvím zpevňující fáze γ' , která se pohybuje v rozmezí 25-45 %. V porovnání s odlévanými niklovými superslitinami mají menší velikost zrn a mnohem lepší tažnost. To umožňuje jejich následné zpracování kováním, válcováním nebo lisováním. Tvářené niklové superslitiny mají také

v porovnání s odlévanými lepší nízkocyklovou únavovou pevnost při nízkých až středních teplotách [10, 17, 18].

Odlévané niklové superslitiny

Aby se dále zvýšily provozní teploty niklových superslitin, především žárupevnost, je třeba zvýšit objemové množství fáze γ' . Avšak s rostoucím objemovým procentem klesá tvárnost superslitin. Nejběžnějším řešením je tedy výroba komponentů ve formě odlitků. Odlévané niklové superslitiny mají objemové množství této fáze okolo 50-60%. Většina odlitků má polykrystalickou strukturu. Pro lopatky turbín se využívá odlitků s usměrněným tuhnutím. Ty mají strukturu tvořenou kolumnárními zrny nebo jsou monokrystalické. Obecně mají odlévané superslitiny hrubozrnnější strukturu, mají vyšší odolnost proti creepu, lomovému porušení a vyšší únavovou životnost [10, 17, 18].

3.2 Titan a jeho slitiny

Vývoj motorů v leteckém průmyslu během posledních 75 let je odrazem úspěšného výzkumu a vývoje titanových slitin. Při vývoji proudových motorů letadel bylo zapotřebí materiálu, který by poskytl požadovanou pevnost pro provoz komponenty motoru a současně by poskytl dostatečně nízkou měrnou hmotnost. Titanové slitiny jsou tedy vzhledem k jejich vysokému poměru pevnosti k hmotnosti dominantním materiálem v kompresorech leteckých motorů. V dnešní době slitiny titanu tvoří až třetinu hmotnosti leteckého motoru [19].

Hlavní předností titanových slitin jsou nízká měrná hmotnost, vysoká pevnost v celém rozmezí pracovních teplot, žárupevnost, odolnost proti únavě a vysoká odolnost vůči creepu. Používají se pro teplotně zatížené komponenty leteckých motorů pracující v rozmezí teplot 400-500°C (Ti-6Al-4V). Nedostatkem titanu a jeho slitin je vysoká reaktivita při teplotách nad 500°C (některé až nad 700°C) s okolními plyny (O₂, N₂ aj.), čímž dochází ke vzniku koroze. Proto jsou titan a jeho slitiny náročné na výrobu a zpracování, kvůli vysoké reaktivitě se taví a odlévají ve vakuu nebo v ochranné atmosféře argonu. Výroba titanu je z ekonomického hlediska velice nákladná [12, 14, 16].

3.2.1 Mikrostruktura titanu a jeho slitin

Titan má dvě alotropické modifikace. Fáze α s hcp (šesterečnou těsně uspořádanou) mřížkou je stabilní do 882°C, a fáze β s bcc (krychlovou prostorově středěnou) mřížkou, která je stabilní od teploty 882°C až do teploty tání 1668 ± 4°C. Slitiny jsou tvořeny titanem a přísadovými prvky, které se v obou modifikacích titanu rozpouštějí částečně nebo úplně a při zachování dané mřížky tvoří roztoky α a β . Některé prvky mohou spolu s titanem tvořit intermetalické sloučeniny. Legující prvky mají velký vliv na mechanické vlastnosti slitin a na stabilizaci daných fází. Titanové slitiny pro vysokoteplotní letecké aplikace obsahují α i β stabilizující prvky v různých množstvích závislých na použití a potřebných mechanických vlastnostech slitin. Podle struktury vytvořené při pomalém ochlazování z teploty žhání

se slitiny titanu dělí na jednofázové – slitiny α nebo slitiny β , a dvoufázové slitiny $\alpha + \beta$ [12, 14, 16].

Slitiny α

Slitiny α se vyznačují vysokou odolností proti creepu a mají velkou tepelnou stabilitu. Zároveň však mají špatné plastické vlastnosti způsobené hcp mřížkou (omezený počet skluzových systémů). Al je hlavní prvek stabilizující tuhý roztok α (zvyšuje teplotu fázové přeměny $\alpha \leftrightarrow \beta$). Také zvyšuje mez pevnosti slitin, odolnost proti creepu, modul pružnosti a snižuje hustotu slitiny. Sn a Zr zvyšují pevnost slitin. Obsah nečistot jako dusík a uhlík je třeba v α slitinách udržet minimální, protože i jejich malé množství zvyšuje tvrdost a křehkost slitin [12-14, 16,].

Slitiny β

Hlavní předností β slitin je velmi dobrá tvářitelnost za pokojových teplot, která je dána bcc mřížkou, a vysoká odolnost proti korozi. Dostatečné množství prvků jako V, Nb, Mo, Ta zachovává tuhý roztok β až do normální teploty jako stabilní fázi. Naopak prvky Cu, Fe, Ni, Cr, Si a Mn způsobují, že se tuhý roztok β při nízké teplotě rozpadá eutektoidní přeměnou. Tyto slitiny mají velký obsah přísadových prvků, především kovů o velké měrné hmotnosti, které sice zvyšují pevnost, zároveň však slitina ztrácí výhodu malé měrné hmotnosti [12-14].

Slitiny $\alpha + \beta$

Dvoufázové slitiny $\alpha + \beta$ se vyznačují kombinací vlastností obou fází, které závisí na stabilizujících prvcích a tepelném zpracování. Kombinují v sobě vlastnosti α slitin i β slitin, takže jsou poměrně dobře tvářitelné a mají vysokou odolnost proti únavovému namáhání. Tepelné vytvrzování a stárnutí může zvýšit pevnost $\alpha + \beta$ slitin až o 50 %, tyto slitiny však mají sníženou lomovou houževnatost. Ze všech titanových slitin jsou nejčastěji využívány dvoufázové slitiny $\alpha + \beta$ (např. Ti-6Al-4V) pro své dobře vyvážené mechanické a plastické vlastnosti. Používají se pro silově zatížené lopatky turbín a kompresorů [12-14].

3.3 Korozivzdorné a žáruvzdorné oceli

Korozivzdorné a žáruvzdorné oceli v sobě kombinují zvýšenou odolnost proti korozi za normálních a zvýšených teplot. Tyto oceli také korodují, ale velmi pomalu, čímž se prodlužuje jejich životnost. Žáruvzdorné oceli mají také velmi dobrou vysokoteplotní mechanickou pevnost. Používají se pro komponenty leteckých motorů pracujících v korozním prostředí při teplotách do 650°C, které vylučuje použití titanových slitin a jiných ocelí [12, 20].

Korozivzdorné oceli jsou slitiny železa, které obsahují minimálně 12 hm. % chromu. Aby byla splněna podmínka korozivzdornosti, stanovuje se minimální obsah chromu v oceli dle rovnice:

$$\text{hm. \% Cr} = 11,74 + 14,5 \cdot \text{hm. \% C}, \quad (1)$$

Uhlík totiž snižuje obsah chromu v tuhém roztoku tvorbou karbidů. Proto množství uhlíku bývá méně než 0,03%, do 1% pak u chromových martenzitických ocelí. Vznikají místa s nižším obsahem chromu než v ostatních částech matrice a snižuje se tak korozivzdornost. Precipitace karbidů chromu na hranicích zrn může být příčinou mezikrystalové koroze. Proto se přidávají prvky s vyšší afinitou k uhlíku než afinita chromu.

Při 12 hm. % chromu v matrici se na povrchu materiálu tvoří tenká ochranná pasivační vrstva oxidů, která ochraňuje základní materiál. Díky tomu tyto oceli dosahují svých vysokých korozivzdorných vlastností. Při působení oxidačního prostředí za vysokých teplot se podstatně urychlují pochody na povrchu součásti a vznikají oxidy železa, které se postupně oddělují od základního materiálu. Proto se materiál leguje prvky, jako jsou chrom, hliník a křemík, které mají větší příbuznost ke kyslíku než železo a tvoří na povrchu součásti sloučeniny, které se neodlupují. Legujícími prvky zvyšující odolnost proti korozi jsou také nikl, který podporuje tvorbu pasivační vrstvy a zvyšuje odolnost proti redukčním kyselinám, a molybden, který zvyšuje odolnost proti bodové korozi. Dalšími přísadovými prvky pro zlepšení daných vlastností jsou měď, titan, niob, dusík, síra a selen. [12, 20].

Korozivzdorné a žáruvzdorné oceli lze rozdělit podle chemického složení resp. struktury na vysokolegované chromové oceli (8-30 hm. % Cr), chrom-niklové austenitické oceli, chrom-manganové austenitické oceli s přísadou dusíku, dvoufázové oceli a vytvrditelné korozivzdorné oceli. Podle struktury se pak dělí na martenzitické, feritické, austenitické a dvoufázové [20].

4 Tepelné zpracování niklových superslitin

Hlavním důvodem tepelného zpracování niklových superslitin je provedení mikrostrukturních změn za účelem vytvoření optimálních mechanických vlastností materiálu pro různé aplikace. U většiny tvářených superslitin zpracovávaných tvářením za studena je potřeba provést tepelné zpracování v průběhu procesu kvůli zvýšení tažnosti a snížení tvrdosti materiálu. Také procesy tvářením za tepla vyžadují ohřev superslitin na určitou teplotu, čímž se zvýší jejich tvářitelnost. Tato teplota však musí být kontrolována z důvodů výsledných vlastností superslitin. Tepelné zpracování je třeba provést i po určitém druhu chemického zpracování, jako je nanášení povlaků na povrch materiálu, aby došlo k požadovaným chemickým změnám [17].

Niklové superslitiny se tepelně zpracovávají žíháním ke snížení pnutí, homogenizačním žíháním, rekrystalizačním žíháním a precipitačním vytvrzováním [14].

4.1 Žíhání ke snížení pnutí

Odstranění pnutí v niklových superslitinách s sebou nese kompromis mezi největší možnou úlevou zbytkového napětí v materiálu vůči možným škodlivým účinkům na vysokoteplotní vlastnosti a odolnosti proti korozi. Teploty žíhání ke snížení pnutí bývají obvykle pod rekrystalizačními teplotami. Žíhání ke snížení pnutí se provádí u odlitků, které mají složitý tvar a mohly by prasknout během prvních pracovních cyklů za zvýšených teplot nebo po svařování [17].

4.2 Homogenizační žíhání

Segregace prvků, ke které dochází během tuhnutí, může mít špatné účinky na mechanické vlastnosti superslitin. Především vede k nerovnoměrnému rozložení sraženin prvků a také může v mezidendritických prostorách způsobit vznik sekundárních fází. Masivní koncentrace sraženin v těchto prostorách snižuje tahové vlastnosti superslitin a vyvolává vznik štěpného lomu. Proto je nezbytná úprava superslitin pro získání homogenního materiálu. Doba potřebná k odstranění chemické heterogenity ve struktuře je velmi dlouhá, zvláště když jde o rozptýlení těžkých prvků a pokud je struktura hrubozrnná [10].

4.3 Vytvrzování

Vytvrzování je nejsložitějším tepelným zpracováním niklových superslitin, kdy je nutno dosáhnout optimální kombinace množství, tvaru, velikosti a způsobu vylučování zpevňující fáze γ' v objemu slitiny. Skládá se z rozpouštěcího žíhání, ochlazování a následného umělého stárnutí. Teploty a časy rozpouštěcího žíhání a stárnutí vybraných niklových superslitin jsou uvedeny v tab. 5 [14].

Rozpouštěcí žíhání

Účelem tohoto tepelného zpracování je rozpouštění zpevňující fáze γ' ve struktuře matrice γ . Teplota a doba rozpouštěcího žíhání závisí na požadovaných vlastnostech. U tvářených superslitin je vyšší teplota rozpouštěcího žíhání stanovena pro optimální creepové vlastnosti. Nižší teplota se používá pro optimální krátkodobé tahové vlastnosti při zvýšené teplotě a pro lepší únavové vlastnosti. Vyšší teplota rozpouštěcího žíhání vede k růstu zrna (u tvářených superslitin) a k rozsáhlejšímu rozpouštění karbidů.

Je zřejmé, že pro plné rozpuštění vytvrzující fáze γ' je potřeba vysokých teplot. Teploty pro rozpouštěcí žíhání niklových superslitin se pohybují v rozmezí 982-1232 °C, a pro monokrystalové odlévané superslitiny dosahují až 1316 °C. U velkých odlitků jako jsou například turbínové lopatky, je potřeba při vysokých teplotách žíhání dbát na to, aby nedošlo k tavení nebo počátečnímu tavení superslitiny způsobené rovnoměrnou a nerovnoměrnou segregací prvků ve slitině během předchozího tuhnutí. Doba setrvání na rozpouštěcí teplotě se pohybuje v rozmezí 1 h, až 8 h. Rozpouštěcí žíhání se provádí ve vakuových pecích nebo v pecích s ochrannou atmosférou, aby se zamezilo ochuzování povrchu materiálu o legující prvky. Ochlazování přesyceného tuhého roztoku z teploty rozpouštěcího žíhání se obvykle provádí vzduchem, občas vodou nebo olejem. U superslitin s nízkou tvárností může vést rychlé ochlazení vodou nebo olejem ke zvýšení vnitřního pnutí a vzniku trhlin [12, 14, 17].

Umělé stárnutí

Během stárnutí se vylučují precipitáty jedné nebo více fází z přesyceného tuhého roztoku, vzniklého po rozpouštěcím žíhání, které zpevňují superslitinu. Faktory, které ovlivňují počet kroků stárnutí (tzn., kolikrát bude stárnutí probíhat) a teploty stárnutí jsou typ a počet dostupných vytvrzujících fází, předpokládaná provozní teplota součásti, velikost precipitátů, požadovaná kombinace pevnosti a tažnosti. U niklových superslitin se dokončovací obrábění provádí až po stárnutí součásti, protože se během stárnutí může měnit velikost zrn a s tím spojená geometrie polotovaru.

V niklových superslitinách se mohou vylučovat precipitáty jedné nebo více fází z následujících uvedených: γ' (Ni_3Al , Ti, Ta), γ'' (Ni_3Nb s bct mřížkou) a precipitáty sekundárních fází jako jsou karbidy, boridy a δ fáze (Ni_3Nb s kosočtverečnou mřížkou). K precipitaci požadovaných fází z matrice je důležitá správná volba teploty stárnutí. Některé niklové superslitiny jsou podrobovány stupňovitému stárnutí, což vede k tvorbě různých velikostí a typů precipitátů při různých teplotách a k precipitaci karbidů po hranicích zrn. U některých superslitin, jestliže není kontrolováno správné složení, se mohou při tepelném zpracování nebo během provozu součásti vylučovat nežádoucí TCP fáze. Ty způsobují zkřehnutí struktury a vznik trhlin.

Rozložení velikosti precipitátů je ovlivněno teplotou stárnutí. Vystavení superslitiny teplotám vyšším než je optimální teplota vede k poklesu pevnosti procesem hrubnutí precipitátů a při ještě vyšších teplotách může dojít k jejich rozkladu. Superslitiny vystavené vysokým teplotám mají hrubší částice γ' a mají lepší creepové vlastnosti než superslitiny vystavené nižším teplotám stárnutí. Pro optimální krátkodobé vlastnosti za zvýšených teplot jsou žádoucí malé, jemně rozptýlené částice precipitátů γ' . Teploty stárnutí se pohybují v rozmezí 620 až 950 °C [12, 17].

Tab. 5 Tepelné zpracování vybraných tvářených niklových superslitin [12]

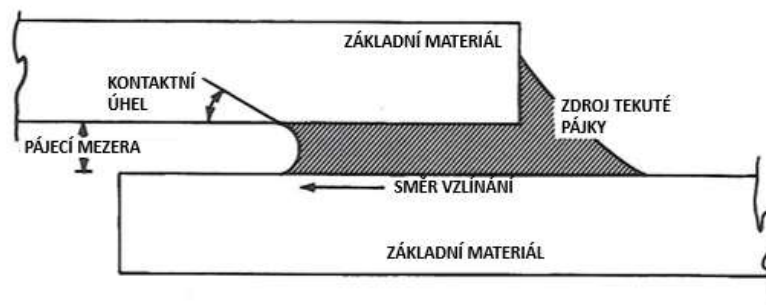
Slitina	Rozpouštěcí žhání			Stárnutí		
	Teplota [°C]	Čas [h]	Ochlazování	Teplota [°C]	Čas [h]	Ochlazování
Astroloy	1175	4	vzduch	845	24	vzduch
	1080	4	vzduch	460	16	vzduch
Inconel 901	1095	2	voda	790	2	vzduch
				720	24	vzduch
Inconel 718	980	1	vzduch	720	8	chlazení v peci
				620	8	vzduch
Inconel 725	1040	1	vzduch	730	8	chlazení v peci
				620	8	vzduch
Inconel X-750	1150	2	vzduch	845	24	vzduch
				705	20	vzduch
Nimonic 80A	1080	8	vzduch	705	16	vzduch
Nimonic 90	1080	8	vzduch	705	16	vzduch
Udimet 500	1080	4	vzduch	845	24	vzduch
				760	16	vzduch
Udimet 700	1175	4	vzduch	845	24	vzduch
	1080	4	vzduch	760	16	vzduch
Waspaloy	1080	4	vzduch	845	24	vzduch

5 Vysokoteplotní pájení niklových superslitin

Pro spojování niklových superslitin se často využívá vysokoteplotního pájení. Tento typ pájení je vhodný pro spojování komponent pracujících při vysokých teplotách. Proces a technika pájení používaná pro konkrétní aplikaci závisí na chemických a metalurgických vlastnostech superslitiny a předpokládaných provozních podmínkách. Pro pájení niklových superslitin se využívají tvrdé pájky s vysokou teplotou tání na bázi niklu, kobaltu, mědi a stříbra. Pájení se provádí ve vakuových pecích nebo v pecích s ochrannou atmosférou. Ochranná atmosféra snižuje rychlost odpařování těkavých prvků, které mohou být součástí pájky. Před pájením je třeba očistit povrch materiálu od oxidů, oleje, mastnoty nebo nečistot. Čištění může být chemické nebo mechanické (otryskávání pískem, brusnými papíry nebo kartáčem s kovovými štětinami) [21].

5.1 Popis procesu pájení

Při pájení se zvyšuje teplota spojovaných komponent do bodu, ve kterém se pájka roztaví a působením kapilárních sil vyplní mezeru mezi základními materiály. Sestava se poté ochladí, aby došlo ke ztuhnutí pájky. Mezi základními materiály a roztavenou pájkou dochází k vzájemné interakci a vytvoření metalurgické vazby. Schéma procesu pájení je patrné na obr. 10.



Obr. 10 Schéma procesu pájení [21]

Ve spojení a na povrchu příslušných materiálů probíhají složité metalurgické a chemické procesy. Pro spojování materiálů je důležitá smáčivost pájky vůči základnímu materiálu. Pomocí kapilárních jevů roztavená pájka vztlíná do úzké mezery mezi spojovanými součástmi a díky její smáčivosti přilne v tenké souvislé vrstvě k pevnému základnímu kovu. Mezi pájkou a základním materiálem dochází k difúzi atomů a vzniku chemických vazeb [21].

5.2 Aplikace vysokoteplotního pájení

Niklové superslitiny substitučně zpevněné jsou určeny pro aplikace vyžadující vysokou pevnost a odolnost proti korozi za vysokých teplot. Jejich složení, provozní podmínky a design obvykle vyžadují pájení ve vakuových pecích pomocí pájek na bázi niklu, nebo v některých případech pomocí pájek z drahých kovů s relativně vysokými teplotami tání.

Precipitačně zpevněné niklové superslitiny vyžadují zvláštní pozornost s ohledem na pájení. Tyto superslitiny jsou vytvrzené v procesu stárnutí při teplotách 620 až 950 °C a pájení při těchto teplotách nebo nad těmito teplotami může změnit vlastnosti superslitiny. Dalším problémem u pájení precipitačně zpevněných niklových superslitin je, že hliník a titan obsažený v superslitině snadno oxiduje na povrchu součástí a vytváří tenký film. Kromě toho, že tento film je obtížně čistitelný a velmi houževnatý, zabraňuje smáčení pájky se základním materiálem a jejich propojení. Sestavy s čistým povrchem bývají pájeny ve vakuových pecích [21].

6 Experimentální část

Významnou částí této práce bylo experimentální ověření a analýza vlivu teplotních cyklů na eliminaci přetavené vrstvy vzniklé po laserovém řezání. V rámci tohoto experimentu byl v metalografické laboratoři připraven soubor vzorků, na kterých byly pod světelným mikroskopem pozorovány hodnoty tloušťky přetavené vrstvy ve výchozím stavu, ve stavu po tepelném režimu a v pájeném stavu po tepelném režimu.

Přetavená vrstva vzniká na povrchu obráběného materiálu při laserovém obrábění. Jedná se o nežádoucí doprovodný jev laserového procesu a nelze mu úplně zabránit. Přetavená vrstva se na obrobeném materiálu bude objevovat vždy. Působením velmi vysokých teplot při laserovém řezání, se určitá část materiálu roztaví a následně dojde k jejímu rychlému ochlazení. Atomy během rychlého tuhnutí roztavené vrstvy při ochlazení nemají dostatek času, aby vytvořily krystalickou mřížku. Na povrchu tedy vzniká amorfni struktura, která vykazuje vyšší pevnost a zároveň nižší houževnatost oproti krystalické struktuře superslitiny. Přetavená vrstva je křehká. Z ní se mohou iniciovat trhliny, které se následně mohou šířit do základního (neovlivněného) materiálu nejčastěji interkrystalicky (po hranicích zrn základního materiálu). Proto je snaha tuto vrstvu eliminovat popřípadě ji úplně odstranit vhodnou volbou procesních parametrů obrábění i následným zpracováním již obrobeného materiálu (např. odbroušením ovlivněného povrchu materiálu, tepelným zpracováním, apod.).

6.1 Volba materiálu pro experiment

Pro účely tohoto experimentu byla zvolena tvářená niklová superslitina *Inconel 625* ve formě plechu. Jedná se o superslitinu zpevněnou niobem a molybdenem. Obsahuje také vysoké množství chromu, který spolu s molybdenem dodává superslitině vynikající odolnost proti oxidaci a korozi. Tato superslitina má velmi dobré pevnostní a únavové vlastnosti až do vysokých teplot (žárovzdornost až do 1093 °C), má vysokou pevnost v tahu a creepu. Je dobře tvářitelná a lze ji snadno spojovat svařováním a pájením. Teplota tavení niklové superslitiny *Inconel 625* je 1290 – 1350°C. Normované chemické složení superslitiny *Inconel 625* je uvedeno v tab. 6. Tento materiál byl zvolen na základě potřeby zadavatele práce, vzhledem k rozšířenosti jejího použití v praxi.

Tab. 6 Chemické složení [hm. %] materiálu Inconel 625 [23]

Prvek	min	max
Uhlík	--	0,10
Mangan	--	0,50
Křemík	--	0,50
Síra	--	0,015
Fosfor	--	0,015
Chrom	20,00	23,00
Molybden	8,00	10,00
Niob	3,15	4,15
Železo	--	5,00
Kobalt	--	1,00
Titan	--	0,40
Hliník	--	0,40
Nikl	zbytek	

6.2 Návrh experimentu a značení vzorků

Aby bylo možné pozorovat vliv energie laseru při řezání obráběného materiálu na formování přetavené vrstvy a vliv tepelných cyklů bez pájky nebo s nanesenou pájkou na její eliminaci, byla sada vzorků rozdělena do několika skupin podle působících podmínek.

Z materiálu *Inconel 625*, zvoleného pro tento experiment, bylo připraveno 12 základních vzorků o rozměrech 1,27 x 35 x 145 mm (tloušťka x šířka x délka). Do těchto vzorků byly poté laserem vyřezány 3 čtvercové výřezy s délkou hrany 20 mm, patrné na obr. 11.



Obr. 11 Vzorky s výřezy

Do šesti základních vzorků byly vyřezány čtvercové výřezy pomocí laseru se zvýšenou energií. Tyto vzorky byly označeny „A“ a je u nich očekávána zvýšená tloušťka přetavené vrstvy (RL = recast layer). Zbýlých šest základních vzorků bylo vyřezáno pomocí laseru s nižší energií. Tyto vzorky byly označeny „B“ a je u nich očekávána menší tloušťka přetavené vrstvy, než u vzorků sady „A“. Základní vzorky byly dále popsány římskými číslicemi I – VI, tedy „A/I“ až „A/VI“, a „B/I“ až „B/VI“. Každý výřez na základním vzorku byl popsán pomocí arabských číslic 1, 2 a 3. Označení „1“ znamená, že výřez bude vyhodnocen ihned po vyřezání,

tzn. ve výchozím stavu. Číslo „2“ znamená, že takto označené výřezy projdou tepelným režimem, ale bez nanesené pájky na plochu řezu. Výřezy s označením „3“ projdou tepelným režimem spolu s pájkou nanesenou na ploše řezu. Byly použity dva tepelné režimy (tepelné režimy pájení) s různou délkou trvání cyklů a jejich interním označením *Paj 102* a *Paj 058*. Vzorky byly rozděleny do tepelných režimů podle následující tab. 7.

Tab. 7 Rozdělení vzorků do dvou pecních dávek

Sada vzorků A			Sada vzorků B		
I	1050°C / 10 minut	<i>Paj 102</i>	I	1050°C / 10 minut	<i>Paj 102</i>
II	1050°C / 10 minut	<i>Paj 102</i>	II	1050°C / 10 minut	<i>Paj 102</i>
III	1050°C / 10 minut	<i>Paj 102</i>	III	1050°C / 10 minut	<i>Paj 102</i>
IV	1050°C / 60 minut	<i>Paj 058</i>	IV	1050°C / 60 minut	<i>Paj 058</i>
V	1050°C / 60 minut	<i>Paj 058</i>	V	1050°C / 60 minut	<i>Paj 058</i>
VI	1050°C / 60 minut	<i>Paj 058</i>	VI	1050°C / 60 minut	<i>Paj 058</i>

Celkový počet vzorků je 36 a v tab. 8 je patrná výsledná matice rozdělení vzorků, vyplývající z toho, že vzorky označené stejnou barvou mají stejnou historii. Počet teoreticky stejných vzorků vzhledem k opakovatelnosti jsou 3 vzorky.

Tab. 8 Výsledná matice rozdělení vzorků

	Výchozí stav	Tepelný režim	Tepelný režim s pájkou
velká RL	A1 - I	A2 - I	A3 - I
	A1 - II	A2 - II	A3 - II
	A1 - III	A2 - III	A3 - III
velká RL	A1 - IV	A2 - IV	A2 - IV
	A1 - V	A2 - V	A2 - V
	A1 - VI	A2 - VI	A2 - VI
malá RL	B1 - I	B2 - I	B3 - I
	B1 - II	B2 - II	B3 - II
	B1 - III	B2 - III	B3 - III
malá RL	B1 - IV	B2 - IV	B3 - IV
	B1 - V	B2 - V	B3 - V
	B1 - VI	B2 - VI	B3 - VI

6.3 Postup přípravy vzorků

6.3.1 Řezání laserem

Do základních vzorků byly laserem vyřezány čtvercové výřezy. Tyto vzorky byly řezány na laseru *Laserdyne Prima 790* (obr. 12). Jedná se o víceosý laserový strojní systém s plynným CO₂ aktivním prostředím, určený pro vrtání, řezání a svařování středně velkých dílů.



Obr. 12 Laserdyne Prima 790 [22]

Procesní parametry řezání byly zvoleny na základě empirických zkušeností zadavatele práce s cílem dosáhnout vyšší a nižší hodnoty průměrné tloušťky přetavené vrstvy u sady vzorků „A“, respektive „B“. Toto bylo záměrem z hlediska potvrzení trendu eliminace přetavené vrstvy za použití dvou různých tepelných cyklů. Vzhledem k použitým procesním parametrům řezání (tab. 9) byly očekávány průměrné tloušťky přetavené vrstvy vyšší u sady vzorků „A“. Na formování, a tedy i na tloušťku přetavené vrstvy má také vliv nižší, respektive vyšší rychlost posuvu. Nižší hodnota rychlosti posuvu by měla generovat větší tloušťku přetavené vrstvy, vzhledem k delšímu působení laserového paprsku na obráběný materiál, a tedy i většího množství vneseného tepla do materiálu.

Tab. 9 Procesní parametry řezání

Sada vzorků	Energie [J]	Asistenční plyn [-]	Posuv [mm/min]
A	7	N ₂	75
B	4	N ₂	150

6.3.2 Svařování

Pro další účely vyhodnocení vzorků byly výřezy v rozích přichyceny pomocí TIG (Tungsten Inert Gas) svařování (obr. 13), aby nedošlo k vylomení čtvercového výřezu během přípravy vzorků k jejich metalografickému vyhodnocení. Přídavný materiál na bodové svary byl rovněž *Inconel 625*.



Obr. 13 Přichycení výřezů pomocí bodových svarů

Po svařování byly v metalografické laboratoři na pile odřezány výřezy s označením „1“. K dalšímu zpracování pokračovaly pouze vzorky s označením „2“ a „3“.

6.3.3 Odmaštění v parách

Před nanesením pájky a pájením byly vzorky odmaštěny v parách. Znečištěný povrch vzorku byl vystaven působení par organického rozpouštědla *n-PB* (n-propyl bromid) po dobu 10 min v uzavřeném odmašťovacím zařízení. Páry rozpouštědla na povrchu vzorku kondenzovaly, rozpouštěly mastné nečistoty a smývaly je z povrchu. Proces čištění byl zastaven při vyrovnání teploty vzorku s teplotou par rozpouštědla.

6.3.4 Nanášení pájky na plochu řezu

Pájka byla nanesena na vzorky s označením „3“ ve formě pájecí pasty na plochu řezu po celém obvodu (obr. 14). Při následném tepelném režimu byla pájecí pasta roztavena a došlo ke vzlínání do řezné spáry. Pro účely experimentu byla použita niklová pájka *Nicrobraz LM*, jejíž normované chemické složení je uvedeno v tabulce 10.



Obr. 14 Nanesení pájecí pasty

Během tepelného režimu dochází k difúzi mezi atomy základního materiálu a atomy pájky. Z niklové pájky *Nicrobraz LM* difundují do základního materiálu především atomy boru a na hranicích zrn tvoří boridy chromu, které je zpevňují. Teplota solidu pájky *Nicrobraz LM* je 971 °C a teplota likvidu je 999 °C.

Tab. 10 Chemické složení [hm. %] pájky *Nicrobraz LM*

Prvek	min	max
Uhlík	--	0,06
Křemík	4,00	5,00
Fosfor	--	0,02
Síra	--	0,02
Chrom	6,00	8,00
Bor	2,75	3,50
Železo	2,50	3,50
Kobalt	--	0,10
Titan	--	0,05
Hliník	--	0,05
Selen	--	0,005
Zirkonium	--	0,05
Nikl	zbytek	

6.3.5 Tepelný režim

Tepelným režimem, kterým prošly vzorky s označením „2“ a „3“, je myšlen pájecí cyklus pro roztavení pájky. Vzorky „2“ prošly tímto pájecím cyklem bez nanesené pájky z důvodů ověření vlivu samotného tepelného cyklu na přetavenou vrstvu. Byly použity dva pájecí cykly, pájecí cyklus *Paj 102* se standardní teplotou a standardním časem a pájecí cyklus *Paj 058* se standardní teplotou a prodlouženým časem. Parametry pájecích cyklů *Paj 102* a *Paj 058* jsou uvedeny v tab. 11. Pro tyto pájecí cykly byla použita vakuová pec *SCHMETZ* (obr. 15).

Tab. 11 Parametry pájecích cyklů

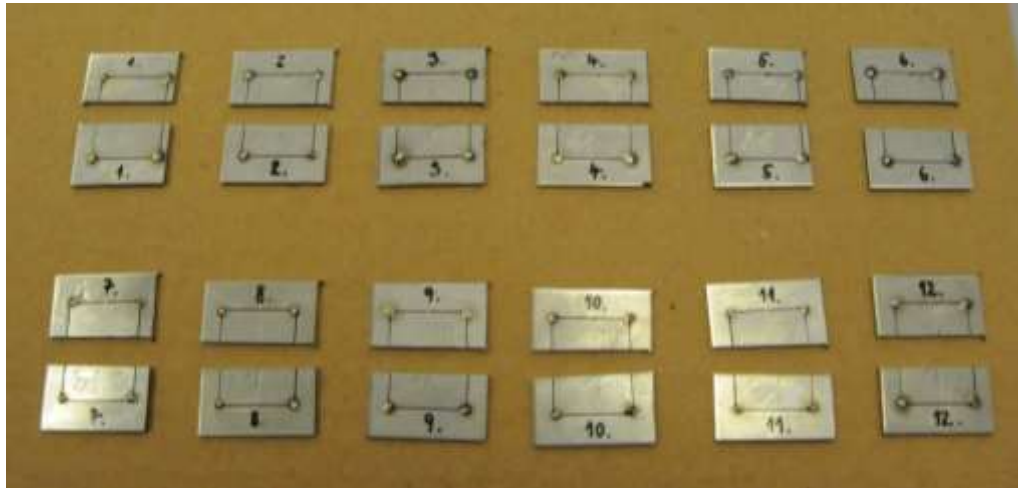
Pájecí cyklus	Parametry pájení			
	Teplota	Rychlost ohřevu	Výdrž	Atmosféra
Paj 102	1050 ± 14 °C	8 °C/min	10 min	vakuum
	900 ± 14 °C	samovolně	-	vakuum
	100 ± 14 °C	ventilátorem	-	argon
Paj 058	1050 ± 14 °C	8 °C/min	60 min	vakuum
	900 ± 14 °C	samovolně	-	vakuum
	100 ± 14 °C	ventilátorem	-	argon



Obr. 15 Vakuová pec SCHMETZ TYP I 210/1H/2RV

6.3.6 Příprava metalografických vzorků

Za účelem pozorování přetavené vrstvy pod mikroskopem následovala příprava metalografických vzorků v laboratoři. Každý vzorek byl rozřezán (obr. 16) na pile s chladicí kapalinou (obr. 17), aby nedošlo k tepelnému ovlivnění jejich struktury.



Obr. 16 Rozdělení vzorků k následnému zalití



Obr. 17 Manuální pila LECO MSX 255

Očekává se, že obě poloviny vzorku budou vykazovat stejné hodnoty tloušťek přetavené vrstvy, a proto byla k metalografickému vyhodnocení z časového hlediska a z hlediska kapacit laboratoře připravena pouze jedna polovina každého vzorku. Řezané plochy byly zbaveny otřepů ručním broušením. Vzorky byly očištěny od rezné kapaliny v technickém líhu a acetonu, a hned poté byly vloženy na 5 min do laboratorní horkovzdušné sušárny. Po usušení byly vzorky uchyceny do metalografických svorek a vloženy do plastových zalévacích kelímků tak, aby plocha určená k analýze byla v kontaktu se dnem kelímku (obr. 18).



Obr. 18 Příprava vzorků k zalití

Vzorky byly zality rychletvrdnoucí dvousložkovou zalévací hmotou *Lecoset 7007* (obr. 19). Na povrch hmoty byly umístěny papírové štítky s označením vzorků a následně byly vzorky vloženy na 15 min do tlakové nádoby, aby došlo k vytvrzení hmoty.



Obr. 19 Tekuté tvrdidlo a prášek Lecoset 7007

Po vytvrzení zalévací hmoty v tlakové nádobě byly vzorky ponechány na vzduchu, aby zchladly. Po ochlazení byly vzorky vyndány ze zalévacích kelímků.

Následným broušením a leštěním došlo k odstranění deformované vrstvy po řezání. Největší povrchové nerovnosti byly vybroušeny ručně na rotující brusce s vodním chlazením. Poté už byly vzorky broušeny a leštěny na automatické leštičce (obr. 20). Při každém přechodu na brusný papír nižší drsnosti byly vzorky opláchnuty vodou. Postup broušení a leštění je uveden v tab. 12.



Obr. 20 Bruska a leštička BUEHLER AutoMet 300

Tab. 12 Postup broušení a leštění metalografických vzorků

Broušení			
Opakování	Zrnitost brusného papíru	Chlazení	Čas
2x	120	proud vody	1 min
1x	240	proud vody	1 min
1x	400	proud vody	1 min
1x	600	proud vody	1 min
1x	1200	proud vody	1 min
Leštění			
Opakování	Lešticí plátno	Chlazení	Čas
1x	lešticí plátno + 3 μ diamantová pasta	voda po kapkách	1 min
1x	lešticí plátno + 1 μ diamantová pasta	voda po kapkách	1 min

Po posledním kroku leštění byly vzorky vyjmuty z držáku a důkladně opláchnuty vodou, lihem a následně usušeny horkým vzduchem. U vyleštěných metalografických vzorků byla elektrolyticky leptána struktura vzorku 10 % kyselinou šťavelovou, aby se zvýraznila přetavená vrstva.

6.3.7 Vyhodnocení metalografických vzorků

Všechny vzorky byly pozorovány pod světelným mikroskopem (obr. 21) při zvětšení 500x. U vzorků ve výchozím stavu (tzn. po laserovém řezání) byla měřena tloušťka přetavené vrstvy v závislosti na použité energii laseru. Vliv tepelných cyklů na eliminaci přetavené vrstvy byl pozorován u vzorků, které prošly tepelným režimem bez nebo s nanesenou pájkou.

Na každém vzorku jsou patrní dva řezy (obr. 22). Na každém řezu byla přetavená vrstva vyhodnocena na šestnácti místech a tato měření byla následně zprůměrována do výsledné hodnoty přetavené vrstvy v daném řezu. Přetavené vrstvy po laserovém řezání jsou na obr. 23 a na obr. 24.



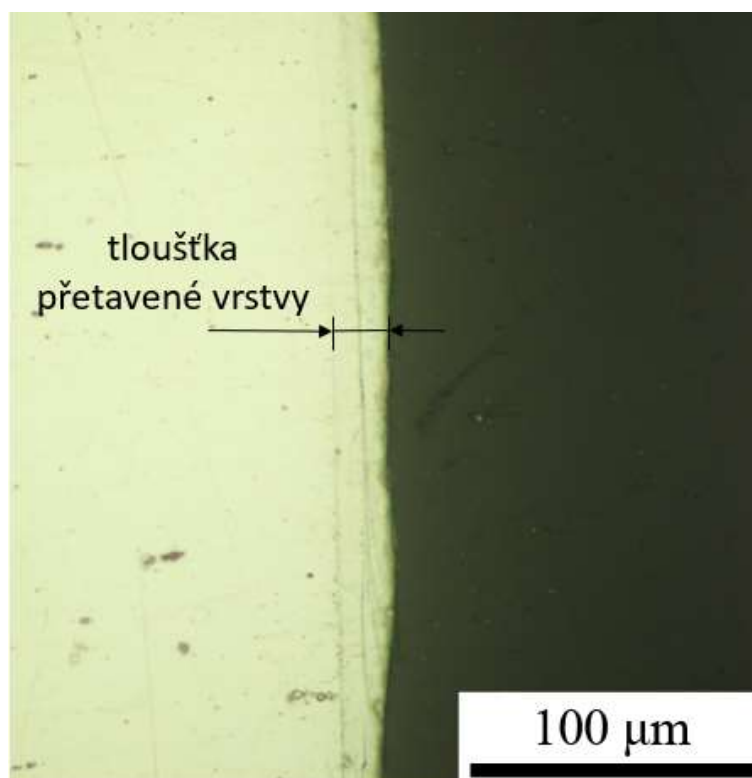
Obr. 21 Metalografický mikroskop OLYMPUS GX51



Obr. 22 Označení řezů na metalografickém vzorku



Obr. 23 Fotografie řezu při zvětšení 500x; na horní straně vzorku je vidět jemná hranice přetavené vrstvy po laserovém řezání



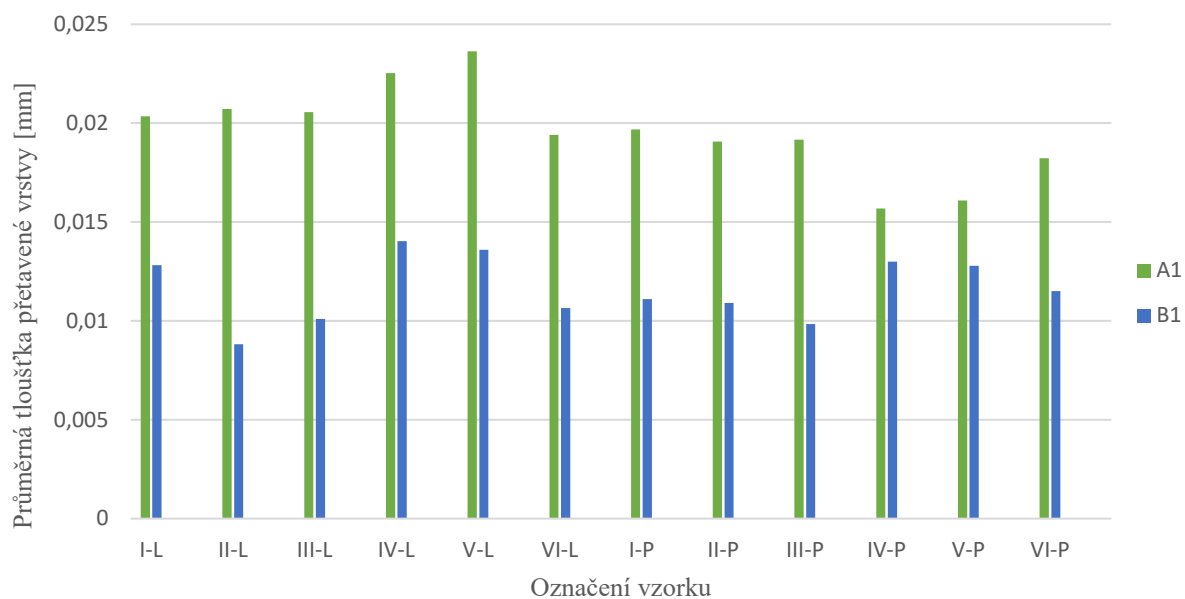
Obr. 24 Fotografie přetavené vrstvy při zvětšení 500x

7 Vyhodnocení výsledků

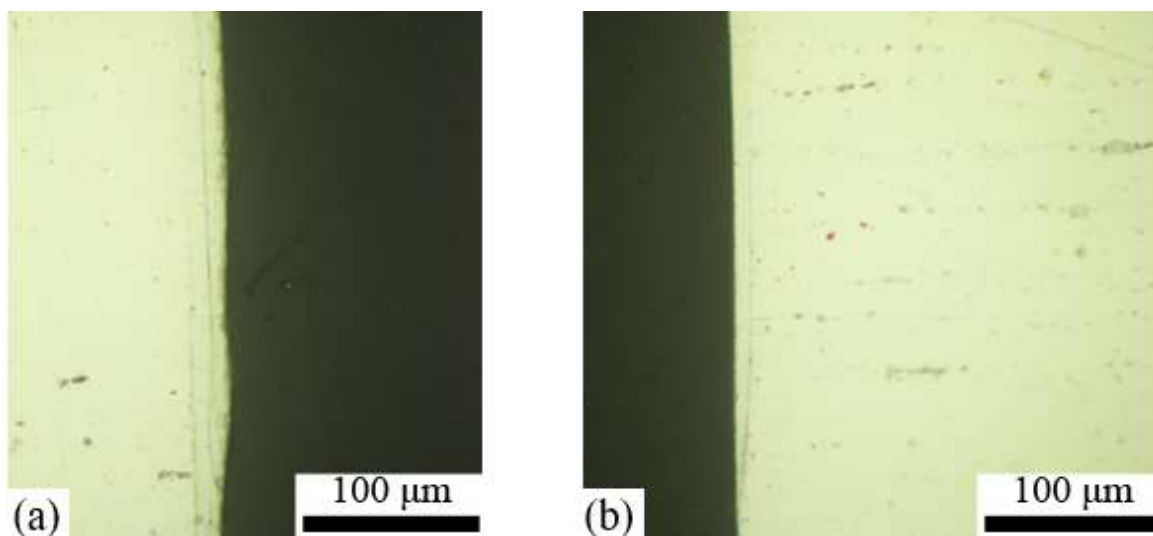
U vzorků řezaných s vyšší energií laseru, byly průměrné hodnoty přetavené vrstvy větší v porovnání s průměrnými hodnotami přetavené vrstvy u vzorků řezaných s nižší energií laseru, jak bylo očekáváno (obr. 25). Tloušťka přetavené vrstvy u vzorků řezaných s energií 7 J byla přibližně 20 μm a u vzorků řezaných s energií 4 J byla tloušťka přetavené vrstvy přibližně 11 μm . Výsledky měření průměrné tloušťky přetavené vrstvy u vzorků „A1“ a „B1“ po laserovém řezání jsou uvedeny v tabulce 13. Srovnání jednotlivých hodnot průměrné tloušťky přetavené vrstvy u vzorků „A1“ a „B1“ jsou zobrazeny v grafu 1.

Tab. 13 Výsledky měření tlouštěk přetavené vrstvy po laserovém řezání

Označení vzorku	Parametry řezání		Výsledky měření		
	Energie laseru [J]	Rychlost posuvu [mm/min]	Minimální hodnota tloušťky přetavené vrstvy [mm]	Maximální hodnota tloušťky přetavené vrstvy [mm]	Průměrná hodnota tloušťky přetavené vrstvy [mm]
A1/I	7	75	0,003	0,045	0,0203
			0,005	0,032	0,0197
A1/II	7	75	0,004	0,035	0,0207
			0,004	0,040	0,0191
A1/III	7	75	0,008	0,045	0,0206
			0,006	0,030	0,0192
A1/IV	7	75	0,002	0,050	0,0225
			0,008	0,037	0,0157
A1/V	7	75	0,010	0,047	0,0236
			0,005	0,027	0,0161
A1/VI	7	75	0,004	0,035	0,0194
			0,004	0,037	0,0182
B1/I	4	150	0,005	0,022	0,0128
			0,002	0,021	0,0111
B1/II	4	150	0,003	0,028	0,0088
			0,003	0,023	0,0109
B1/III	4	150	0,002	0,022	0,0101
			0,002	0,026	0,0098
B1/IV	4	150	0,005	0,031	0,0140
			0,007	0,028	0,0130
B1/V	4	150	0,005	0,027	0,0136
			0,002	0,023	0,0128
B1/VI	4	150	0,002	0,020	0,0107
			0,004	0,025	0,0115



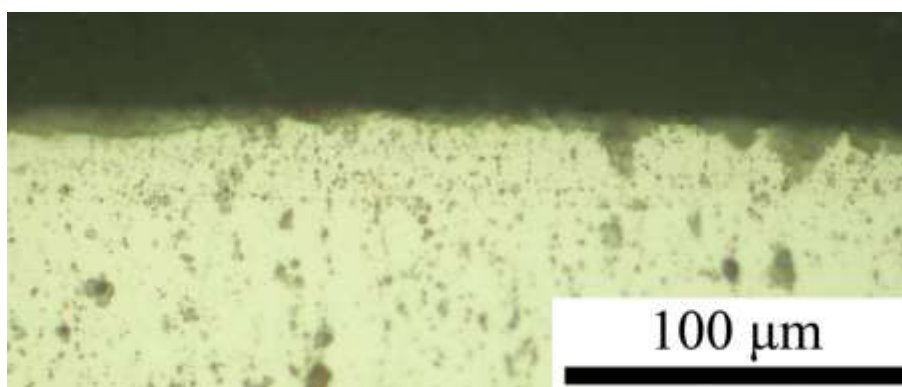
Graf 1 Srovnání jednotlivých tlouštěk průměrných hodnot přetavených vrstev u vzorků „A1“ a „B1“ (pozn. L – levý řez vzorku, P – pravý řez vzorku)



Obr. 25 Přetavené vrstvy po laserovém řezání a) s vyšší energií řezání, b) s nižší energií řezání. Zvětšení 500x

U vzorků, které prošly tepelným cyklem bez nanesené pájky, lze stále pozorovat velikost přetavené vrstvy. Avšak tepelná energie dodaná materiálu během tepelného cyklu umožnila, aby se atomy v přetavené vrstvě částečně krystalicky uspořádaly a vytvořily navazující krystalickou strukturu na základní materiál. Proto už hranice mezi přetavenou vrstvou a základním materiálem není souvislá. U těchto vzorků je patrné, že došlo k částečné eliminaci přetavené vrstvy.

Eliminace přetavené vrstvy u vzorků „A2“ (tedy vzorků s větší tloušťkou přetavené vrstvy, které prošly tepelným cyklem bez nanesené pájky), nebyla výrazná. Hranice mezi přetavenou vrstvou a základním materiálem byla souvislá, ale v místech, kde byly minimální hodnoty přetavené vrstvy, došlo k vytvoření navazující struktury (obr. 26). U těchto vzorků bylo ještě možné měřit velikost přetavené vrstvy, ale vzorky musely být několikrát elektrolyticky leptány, aby vynikla hranice mezi přetavenou vrstvou a základním materiálem. Výsledky tohoto měření jsou uvedeny v tabulce 14. Průměrná hodnota tloušťky přetavené vrstvy vzorků „A2/I – III“ (doba výdrže na teplotě pájení 10 min) byla $18,5 \mu\text{m}$. Průměrná hodnota tloušťky přetavené vrstvy u vzorků „A2/IV – VI“ (doba výdrže na teplotě pájení 60 min) byla $16,4 \mu\text{m}$.

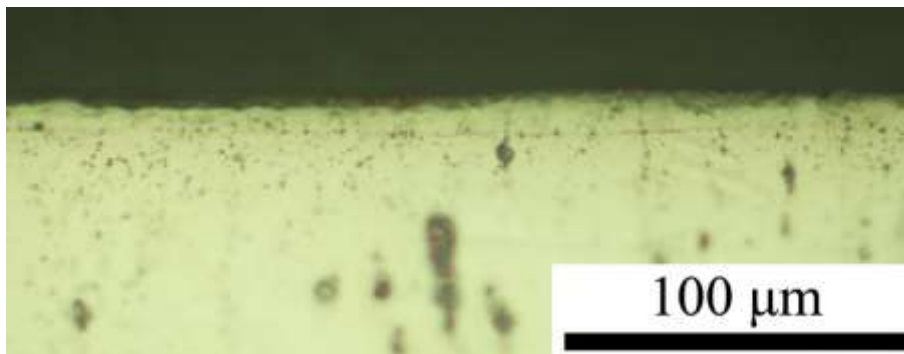


Obr. 26 Přetavená vrstva po řezání s vyšší energií u vzorku s tepelným režimem, zvětšení 500x

Tab. 14 Výsledky měření tlouštěk přetavené vrstvy po laserovém řezání a tepelném režimu

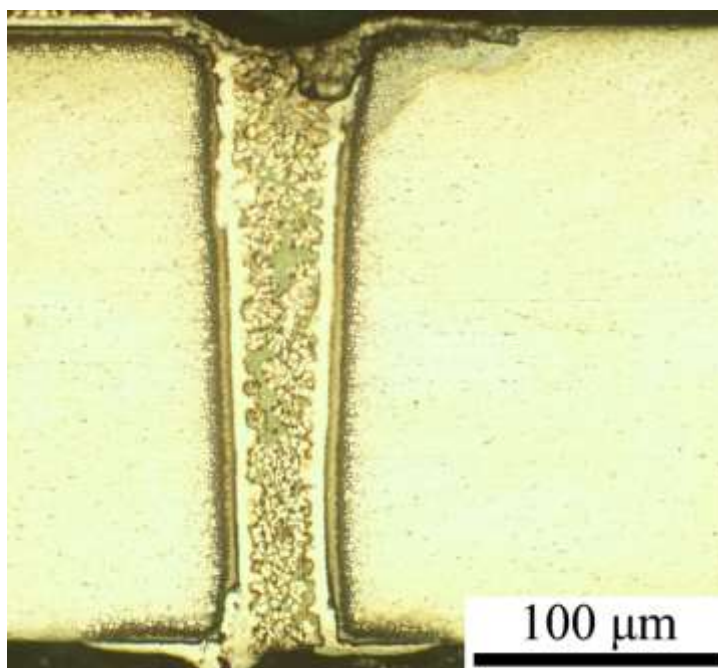
Označení vzorku	Parametry řezání		Parametry tepelného režimu		Výsledky měření		
	Energie laseru [J]	Rychlost posuvu [mm/min]	Teplota tepelného režimu [°C]	Doba tepelného režimu [min]	Minimální hodnota tloušťky přetavené vrstvy [mm]	Maximální hodnota tloušťky přetavené vrstvy [mm]	Průměrná hodnota tloušťky přetavené vrstvy [mm]
A2/I	7	75	1050	10	0,006	0,033	0,0174
					0,011	0,021	0,0155
A2/II	7	75	1050	10	0,005	0,038	0,0206
					0,003	0,033	0,0171
A2/III	7	75	1050	10	0,009	0,037	0,0205
					0,004	0,031	0,0196
A2/IV	7	75	1050	60	0,008	0,032	0,0151
					0,008	0,021	0,0149
A2/V	7	75	1050	60	0,010	0,035	0,0208
					0,012	0,025	0,0173
A2/VI	7	75	1050	60	0,008	0,036	0,0180
					0,006	0,022	0,0123

U vzorků „B2“ (tedy vzorků s menší tloušťkou přetavené vrstvy, které prošly tepelným cyklem bez nanesené pájky), byla výraznější eliminace přetavené vrstvy. Hranice mezi přetavenou vrstvou a základním materiálem již byla nesouvislá a ani po opakovaném leptání (viz obr. 27) nebylo možné podle platné metodiky měřit hodnotu tloušťky přetavené vrstvy.

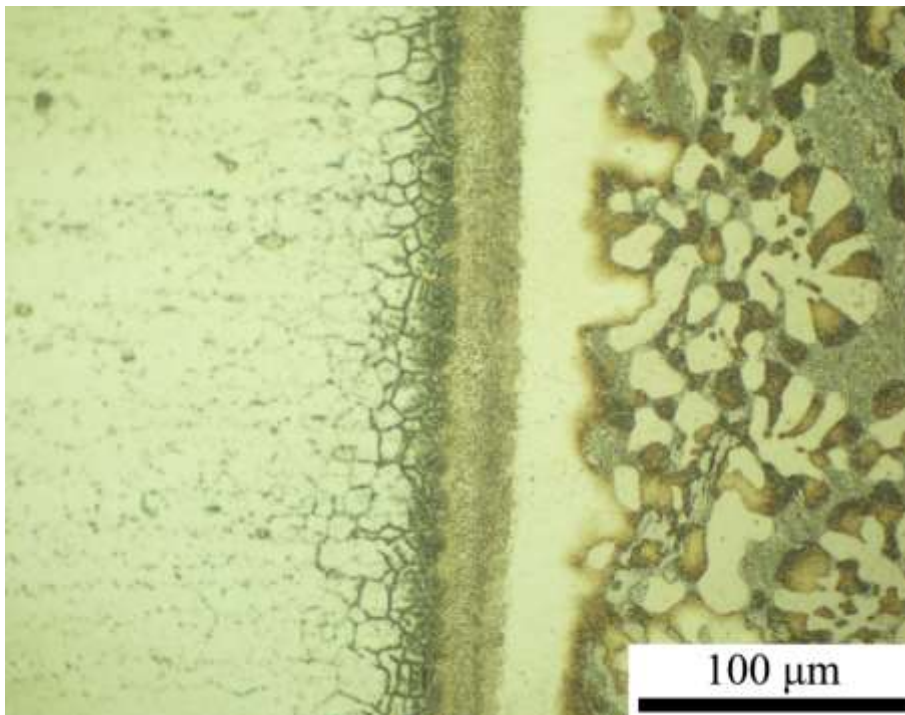


Obr. 27 Přetavená vrstva po řezání s nižší energií u vzorku s tepelným režimem, zvětšení 500x

Hranici mezi přetavenou vrstvou a základním materiálem u vzorků „A3“ a „B3“, tedy vzorků, které prošly tepelným režimem i s nanesenou pájkou (obr. 28), již nelze pozorovat souvislou. Během vytvoření pájeného spoje nastává u těchto vzorků výrazná difúze. Převažující směr difúze je z pájky do základního materiálu. Původní rozhraní zaniká a vzniká pevný spoj. Důležitým faktorem z hlediska technické aplikace je, že nebylo pozorováno šíření trhlin z přetavené vrstvy do pájeného spoje nebo základního materiálu (obr. 29). Vzhledem k tomuto jevu lze považovat tento pájený spoj za přípustný, i když se přetavenou vrstvou pomocí tepelného cyklu nepodařilo zcela eliminovat.



Obr. 28 Pájený spoj, zvětšení 100x



Obr. Přetavená vrstva po pájení, žádné trhliny do základního materiálu nebyly pozorovány, zvětšení 500x

8 Závěr

Práce se zabývala vlivem teplotních cyklů na eliminaci přetavené vrstvy vzniklé po laserovém řezání. Tato přetavená vrstva materiálu je doprovodným nežádoucím jevem laserového obrábění a může iniciovat vznik trhlin, což má za následek značné snížení mechanických a únavových vlastností, které mohou mít v leteckém průmyslu fatální následky. Na základě studia je možno učinit tyto nejdůležitější závěry:

- Po použití nekonvenčních metod obrábění s tepelnými účinky vzniká na obrobku tepelně ovlivněná oblast. Některými metodami (např. laserem) lze cíleně měnit vlastnosti povrchové vrstvy, ale ve většině případů je vznik přetavené vrstvy nežádoucí.
- NMO se používají pro obrábění velmi tvrdých materiálů, jako jsou například niklové superslitiny, které se vyznačují vysokou pevností a odolností vůči korozi za vysokých teplot. Proto se tyto materiály využívají pro tepelně exponované komponenty leteckých motorů.
- Při zvyšování energie laserového řezání narůstá tloušťka přetavené vrstvy, protože je působením vyšších teplot natavena větší část materiálu. Také snížená posuvová rychlost řezání zvětšuje tloušťku přetavené vrstvy, protože dochází k delšímu působení energie laserového svazku na povrch obráběného materiálu.
- Působením tepelných cyklů pájení dochází k částečné eliminaci přetavené vrstvy. U vzorků, které prošly tímto tepelným cyklem bez nanesené pájky, se atomy působením tepla v přetavené vrstvě částečně uspořádaly a vytvořily navazující krystalickou strukturu na základní materiál. U zapájených vzorků již nelze pozorovat původní rozhraní mezi přetavenou vrstvou a základním materiálem. Při vytváření pájeného spoje se uplatňuje difúze a původní rozhraní se stává součástí pájeného spoje. Také zde nebyly pozorovány trhliny vznikající z přetavené vrstvy.

Na základě experimentálního měření vlivu tepelných cyklů byla ověřena částečná eliminace přetavené vrstvy. Toto potvrzení je důležité z praktického hlediska, neboť částečné odstranění přetavené vrstvy za pomoci teplotního cyklu pájení má pozitivní vliv nejen na zlepšení únavových vlastností, ale také na zjednodušení technologických postupů při výrobě leteckých komponent.

9 Seznam použitých zdrojů

- [1] HUMÁR, Anton. *Technologie I - Technologie obrábění - 3. část*. [online]. Interaktivní multimediální text pro bakalářský a magisterský studijní program. Brno: VUT-FSI, Ústav strojírenské technologie, 2005 [cit. 2017-05-24]. Dostupné z: http://ust.fme.vutbr.cz/obrabeni/opory-save/Dokoncovaci_a_nekonvencni_metody_obrabeni/TI_TO-3.cast.pdf
- [2] *MM Průmyslové spektrum: Nekonvenční metody obrábění* [online]. MM publishing, 2007 [cit. 2017-05-24]. Dostupné z: <http://www.mmspektrum.com/clanek/nekonvencni-metody-obrabeni.html>
- [3] Elektroerozivní obrábění. In: *ELUC* [online]. [cit. 2017-05-24]. Dostupné z: <https://eluc.kr-olomoucky.cz/verejne/lekce/1399>
- [4] Nekonvenční způsoby obrábění. *Učíme v prostoru* [online]. [cit. 2017-05-24]. Dostupné z: http://uvp3d.cz/drtic/?page_id=2573
- [5] ŘASA, Jaroslav, Přemysl POKORNÝ a Vladimír GABRIEL. *Strojírenská technologie* 3. 2. vyd. Praha: Scientia, 2005. ISBN 80-7183-336-3
- [6] *MM Průmyslové spektrum: Nekonvenční metody obrábění - 4. díl* [online]. MM publishing, 2008 [cit. 2017-05-24]. Dostupné z: <http://www.mmspektrum.com/clanek/nekonvencni-metody-obrabeni-4-dil.html>
- [7] Seriál na téma lasery: Základní princip laseru a jejich dělení. In: *LAO: lasery a optika* [online]. [cit. 2017-05-24]. Dostupné z: <http://www.lao.cz/lao-info-49/serial-na-tema-lasery---zakladni-princip-laseru-a-jejich-deleni-127>
- [8] READY, John F. a Dave F. FARSON. *LIA handbook of laser materials processing*. United States of America: Magnolia Pub., c2001. ISBN 0912035153.
- [9] *MM Průmyslové spektrum: Nekonvenční metody obrábění - 5. díl* [online]. MM publishing, 2008 [cit. 2017-05-24]. Dostupné z: <http://www.mmspektrum.com/clanek/nekonvencni-metody-obrabeni-5-dil.html>
- [10] DURAND-CHARRE, Madeleine. *The Microstructure of superalloys*. Amsterdam, The Netherlands: Gordon and Breach Science Publishers, c1997. ISBN 9056990977.
- [11] REED, Roger C. *The superalloys: fundamentals and applications*. New York: Cambridge University Press, 2006. ISBN 9780521859042.
- [12] DAVIS, J. R. *Heat-resistant materials*. Materials Park, Ohio: ASM International, c1997. ISBN 9780871705969.
- [13] LEYENS, C. a M. PETERS. *Titanium and titanium alloys: fundamentals and applications*. Weinheim: WILEY-VCH Verlag GmbH & Co., c2003. ISBN 3527305343.
- [14] PTÁČEK, Luděk et al. *Nauka o materiálu II*. 2. opr. a rozš. vyd. Brno: CERM, 2002. ISBN 8072042483.
- [15] GEDDES, Blaine, Hugo LEON a Xiao HUANG. *Superalloys: alloying and performance*. Materials Park, Ohio: ASM International, c2010. ISBN 9781615030408.

- [16] HERNAS, Adam. *Žárupevné oceli a slitiny*. Ostrava: Vysoká škola báňská - Technická univerzita, 2009. ISBN 9788024821870.
- [17] DONACHIE, Matthew J. a Stephen James. DONACHIE. *Superalloys: a technical guide*. 2nd ed. Materials Park, OH: ASM International, 2002. ISBN 0871707497.
- [18] LOSERTOVÁ, Monika. *Progresivní materiály: učební text*. Ostrava: Vysoká škola báňská - Technická univerzita, 2012. ISBN 9788024825755.
- [19] ED. BY ERNESTO BENINI. *Advances in gas turbine technology*. Rijeka: InTech, 2011. ISBN 9789533076119.
- [20] FREMUNT, Přemysl a Tomáš PODRÁBSKÝ. *Konstrukční oceli*. Brno: Akademické nakladatelství CERM, 1996. ISBN 8085867958.
- [21] *Brazing handbook*. 5th ed. Miami, FL: American Welding Society, c2007. ISBN 9780871710468.
- [22] Laserdyne Prima 790. In: *Design World: C.R.M.A. Purchases LASERDYNE System from Prima* [online]. [cit. 2017-05-24]. Dostupné z: <http://www.designworldonline.com/crma-purchases-laserdyne-system-from-prima/>
- [23] Inconel 625 Technical data. *High Temp Metals* [online]. [cit. 2017-05-25]. Dostupné z: <http://www.hightempmetals.com/techdata/hitempInconel625data.php>

10 Seznam použitých zkratek a symbolů

Symbol

NMO	nekonvenční metody obrábění
EDM	elektroerozivní obrábění
PBM	obrábění paprskem plazmy
LBM	laserové obrábění
EBM	obrábění paprskem elektronů
IBM	obrábění paprskem iontů
ECM	elektrochemické obrábění
CM, CHM	chemické obrábění
USM	ultrazvukové obrábění
WJM	obrábění vodním paprskem
AWJM	obrábění vodním paprskem s abrazivem
ECG	elektrochemické broušení
CNC	počítačem řízený obráběcí stroj
Nd: YAG	krytal yttrium aluminium granát (YAG) obohacený neodymem (Nd)
HAO	Honeywell Aerospace Olomouc s.r.o.
CFRP	kompozit s uhlíkovými vlákny
T_m	teplota tavení
γ	strukturní složka, základní tuhý roztok matrice
γ'	strukturní složka, zpevňující fáze $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti}, \text{Ta})$
γ''	strukturní složka, zpevňující fáze Ni_3Nb (s bct mřížkou)
δ	strukturní složka, zpevňující fáze Ni_3Nb (s kosočtverečnou mřížkou)
σ	strukturní složka, intermetalická fáze
μ	strukturní složka, intermetalická fáze
TCP fáze	topologicky těsně uspořádané fáze
α	strukturní složka, základní tuhý roztok
β	strukturní složka, základní tuhý roztok
FCC	kubická plošně středěná mřížka
$L1_2$	nadmřížka, rovnoměrně uspořádaná mřížka
BCT	tetragonální plošně středěná mřížka
BCC	krychlová plošně středěná mřížka
HCP	šesterečná těsně uspořádaná mřížka
RL	přetavená vrstva