

ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI
FAKULTA STROJNÍ

Studijní program: N2301

Strojní inženýrství

Studijní obor: 3911T016

Materiálové inženýrství a
strojírenská metalurgie

DIPLOMOVÁ PRÁCE

Laserové svary vysokopevných ocelí a jejich
chování při cyklickém zatěžování

Autor: **Bc. David ZIKMUND**

Vedoucí práce: **Ing. Jiří HÁJEK, Ph.D.**

Konzultant práce: **Doc. Ing. Stanislav NĚMEČEK, Ph.D., IWE**

Akademický rok 2015/2016

Prohlášení o autorství

Předkládám tímto k posouzení a obhajobě diplomovou práci, zpracovanou na závěr magisterského studia na Fakultě strojní Západočeské univerzity v Plzni.

Prohlašuji, že jsem tuto diplomovou práci vypracoval samostatně, s použitím odborné literatury a pramenů, uvedených v seznamu, který je součástí této diplomové práce.

V Plzni dne:

.....

podpis autora

ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI
Fakulta strojní
Akademický rok: 2015/2016

ZADÁNÍ DIPLOMOVÉ PRÁCE

(PROJEKTU, UMĚLECKÉHO DÍLA, UMĚLECKÉHO VÝKONU)

Jméno a příjmení: **Bc. David ZIKMUND**
Osobní číslo: **S14N0094P**
Studijní program: **N2301 Strojní inženýrství**
Studijní obor: **Materiálové inženýrství a strojírenská metalurgie**
Název tématu: **Laserové svary vysokopevných ocelí a jejich chování při cyklickém zatěžování**
Zadávající katedra: **Katedra materiálu a strojírenské metalurgie**

Z á s a d y p r o v y p r a c o v á n í :

1. Přehled a postupy svařování vysokopevných ocelí
2. Vliv cyklického zatěžování na vlastnosti vysokopevných ocelí
3. Popis experimentálního materiálu
4. Experimentální program
5. Diskuse výsledků
6. Závěr

Rozsah grafických prací: **fotodokumentace, obrázky**

Rozsah kvalifikační práce: **50-60 stran**

Forma zpracování diplomové práce: **tištěná/elektronická**

Seznam odborné literatury:

- **Hrivňák I.: Zváranie a zvariteľnosť materiálov. STU v Bratislave, 2009. 978-80-277-31676**
- **Turňa, M.; Kováčovy, P.: Zváranie laserovým lúčom. STU Bratislava, 2003. 80-227-1921-8**
- **Duley, W.: Laser welding. John Wiley & Sons, Inc., 1999**
- **Steen, M. W.; Mazumder, J.: Laser Material Processing. Springer, 2003**
- **Sindo, Kou: Welding metallurgy. John Wiley & Sons, Inc., 2002**
- **Ion, C. J.: Laser processing of engineering materials. Elsevier, 2005**

Vedoucí diplomové práce:

Ing. Jiří Hájek, Ph.D.

Katedra materiálu a strojírenské metalurgie


Konzultant diplomové práce:

Doc. Ing. Stanislav Němeček, Ph.D.


MATEX PM

Datum zadání diplomové práce: **21. září 2015**

Termín odevzdání diplomové práce: **20. května 2016**


Doc. Ing. Milan Edl, Ph.D.
děkan




Doc. Dr. Ing. Antonín Kříž
vedoucí katedry

V Plzni dne 22. září 2014

ANOTAČNÍ LIST DIPLOMOVÉ PRÁCE

AUTOR	Příjmení Bc. Zikmund	Jméno David			
STUDIJNÍ OBOR	3911T016 „Materiálové inženýrství a strojírenská metalurgie“				
VEDOUcí PRÁCE	Příjmení (včetně titulů) Ing. Hájek, Ph.D.	Jméno Jiří			
PRACOVIŠTĚ	ZČU - FST - KMM				
DRUH PRÁCE	DIPLOMOVÁ	BAKALÁŘSKÁ		Nehodící se škrtněte	
NÁZEV PRÁCE	Laserové svary vysokopevných ocelí a jejich chování při cyklickém zatěžování				
FAKULTA	strojí	KATEDRA	KMM	ROK ODEVZD.	2016

POČET STRAN (A4 a ekvivalentů A4)

CELKEM	84	TEXTOVÁ ČÁST	84	GRAFICKÁ ČÁST	0
STRUČNÝ POPIS (MAX 10 ŘÁDEK) ZAMĚŘENÍ, TÉMA, CÍLPOZNATKY A PŘÍNOSY	<p>Diplomová práce se zabývá zjištěním možností použití vysokopevných ocelí u laserem svařovaných cyklicky namáhaných klikových hřídelí, hledáním a optimalizací parametrů pro laserové svařování klikových hřídelí, které nahrazují celokované klikové hřídele.</p>				
KLÍČOVÁ SLOVA ZPRAVIDLA JEDNOSLOVNÉ POJMY, KTERÉ VYSTIHUJÍ PODSTATU PRÁCE	<p>Svařování, laser, laserové svařování, komplex-fázová ocel, heterogenní svar, cyklické zatěžování, kliková hřídel.</p>				

SUMMARY OF DIPLOMA SHEET

AUTHOR	Surname Bc. Zikmund	Name David			
FIELD OF STUDY	3911T016 “Materials Engineering and Engineering Metallurgy“				
SUPERVISOR	Surname (Inclusive of Degrees) Ing. Hájek, Ph.D.	Name Jiří			
INSTITUTION	ZČU - FST - KMM				
TYPE OF WORK	DIPLOMA	BACHELOR		Delete when not applicable	
TITLE OF THE WORK	Laser welding of high-strength steels and cyclic loading of laser welded high-strength steels				
FACULTY	Mechanical Engineering	DEPARTMENT	Material Science and Technology	SUBMITTED IN	2016

NUMBER OF PAGES (A4 and eq. A4)

TOTALLY	84	TEXT PART	84	GRAPHICAL PART	0
BRIEF DESCRIPTION TOPIC, GOAL, RESULTS AND CONTRIBUTIONS	<p style="text-align: center;">This thesis deals with finding options of using AHSS in laser-welded cyclically loaded crankshafts , finding and optimizing parameters for laser welding of the crankshafts , which replace the forged crankshaft.</p>				
KEY WORDS	<p style="text-align: center;">Welding, Laser, Laser welding, Complex Phase Steels, heterogeneous weld, cyclic loads, Crankshaft</p>				

Poděkování

Rád bych touto cestou poděkoval vedoucímu práce Ing. Jiřímu Hájkovi, Ph.D. a konzultantovi práce Doc. Ing. Stanislavu Němečkovi, Ph.D., IWE z firmy MATEX PM, s.r.o. za odborné rady, čas a pomoc při psaní této diplomové práce. Dále bych chtěl poděkovat partnerce Anetě Szüllőové a celé své rodině za podporu.

Tato diplomová práce a provedené analýzy byly realizovány na základě řešení studentského projektu SGS-2016-036 „Analýza, vývoj a modifikace strojírenské technologie v oblasti objemového zpracování moderních materiálů, využívaných v oblasti energetických strojů, dopravních prostředků a souvisejících strojírenských aplikací“.

Obsah

1	Úvod.....	5
2	Svařování.....	6
2.1	Struktura oblastí svarového spoje.....	6
2.1.1	Oblast svarového kovu.....	6
2.1.2	Oblast částečného natavení.....	6
2.1.3	Oblast přehřátí.....	6
2.1.4	Oblast normalizačního žhání.....	7
2.1.5	Oblast částečné překrystalisace.....	7
2.1.6	Oblast rekystalizace.....	7
2.1.7	Oblast základního materiálu.....	7
3	Laser.....	8
3.1	Princip laseru.....	8
3.2	Vlastnosti laserového svazku:.....	9
3.3	Rozdělení laserů.....	9
3.3.1	Plynové lasery.....	9
3.3.2	Pevnolátkové lasery.....	9
4	Laserové svařování.....	11
4.1	Princip laserového svařování.....	11
4.1.1	Povrchové svařování.....	11
4.1.2	Svařování hlubokou penetrací.....	11
4.2	Parametry ovlivňující proces laserového svařování.....	12
5	Vliv cyklického zatěžování na vlastnosti vysokopevných ocelí.....	14
5.1	Cyklické zatěžování.....	14
5.1.1	Únava materiálu.....	14
5.1.2	Wöhlerův diagram.....	15
5.1.3	Hlavní stádia porušování.....	16
6	Únavový lom a lomová plocha.....	17
6.1.1	Ohnisko porušení.....	17
6.1.2	Pásmo dynamického lomu.....	17
6.1.3	Oblast konečného dolomení.....	17
7	Oceli používané v dopravním průmyslu.....	18
7.1	Konvekční oceli.....	18

7.1.1	Běžné konstrukční oceli	18
7.1.2	IF	18
7.1.3	BH	18
7.1.4	HSLA	19
7.2	AHSS Vysokopevné oceli.....	19
7.2.1	DP.....	19
7.2.2	TRIP	20
7.2.3	CP	20
7.2.4	MS	21
7.2.5	FB	21
7.2.6	TWIP	21
7.2.7	HF.....	21
8	Únava vysokopevných materiálů.....	22
9	Svařování vysokopevných materiálů	26
9.1	Laserové svařování	26
10	Úvod do experimentu	30
11	Experiment.....	31
11.1	Popis svařence.....	31
11.2	Zvolené materiály.....	33
11.2.1	Komplex fázová ocel CP W800.....	33
11.2.2	Kovaná ocel TL 1438	33
11.3	Hodnocení svařitelnosti.....	34
11.4	Zařízení použité pro svařování.....	34
11.5	První část experimentu	35
11.5.1	Volba parametrů laserového svařování	35
11.5.2	Svařování zkušebních vzorků	36
11.5.3	Označení a rozdělení zkušebních vzorků	37
11.5.4	Příčné zkoušky tahem.....	38
11.5.5	Rozbor mikrostruktury	39
11.5.6	Zkoušky mikrotvrdosti	44
11.5.7	Cyklické zkoušky střídavým ohybem	52
11.6	Druhá část experimentu.....	55
11.6.1	Torzni cyklické zkoušky.....	55
11.6.2	Cyklické zkoušky střídavým ohybem	56

11.6.3	Svařování vzorků	57
11.6.4	Torzní cyklické zkoušky.....	62
11.6.5	Cyklické zkoušky střídavým ohybem	63
11.6.6	Svařování celé klikové hřídele.....	65
12	Ekonomické zhodnocení.....	67
13	Diskuze	68
14	Závěr.....	72
	Použitá literatura	73
	Seznam obrázků, tabulek a grafů	75
	Seznam obrázků	75
	Seznam tabulek	76
	Seznam grafů	77

Použité zkratky a jednotky

AHSS	Advanced High Strength Steels, (vysokopevné oceli)
TRIP	Transformation induced plasticity, (martenzitická transformace indukovaná napětím)
IF	Interstitial Free Steels, (Intersticiální feritické oceli)
BH	Bake Hardenable Steels, (Vypalováním vytvrzující se oceli)
HSLA	High-Strength Low-Alloy Steels, (Vysokopevné mikrolegované oceli)
DP	Dual Phase steels, (Dvoufázové oceli)
CP	Complex Phase steels, (Komplexfázové oceli)
MS	Martensitic steels, (Martenzitické oceli)
FB	Ferritic-Bainitic Steels, (Feriticko-bainitické oceli)
TWIP	Twinning-Included Plasticity Steel, (Oceli které mají dvojčatěním indukovanou plasticitu)
HF	Hot Formed steels, (Oceli tvářené za tepla)
ZM	Základní materiál
TOO	Tepelně ovlivněná oblast
Max.	Maximálně, maximum
Min.	Minimálně, maximum
Obr.	Obrázek
Grf.	Graf
Tab.	Tabulka
Laser	„Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation“ („Zesílení světla vynucenou emisí záření“)
R_m	Mez pevnosti v tahu
R_e	Mez kluzu v tahu
W	Watt
C_E	Carbon equivalent (Uhlíkový ekvivalent)
m	Metr
s	Sekunda
min	Minuta
J	Joule
Pa	Pascal
HV	Tvrdość dle Vickerse

1 Úvod

Tato diplomová práce je součástí projektu, který se zabývá nahrazením celokované klikové hřídele hřídelí svařovanou.

Jelikož je tento projekt řešen pro automobilový průmysl, kde je vlivem konkurenčního boje neustálá snaha o zlevnění a zlepšení technologie, vyplynul požadavek na takovou změnu klikové hřídele, která má přinést snížení provozních nákladů a odporových tření za pomoci redukce hmotnosti, a také snížení nákladů na výrobu klikových hřídelí.

V tomto projektu bylo nejprve navrženo několik konstrukčních řešení, které byly propočítávány a simulovány, a z těchto výsledků vyplynulo řešení, jehož funkčnost má prověřit experimentální řešení, které je nezbytnou součástí každého vývoje nové komponenty, a které řeší tato diplomová práce.

Tato diplomová práce řeší aplikaci laserového svařování pro svařovanou klikovou hřídel, která se skládá z pěti částí, přičemž tři části jsou z kovaného materiálu TL 1438 a dvě části jsou z předem svařené trubky, která je svařena z vysokopevných plechů z komplex-fázové oceli CP-W800.

Jedná se tedy o návrh heterogenního laserového svaru, který je navíc cyklicky namáhán.

Cíle této diplomové práce jsou zjištění možností využití vysokopevných ocelí ve svařovaných konstrukcích, které jsou navíc cyklicky namáhány, optimalizace parametrů laserového svařování dané konstrukce a vyhodnocení chování těchto materiálů při cyklickém zatěžování.

2 Svařování

Svařování je technologický proces, při kterém se vytváří nerozebíratelné spojení dvou či více dílů pomocí teploty, tlaku, či kombinací těchto způsobů. Dle těchto způsobů se svařování dělí na svařování tavné, kdy je svar tvořen, převládá-li působení teploty a svařování tlakové, kdy naopak převládá působení tlaku.

Při svařování vytváříme svarový spoj mezi minimálně dvěma díly. Svarový spoj se dělí na základní materiál (ZM), tepelně ovlivněnou oblast (TOO) a svarový kov. V oblasti svarového kovu, kde se základní materiál musí natavit, je teplota při svařování největší. Od teploty tání základního materiálu v této oblasti teploty postupně klesají přes TOO až k teplotám, které strukturu základního materiálu neovlivňují. Svarový spoj musí zaručovat požadované vlastnosti po dobu životnosti svařované konstrukce, při daných navržených parametrech.

2.1 Struktura oblastí svarového spoje

Struktura jednotlivých oblastí svarového spoje je spojena s teplotou a s rychlostí ochlazování, které tato místa ovlivňují, což je dáno vzdáleností jednotlivých oblastí od středu svarového kovu (neboli od středu svarového spoje), kde je teplota svařování největší, a také mírou vloženého tepla (viz obr. 1).

2.1.1 Oblast svarového kovu

V této oblasti dochází ke spojení dvou a více částí. Teplota je zde největší, a to taková, aby došlo k překročení teploty likvidu a k roztavení základních materiálů, tzn. minimálně teplota tání základních materiálů. Vlivem této teploty vznikne tavná lázeň a následným ochlazením proběhne krystalizace. Následkem rychlého odvodu tepla do základního materiálu je upřednostněn růst krystalů ve směru přibližně kolmém na natavené plochy. U natavených ploch tuhne svarová lázeň nejrychleji a vzniká zde jehlicovitá struktura. Nejdéle tuhne svarová lázeň uprostřed svaru, kde se mohou vyskytovat odmišeny [1, 2, 19].

2.1.2 Oblast částečného natavení

Tato oblast je velmi úzká a obsahuje více přísadových prvků, nečistot a plynů ve srovnání se základním materiálem. Ochlazování je zde rychlejší než v předchozí oblasti a je zde zamezeno difuznímu vyrovnání koncentrací. V této oblasti je největší nebezpečí vzniku trhlin za tepla [1, 2, 19].

2.1.3 Oblast přehřátí

V této oblasti jsou teploty vysoko nad teplotou A_3 . Během svařování zde probíhá intenzivní růst austenitického zrna. Proto má na výslednou strukturu velký vliv rychlost ochlazování. Při pomalejším ochlazování vzniká feriticko-perlitická struktura, přičemž se zde může objevit i Widmanstátova struktura, která má negativní vliv. Při rychlejším ochlazování se v této oblasti vyskytuje bainit či martenzit. Tvrdost této oblasti je obvykle vyšší než u základního materiálu a také zde dochází k poklesu houževnatosti [1, 2, 19].

2.1.4 Oblast normalizačního žhání

V oblasti normalizačního žhání jsou hodnoty teploty těsně nad A_3 . V důsledku překrystalisace dochází ke vzniku jemnozrnné struktury. Vlastnosti této oblasti jsou srovnatelné, či lepší než jsou vlastnosti základního materiálu. Při rychlém ochlazení zde vznikají nerovnovážné struktury, a to bainit a martenzit [1, 2, 19].

2.1.5 Oblast částečné překrystalisace

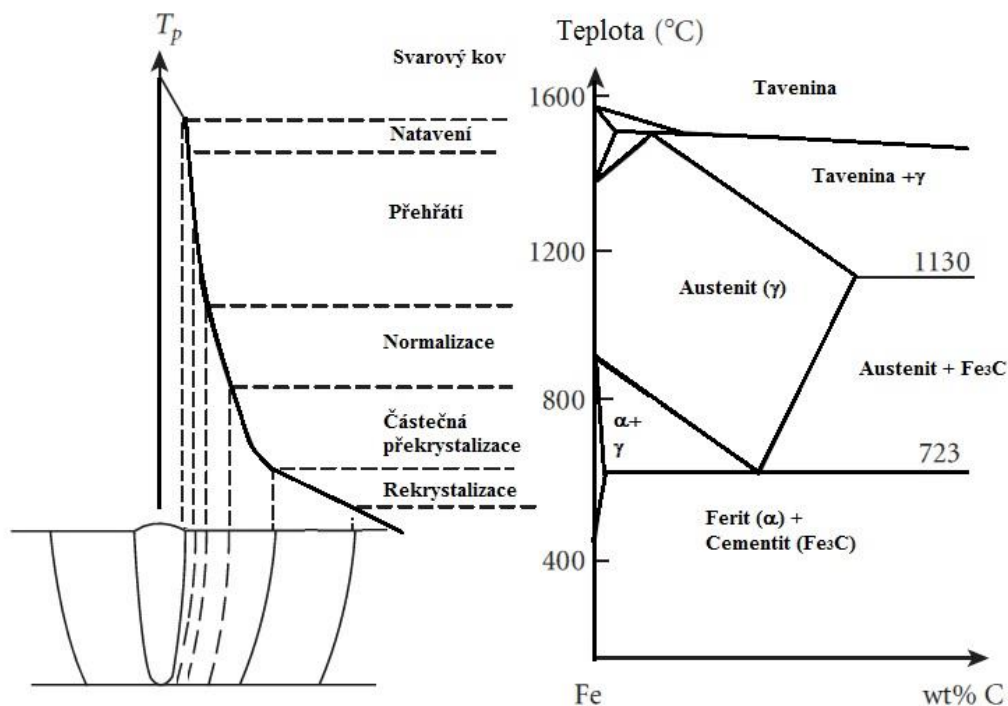
Tato oblast je ovlivněna teplotami mezi A_1 a A_3 . Při ohřevu dojde částečně k austenitické přeměně a podíl austenitu je závislý nejen na teplotě, ale i na času výdrže mezi těmito teplotami. Vzniklý austenit se chemickým složením blíží eutektoidnímu bodu a při dostatečně velké rychlosti ochlazování může dojít k přeměně na martenzit [1, 2, 19].

2.1.6 Oblast rekrytalizace

V oblasti rekrytalizace jsou teploty ovlivňující vzniklou strukturu pod A_1 . U základního materiálu, který je deformačně zpevněn může dojít k odpevnění, což je nežádoucí jev. Pod teplotou A_1 mohou probíhat i další procesy, jako např. popuštění základního materiálu, sferoidizace částic cementitu, zkřehnutí deformačně zpevněných ocelí, apod. [1, 2, 19].

2.1.7 Oblast základního materiálu

Tato oblast již není tepelně ovlivněna a struktura této oblasti odpovídá struktuře základního materiálu.



Obr. 1 Svarový spoj [1]

3 Laser

Laser je zkratka z anglického „Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation“, což se dá volně přeložit jako „zesílení světla vynucenou emisí záření“.

Laser je kvantový generátor a zesilovač koherentního (vnitřně uspořádaného, sfázovaného) optického záření, které vyniká extrémní monochromaticností (tj. všechny fotony tohoto záření mají stejnou „barvu“, respektive vlnovou délku a frekvenci), nízkou rozbíhavostí (divergencí) svazku (všechny fotony laserového záření se pohybují stejným směrem) a vysokou hustotou přenášeného výkonu či energie. Dosažitelné vlnové délky laserového záření spadají od mikrovlnné oblasti, přes infračervené tepelné záření a viditelné světlo až po rentgenové paprsky. Výkonové lasery používané v průmyslu ke svařování a podobným aplikacím pracují v infračervené oblasti mezi 1 a 10 mikrometry [3].

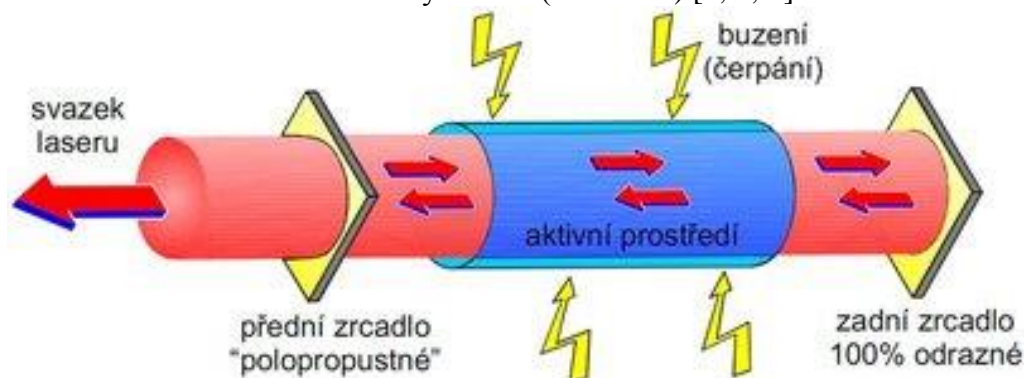
3.1 Princip laseru

Základem laserů je aktivní prostředí (kapalné, plynné, pevnolátkové), které je nějakým způsobem (tj. opticky, elektricky, apod.) buzeno. Buzením dostáváme do laseru energii, která je poté pomocí procesu stimulované emise vyzářena v podobě laserového svazku. K tomu je zapotřebí vytvořit tzv. optický rezonátor, který je nejčastěji tvořen odraznými zrcadly.

Aktivní prostředí obsahuje vždy element, který se může nacházet v základním stavu s nižší energií nebo ve stavu excitovaném s energií vyšší. Tento element tvoří nejčastěji atom, molekula, či chemická vazba, apod.

Atom při přechodu z vyššího do nižšího energetického stavu vyzáří energii ve formě fotonu, čemuž se říká zářivý přechod, který vzniká spontánně, a to vždy tak, aby byla splněna podmínka, že prostředí má snahu směřovat k termodynamické rovnováze, a tedy ke stavu s nejnižší energií.

Díky buzení se tedy naruší rovnovážný stav a elementy se přivedou do excitovaného stavu, kdy je většina elementů ve stavu s vyšší energií. Energie atomu se poté, díky procesu stimulované emise- při návratu atomu do rovnovážného stavu, vyzáří a přemění se na proud fotonů. Tento proud fotonů poté excituje další atom a ten opět vyzáří další proud fotonů. Jedná se zde vlastně o lavinový efekt, kdy každý vyzářený foton, který dopadne na atom, způsobí přechod tohoto atomu na vyšší energetickou hladinu a poté vyzáření dalšího proudu fotonů, z čehož nakonec vznikne laserový svazek (viz obr 2.) [3, 4, 5].



Obr. 2 Schéma laseru [5]

3.2 Vlastnosti laserového svazku:

Laserový svazek neboli uspořádaný proud fotonů, má několik důležitých a velmi specifických vlastností:

- kolimovaný (nerozbíhá se),
- monochromatický (generované fotony kmitají se stejnou frekvencí (vlnovou délkou)),
- koherentní (fotonový proud kmitá se stejnou frekvencí, stejným směrem a má stejnou fázi).

3.3 Rozdělení laserů

Lasery se mohou dělit dle mnoha parametrů, a to např. dle typu aktivního prostředí, dle typu výstupního, apod. (viz obr. 3).

Dělení dle aktivního prostředí:

3.3.1 Plynové lasery

Plynové lasery využívají jako aktivní prostředí plyny, směsi plynů, či par. Pokrývají velmi široké spektrum vlnových délek- od ultrafialové oblasti, přes viditelnou, infračervenou až po milimetrovou a metrovou oblast. Pracují s výkony od mW až do desítek kW v kontinuálním režimu a do stovek TW v impulzním režimu.

Nejčastějším zástupcem plynových laserů je CO₂ laser, či HeNe(Helium-Neon) laser. Plynové aktivní prostředí se nejčastěji budí elektricky, radio-frekvenčními vlnami, či opticky [6].

3.3.2 Pevnolátkové lasery

U pevnolátkových laserů je aktivním prostředím pevná látka. Nejčastěji jsou touto pevnou látkou monokrystaly nebo amorfni látky, do kterých se přidávají příměsi aktivních prvků. Kvanta energie se vyzářují při změně energických hladin příměsových prvků.

Buzení je zde nejčastěji prováděno opticky, a to buď výbojkami, nebo laserovými diodami. Typickým představitelem je Nd:YAG (prostředí je monokrystal ytrium aluminium granátu dopovaného atomy neodymu). Nd:YAG se v průmyslu používá hlavně pro laserové řezání, značení a svařování. Tyto lasery jsou v současnosti nahrazeny vláknovými, diodovými a diskovými lasery [6].

3.3.2.1 Vláknové lasery

Jedná se o speciální typ pevnolátkových laserů, kde aktivní prostředí tvoří optické vlákno dopované nejčastěji atomy erbia (Er) nebo yterbia (Yb). Buzení je prováděno pomocí laserových diod, jejich záření je do aktivního vlákna přivedeno opět optickým vláknem. Jedná se o tzv. *vlákno-vlákno* architekturu a laser díky tomu neobsahuje žádné opto-mechanické prvky jako zrcadla apod. Výkony dnes dosahují až 100kW a jedná se nejmodernější technologii pro průmyslové řezání, svařování. Vyniká vysokou kvalitou paprsku [6].

3.3.2.2 Polovodičové (diodové lasery)

Dalším typem pevnolátkových laserů jsou lasery diodové. Aktivním prostředím je zde elektricky čerpaná polovodičová dioda. Diodové lasery se pohybují od výkonu mW až do kW.

Tyto lasery mají vysokou účinnost, ale trpí nízkou kvalitou výstupního svazku. Používají se od velmi nízkých výkonů pro aplikace miniaturních rozměrů -CD/DVD přehrávače, laserové tiskárny, až po lasery s vysokým výkonem na svařování, kalení a navařování [6].

Laser	Vlnová délka (nm)	Buzení	Efek. ^a	Režim ^b	Výkon / Energie	Typické aplikace ^c	Údržba	Život. (h)
Nd:YAG	1064	LD	~7%	CW	až 6kW	Ř,S	ano	~10 000
				pulsní*	~ mJ@ns (~100W)	Z,G		~1000
		lampy	~3%	pulsní*	~ J@ms (~600W)	S,V		~20 000
CO ₂	10 600	RF	~10%	CW / pulsní	10-250W	Z,G, Ř nk.	ano	~20 000
		EI.	~25%		až 20kW (průtočné)	Ř,S		--
Diskový	1070	LD	~15%	CW	až 16 kW	Ř,S	ano	~10 000
Vláknový	1070	LD	~30%	CW	až 80 kW	Ř,S	ne	~100 000
				QCW	~ J@ms (~1,2kW)	Z,G,M		
				Pulsní	~ mJ@ns (~100W)	Z,G,M		
Diodový	808-980	EI.	~60%	CW	až 10kW	S,K,N	ne	~15 000

Základní přehled průmyslových laserů.

^a Efektivita (účinnost) přeměny elektrické energie na světelnou (optickou)

^b U pulsních laserů se udává energie v pulsu a doba pulsu, případně střední výkon (v závorce). CW - kontinuální, QCW - kvazi kontinuální.

^c Ř - řezání, S - svařování, Z - značení, G - gravírování, K - kalení, N - nanášení vrstev, M - mikro-oblábní, nk - nekovů.

Buzení: LD - laserové diody, RF - radio frekvenčně, EI. - elektricky (výboj, proud).

Obr. 3 Základní přehled laserů [8]

4 Laserové svařování

První laboratorní pokusy svařování pomocí laseru se objevily ihned poté, co byly postaveny první prototypy laseru na počátku šedesátých let. Výrazněji se však aplikace laserového svařování začali uplatňovat po vynálezu Nd:YAG laseru v roce 1964 a s postupným zvyšováním dosahovaných výkonů CO₂ laserů, zpočátku v laboratořích a ke konci šedesátých let i v průmyslovém nasazení. V té době i následujících dekádách byly ke svařování používány též CO₂ lasery a to hlavně z důvodu dosahovaných vyšších absolutních výkonů. Nevýhodou CO₂ laserů pro aplikaci svařování je skutečnost, že absorpce většiny konstrukčních materiálů je v oblasti vlnové délky CO₂ laseru (10,6 μm) poměrně nízká oproti pevnolátkovým laserům s vlnovou délkou cca 1,06 μm). Účinnost CO₂ laserů je navíc z vlastního principu o řád nižší než např. u vláknových laserů. Velkou výhodou pevnolátkových laserů je též možnost vedení paprsku pomocí optického vlákna do místa svaru oproti komplikovaným sestavám zrcadel v případě vedení paprsku CO₂ laseru [6, 9, 17].

4.1 Princip laserového svařování

Laserové svařování se dělí na dva základní principy, a to na svařování vedením tepla, tj. svařování povrchové a na svařování hlubokou penetrací, tj. keyhole (viz obr. 4.).

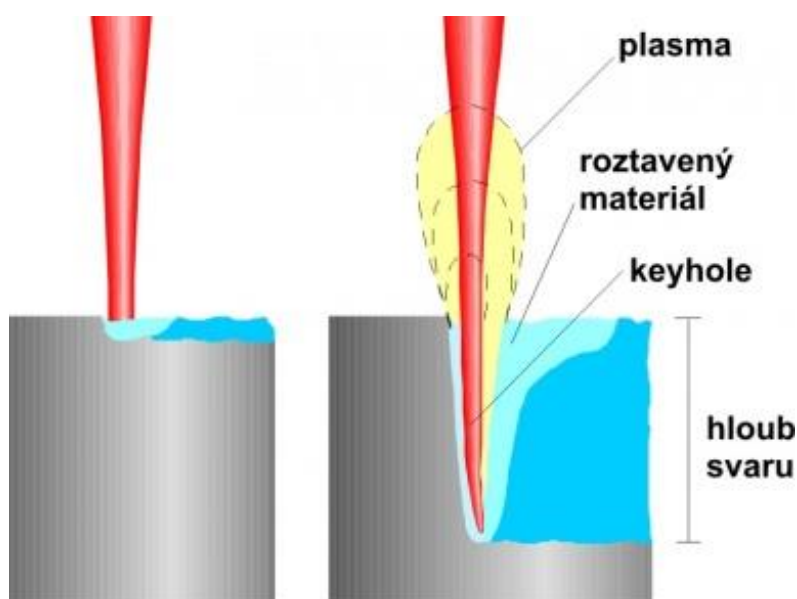
4.1.1 Povrchové svařování

Při interakci povrchu s laserovým paprskem vznikají vysoké teploty a vysoký gradient mezi povrchem a jádrem kovu, který dosahuje 10^6K/cm^2 . Vysoký teplotní gradient vede k napěťovému řízení termo-kapilárního toku od povrchu s rychlostmi řádově 1m/s. Konvekce je nejdůležitějším faktorem, který ovlivňuje charakteristiku roztaveného kovu, což může vézt k defektům jako je pomezita, neprůvar, či různá struktura přetavení, a také je zodpovědná za správné promíšení kovů.

Tento princip svařování umožňuje jen relativně malé hloubky průvaru, ale pro některé aplikace je tento princip, který umožňuje rychlejší rychlosti svařování a tedy větší efektivitu, vyhovující [3, 10, 11, 12, 17].

4.1.2 Svařování hlubokou penetrací

Při zvyšování plošné hustoty výkonu na takovou hodnotu, kdy začne docházet k tvorbě par kovů nad povrchem svařovaného materiálu, začne vlivem těchto par a působení vysoké plošné energie fokusovaného laserového paprsku k vytvoření plasmu, a tím i k hlubšímu provaření. Tento jev se nazývá tzv. Keyhole, neboli klíčová dírka. Při tomto jevu vytvoří paprsek kapiláru, která má průměr 1,5krát až 2krát větší než je průměr ohniska laserového svazku. Tlak plynů vystupujících z kapiláry brání jejímu uzavření. Ze stěn kapiláry se následně dostává vložená energie do taveniny a dále do ještě nenataveného materiálu. Při pohybu laserového paprsku se posouvá i Keyhole, která tlačí taveninu z přední do zadní části Keyhole, kde tavenina tuhne a vytváří tak svarový spoj. Tvar „Keyhole“ je závislý na rychlosti svařování, která má vliv na úhel mezi Keyhole a materiálem. Rychlost svařování dále také ovlivňuje např. tvar dendritů, které jsou vytvořeny při tuhnutí taveniny [3, 10, 11, 12, 17].



Obr. 4 Svařování povrchové a svařování hlubokou penetrací [12]

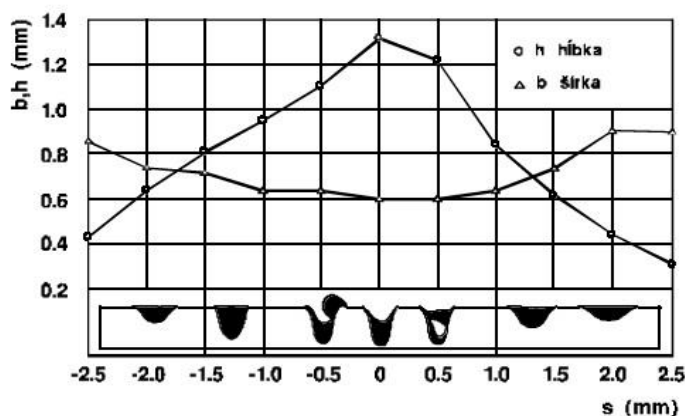
4.2 Parametry ovlivňující proces laserového svařování

Hlavním parametrem je výkon, neboli plošná hustota výkonu či energie pulsu laseru. Je to parametr, který lze korigovat a ovlivňuje vnesené teplo, hloubku průvaru a šířku TOO, je třeba počítat s tím, že je omezen výkonem laseru.

Mezi hlavní parametry dále patří rychlost svařování, průměr stopy paprsku, kvalita paprsku, poloha ohniskové vzdálenosti vzhledem k povrchu, neboli fokusace (viz obr. 5).

Na obr. 5 můžeme pozorovat vliv velikosti spotu (s) na hloubku (h) a šířku (b) svaru.

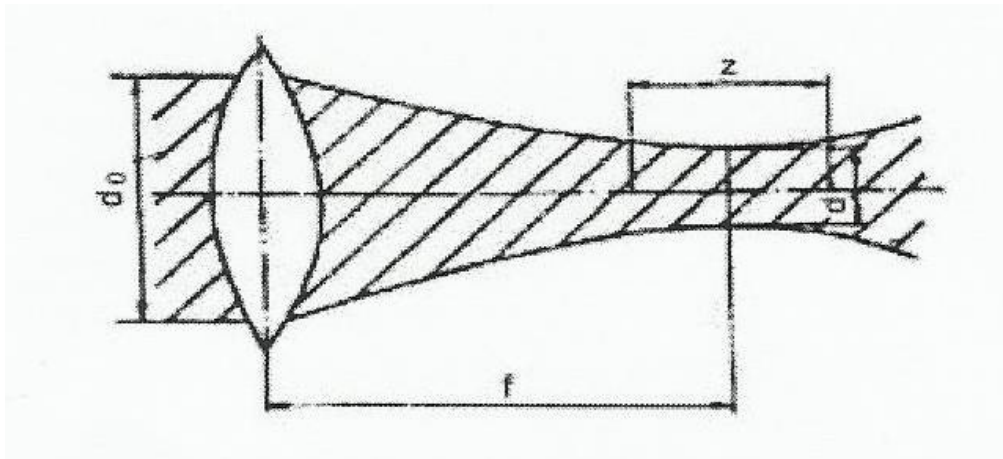
Další parametry, které je třeba při svařování laserem sledovat jsou vlastnosti svařovaného materiálu, mezi které patří chemické složení, absorpce záření, opracování povrchu, či tloušťka materiálu. Tyto parametry se většinou nedají ovlivnit a je tedy třeba s nimi počítat a upravit ostatní parametry tak, aby byly splněny požadavky na svarový spoj [3, 11, 14, 15].



Obr. 5 Vliv fokusace laserového svazku [14]

Rychlost svařování tvoří základní výhodu laserového svařování a ovlivňuje hloubku provaření, šířku TOO, provaření, apod.

Průměr stopy laserového paprsku a šíření paprsku do stran je důležitý parametr podmiňující velikost stopy paprsku. Čím menší je stopa paprsku, tím větší je intenzita záření v tomto místě. Průměr stopy paprsku je ovlivnitelný čočkou, fokusací paprsku, průměrem paprsku vystupujícího z generátoru, průměrem vlákna, atd. (viz obr. 6) [11].



Obr. 6 Průměr stopy paprsku [11]

(d_0 =průměr čočky, f =ohnisková vzdálenost čočky, z =hloubka ostroty, d =průměr stopy laserového paprsku)

Dalším parametrem je funkce ochranného plynu. Nejčastěji se používají plyny jako argon, dusík, oxid uhličitý, helium, apod. Tyto plyny mají, jednak pomáhají vnášet energii laserového paprsku do materiálu, jednak zvyšují a stabilizují stupeň absorpce plazmatu indukovaného laserem, a jednak chrání svarovou lázeň před oxidací a vnějšími vlivy [1, 3].

5 Vliv cyklického zatěžování na vlastnosti vysokopevných ocelí

Zkoumání chování materiálů v mezních podmínkách při zatěžování je v popředí zájmů výzkumných a vědeckých pracovišť, a to jak v oblasti metalurgie, pevnosti a pružnosti, tak i v dalších technických odvětvích. Jednotlivé zkoušky nám dávají možnost porozumět chování materiálu při zátěži, určit vlastnosti a charakteristiky daných materiálů, nebo např. predikovat lomy.

Zkoušky materiálů můžeme dělit na statické a dynamické, přičemž statické zkoušky vyjadřují chování materiálu za působení klidných spojitých vnějších sil a určují vlastnosti, hlavní parametry a charakteristiky daného materiálu. Jsou to např. zkouška tahem, tlakem, ohybem, zkoušky tvrdosti, apod. Z tahové zkoušky lze poté zjistit parametry jako např. mez kluzu, mez pevnosti v tahu, kontrakci, tažnost, apod.

Hlavní nevýhodou statického zkoušení je rozpor zatěžování materiálu při zkoušce se skutečným zatěžováním součásti v provozu. Tento nedostatek částečně řeší dynamické zatěžování, kterým se snažíme přiblížit skutečnému namáhání materiálu v reálném provozu.

Dynamické zkoušky se dělí na zkoušky tzv. rázové, kdy síla působí rázem a na zkoušky cyklické, kdy je síla opakovaně proměnná. Mezi rázové zkoušky patří například zkouška rázem v ohybu, rázová zkouška v tahu, apod. A mezi cyklické zkoušky patří např. střídavě tahové a tlakové napětí, torzní kmitání apod. Protože naše práce směřuje k cyklicky namáhaným svařovaným dílům (klikovým hřídelím), je nutné věnovat se tomuto tématu podrobněji.

5.1 Cyklické zatěžování

Cyklické zatěžování je založeno na působení časově proměnného vnějšího mechanického, tepelného nebo mechanicko-tepelného zatěžování kmitavého charakteru, které vede ke změnám vlastností, ke vzniku a růstu trhlin a nakonec i k porušení materiálu. Cílem cyklického namáhání - zkoušek únavy - je získání tzv. meze únavy.

Mez únavy je kritérium odolnosti materiálu proti opakovanému mechanickému namáhání a je vyjádřené amplitudou napětí (maximálním zatížením), nebo amplitudou deformace (maximální deformací), kterou je materiál schopen vydržet, při teoreticky nekonečném počtu kmitů. V praxi je využíváno napětí, které materiál vydrží při N_c cyklech, přičemž $N_{c_{ocel}}=10^7$, $N_{c_{lehké\ kovy}}=10^8$ [20].

5.1.1 Únava materiálu

O únavě materiálu můžeme hovořit tehdy, když nastane nevratné, progresivní a lokalizované porušení materiálu při časově proměnlivém zatěžování napětími, která jsou značně nižší, než je mez pevnosti, popř. i než mez kluzu, které jsou zjištěny statickou zkouškou tahem [20].

Jedná se tedy o proces kumulativního poškozování materiálu, jehož základem je cyklická plastická deformace materiálu.

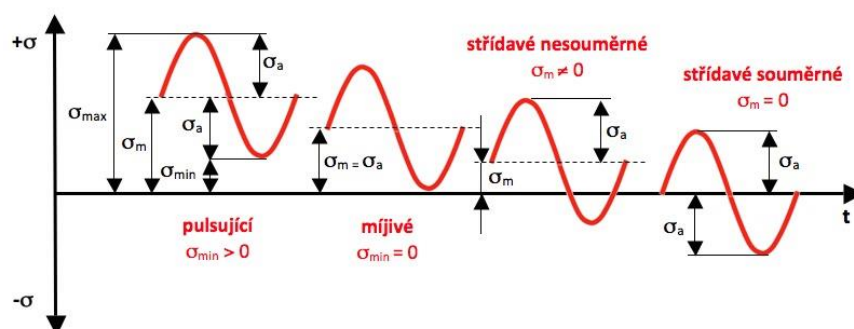
Jelikož je únavový lom, který při cyklickém zatěžování vzniká, v praxi nejčastějším mezním stavem a lze ho pozorovat až u 90% v praxi vzniklých lomů, je velmi důležité zkoumat tuto oblast zkoušení a predikovat tak únavovou životnost cyklicky namáhaných komponent [22].

Predikce únavové životnosti je složitý problém s velkým množstvím faktorů, které ho ovlivňují. K únavovému porušení může dojít při všech typech zatěžování, jako např. tlakové, tahové, ohybové či krutové zatěžování, ale i jejich kombinací. Na únavové porušení mohou mít vliv i další faktory jako např. teplota okolí, korozní prostředí, konstrukční provedení, struktura materiálu, apod. [22].

Volba způsobu zatěžování zkušebních vzorků by měla korespondovat se zatěžováním komponenty v praxi, abychom měli co nejpřesnější představu o chování dané komponenty při daných podmínkách. Proto je důležité mapovat silové zatěžování na reálných komponentách v provozu, k čemu slouží mj. tenzometry.

Dle reálných zatížení komponent se poté modelují cyklická zatížení ve zkušebnách.

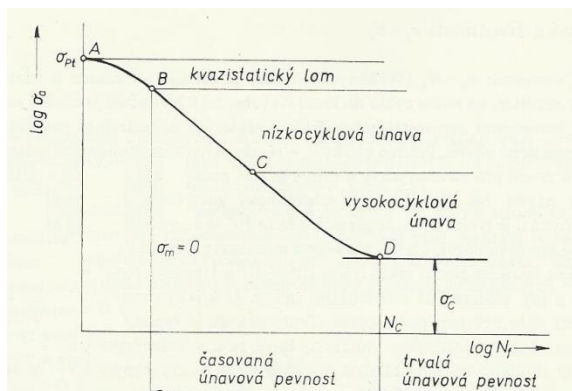
Příklady možných průběhů cyklických zatížení (viz obr. 7).



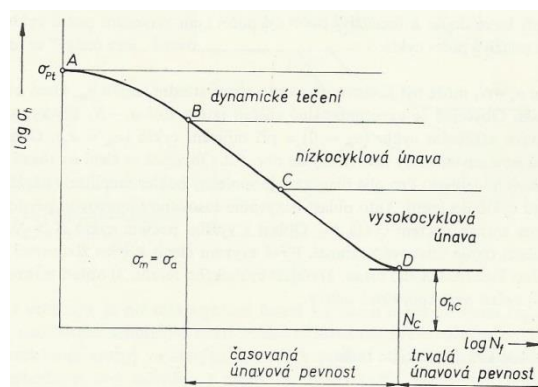
Obr. 7 Příklady možných zatížení [24]

5.1.2 Wöhlerův diagram

Při určování meze únavy se zjišťují počty kmitů, které při různém napětí postupně klesajícím od $\sigma_a = 0,6 R_m$ vedou při kmitavém zatěžování k lomu. Zjištěné hodnoty se vynesou do tzv. Wöhlerova diagramu, což je diagram udávající závislost napětí a počtu kmitů do lomu a liší se v závislosti na průběhu zatěžování. Na obr. 8 můžeme pozorovat diagram pro symetrický průběh zatěžování a na obr. 9 diagram pro mĳivĳý průběh zatěžování [22, 23].



Obr. 8 Symetrický průběh cyklického zatěžování [23]



Obr. 9 Mĳivĳý průběh cyklického zatěžování [23]

5.1.3 Hlavní stádia porušování

Únavové porušení se skládá ze tří hlavních stádií. Jsou to stádium změny mechanických vlastností, stádium nukleace trhliny a stádium šíření trhliny. Tyto stádia jsou popsána níže (viz obr. 10).

5.1.3.1 Stádium změny mechanických vlastností

Na začátku cyklického namáhání dochází ke změnám mechanických vlastností v celém objemu zkušebních těles v důsledku změn hustoty a rozložení mřížkových poloh. Dochází k cyklické plastické deformaci, což vede ke zpevňování či změkčování materiálu. To se projeví na změně tvaru hysterezní křivky, která je vynesena v grafu závislosti deformace a napětí, a která charakterizuje úroveň cyklické plasticity. Pozorovatelné změny hustoty a uspořádání dislokací končí nejpozději do skončení fáze zpevnění, přičemž tyto změny závisí na amplitudě zatěžování a druhu materiálu [22, 23].

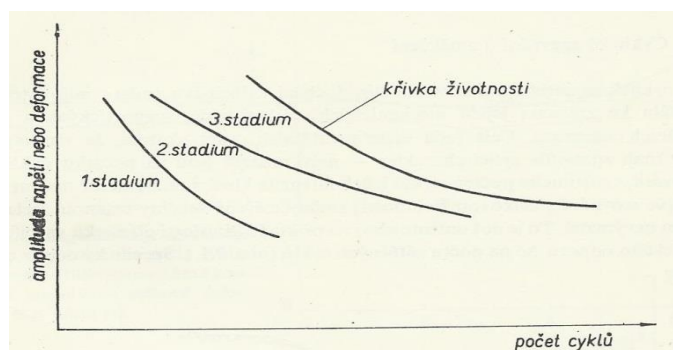
5.1.3.2 Stádium nukleace trhlin

Ve stadiu nukleace trhlin dochází k lokalizaci cyklické plastické deformace v povrchových vrstvách a v materiálu vznikají charakteristické tzv. perzistentní skluzové pásy-oblasti s nízkou hustotou dislokací oddělené dislokačními stěnami s vysokou hustotou dislokací. Do těchto pásů se lokalizuje plastická deformace a v místech vyústění těchto pásů na povrch se vytvářejí tzv. perzistentní skluzové stopy, které se skládají z extruzí (vyvýšenin) a z intruzí (prohlubní). Tyto skluzové stopy se stávají koncentrátoři napětí a posléze se v nich iniciují poruchy soudružnosti materiálu, což jsou výchozí útvary pro vznik únavové trhliny.

Mikrotrhliny, které se zde iniciují na povrchu, kde je napětí největší, se většinou šíří v rovinách s maximálním smykovým napětím a v průběhu dalšího zatěžování pokračují v těchto skluzových rovinách dále do hloubky materiálu. Při přechodu do dalších zrn trhliny pokračují v růstu podél význačných krystalografických rovin, přičemž se postupně vychylují ze skluzových rovin a stáčí se do směru kolmého k hlavnímu tahovému napětí [22, 23].

5.1.3.3 Stádium šíření trhlin

Tyto trhlinky se spojují a rostou, dokud nevytvoří jednu makroskopickou magistrální trhlinu, která se již pohybuje kolmo na směr maximálního hlavního napětí. Změna směru bývá obvykle dělítkem mezi stádiem nukleace a stádiem šíření trhlin. Rychlost růstu trhliny v první etapě je relativně nízká a proto odpovídající počet cyklů v druhé etapě může být značně vyšší. Na čele magistrální trhliny se vytváří cyklická plastická zóna a trhlina je schopna růstu i v podmínkách elastické deformace materiálu. Pro šíření trhliny jsou určující podmínky na špičce trhliny a cyklická plastická deformace je omezena na plastickou zónu před čelem trhliny [22, 23].



Obr. 10 Stádia únavového porušování [23]

6 Únavový lom a lomová plocha

Pro únavový lom je typické, že v okolí lomu není žádná makroplastická deformace, a to i v případě, že se jedná o houževnatý materiál. Lomovou plochu můžeme dělit na tři části, což lze pozorovat na obr. 11.

6.1.1 Ohnisko porušení

Nepravidelné pásmo počátku vzniku trhliny, které obvykle bývá na povrchu nebo blízko povrchu, a to v takovém místě, kde je vlivem geometrického tvaru, nebo vnitřní nehomogenity soustředěno největší napětí.

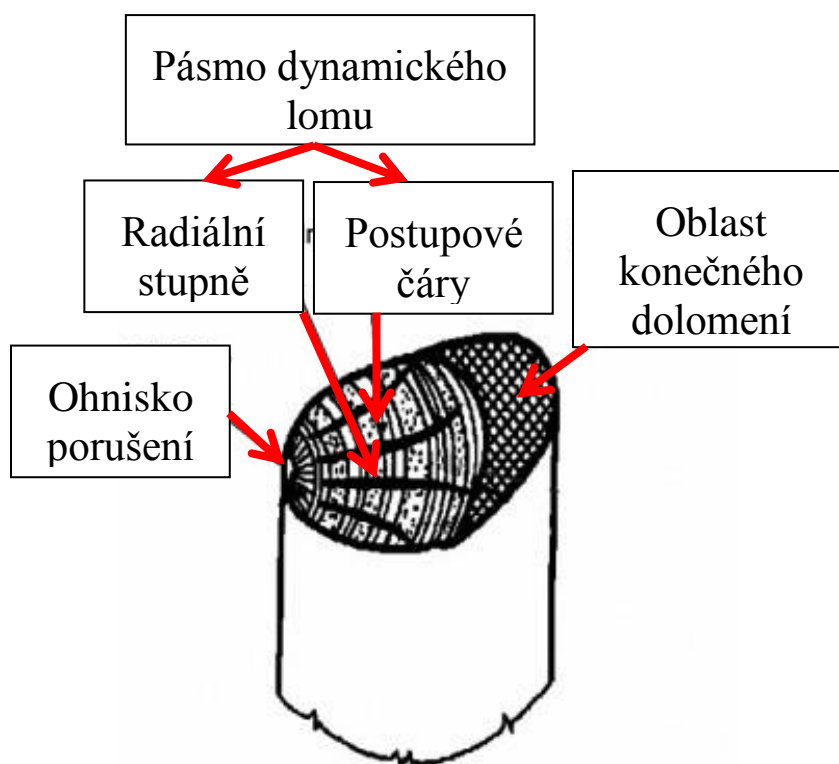
6.1.2 Pásmo dynamického lomu

V této oblasti probíhá pozvolný růst trhliny do hloubky průřezu s dočasnými přestávkami. Proto jsou zde, často dobře viditelné, postupové čáry.

Povrch lomu je v této oblasti následkem stálého rozevírání a zavírání trhliny otačen a oksličen a je velmi jemný.

6.1.3 Oblast konečného dolomení

Tato oblast odpovídá konečnému jednorázovému lomu zbývajících částí průřezu, která již není schopna vydržet napětí. Při dolomení se dle materiálu může jednat o lom tvárný, ale i křehký. Tato oblast má také často odlišný krystalický charakter.



Obr. 11 Únavová lomová plocha [25]

7 Oceli používané v dopravním průmyslu

V současné době se neustále zvyšují požadavky na vlastnosti konstrukčních materiálů používaných zejména pro dopravní prostředky, a to především v automobilovém průmyslu. Proto se i zvyšuje tlak na inovaci a vývoj nových konstrukčních materiálů, které mají splňovat vysoké a často protichůdné nároky. Tyto materiály mají splňovat požadavky jako např. vysoká pevnost, při současném zachování dobré tažnosti, korozní odolnost, při co nejnižším stupni legování, dobrá tvářitelnost, při současně velké pevnosti a tuhosti konstrukce, nebo např. redukce hmotnosti, při zachování meze kluzu a meze pevnosti. Vlastnosti jako vysoká pevnost, korozní odolnost, redukce hmotnosti apod. jsou parametry konstrukčními a parametry jako vysoká tažnost a svařitelnost jsou parametry technologickými.

Takovéto složité a protichůdné nároky splňují relativně moderní materiály, a to jsou vysokopevné oceli (AHSS-Advanced high strength steels), které v určitých aplikacích, jako jsou i aplikace automobilového průmyslu nahrazují běžné oceli. Uvádí se, že až 70% těchto materiálů používaných v automobilovém průmyslu bylo vyvinuto za poslední desetiletí. Společným rysem těchto ocelí je jemnozrnná, přesně určená struktura, podíl fází, mechanismy zpevnění, mechanicko-tepelné zpracování a v neposlední řadě definované množství legujících prvků.

Hlavní přínos těchto ocelí je ve snížení hmotnosti se současným zachováním plasticity i při vysoké pevnosti. Používají se hlavně pro výrobu karosářských dílů v automobilovém průmyslu, ale začínají se používat i pro dynamicky namáhané součásti.

O komponentách z těchto materiálů namáhaných dynamicky, které jsou navíc ještě svařované, toho napsáno ještě mnoho nebylo, avšak potenciál takovýchto součástí je velký.

7.1 Konvekční oceli

Z konvekčních ocelí se používají jak běžné konstrukční oceli, tak i další oceli, které mají danou mikrostrukturu, která zaručuje požadované vlastnosti. Mezi tyto oceli patří např. IF oceli, BH oceli, či HSLA oceli.

7.1.1 Běžné konstrukční oceli

I přes velký pokrok jsou běžné konstrukční oceli s feritickou mikrostrukturou stále hojně používaným materiálem pro výrobu komponent v dopravním průmyslu. Z běžných ocelí se využívají např. nízkouhlíkové oceli. Hlavní výhodou je nízká cena, která je dána dlouhodobě zaběhnutými metodami výroby a levným výrobním procesem[27, 28].

7.1.2 IF

IF (Interstitial-Free Steels) oceli mají nízký obsah uhlíku. Tyto oceli jsou charakterizovány relativně nízkou mezí kluzu a vyšším exponentem zpevnění. Tyto oceli mají vyšší tažnost než běžné oceli. IF oceli určené pro vyšší zatížení jsou precipitačně vytvrzovány karbidy a nitridy a jsou hojně využívány ve stavitelství [27, 28].

7.1.3 BH

BH (Bake Hardenable Steels) oceli jsou charakteristické feritickou mikrostrukturou a strukturálním zpevněním. Chemické složení a tepelný proces je navržen tak, aby uhlík nejprve tvořil v oceli přesycený tuhý roztok a později byl během vytvrzování barvy na

povrchu, nebo během stárnutí postupně vylučován a zvyšoval tak mez pevnosti komponent jako jsou vnější díly karoserie apod. [27, 28].

7.1.4 HSLA

HSLA(High-Strength Low-Alloy Steels) oceli jsou oceli mikrolegované. Legující prvky vytvářejí jemné karbidy, které zaručují zvýšenou pevnost. Legující prvky tvoří precipitáty, které substitučně či intersticiálně zpevňují danou součást a také slouží ke zjemnění zrn. HSLA oceli se používají např. pro podvozky a další komponenty, které jsou v provozu více zatíženy.

7.2 AHSS Vysokopevné oceli

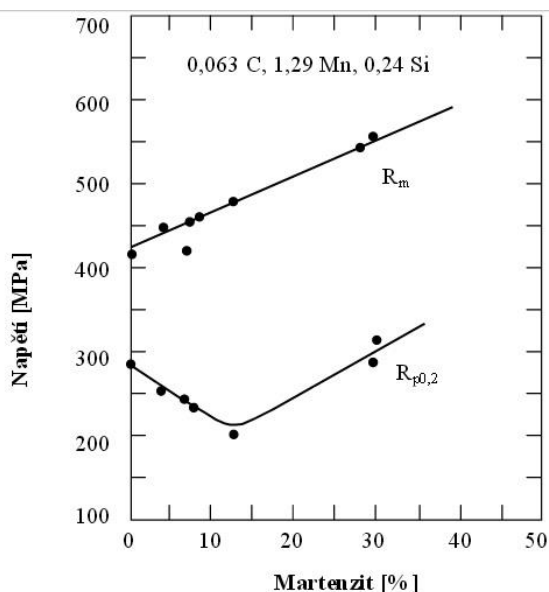
AHSS(Advanced high strength steels) vysokopevné oceli, které se používají pro automobilový průmysl, mohou být děleny podle několika kritérií. Jedno z možných dělení, které je použito i v této kapitole, je dělení podle metalurgie daných ocelí.

Dle tohoto kritéria se AHSS dělí na oceli:

- DP,
- TRIP,
- CP,
- MS,
- FB,
- TWIP,
- HF,
- PFHT, atd.

7.2.1 DP

PD (Dual Phase) dvoufázové oceli jsou složeny z dvou fází, a to z feritické matrice a z disperze tvrdé fáze, kterou tvoří martenzit. Jsou to vysoce pevné materiály, které jsou určeny pro tváření za studena. V podstatě se jedná o nízkouhlíkové materiály (max 0,13%C) na bázi Mn-Si, obsahující případně ještě molybden, chrom, či vanad. Feritická matrice je zpevněna především substitučně manganem a křemíkem, výjimečně precipitačně. Struktura těchto ocelí obsahuje 75-90% polygonálního feritu a 10-25% martenzitu. Martenzit je homogenně rozprostřen ve formě martenzitických ostrůvků ve feritu. Objemovým podílem feritu a především podílovým podílem martenzitu jsou dány mechanické vlastnosti těchto ocelí (viz obr. 12). Ferit udává hlavně plastické vlastnosti a martenzit pevností hladiny materiálu. Mechanické pevnostní charakteristiky ale neudává jen objemový podíl martenzitu, ale i objemové změny v průběhu martenzitické transformace. Proto je objemový podíl martenzitu velice důležitý a je to rozhodující parametr, který určuje pevnostní charakteristiky materiálu.(S rostoucím objemovým podílem martenzitu mez pevnosti materiálu kontinuálně roste.)[26, 27, 28].



Obr. 12 Závislost meze pevnosti a meze kluzu na objemovém podílu martenzitu v DP oceli [26]

7.2.2 TRIP

TRIP oceli jsou vysokopevné oceli, které se jmenují podle TRIP mechanismu, na kterém jsou založeny. Plasticita je zachována díky přítomnosti tvárných houževnatých fází, jako je ferit a austenit. Ke zpevnění vede až deformace při vnějším zatížení, kdy dochází jednak ke zpevnění feritu dislokacemi, jednak transformací austenitu na martenzit. Struktura těchto ocelí může být velice podobná jako u ocelí duplexních, ale je zde větší podíl zbytkového austenitu. Zbytkový austenit ve struktuře při deformaci transformuje za studena na martenzit, čím dochází ke zpevnění oceli během deformace. Tento TRIP mechanismus je podmíněn několika parametry.

Za prvé je podmíněn vhodnou morfologií zbytkového austenitu, která určuje statickou stabilitu zbytkového austenitu, která udává schopnost transformace na martenzit při deformaci za pokojových teplot. Morfologii udává tvar, velikost a rozmístění zbytkového austenitu. Zbytkový austenit se zde může nacházet ve formě malých ostrůvků, které se nacházejí mezi feritem a bainitem nebo uprostřed feritických zrn, nebo ve formě tenkých plátek mezi bainitickými deskami.

Za druhé je podmíněn obsahem uhlíku ve zbytkovém austenitu, tzn. chemickou stabilitou. Chemická stabilita zbytkového austenitu musí být dostatečná, aby se zbytkový austenit ve struktuře vyskytoval za pokojových teplot, a současně nesmí být tak velká, aby zabránila transformaci na martenzit při deformaci [27, 28].

7.2.3 CP

CP oceli jsou multifázové, neboli komplexní oceli. Struktura těchto ocelí je složena z feritu, bainitu, zbytkového austenitu a martenzitu. Mez kluzu těchto ocelí se pohybuje minimálně okolo 600 až 720 MPa a mez pevnosti se pohybuje minimálně mezi 800 a 950 MPa. Mikrostruktura těchto ocelí, která je komplexně-fázová, má velmi přesnou mikrostrukturu. Rovnováha mezi feritem, bainitem, martenzitem a dalšími precipitačními

fázemi je dána chemickým složením a speciálními válcovacími procesy. Právě takto určené složení oceli zaručí kombinaci vysoké pevnosti, nízké hmotnosti, dobré tažnosti a svařitelnosti.

CP oceli mají podobnou mikrostrukturu jako TRIP oceli, ale jejich mikrostruktura neobsahuje zbytkový austenit. Tvrdé fáze jako jsou martenzit, bainit a precipitáty zaručují pevnost těchto materiálů mezi 800 a 1000 MPa. Proto jsou tyto materiály vhodné pro protinárazové komponenty, nárazníky nebo B sloupky [27, 28].

7.2.4 MS

Martenzitické oceli jsou speciální legované oceli, u kterých je austenit zcela transformován. Mikrostruktura těchto ocelí je složena z martenzitické matrice a malých feritických, popř. bainitických ostrůvků. Tyto oceli dosahují, kromě multifázových ocelí, nejvyšších pevností v tahu, až 2000 MPa, kterých se dosahuje mechanicko-tepelným procesem zpracování. Pokud je požadována větší houževnatost a tažnost, tak po zušlechtění následuje ještě žhání. Tyto oceli zaručují tažnost za současné extrémně vysoké meze pevnosti. Nejčastějšími legujícími prvky těchto ocelí jsou chrom, mangan, nikl, apod.[27, 28].

7.2.5 FB

Feriticko-bainitické oceli se používají ke zpevnění hran u speciálních aplikací, např. příruby či hluboké díry vyrobené tažením. Pevnost je zaručena díky mikrostruktúře těchto ocelí, která je složena z jemných feritických a bainitických zrn, a také díky sekundární tvrdosti. Hlavní výhodou těchto ocelí oproti HSLA a DP ocelím je větší tažnost a tvarová stálost po tváření jako např. po stříhání. V porovnání s HSLA oceli se stejnou mezí pevnosti mají FB oceli vyšší exponent mechanického zpevnění a zvýšené možné celkové prodloužení [27, 28].

7.2.6 TWIP

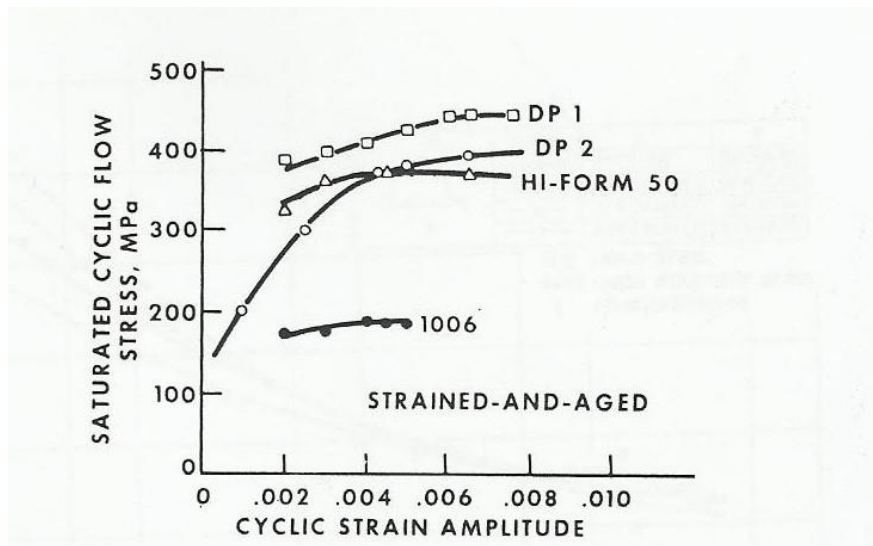
TWIP (Twinning-Included Plasticity Steel) oceli mají zvýšené množství obsahu manganu (17-24%), které způsobuje, že je ocel za pokojových teplot plně austenitická. Velké množství deformací je řízeno velkým množstvím deformačních dvojčat. Vzniklé hranice dvojčat působí jako hranice zrn a mají rozhodující vliv na pevnost oceli-při zatížení a následné plastické deformaci dochází ke zpevnění materiálu. TWIP oceli kombinují extrémně velkou mez pevnosti, která se pohybuje nad 1000MPa, s extrémně velkou tažností, a to až 50% [27, 28].

7.2.7 HF

HT (Hot-Formed steel) oceli jsou oceli, které se uplatňují při výrobě komplexních součástí složitých tvarů. Vyrábějí se tepelně-mechanickým procesem a velkou výhodou je vytvoření vhodného tvaru tvářením bez zpětného odpružení. U zpracování těchto ocelí je typický teplotní režim, který zaručuje požadované vlastnosti, a který se skládá ze zahřátí nad 850°C, při kterém se ocel tváří a poté následuje rychlé ochlazení. Rychlost ochlazení je větší než 50°C/s. Tyto oceli jsou legovány bórem (0,001%-0,005%) [27, 28].

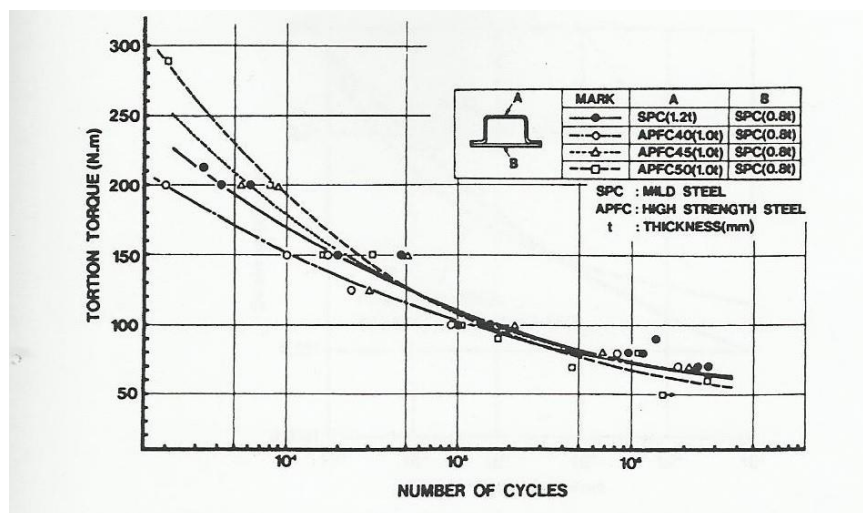
8 Únava vysokopevných materiálů

CP oceli se používají díky svým vlastnostem na komponenty, které mají mít vysokou schopnost absorbovat deformační energii.



Obr. 13 Graf závislosti velikosti cyklického zatížení na počtu cyklů do lomu [29]

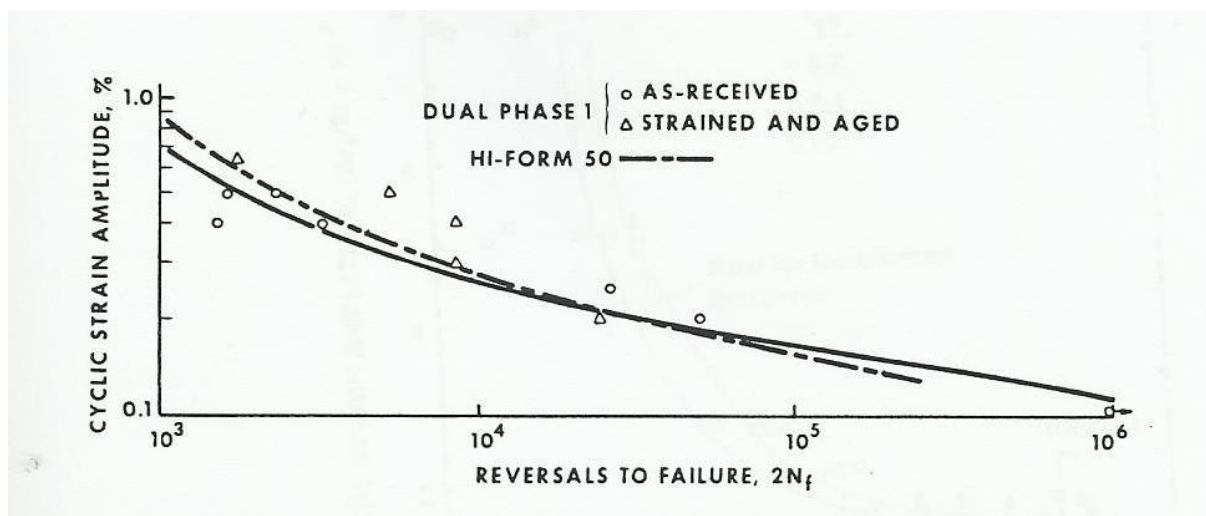
Na obr. 13 je patrné, že všechny tři vysokopevné oceli nabízejí podstatné zvýšení únosnosti ve srovnání s obyčejnými nízkouhlíkovými oceli při stejných průměrech [29].



Obr. 14 Graf závislosti torzního zatížení na počtu cyklů do lomu [29]

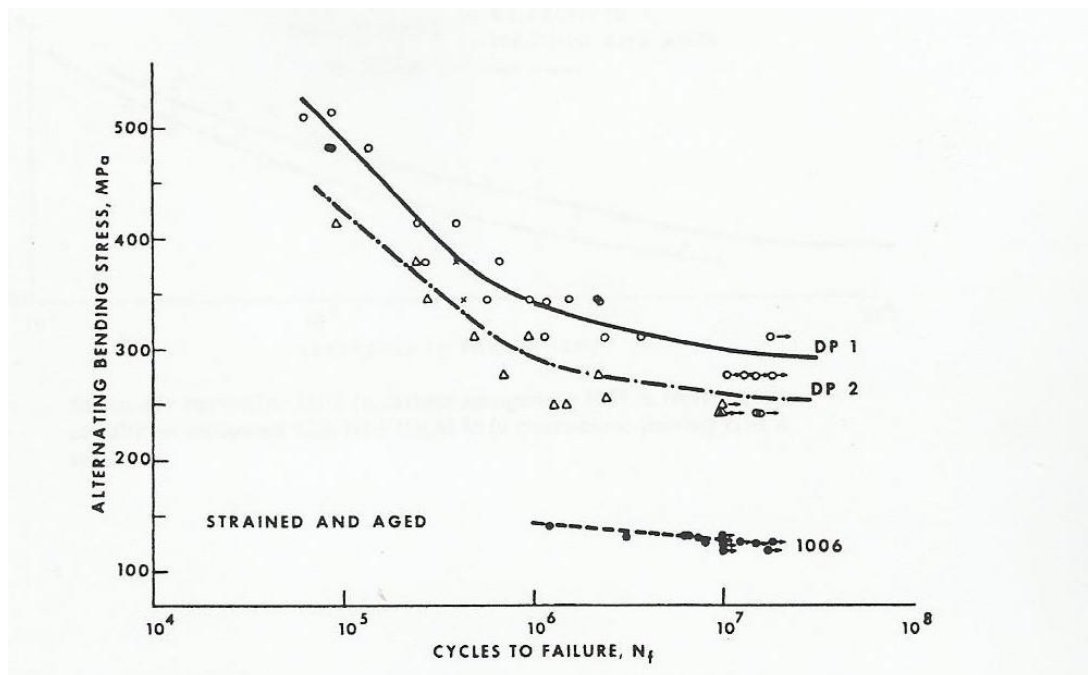
Na dalším grafu (obr. 14) můžeme pozorovat porovnání závislosti torzního kmitání na počtu cyklů do lomu u tří vysokopevných materiálů (o tloušťce 1 mm) a u běžné oceli (tloušťka 1,2 mm). Z grafu je patrné, že při velkých zatíženích a malém počtu cyklů se hodnoty maximálního zatížení liší. Tyto hodnoty jsou dány především pevnostní třídou daných ocelí. U malých zatížení a větším počtu cyklů do lomu, se ale hodnoty takřka neliší. Je tedy zcela patrné, že komponenty z vysokopevných ocelí, které mají menší tloušťku,

a tedy nižší váhu budou splňovat parametry komponent z běžných ocelí při vysokocyklovém torzním namáhání [29].



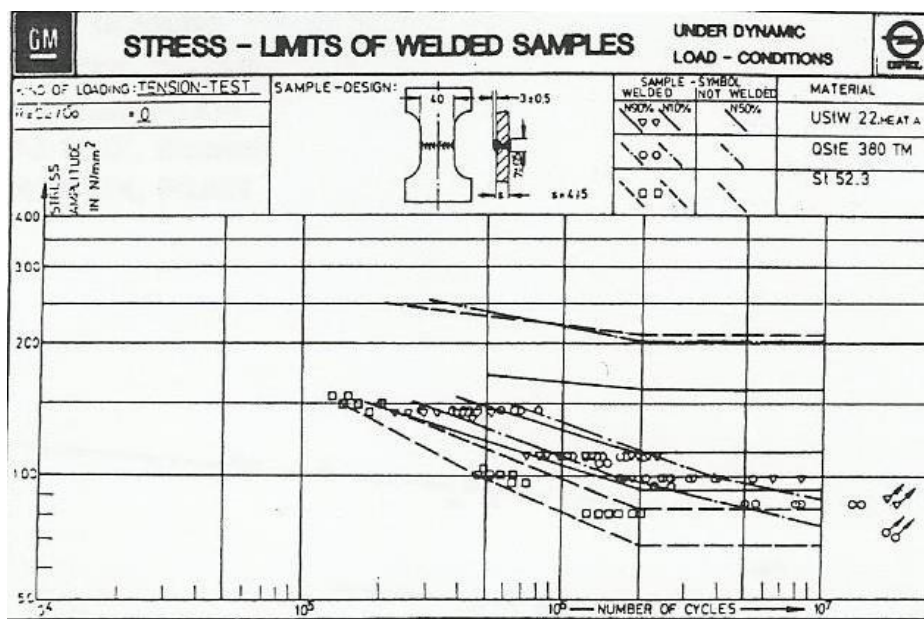
Obr. 15 Graf závislosti amplitudy cyklického zatížení na počtu cyklů do lomu [29]

Z obr. 15 je patrné, že vysokopevná mikrolegovaná ocel HI-FORM 50 vydrží při vyšším zatížení a menším počtu cyklů do lomu více než DP ocel, ale tento trend se při menším zatížení a větším počtu cyklů do lomu zcela obrátí [29].



Obr. 16 Graf závislosti na velikosti cyklického namáhání v ohybu na cyklech do lomu [29]

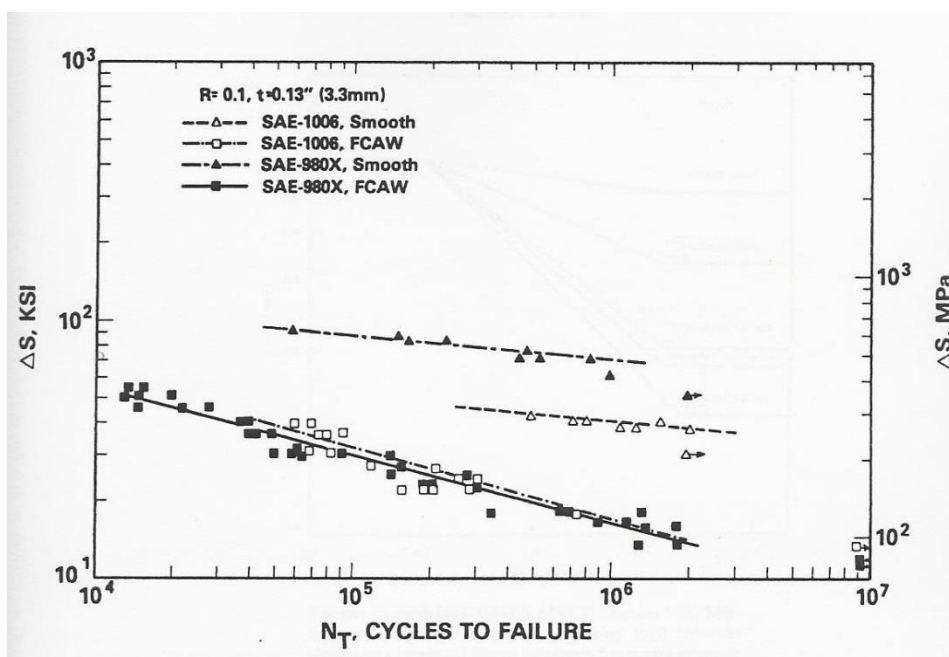
Na dalším obrázku (obr. 16) vidíme porovnání dvou duplexních ocelí (DP1-nízkofosforová HSLA ocel, DP2-uhlíko-manganová HSLA ocel) a uhlíkové oceli (AISI 1006). Obě DP oceli mají při střídavém namáhání ohybem vyšší mez pevnosti než zmiňovaná uhlíková ocel [29].



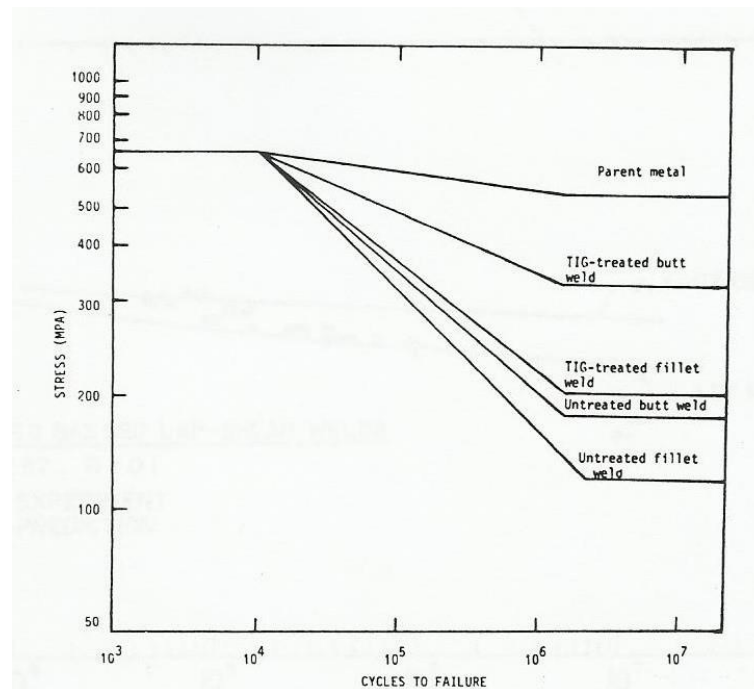
Obr. 17 Porovnání chování svařovaných a nesvařovaných HSLA ocelí při cyklickém tahovém namáhání [29].

Na grafu na obr. 17 je porovnání svařovaných a nesvařovaných HSLA ocelí při cyklickém tahovém namáhání. Můžeme pozorovat velké rozdíly mezi svařenými a nesvařenými vzorky, přičemž únavové křivky svařených vzorků jsou mnohem níže, což ukazuje na pokles pevnosti a meze únavy. Tento velký pokles meze únavy je patrně zapříčiněn tepelným ovlivněním z procesu svařování, který má za následek ztrátu pevnostního efektu, který je vytvořen mechanicko-tepelným zpracováním při výrobě oceli.

Na obr. 18 můžeme vidět, že zmíněný trend poklesu pevnosti je u HSLA oceli mnohem větší než u oceli SAE 1006, a to i přes to, že počáteční pevnost HSLA oceli byla daleko vyšší [29].



Obr. 18 Porovnání svařených a nesvařených HSLA ocelí v grafu závislosti změny zatížení (TLAK) na počtu cyklů do lomu [29].



Obr. 19 Porovnání vlivu geometrie svaru v grafu závislosti velikosti cyklické síly na počtu cyklů do lomu [29]

Z obr. 19 můžeme pozorovat vliv geometrie svaru na únavové křivky, kde můžeme pozorovat křivky od čistého materiálu, přes křivky upraveného tupého TIGem svařovaného svaru, až k neupravenému koutovému svaru, který vykazuje největší pokles meze únavy [29].

9 Svařování vysokopevných materiálů

Vysokopevné mikrolegované oceli jsou většinou dobře svařitelné, což je i jeden z hlavních požadavků na tyto materiály. Jelikož jsou tyto materiály nejčastěji používané na karoserie automobilů, tak se svařují v převážně bodovým odporovým svařováním, obloukovým svařováním pod ochranným plynem, nebo laserovým svařováním [27].

Z experimentu diplomové práci Ing. Miroslava Zajíčka [33], kde byla svařována vysokopevná mikrolegovaná ocel DOMEX 700MC obloukovým svařováním s ochrannou atmosférou aktivního plynu (MAG), vyšlo najevo, že svarový spoj výrazně neovlivnil mez kluzu ani mez pevnosti a nedocházelo k nežádoucí degradaci této oceli. Následkem zjemnění struktury v TOO došlo, ale k lokalizaci plastické deformace, a tím k výraznému poklesu tažnosti. Při dynamických zkouškách se také ukázalo, že hranice mezi svarovým materiálem a tepelně ovlivněnou oblastí je více náchylná k iniciaci únavového porušení. Náchylnost k únavovému porušení, široká oblast TOO, zjemnění struktury a následný pokles tažnosti jsou důvody, proč tuto metodu nepoužívat při svařování vysokopevných mikrolegovaných ocelí určených pro cyklicky namáhané komponenty.

Hlavní nevýhodou obloukového svařování pod ochranným plynem je vyšší tepelné ovlivnění z důvodu nízké hustoty výkonu a jak se píše v [32], největší náchylnost na vznik trhlin za studena není ve svarovém kovu, ani v základním materiálu, ale v TOO a ještě přesněji na hranici svarového kovu a TOO.

Každá z těchto metod má svoje nevýhody, se kterými buď musíme počítat, nebo musíme tyto metody nahradit takovými, které tyto nevýhody eliminují. Takovouto metodou, která nám výrazně eliminuje zmíněné nevýhody je např. laserové svařování.

9.1 Laserové svařování

Laserové svařování s sebou nese řadu výhod. Především vysoká hustota výkonu a koncentrace energie na malý obsah plochy, které mají za následek velmi malou Tepelně ovlivněnou oblast. Dalšími výhodami jsou velká kvalita svarového spoje, vzhled svarového spoje, vysoká produktivita, snadná možnost automatizace, a také svařování bez přídavného materiálu. Laserové svařování má samozřejmě i svoje nevýhody, mezi které patří např. vysoké pořizovací náklady, někdy nedostatečná flexibilita, či nepřilíš velká překlenutelnost mezer [27].

Jedna z výhod laserového svařování byla popsána i v článku [13], a to možnost svařování různých kovových materiálů. Byly zde svařovány ocel DILLIDUR 400 V s ocelí ČSN 41 1375 a ocel AK1Ni, což je ekvivalent ruské oceli 17Ch17N2 dle GOST 5632-72 s ocelí ČSN 41 7247. Ve výše uvedené práci byly zvoleny parametry svařování, dle kterých byly materiály svařeny. U obou dvojic materiálů byl výsledný svarový spoj bez vad, prasklin či smršťení a vyhovoval standartním kvalitativním požadavkům, které jsou na dané materiály kladeny. Tento experiment dokazuje výhodu v možnosti laserového svařování různých kovových materiálů [13].

Práce [30] se zabývá laserovým svařováním tří ocelí. TRIP, DP a M ocelí. Jsou zde sledovány změny mikrostruktury a mechanických vlastností v návaznosti na laserové svařování. Z důvodu ochlazování svařovací lázně a základního materiálu se vytvořila tepelně ovlivněná oblast, která byla relativně úzká, a to okolo 1,7mm. Dle očekávání se měnily struktury těchto materiálů, což mělo vliv na změnu mikrotvrdosti a jelikož spolu tyto změny korespondují, tak se jimi zabývala i výše zmíněná práce.

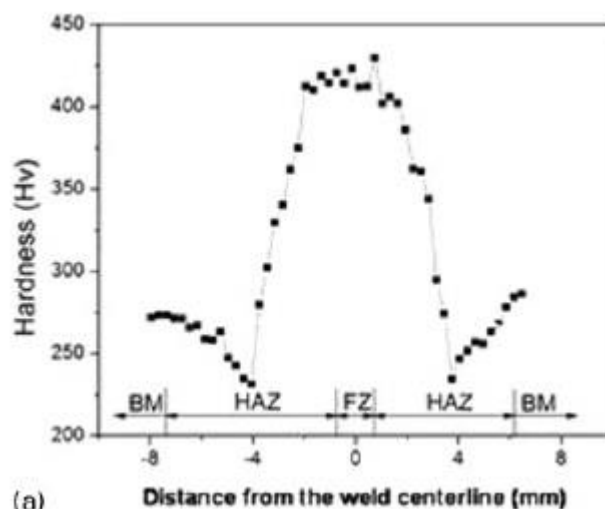
Dle očekávání se u TRIP oceli původní struktura tvořená feritem, bainitem a austenitem změnila na strukturu, kde se kromě těchto tří fází vyskytovala ještě fáze martenzitická. Změna struktury korespondovala se změnami mikrotvrdosti, kdy se tvrdost základního materiálu, která činila $278 \pm 6 \text{Hv}$, změnila na $543 \pm 24 \text{HV}$ ve svarovém kovu.

U martenzitické oceli se tvrdost změnila z $488 \pm 31 \text{HV}$ u základního materiálu na $506 \pm 21 \text{HV}$ ve svarovém kovu, což jsou srovnatelné tvrdosti, čemuž odpovídá i pozorovaná feriticko-martenzitická struktura. Rozdílná mikrotvrdost byla, ale v tepelně ovlivněné oblasti, kde tvrdost poklesla až na 298 ± 9 , přičemž nejmenší tvrdost byla naměřena na hranici se svarovým kovem. Tato změna byla zapříčiněna změnou původní struktury na strukturu martenzitu, austenitu a bainitu. U TRIP oceli

Dále byla pozorována mikrotvrdost a mikrostruktura duplexní oceli, která se skládá z feritické matrice a martenzitických ostrůvků. Mikrotvrdost základního materiálu činila $355 \pm 14 \text{HV}$. Svařování a následná změna mikrostruktury se projevilí pozvolným zvýšením mikrotvrdosti od základního materiálu ke svarovému kovu až na $453 \pm 12 \text{HV}$. Mikrostruktura tepelně ovlivněné oblasti se skládala z feritu, austenitu a martenzitu či bainitu.

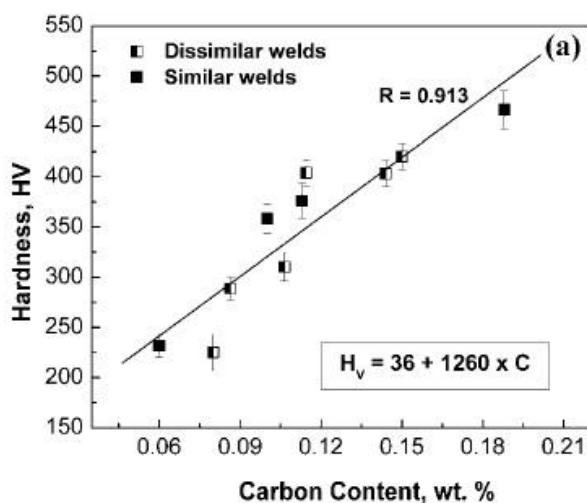
V práci je také uvedeno, že tyto změny mají vliv i na další vlastnosti jako je mez pevnosti v tahu či houževnatost, což se již ukázalo i u svařování metodou MIG, avšak do jaké míry budou tyto změny ovlivňovat vlastnosti, a zda to bude mít vliv na funkčnost komponent vyrobených z těchto materiálů, zůstává otázkou.

Další článek [27] se zabývá laserovým svařováním kombinací HSLA, DP a TRIP ocelí. Při svařování ocelí DP600 DP780 se v tepelně ovlivněné oblasti projevilo „údolí“ snížení mikrotvrdosti, ve kterém mikrotvrdost klesla až pod úroveň mikrotvrdosti základního materiálu.

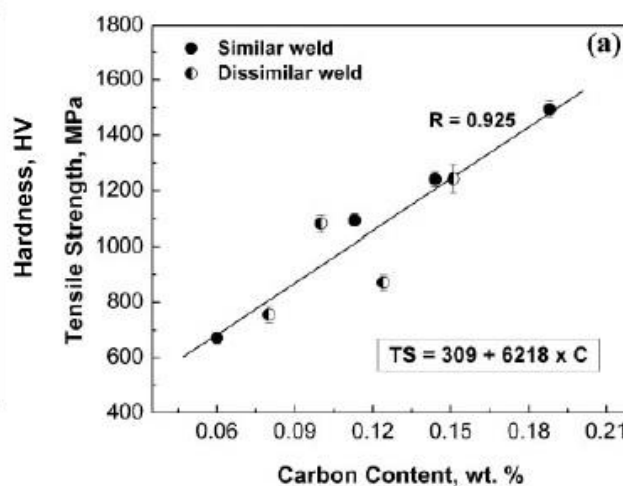


Obr. 20 Průběh tvrdosti napříč svarovým spojem [27]

Toto snížení mikrotvrdości v oblasti TOO bylo již pozorováno i u jiných metod svařování, kde došlo k austenitizaci a vzniku feriticko-bainitických struktur (viz obr. 20). V této práci byla také zjištěna rovnoměrná struktura napříč svarovým spojem, což dokládají tři křivky tvrdosti v různých liniích napříč svarovým spojem, v kterých se tvrdost téměř neliší. Tvrdost, která se pohybovala v rozmezí 200-230HV korespondovala s uhlíkovým ekvivalentem daných ocelí, který jak se ukázalo má vliv na výši výsledné tvrdosti a závislost uhlíkového ekvivalentu na tvrdosti je téměř lineární.



Obr. 21 Lineární závislost tvrdosti na uhlíkovém ekvivalentu[27]



Obr. 22 Lin. závislost meze pevnosti v tahu na uhlíkovém ekvivalentu[27]

Lineární závislost se potvrdila pro všechny kombinace v experimentu svařovaných materiálů, a to nejen u závislosti uhlíkového ekvivalentu na tvrdosti (viz obr. 21), ale i u závislosti uhlíkového ekvivalentu na mezi pevnosti v tahu (viz obr. 22), čehož se dá v praxi využít.

O „Změknutém údolí“ v tepelně ovlivněné oblasti se můžeme také dočíst v článku [31]. Tento článek se zabývá svařováním DP, TRIP a CP ocelí. U svařování oceli DP 590 vykazuje struktura postupné změny z feriticko-martenzitické struktury,

kde se martenzit vyskytuje po hranicích feritických zrn, až po převážně martenzitickou strukturu. Průběh tvrdosti u DP ocelí je srovnatelný s oceli TRIP. CP oceli obsahují ale více fází a mohou dosahovat vyšších pevností než zmíněné DP a TRIP oceli. V důsledku tepelného ovlivnění, se ale mění struktura martenzitické fáze, která zapříčiňuje změkčení v TOO a z článku vyplývá, že se CP oceli chovají při tepelném ovlivnění velmi podobně jako DP oceli.

Literatura ukazuje na změny struktury těchto ocelí, při tepelném ovlivnění laserem, které však probíhají ve velmi úzkých oblastech (celý svarový spoj měří většinou do 4mm). Se změnami mikrostruktury souvisí i změny mikrotvrdosti a i změny meze pevnosti v tahu. Mez pevnosti v tahu se dá přibližně předpovídat přes tvrdost, která s ní koresponduje, a která lze přibližně určit pomocí vztahu dle Yurioky (vztah 1,2), v kterém hraje hlavní roli uhlíkový ekvivalent.

$$H_{SK} = 117 + 635C_{E_y} \quad (\text{vztah 1})$$

$$H_M = 884C + 294 \quad (\text{vztah 2})$$

H_{SK} - tvrdost svarového kovu

H_M - tvrdost martenzitu

C_{E_y} - uhlíkový ekvivalent

C – procentuální obsah uhlíku

Mez pevnosti v tahu se dá přibližně spočítat i pomocí vztahu (vztah 3).

$$R_m = A \cdot HV + B \quad (\text{vztah 3})$$

A, B jsou koeficienty dle Yurioky a Kojimaa

R_m – mez pevnosti v tahu

10 Úvod do experimentu

Diplomová práce je součástí projektu, který se zabývá problematikou, která je založena na požadavku změny dříve celo-kované klikové hřídele do osobních automobilů. Nová kliková hřídel má být svařovaná kliková hřídel z části kované a z části z předem svařených vysokopevných plechů. Účelem této změny je snížení třecích odporů za pomoci redukce hmotnosti, a tím i snížení nákladů při provozu a ekonomičnost konstrukce, při zachování životnosti konstrukce.

Experiment je rozdělen do dvou částí.

První část experimentu se zabývá volbou a hledáním parametrů, které povedou ke svaření zkušebních vzorků. Tyto vzorky se budou dále zkoušet destruktivními metodami, které povedou k závěru první části experimentu. Z této části experimentu budou vyplývat hodnoty, které budou využity v druhé části experimentu.

Druhá část experimentu je zaměřena na optimalizaci parametrů získaných z první části experimentu a svaření upravených reálných částí klikových hřídelí, které se budou zkoušet destruktivními metodami, které pomohou zjistit únavové chování těchto ocelí.

Cílem experimentu je zjistit zda je nahrazení celo-kované klikové hřídele možné a pokud ano, tak za jakých podmínek je toto nahrazení možné.

11 Experiment

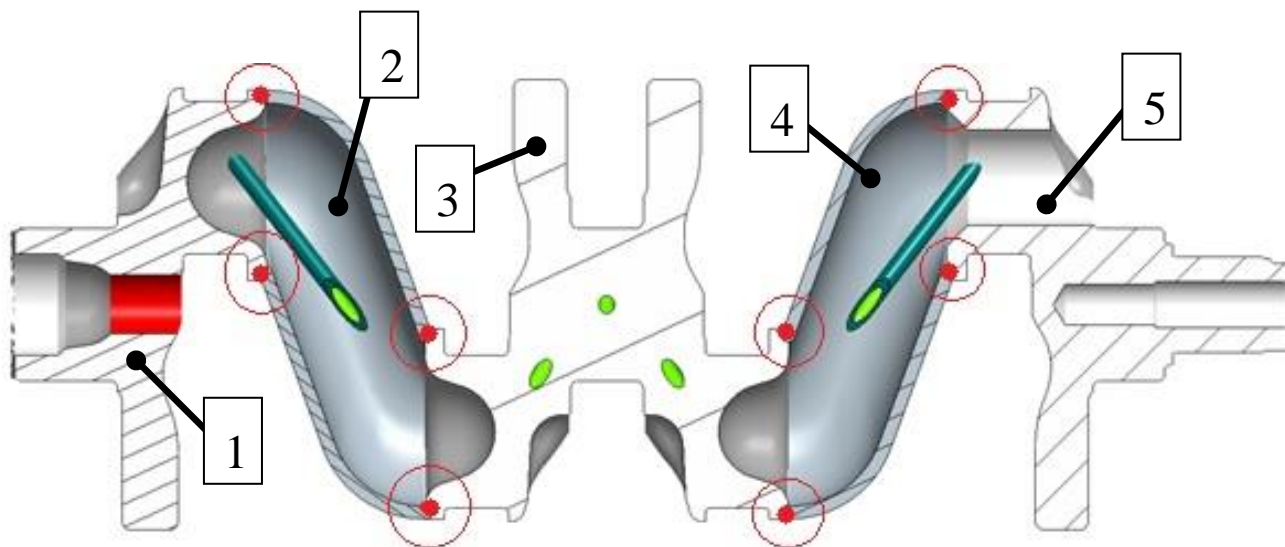
V této kapitole je popsán svařenec klikové hřídele, materiály, které byly zvoleny pro svařovanou klikovou hřídel, dále jsou zde popsány dvě části experimentu.

První část experimentu se zabývá volbou parametrů pro laserové svařování, svařením zkušebních vzorků a vyhodnocením vybraných destruktivních zkoušek. Mezi vybrané destruktivní zkoušky patří zkoušky mikrotvrdomosti, příčné tahové zkoušky, cyklické zkoušky střídavým ohybem a rozbor mikrostruktury.

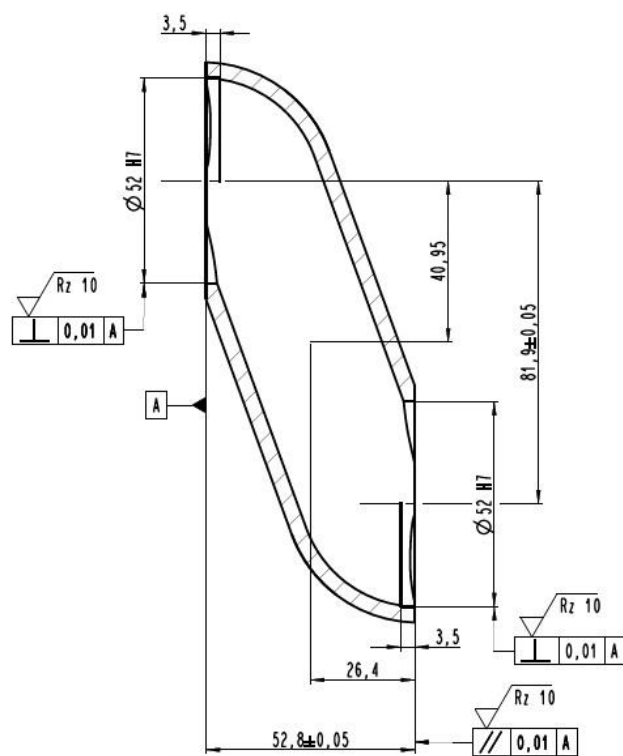
Druhá část experimentu se zabývá svařením vzorků reálných částí klikových hřídelí, které jsou určeny k cyklickým zkouškám torzního kmitání a k cyklickým zkouškám střídavým ohybem. Dále se druhá část experimentu zabývá vyhodnocením těchto zkoušek.

11.1 Popis svařence

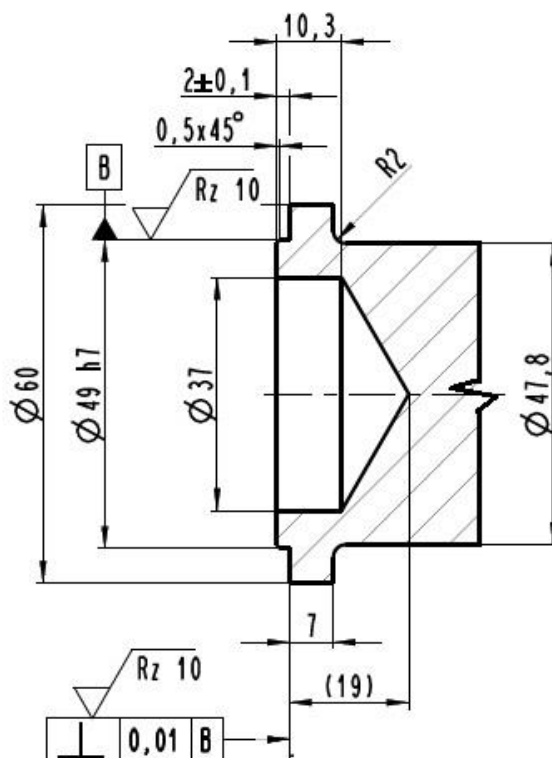
Svařovaná součást se skládá z pěti částí. Celý svařenec můžeme pozorovat na obr. 23, kde můžeme pozorovat také místa obvodových svarů, která jsou označena červeně, a která jsou předmětem návrhu řešení tohoto projektu. Konstrukce se skládá ze dvou ramen, která jsou na obr. 23 označena čísla 2 a 4, a která jsou z vysokopevného materiálu (CP W800). Zbylé tři části jsou kované a jsou označeny čísla 1, 3 a 5. Zeleně obarvené části jsou části mazacího systému, který má za úkol mazat ložiska, a který je řešen samostatně a není předmětem tohoto projektu.



Obr. 23 Ukázka svařence klikové hřídele



Obr. 24 Výřez výkresové dokumentace pro část svařence z CP oceli



Obr. 25 Výřez výkresové dokumentace pro kovanou část svařence

Na obr. 24 jsou zobrazeny rozměry předem svařeného ramena z vysokopevné oceli, které se dále bude spojovat z každého čela pomocí obvodového svarového spoje s kovanými částmi.

Na obr. 25 je zobrazena kovaná část svařence a její rozměry.

11.2 Zvolené materiály

Svařenec se skládá z pěti částí, přičemž tři části jsou z materiálu kovaného a dvě části jsou z vysokopevných plechů.

Oba materiály byly zvoleny zadavatelem projektu, přičemž první základní materiál je kovaný materiál TL 1438 a druhý základní materiál je komplex fázová ocel CP-W800.

11.2.1 Komplex fázová ocel CP W800

V Tab. 1 můžeme pozorovat chemické složení CP oceli CP-W800 a v tab. 2 mechanické hodnoty tohoto materiálu.

Chemické složení oceli CP-W800										
Prvek	C max	Mn max	Si max	P max	Cr+Mo max	S max	Nb+Ti max	Al max	V max	B max
Obsah[%]	0.12	2.20	0.80	0.040	1.00	0.015	0.15	1.20	0.20	0.005

Tab. 1 Chemické složení oceli CP W 800 dle ThyssenKrupp Steel

Mechanické vlastnosti materiálu CP-W800				
Re min [N/mm ²]	Re max [N/mm ²]	Rm min [N/mm ²]	Rm max [N/mm ²]	A [%]
680	830	800	980	≥10

Tab. 2 Mechanické vlastnosti oceli CP W800

11.2.2 Kovaná ocel TL 1438

V Tab. 3 můžeme pozorovat chemické složení CP oceli TL 1438 a v tab. 4 mechanické hodnoty tohoto materiálu.

Chemické složení oceli TL 1438										
Prvek	C	Mn	Si	P max	Cr max	S	Ti	Al	V	N
Obsah [%]	0.32	1.20	0.15			0.045	0.015	0.010	0.08	0.010
	-	-	-	0.025	0.30	-	-	-	-	-
	0.41	1.60	0.80			0.065	0.035	0.030	0.20	0.020

Tab. 3 Chemické složení oceli TL 1438 dle Volkswagen normy

Mechanické vlastnosti materiálu TL 1438			
Rm [N/mm ²]	Rp0,2 [N/mm ²]	Z [%]	A [%]
800-1000	≥520	≥25	≥12

Tab. 4 Mechanické hodnoty oceli TL 1438

11.3 Hodnocení svařitelnosti

Pro zvolené materiály TL 1438 a CP W800 byly zvoleny vzorce pro výpočet uhlíkových ekvivalentů (C_E) dle norem, které udávají přípustný obsah jednotlivých prvků pro určitý výpočet uhlíkového ekvivalentu. Pro každý materiál byl zvolen vzorec, který je dle příslušného chemického složení přípustný (vztah 4, 5).

$$C_{E(IIW)} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr+Mo+V}{5} + \frac{Ni+Cu}{15} \quad [\%] \quad (\text{vztah 4})$$

$$C_{E(TL1438)} = 0,41 + \frac{1,6}{6} + \frac{0,3+0,2}{5} = 0,78 \quad [\%]$$

$$C_E = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr}{5} + \frac{Ni}{15} + \frac{Mo}{4} + \frac{Cu}{13} + \frac{P}{2} + 0,0024t \quad [\%] \quad (\text{vztah 5})$$

$$C_E = 0,12 + \frac{2,2}{6} + \frac{0,5}{5} + \frac{0,5}{4} + \frac{0,04}{2} + 0,0024 \cdot 4 = 0,74 \quad [\%]$$

Pro oba materiály vyšly uhlíkové ekvivalenty max 0,78, to znamená, že by při použití konvenčních metod byly nutné předehřevy. Avšak jedním z požadavků projektu byl co nejnižší počet pomocných operací a vzhledem k aplikaci v automobilovém průmyslu není předehřev reálný. To byl jeden z důvodů proč předehřev neprovádět.

Dalším důvodem je fakt, že tyto ekvivalenty se používají pro konvenční metody svařování, jakými jsou např. obloukové metody svařování. Při laserovém svařování se materiály a celý tepelný proces chová odlišně a přesné výpočty pro předehřevy nejsou stanoveny.

11.4 Zařízení použité pro svařování

Pro laserové svařování bylo použito laserové zařízení Laser LDF 5000-40, což je diodový laser o maximálním jmenovitém výkonu 5000W. Tento laser se používá nejen pro svařování, ale i pro navařování a povrchové kalení.

V každém laseru je generován pomocí diodových polí laserový svazek, který je poté pomocí optického vlákna veden do laserové optické hlavy přímo na místo kde se svařuje, nebo popř. vykonává jiná laserová operace. V tomto spočívá výhoda pevnolátkových laserů – v „dopravení“ laserového svazku na požadované místo. Nevýhoda těchto vláken je křehkost a cena. Zde použité vlákno vede laserový svazek o průměru 0,6 mm.

Laserová hlava je optický systém, který se skládá z optických čoček a kolimátorů. Tento optický systém, spolu se vstupním průměrem laserového svazku z optického vlákna ovlivňuje výslednou velikost průměru laserového svazku, a tím výslednou plošnou hustotu energie.

Dalšími důležitými součástmi zařízení jsou chladicí systémy. Zde jsou dva chladicí systémy. První chladicí systém slouží pro chlazení optického systému. Chladí laserovou hlavu, tzn. všechny čočky, kolimátory a optické vlákno na vstupu do laserové hlavy. Druhý chladicí systém slouží pro chlazení samotného laserového zařízení.

Oba dva chladicí oběhy jsou na sobě nezávislé a jsou velmi důležité. Pokud vznikne jakákoli závada na těchto systémech a laserové zařízení, či laserová hlava se dostane nad určitou teplotní mez, tak kontrolní systém zařízení zastaví činnost a proces může pokračovat až po vyřešení závady a snížení teploty do povolené oblasti. K ohřevu optické cesty dochází díky ztrátám v přenosu laserového paprsku, které jsou způsobeny např. nedokonalými optickými spoji, nečistotami, apod.

Důležitým zařízením, které zaručuje přesně definovaný pohyb laserové hlavy je robot. Zde byl použit robot od firmy KUKA, a to KUKA KR-6-2. Laserová hlava je umístěna na konci šestiosého robota, který je vždy naprogramován tak, že celou operaci, tzn. pohyb, zapnutí a vypnutí laseru, zapnutí a vypnutí ochranného plynu, apod., provede sám.

Mezi další zařízení patří systém přívodu ochranného plynu. V tomto případě je ochranným plynem argon (Ar). Do tohoto systému patří plynové lahve, elektromagnetické ventily, které korigují na základě programu přívod plynu, trubice, které tento plyn vedou a konečné vyústění do oblasti svařování.

Dále byl zapotřebí přívod tlakového vzduchu, který pomocí „crossjetu“ strhává roztřík při svařování a ochraňuje tak optický systém. „Crossjet“ je navržen tak, aby se na výstupu ještě více zvýšila rychlost proudění tlakového vzduchu.

Jako další zařízení byly použity různé přípravky, jako např. otočný stůl, polohovadla, svěrky, rychloupínky, svařovací stůl, a podobná svařovací stavebnice.

11.5 První část experimentu

Úkolem první části experimentu bylo ověření možnosti použití metody laserového svařování u těchto materiálů, najít parametry laserového svařování a následně svařit vzorky určené k destruktivním zkouškám. Mezi zvolené zkoušky patří zkoušky mikrotvrdomosti, příčné tahové zkoušky, cyklické ohybové zkoušky a rozbor mikrostruktury. Všechny tyto metody povedou k volbě optického systému a také k volbě parametrů laserového svařování, které budou využity v druhé části experimentu a povedou ke svaření zkušebních vzorků s reálným tvarem částí klikových hřídelí.

11.5.1 Volba parametrů laserového svařování

Volba parametrů laserového svařování je omezena maximálním výkonem laseru, optickým systémem, použitým zařízením, apod. Parametry byly voleny tak, aby zvolené materiály o tloušťce 4 mm byly provařeny až do kořene svaru a zároveň tak, aby výsledná velikost šířky TOO byla co nejmenší. Kvůli zjištění vhodnosti jednotlivých optických systémů se volily parametry v závislosti na těchto jednotlivých optických systémech. Na volené parametry byly kladeny požadavky, mezi které patří:

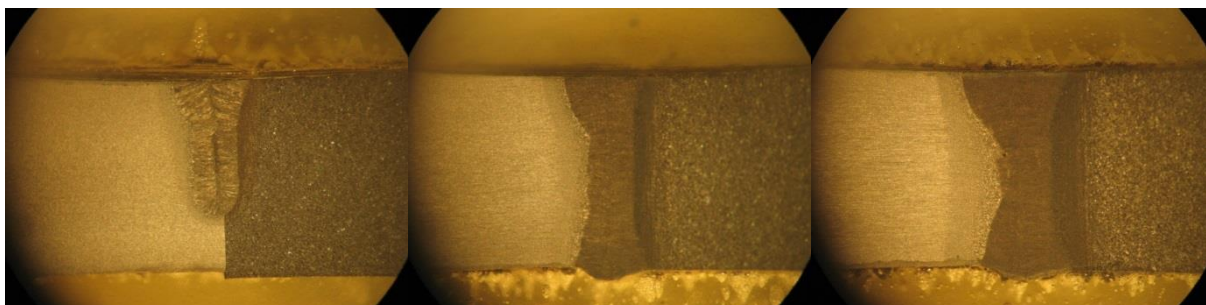
- použít co možná nejvyšší rychlost svařování z důvodu co nejvyšší produktivity práce,
- provaření až do kořene svaru,
- co možná nejužší TOO.

Pro volbu parametrů pro laserové svařování byly zvoleny dvě uspořádání (dva optické systémy), a to čočka s fokusační vzdáleností 100 mm a velikostí spotu 0,4 mm a čočka s fokusační vzdáleností 150 mm a velikostí spotu 0,8 mm. Tyto čočky se zvolily z důvodu malého laserového spotu, který zaručuje průvar do větší tloušťky materiálu.

Nejprve byly voleny parametry pro optický systém s čočkou s velikostí průměru spotu 0,4 mm. Výkon byl nastaven na horní hranici laseru, tj. 5000 W z toho důvodu, aby bylo možné volit co nejvyšší rychlosti svařování. Poté byla experimentálně, zvolena rychlost svařování, a to 0,7 m/min, přičemž se volila tak, že se rychlost nastavila nejprve vysoko (1,3 m/min), tak že laserový paprsek neprovařil celou svařovanou tloušťku, a poté se rychlost snižovala do té doby, než laserový paprsek neprovařil celou tloušťku (4 mm).

Poté byly voleny parametry pro optický systém s čočkou s velikostí průměru spotu 0,8 mm. Zde nemohl být použit nejvyšší možný výkon, protože i při vysokých rychlostech laserový paprsek natavoval a „propaloval“ základní materiál. Experimentálně byly z několika různých parametrů zvoleny výkon 3750 W a rychlost svařování 0,9 m/min. Při vyšších výkonech s vyššími rychlostmi se na vzorcích tvořily, v některých místech, natavená místa a při nižších rychlostech byla širší TOO.

Příklad experimentálního zjišťování parametrů laserového svařování můžeme pozorovat na obr. 26, který je složen ze tří vzorků, které ukazují různé parametry svařování. Všechny tři vzorky byly svařovány stejným výkonem, pouze se měnila rychlost svařování. Vlevo můžeme pozorovat neprovařený vzorek svařený nejvyšší rychlostí svařování. Vzorek uprostřed je svařován střední rychlostí a je již provařen. Stejně jako vzorek vpravo, který je svařován nejnižší rychlostí. Vzorky na obrázcích uprostřed a vpravo jsou zcela provařeny, ale můžeme zde pozorovat různé geometrie svarů.



Obr. 26 Ukázka hledání parametrů laserového svařování

11.5.2 Svařování zkušebních vzorků

Po zvolení parametrů pro laserové svařování, proběhlo svaření vzorků pomocí diodového vláknem vedeného laserového paprsku o daných výkonech (viz tab. 5). Svaření proběhlo v ochranné atmosféře argonu s průtokem 15 l/min, bez použití přídavného materiálu. Byly použity dva typy čoček s různými velikostmi spotů, a to 0,4 mm a 0,8 mm. Dle těchto čoček byly vzorky rozděleny do dvou sad A a B. Na obr. 27 můžeme pozorovat příklad svařených vzorků.



Obr. 27 Ukázka svařených vzorků

Výsledné zvolené parametry				
Skupina vzorků	Velikost spotu [mm]	Výkon laseru [W]	Rychlost svařování [m/min]	Vnesené teplo [kJ/mm ²]
A	0,4	5000	0,7	0,43
B	0,8	3750	0,9	0,25

Tab. 5 Parametry laserového svařování použité pro jednotlivé skupiny vzorků

Na obr. 27 jsou zobrazeny vzorky, A1 a B1. Vzorek A1 i přes použití optiky s menším průměrem spotu má výsledný svarový spoj širší než vzorek B1. To může být dáno jak velikostí vneseného tepla, které je skoro dvojnásobné, tak to může ovlivňovat plazmový oblak, který při svařování vzniká. Tento plazmový oblak poté rozostřuje laserový paprsek, a tím poté může vznikat širší svarový spoj.

11.5.3 Označení a rozdělení zkušebních vzorků

Vzorky byly rozděleny do dvou skupin (A, B) dle použitých čoček. Skupina A byla svařena pomocí optického systému s čočkou o průměru spotu paprsku 0,4 mm a skupina B byla svařena pomocí optického systému s čočkou o průměru spotu paprsku 0,8 mm.

V tab. 6 je rozdělení skupin vzorků dle dalšího postupu. Vzorky s označením A1-A8 a B1-B8 budou použity na cyklické únavové zkoušky. Vzorky A9 a B9 budou použity na zkoušky tahem, z kterých se zhotovily vždy dva zkušební vzorky. Vzorky A10 a B10 budou použity na metalografický rozbor a zkoušky mikrotvrdosti.

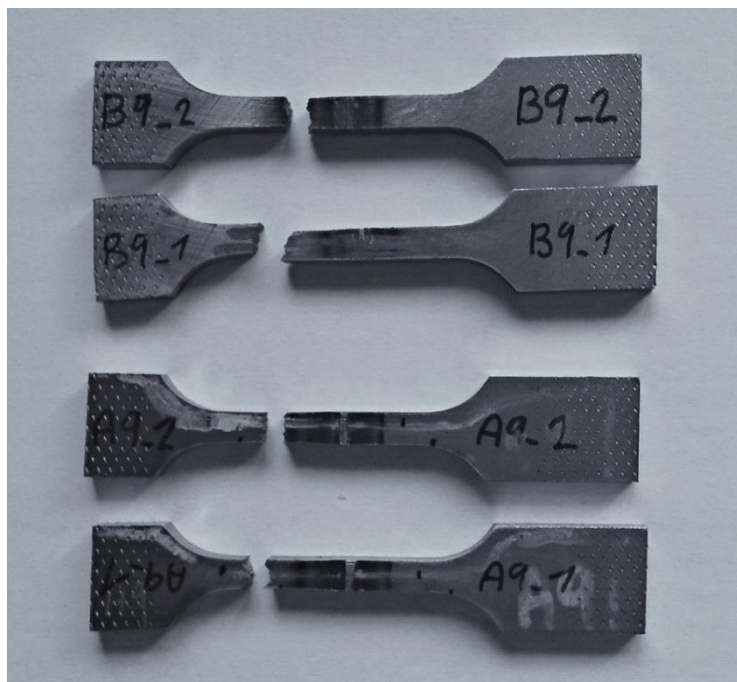
Rozdělení vzorků	
Skupina a číslo vzorku	Určení vzorku dle následující operace
A1-A8	Únavové zkoušky
A9	Zkoušky tahem
A10	Metalografie
B1-B8	Únavové zkoušky
B9	Zkoušky tahem
B10	Metalografie

Tab. 6 Rozdělení vzorků

11.5.4 Příčné zkoušky tahem

Zkoušky tahem byly provedeny na vzorcích, které byly zhotoveny ze svařených vzorků A9 a B9, z kterých byly zhotoveny vždy dva zkušební vzorky. Cílem zkoušky bylo zjistit nejen pevnost svarového spoje, ale také místo, ve kterém k lomu dochází, neboť se jedná o kombinovaný, heterogenní spoj, který je složený ze dvou různě pevných ocelí.

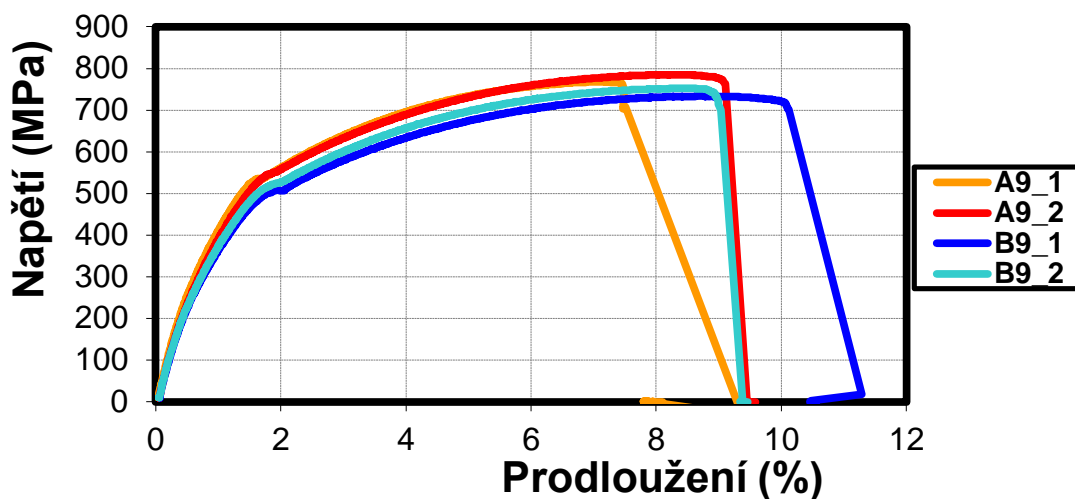
Jak vyplývá z výsledků makro-dokumentace (viz. obr. 28), vždy došlo k lomu v základním materiálu lité oceli mimo svar i TOO. Na lomu (obr. 29) a následně i na metalografickém výbrusu je patrné velké množství sulfidických vměstků, které jistě snížily konečnou pevnost. I tak jsou naměřené hodnoty R_m vysoké, a to kolem 750 MPa. Z výsledků z grf. 1 a z tab. 7 je zřejmé, že poněkud vyšší pevnosti jsou dosažené u svaru s menším průměrem paprsku.



Obr. 28 Vzorky po tahových zkouškách



Obr. 29 Lomové plochy vzorků po tahových zkouškách



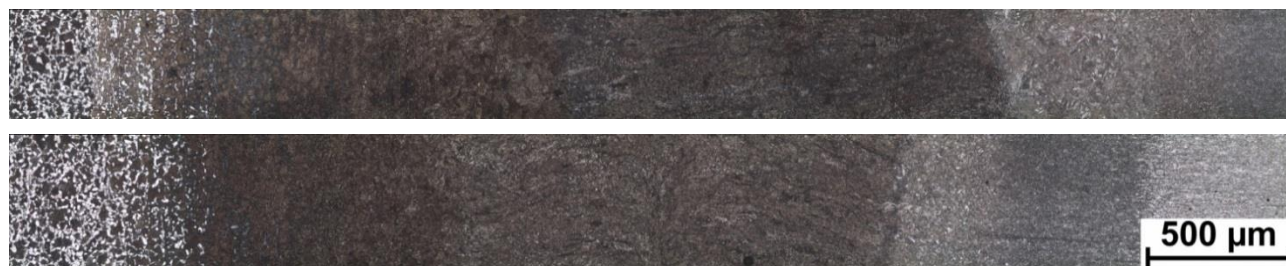
Graf 1: Graf výsledku tahových zkoušek pro vzorky skupin A a B

Vzorek	T	a ₀	b ₀	a _u	b _U	L ₀	L _U	R _{p0,2}	R _m	A _g	A ₅	Z
	[°C]	[mm]	[mm]	[mm]	[mm]	[mm]	[mm]	[MPa]	[MPa]	[%]	[%]	[%]
A9_1	20	4,18	4,80	3,95	4,47	25,00	26,66	386,1	767,6	5,5	6,6	12,0
A9_2	20	4,19	5,06	3,94	4,67	25,00	26,68	391,8	785,2	6,7	6,7	13,2
B9_1	20	4,19	5,04	3,93	4,68	25,00	27,35	352,1	733,4	7,1	9,4	12,9
B9_2	20	4,19	5,05	3,93	4,62	25,00	26,71	360,7	752,0	6,8	6,8	14,2

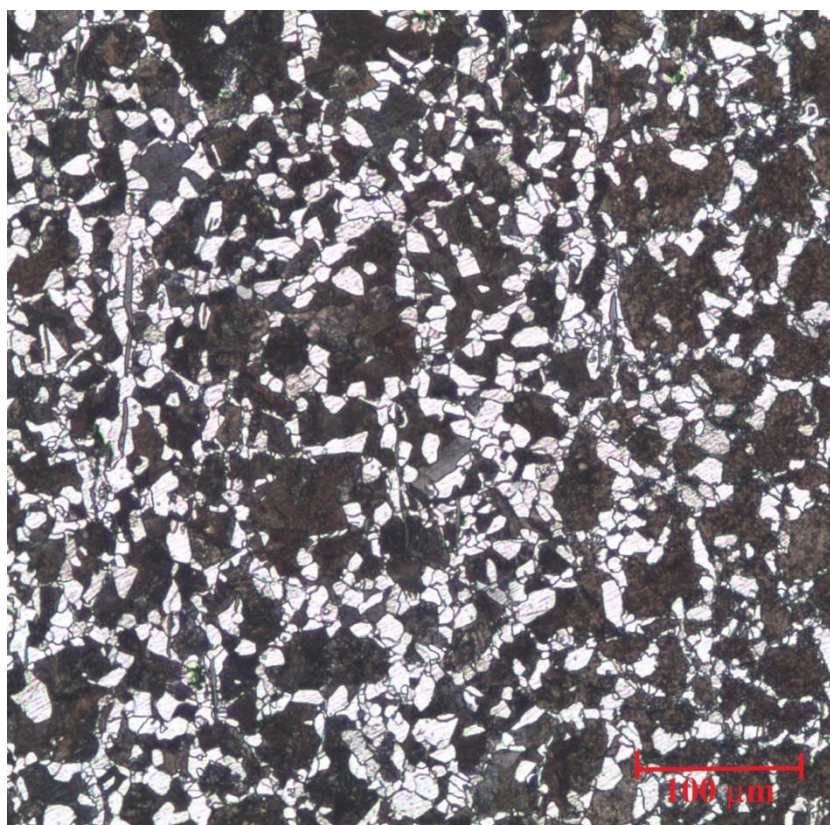
Tab. 7 Tabulka rozměrů a výsledků z tahových zkoušek vzorků skupin A a B

11.5.5 Rozbor mikrostruktury

Na zkoušky mikrotvrdomosti a na určení mikrostruktury svarového spoje byly určeny vzorky A10 a B10. Mikrostruktura svarového spoje vzorku A10 je dokumentována na obr. 30 nahoře a mikrostruktura svarového spoje vzorku B10 na obr. 30 dole. Vlevo je perliticko-feritická struktura lité oceli a v pravé části struktura vysokopevné oceli. Vlastní svar je martenzitický, stejně jako přilehlá TOO.

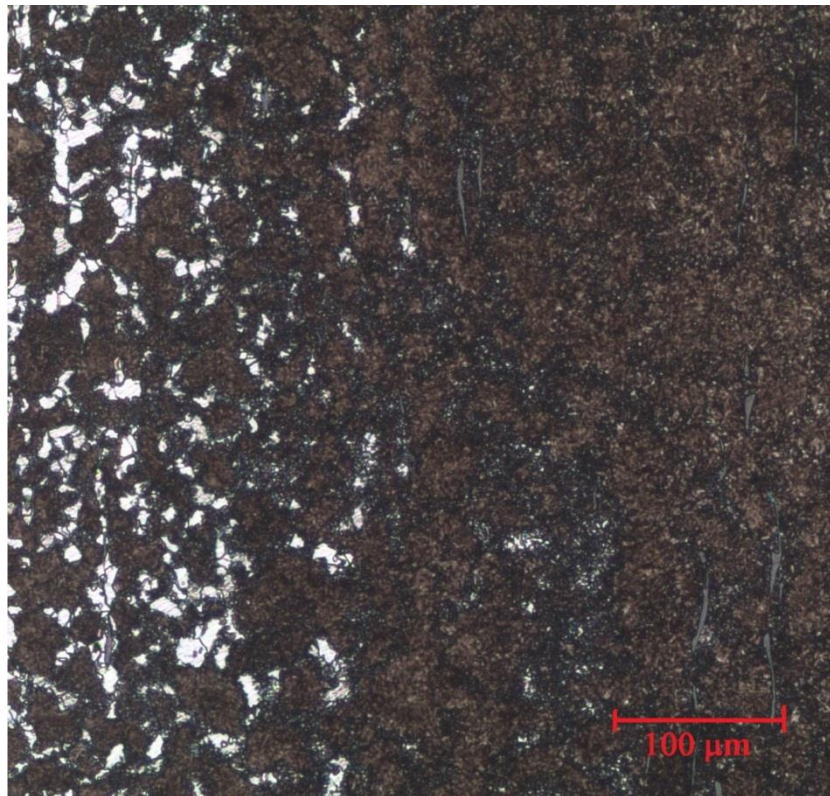


Obr. 30 Mikrostruktura svarových spojů skupin A (nahore) a B (dole)



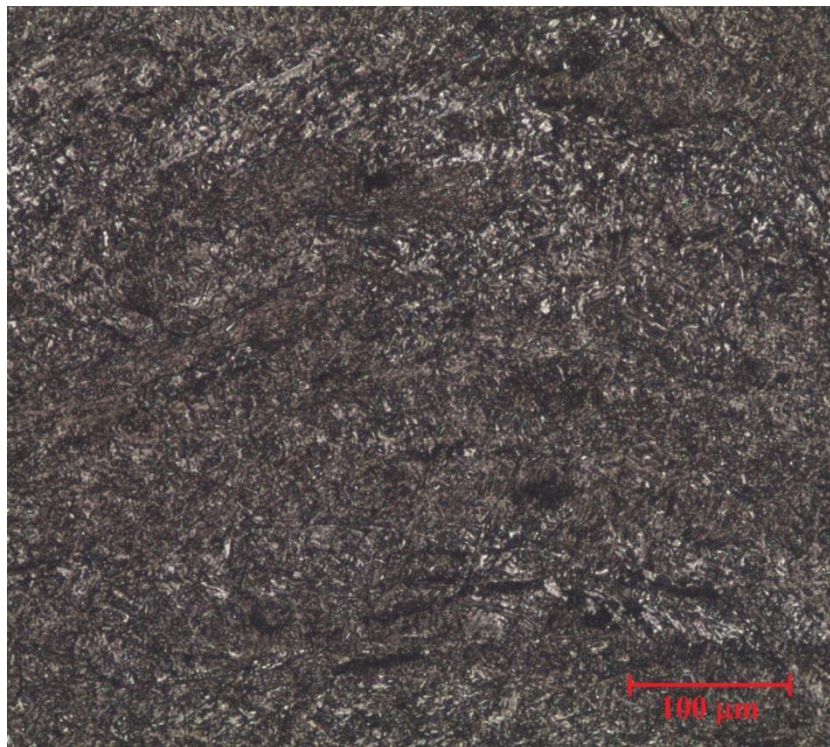
Obr. 31 Mikrostruktura ZM TL 1438 (vlevo) a postupný přechod do TOO (vpravo)

Na obr. 31 vlevo můžeme pozorovat perliticko-feritickou strukturu základního materiálu kované oceli TL 1438, která postupně přechází v TOO (směrem doprava). Vpravo na obr. 31 můžeme pozorovat začátek TOO, kde se již objevuje bainitická struktura.



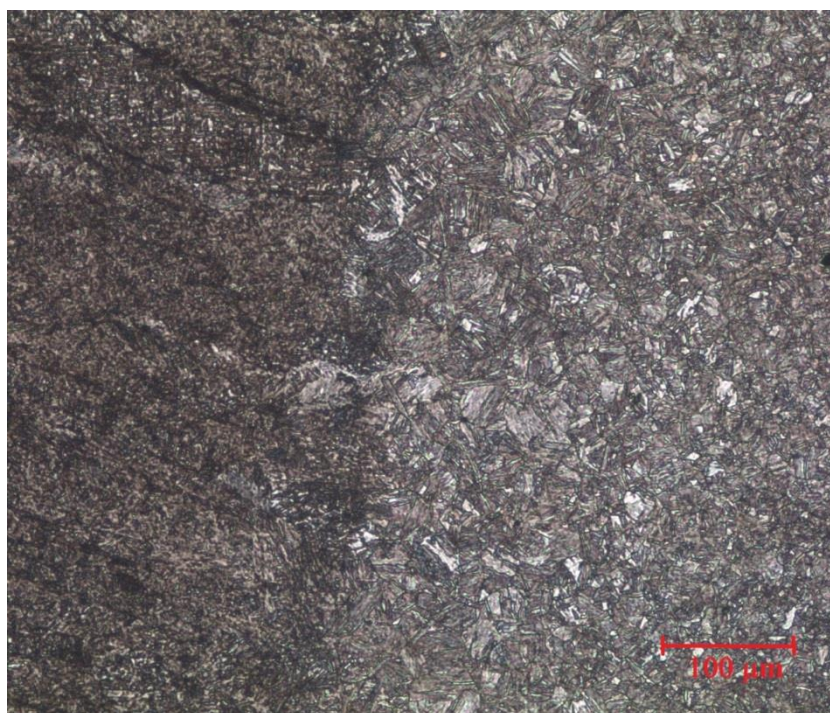
Obr. 32 Mikrostruktura TOO blíže kované oceli (vlevo) a postupný přechod do svarového kovu (vpravo)

Na obr. 32 můžeme pozorovat přechod z TOO vlevo, kde můžeme pozorovat feriticko-martenzitickou strukturu, do oblasti svarového kovu vpravo.



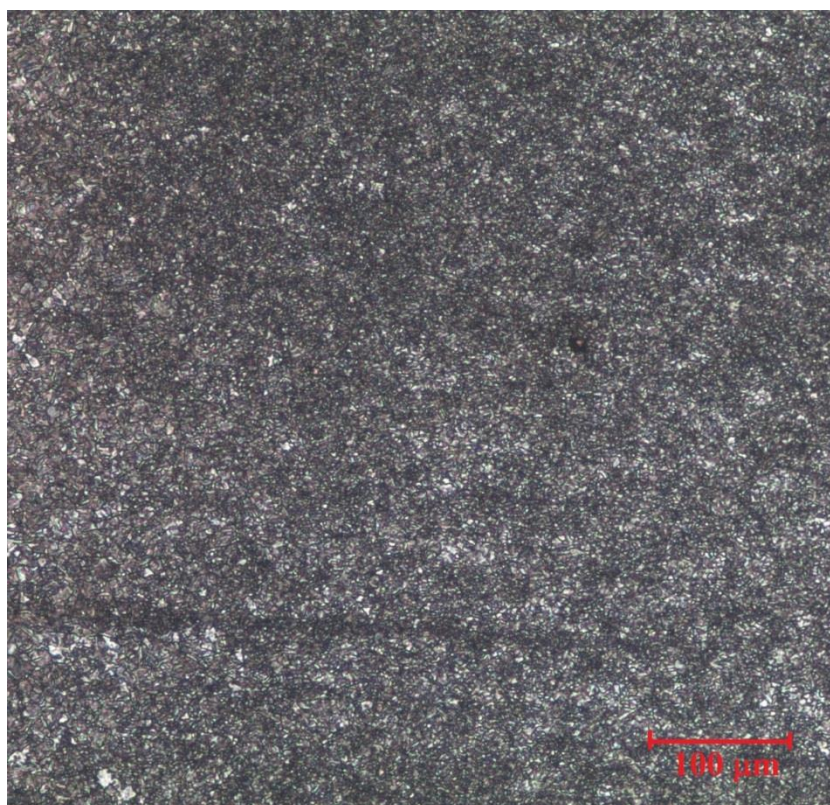
Obr. 33 Mikrostruktura svarového kovu

Na obr. 33 můžeme pozorovat jemnozrnnou martenzitickou strukturu svarového kovu.



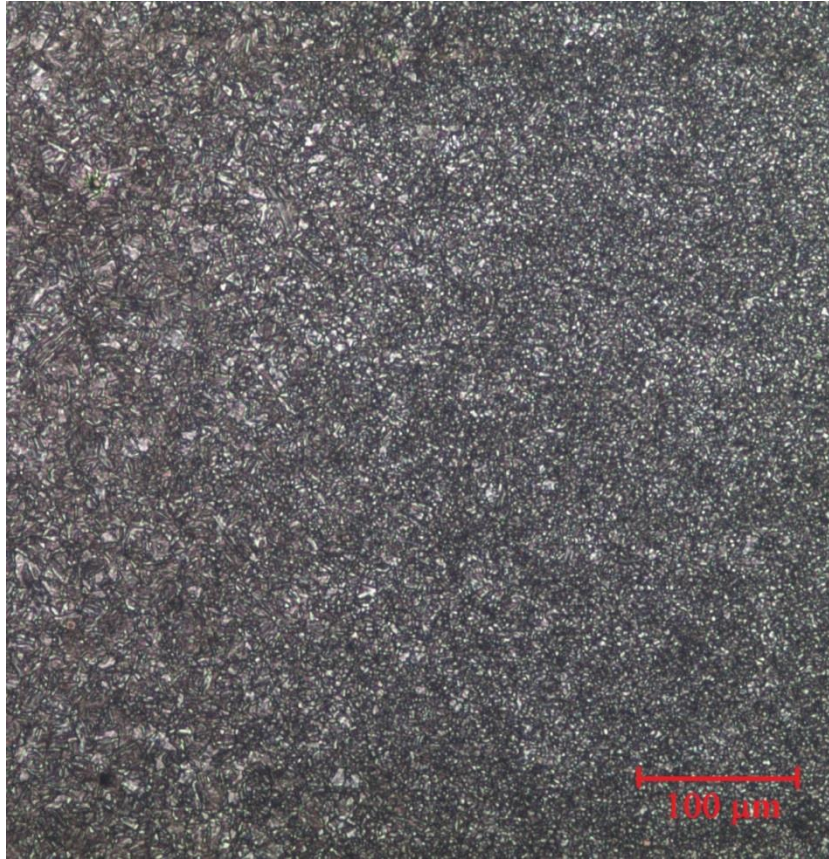
Obr. 34 Mikrostruktura svarového kovu (vlevo), oblast natavení (uprostřed), TOO blíže k CP oceli (vpravo)

Na obr. 34 vlevo je svarový kov, který směrem doprava přechází do TOO (blíže k CP oceli) vpravo. V pravé části můžeme pozorovat zhrublou martenziticko-bainitickou strukturu.



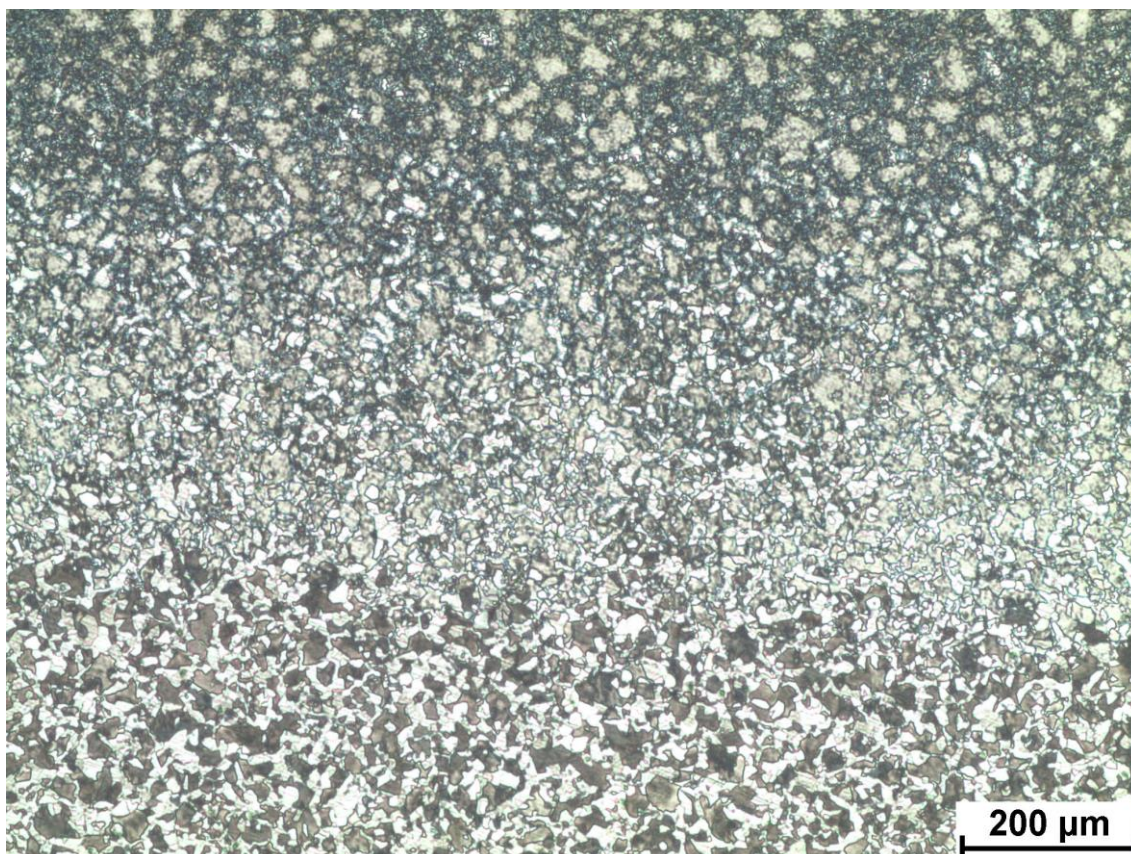
Obr. 35 Mikrostruktura TOO blíže CP oceli (vlevo), oblast základního materiálu CP oceli (vpravo)

Na obr. 35 můžeme pozorovat jemnozrnnou strukturu okraje TOO, která odpovídá oblasti normalizace a přechází do základního materiálu CP oceli.



Obr. 36 Mikrostruktura základního materiálu CP oceli (vpravo)

Na obr. 36 můžeme pozorovat tvářenou strukturu základního materiálu CP oceli CP-W800 (vpravo).



Obr. 37 Přechod ze základního materiálu CP oceli (dole) přes TOO (uprostřed) do svarového kovu (nahore).

Na obr. 37 můžeme pozorovat přechod ze základního materiálu CP oceli (dole) přes TOO (uprostřed) do svarového kovu (nahore).

11.5.6 Zkoušky mikrotvrdomsti

Zkoušky mikrotvrdomsti byly prováděny napříč svarem. Nejprve byl sledován průběh napříč celým svarovým spojem ze strany hlavy svaru. Zde byly sledovány rozdíly mezi průběhy tvrdostí u skupin vzorků A a B. Poté byl sledován vliv procesu svařování u skupiny vzorků A. Zde byla měřena mikrotvrdomst na začátku a na konci vzorku napříč svarem, a to jak ze strany hlavy, tak ze strany paty svaru.

11.5.6.1 Zkoušky mikrotvrdomsti napříč svarem uprostřed vzorku

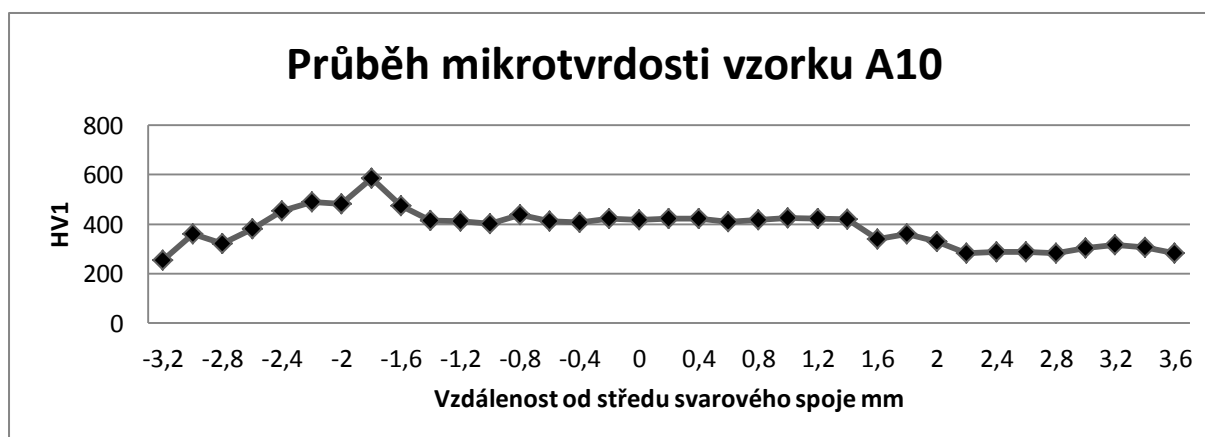
Průběh mikrostruktury potvrzují i zkoušky mikrotvrdomsti na graf 2 a graf 3, kde jsou vyneseny hodnoty z tab. 8 a z tab. 9. Linie vtisků můžeme pozorovat na obr. 38 a obr. 39. Zkoušky mikrotvrdomsti probíhaly cca 1 mm pod povrchem a vtisky mají rozestupy 0,2 mm. Mikrotvrdomst byla měřena dle Vickerse se zatížením 1 kp (9,807 N) po dobu 15 s.

Číslo vtisku	1	2	3	4	5	6	7	8
HV1	254,3	359,7	321,1	381,7	454,2	488,7	480,9	585,1
Číslo vtisku	9	10	11	12	13	14	15	16
HV1	473,2	414,4	413,1	402,2	438,9	413,1	407	421,9
Číslo vtisku	7	8	9	0	1	2	3	4
HV1	416,8	421,9	423,2	410,7	418,1	424,4	423,2	419,4
Číslo vtisku	25	26	27	28	29	30	31	32
HV1	338,7	360,7	330,6	283,4	286,9	288,3	283,4	303,3
Číslo vtisku	33	34	35					
HV1	317,7	304,8	284,1					

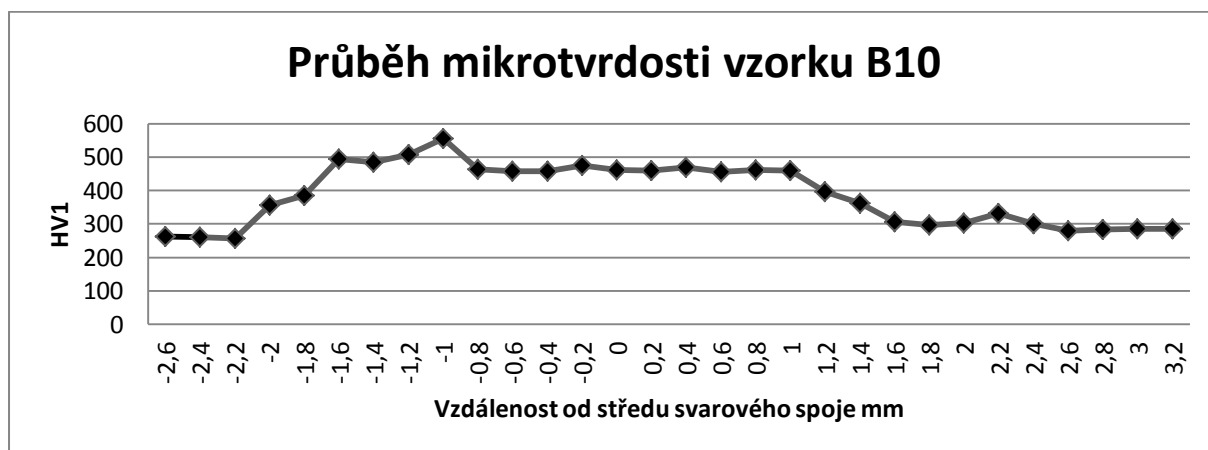
Tab. 8 Hodnoty mikrotvrlosti v jednotlivých bodech vzorku A10

Číslo vtisku	1	2	3	4	5	6	7	8
HV1	261,6	260,3	257,3	356,7	385	495,1	485,6	508,3
Číslo vtisku	9	10	11	12	13	14	15	16
HV1	555,1	462,8	458,5	458,5	474,8	461,4	459,9	468,7
Číslo vtisku	17	18	19	20	21	22	23	24
HV1	455,6	461,4	459,9	397,5	362,8	306,4	297,9	302,5
Číslo vtisku	25	26	27	28	29	30		
HV1	331,5	300,9	279,2	284,1	286,2	286,2		

Tab. 9 Hodnoty mikrotvrlosti v jednotlivých bodech vzorku B10



Graf 2: Průběh mikrotvrlosti v závislosti na vzdálenosti od středu svarového spoje na vzorku A10



Graf 3: Průběh mikrotvrdomosti v závislosti na vzdálenosti od středu svarového spoje na vzorku B10

Mikrotvrdomost, která byla měřena u dvou vzorků A10 a B10 byla měřena uprostřed vzorků napříč svarovým spojem. V grafech můžeme pozorovat závislost mikrotvrdomosti na vzdálenosti od středu svarového spoje. Vzdálenost jednotlivých vtisků je 0,2 mm.

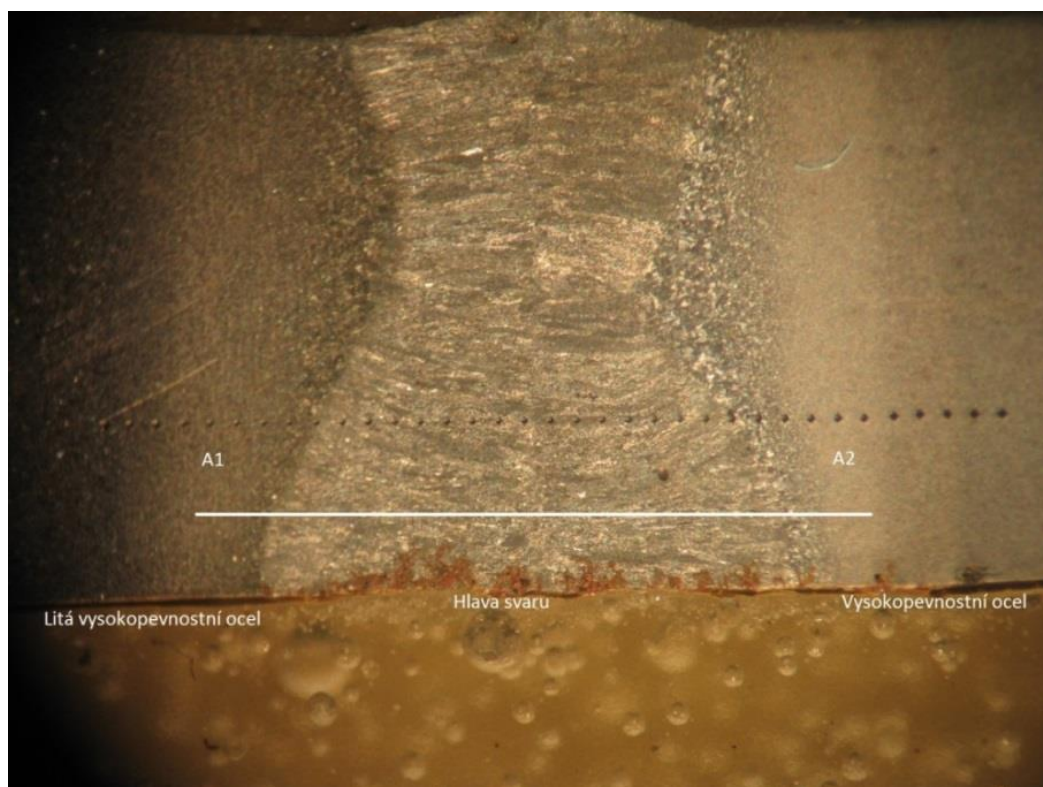
U vzorků A, kde je téměř dvojnásobné vnesené teplo (viz tab. 10), je svar i TOO širší. Další projev je v samotné tvrdosti svaru – vyšší vnesené teplo způsobuje pomalejší ochlazování oblasti svarového spoje, které má vliv na nižší tvrdost svaru A oproti svaru B o přibližně 70 HV. To dokládají i průběhy tvrdosti (grf. 2 a 3), kde tvrdost přesahuje 400 resp. 470 HV. Měření probíhalo zhruba 1 mm pod povrchem a vtisky pro měření mají rozestupy 0,2 mm. Tvrdost ve svaru je poměrně konstantní, stejně jako na straně vysokopevného plechu. Na straně kované oceli (vlevo) se v tepelně ovlivněné oblasti vyskytuje lokální maximum (cca 600 HV), způsobené vyšším obsahem uhlíku v této oceli. (vedoucí k zakalení)

U sady vzorků B je hodnota tvrdosti vyšší než 400 HV1, resp. 450 HV1. Tvrdost v oblasti svaru je relativně konstantní, stejně jako na straně vysokopevného plechu. Na straně lité oceli se v tepelně ovlivněné oblasti vyskytuje lokální maximum, a to přibližně 600 HV1, způsobené vyšším obsahem uhlíku v této oceli. Geometrie svaru a místo měření průběhu tvrdosti je dokumentováno na obr. 8 pro vzorek A10 a obr. 9 pro vzorek B10.

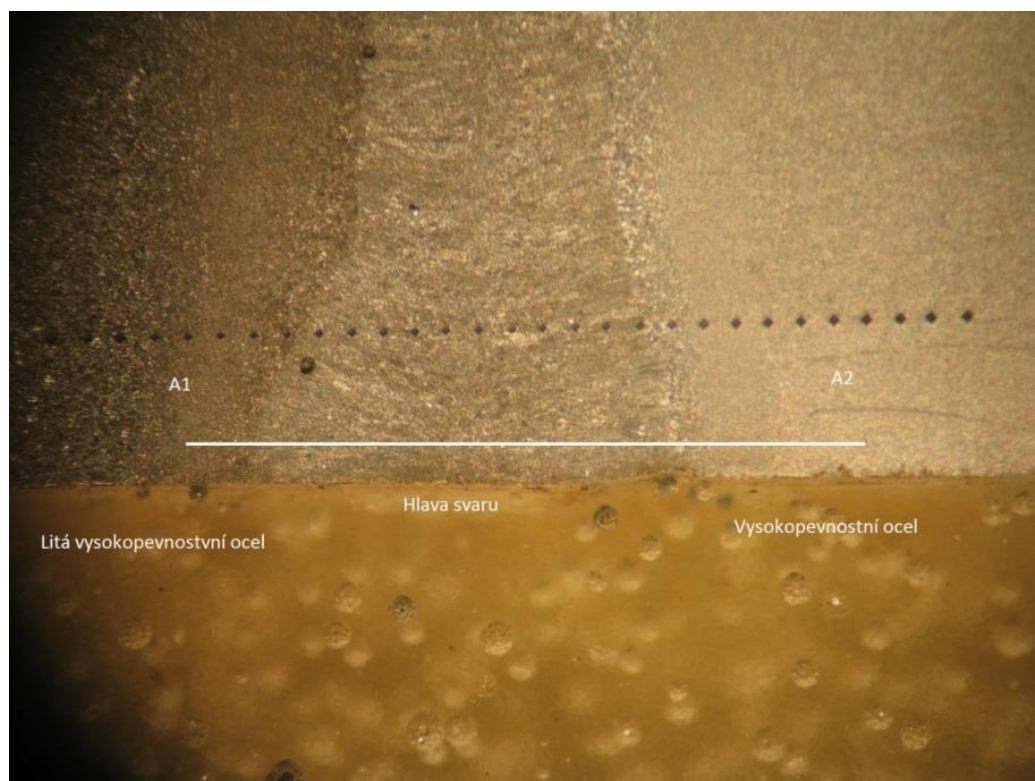
Značení vzorků	Velikost spotu [mm]	Plošná hustota výkonu [kW/mm ²]	Vnesené teplo [kJ/mm]
A	0,4	39,8	0,43
B	0,8	7,46	0,25

Tab. 10 Spočítaná plošná hustota výkonu a vnesené teplo pro jednotlivé skupiny vzorků

Na obr. 38 a 39 můžeme pozorovat makro pohled na linii vtisků na vzorku A10 (obr. 38) a B10 (obr. 39), kde A1 značí vždy začátek, a tedy ocel kovanou (TL 1438), a A2 značí konec, tedy ocel vysokopevnou (CPW-800).



Obr. 38 Ukázka měření mikrotvrdomosti na vzorku A10



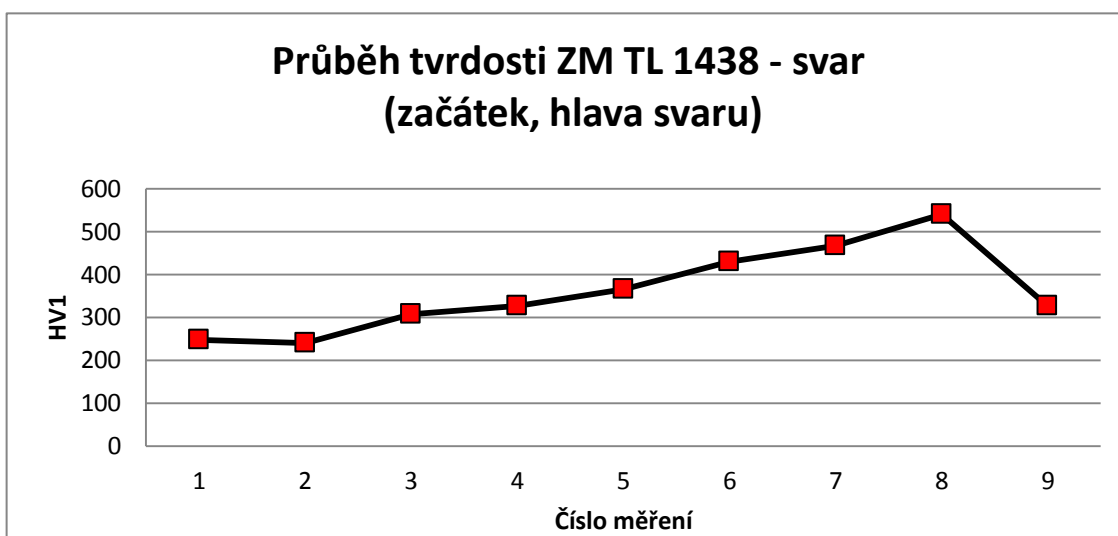
Obr. 39 Ukázka měření mikrotvrdomosti na vzorku B10

11.5.6.2 Zkoušky mikrotvrdosti napříč svarem na začátku a na konci svaru

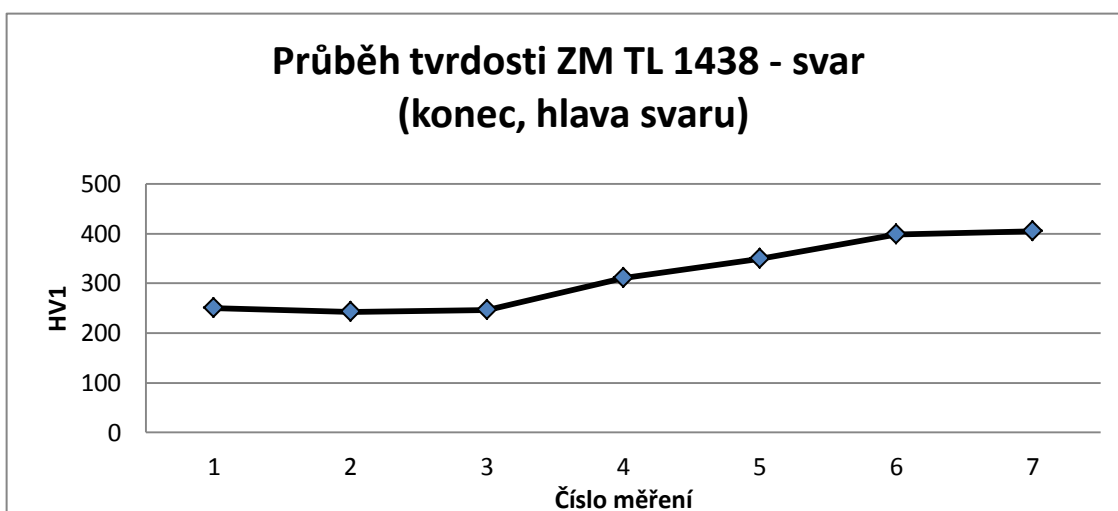
Poté byl sledován vliv vneseného tepla na průběh tvrdosti od základního materiálu (TL 1438, CPW-800) do svarového kovu u vzorku ze skupiny A. Byla měřena tvrdost na začátku svaru a na konci svaru a zaznamenáván průběh změny tvrdosti jak ze strany hlavy, tak ze strany paty svaru. Během svařování dochází k ohřevu svařence, a proto bylo cílem tohoto měření zjistit, zda se zvýšení teploty projeví na tvrdosti svarového spoje.

11.5.6.2.1 Průběh tvrdostí ze ZM TL 1438 na straně hlavy svaru

Na graf 4 a 5 můžeme pozorovat průběh tvrdosti ze základního materiálu (ZM) TL 1438 směrem do oblasti svarového kovu. Při porovnání tvrdostí na začátku svaru a na konci můžeme pozorovat, že na začátku svaru se nárůst tvrdosti strmější a maximum je 540 HV1, přičemž na konci svaru je průběh pozvolnější a maximum je 400HV1.



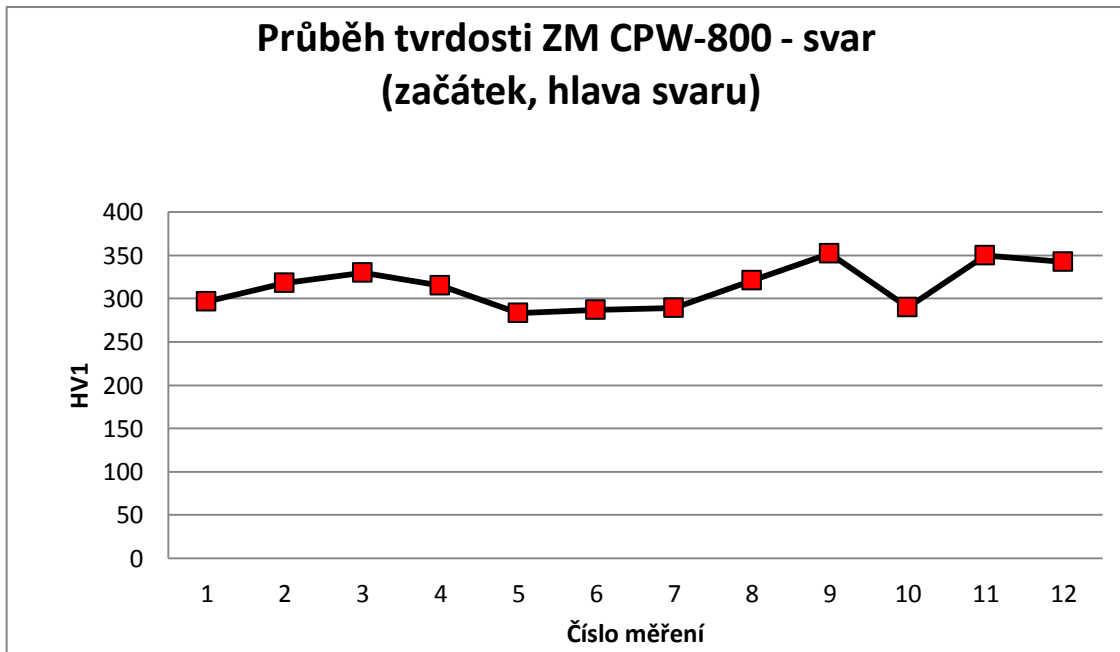
Graf 4: Průběh tvrdosti ze ZM TL 1438 ke svaru na začátku svaru (měřeno na straně hlavy svaru)



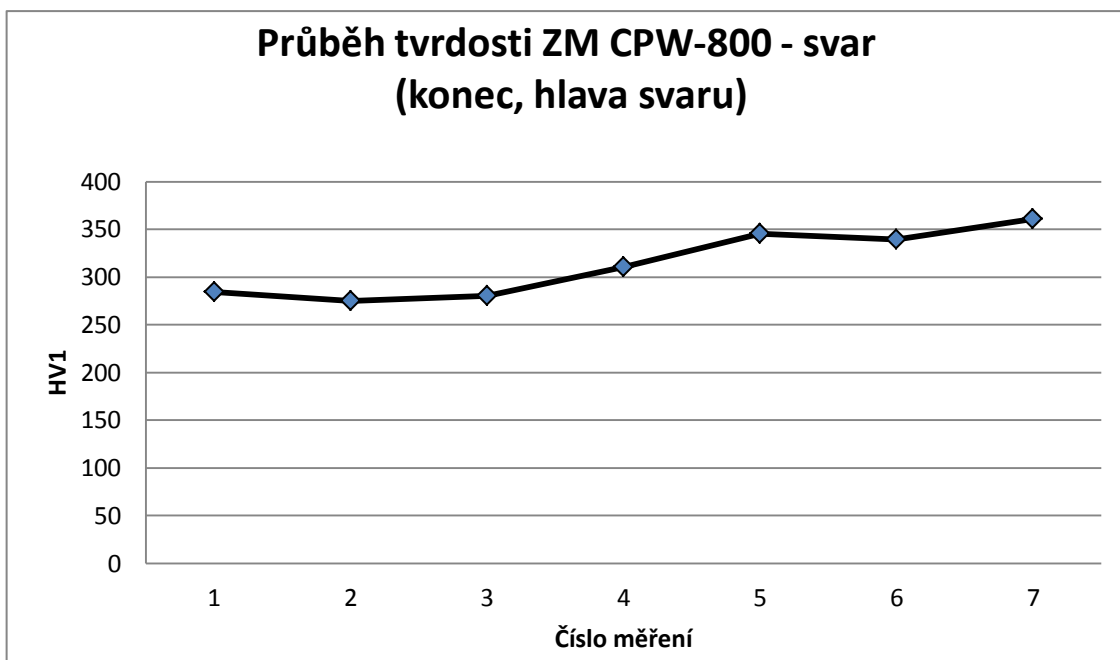
Graf 5: Průběh tvrdosti ze ZM TL 1438 ke svaru na konci svaru (měřeno na straně hlavy svaru)

1.1.1.1 Průběh tvrdostí ZM ze ZM CPW-800 na straně hlavy svaru

Na graf 6 a 7 můžeme pozorovat průběh tvrdostí ze ZM CPW-800 do oblasti svarového kovu ze strany hlavy svaru. V obou případech je nárůst tvrdosti relativně pozvolný a jednotlivá maxima se od sebe téměř neliší a pohybují se okolo 350 HV1.



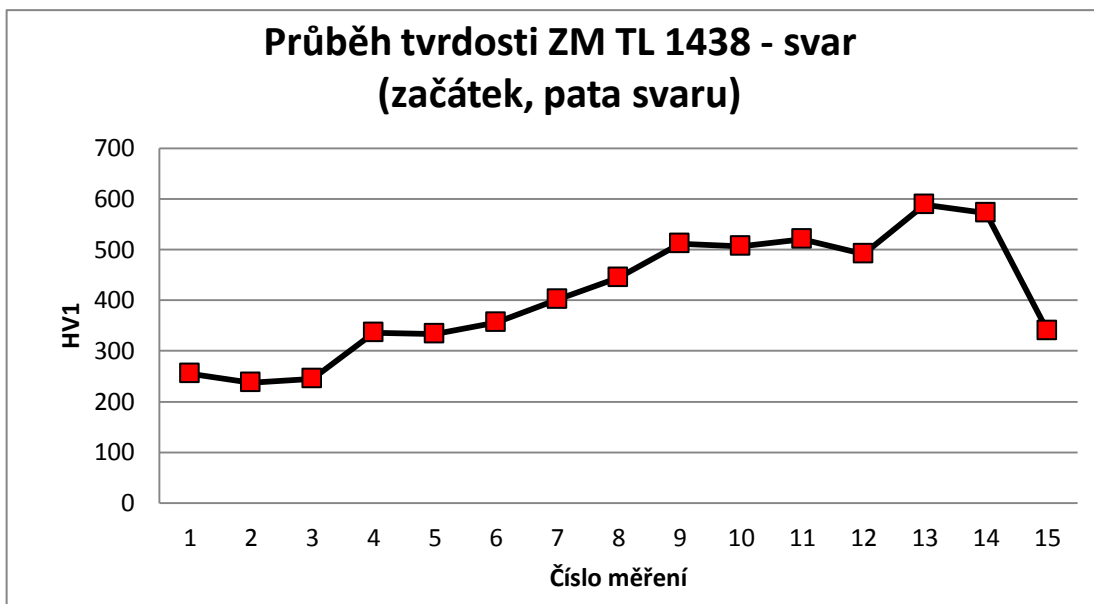
Graf 6: Průběh tvrdosti ze ZM CPW-800 ke svaru na začátku svaru (měřeno na straně hlavy svaru)



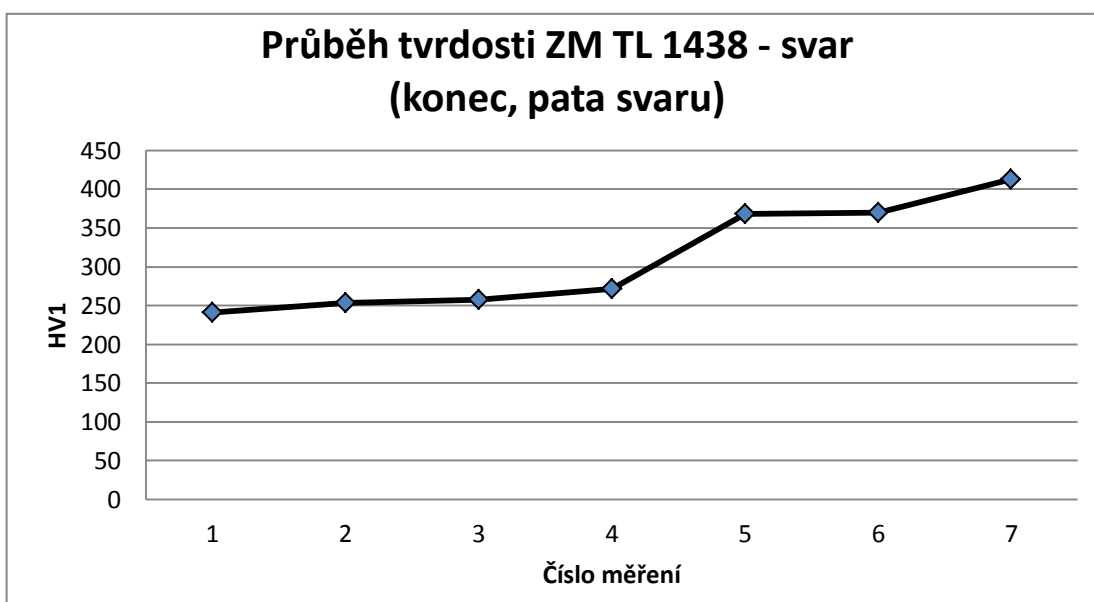
Graf 7: Průběh tvrdosti ze ZM CPW-800 ke svaru na konci svaru (měřeno na straně hlavy svaru)

1.1.1.1.2 Průběh tvrdostí ZM ze ZM TL 1438 na straně paty svaru

Na graf 8 a 9 můžeme pozorovat průběhy tvrdostí ze ZM ze strany paty svaru. Na začátku svaru je průběh opět strmější a maximum, které dosahuje až 590 HV1 je zde vyšší. Oproti tomu na konci svaru je průběh pozvolnější a maximum zde dosahuje hodnoty 410 HV1.



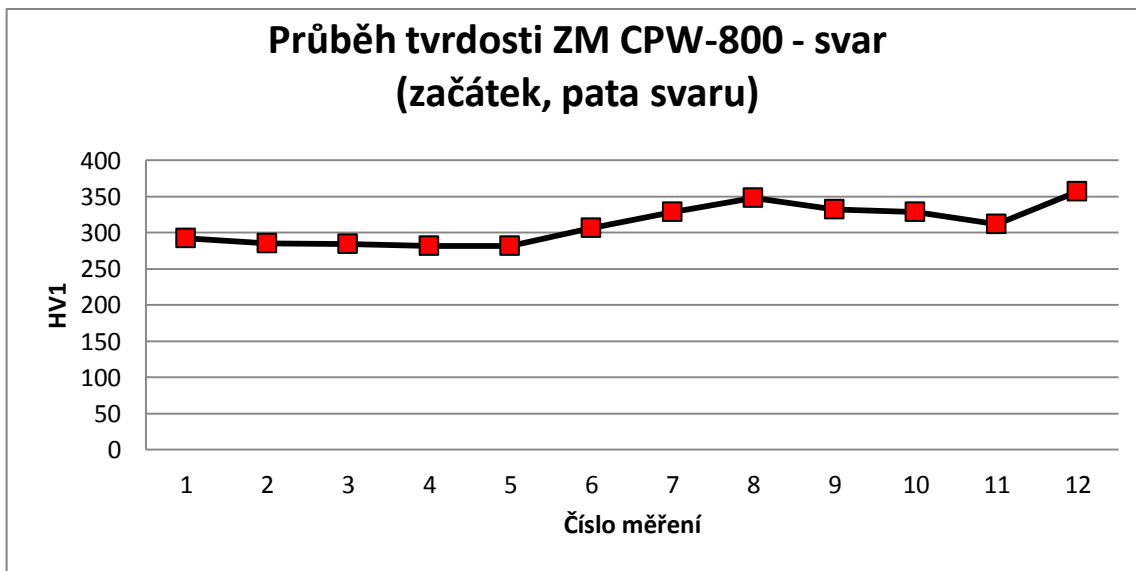
Graf 8: Průběh tvrdosti ze ZM TL 1438 do svaru na začátku svaru (měřeno na straně paty svaru)



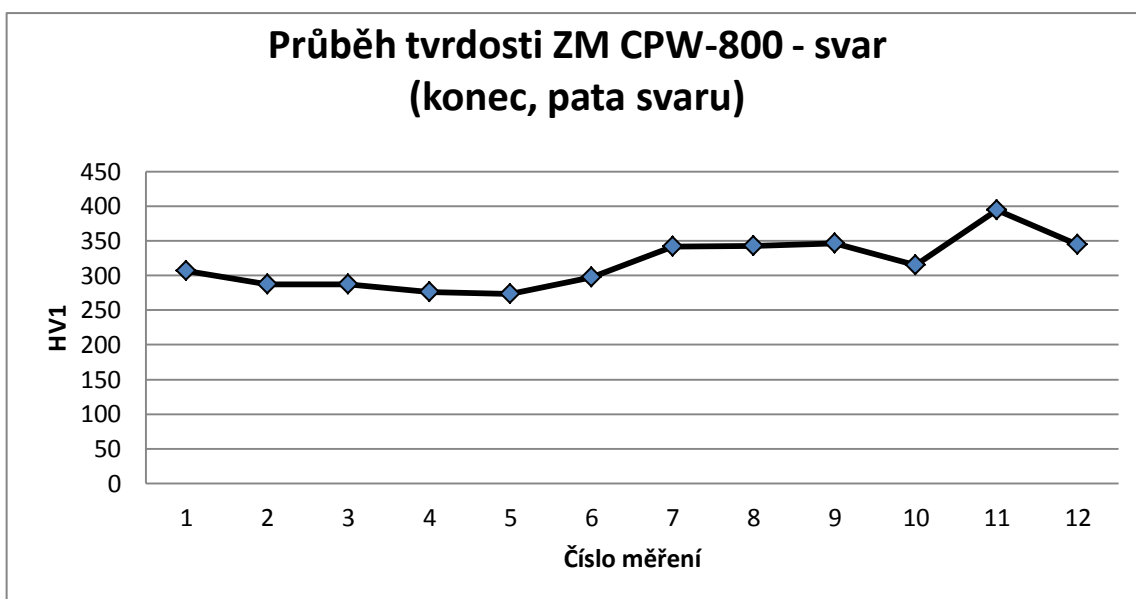
Graf 9: Průběh tvrdosti ze ZM TL 1438 ke svaru na konci svaru (měřeno na straně paty svaru)

1.1.1.1.3 Průběh tvrdostí ze ZM CPW-800 na straně paty svaru

Na graf 10 a 11 můžeme pozorovat průběh tvrdostí ze ZM CPW-800 ke svarovému kovu na straně paty svaru. Zde jsou průběhy tvrdostí téměř totožné a maximum tvrdosti na konci svaru je zde vyšší (394 HV1) oproti maximumu na začátku svaru (356 HV1).



Graf 10: Průběh tvrdosti ze ZM CPW-800 ke svaru na začátku svaru (měřeno na straně paty svaru)



Graf 11: Průběh tvrdosti ze ZM CPW-800 ke svaru na konci svaru (měřeno na straně paty svaru)

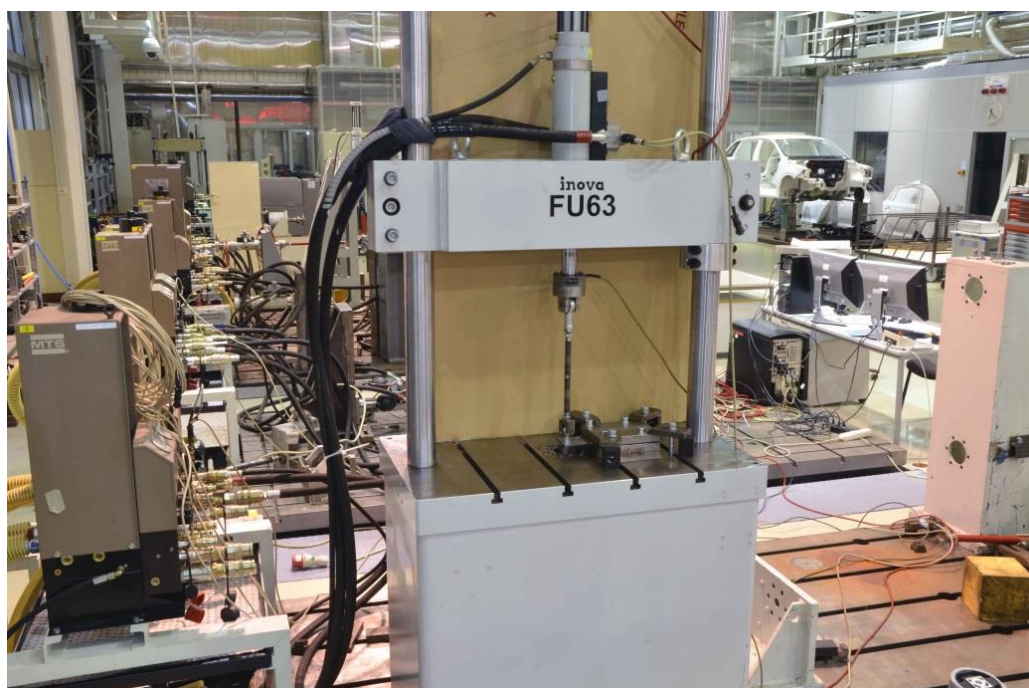
Z výše uvedených grafů vyplývá, že na začátku svaru je na straně kované oceli TL 1438 strmější nárůst tvrdosti ze ZM přes TOO až do oblasti svarového kovu. Naopak ke konci svaru je tento nárůst pozvolnější a výsledná maxima jsou menší. Na straně ZM CPW-800 se tento trend nepotvrdil a na konci svaru při měření ze strany paty svaru je naopak trend opačný.

Vliv na změnu průběhu tvrdosti má pravděpodobně vliv nárůst tepla ve svařenci, kdy na začátku svaru mají svařované části teplotu okolí, tzn. 20°C, avšak při postupném svařování se začínají části zahřívat a tím se i ovlivňuje celý proces. Tuto teorii potvrzuje i obr. 27, kde můžeme pozorovat svařené vzorky, na kterých se svar mírně rozšiřuje. Více vneseného tepla znamená pozvolnější ochlazování oblasti svaru, což vede ke změně tvrdosti.

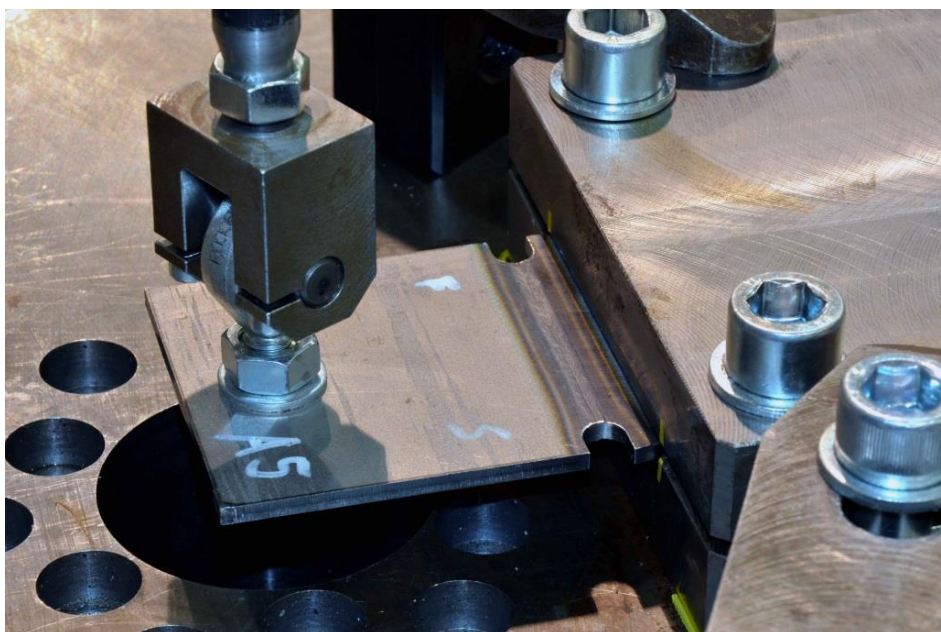
11.5.7 Cyklické zkoušky střídavým ohybem

Cyklické únavové zkoušky mají za úkol zjistit příznivější velikost spotu s ohledem na únavové vlastnosti svarového spoje. Pro cyklické zkoušky byly svařeny vzorky A1-A8 a B1-B8. Začátek a konec svaru byl frézován do rádia, aby byla odstraněna koncová kráterová staženina a nehomogenita na začátku svařování. A také aby bylo napětí koncentrováno do svaru.

Tyto vzorky byly následně zkoušeny dynamickými cyklickými zkouškami střídavým ohybem o frekvenci 15 Hz. Nejedná se o normovanou cyklickou zkoušku, cílem experimentu je najít nejlepší vlastnosti svařence porovnáním různých postupů mezi sebou. Velikost zatížení byla volena tak, aby počty cyklů nebyly časově příliš náročné a zároveň tak, aby vypovídající hodnota byla odpovídající potřebám. Proto byly vybrány tři úrovně velikosti zatěžování, přičemž střídavé kmitání bylo vždy symetrické, neboli velikost síly byla stejná na obě strany. Velikosti zatížení byly zvoleny ± 1000 N, ± 800 N a ± 650 N. Zkušební cyklující zařízení můžeme pozorovat na obr. 40. Upnutí vzorku je zobrazeno na obr. 41, kde je možné pozorovat uchycení vzorku v kleštinách za část kované oceli a kmitání je zprostředkováno šroubem, který spojuje oscilátor s částí vzorku kde je CP ocel.



Obr. 40 Zkušební zařízení pro cyklické zkoušky



Obr. 41 Uchycení vzorku pro cyklické namáhání ve zkušebním zařízení

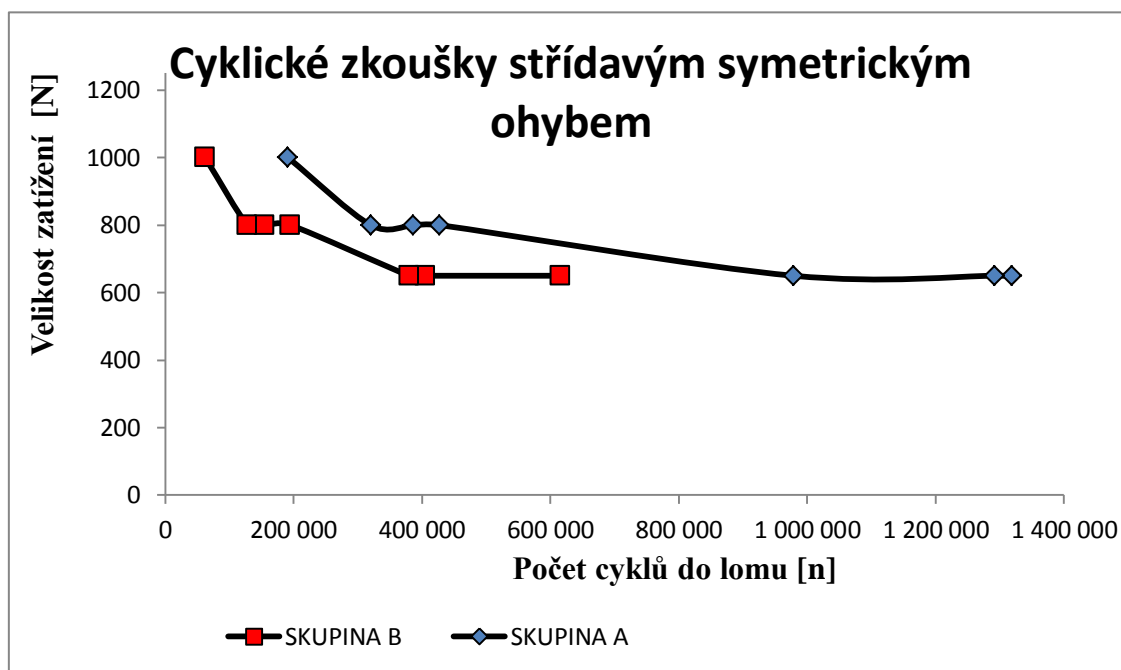
Hodnoty počtu kmitů do lomu pro jednotlivé vzorky při různých velikostech sil můžeme pozorovat v tab. 11 (pro skupinu vzorků A) a v tab. 12 (pro skupinu vzorků B). Poté jsou tyto hodnoty vyneseny do graf 12.

Skupina vzorků A		
Číslo vzorku	Velikost zatížení	Počet kmitů do lomu
A2	± 650	978200
A3	± 650	1292000
A4	± 650	1319200
A5	± 800	320100
A6	± 800	427200
A7	± 800	386600
A8	± 1000	191000

Tab. 11 Tabulka počtu cyklů do lomu pro jednotlivé vzorky skupiny A

Skupina vzorků B		
Číslo vzorku	Velikost zatížení	Počet kmitů do lomu
B2	± 650	616000
B3	± 650	405400
B4	± 650	380500
B5	± 800	195800
B6	± 800	154600
B7	± 800	128100
B8	± 1000	62000

Tab. 12 Tabulka počtu cyklů do lomu pro jednotlivé vzorky skupiny B

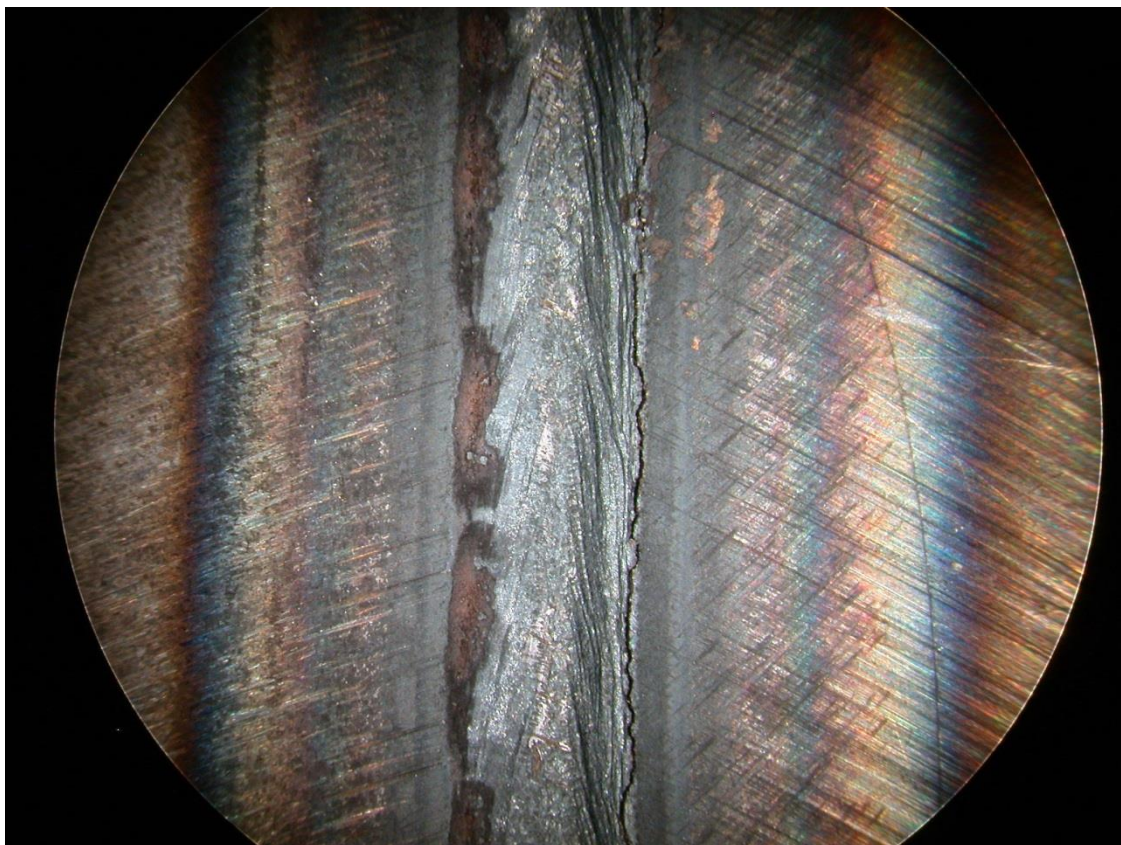


Graf 12: Graf cyklických zkoušek střídavým symetrickým ohybem pro skupiny vzorků A a B

Jak je patrné z graf 11 podstatně lepší dynamické vlastnosti vykazují vzorky série A s téměř trojnásobkem cyklů do vzniku trhliny. Trhlina vznikla vždy na okraji laserového svaru, vždy na straně kované oceli. K iniciaci trhliny došlo téměř vždy uprostřed vzorku, tj. mezi počátkem a koncem svarového spoje na straně kořene svaru. Na obr. 42 můžeme pozorovat iniciovanou trhlínu. Důvodů, proč se trhlina iniciuje v tomto místě, může být více. Za prvé je toto místo nejvíce obklopeno masou oceli, odvod tepla je zde větší než v ostatních částech vzorku, a proto toto místo chladně rychleji. Za druhé se laserový svazek od povrchu materiálu (od hlavy svaru) ke kořeni svaru zužuje, což vede také k rychlejšímu chladnutí této oblasti. A třetím faktorem zde může být větší obsah uhlíku u kované oceli. Všechny tyto

faktory mají vliv na tvrdost, tím i křehkost a únavové vlastnosti svarového spoje a v součtu pravděpodobně přispívají ke vzniku únavové trhliny v tomto místě.

Výsledky cyklického zatěžování potvrzují výsledky tahových zkoušek, z kterých vyšly lépe také vzorky A, a to vzorky, které byly svařovány optikou s menší velikostí spotu (ovšem se širší svarovou housenkou).



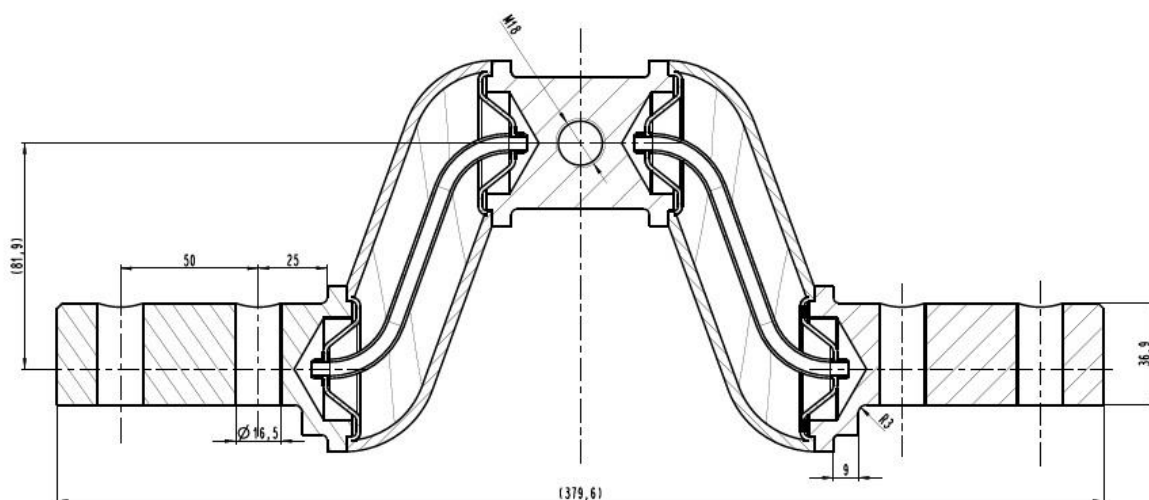
Obr. 42 Detail únavové trhliny vzniklé v oblasti kované oceli TL 1438

11.6 Druhá část experimentu

Cílem druhé části experimentu je svaření zkušebních sestav s geometrií a rozměry odpovídajícími reálnému dílu, které jsou určeny k cyklickým zkouškám střídavým ohybem a torzním kmitáním. Tyto zkoušky byly vybrány tak, aby odpovídaly zatížení v reálném provozu, aby bylo možné jejich provedení (z hlediska dostupnosti zkušebních zařízení) a aby výsledky byly porovnatelné s výsledky stejných celokovaných zkušebních vzorků. Výběr byl proveden i tak, aby byla umožněna i výroba celokovaných vzorků. Cílem těchto zkoušek je získání lepší představy o chování těchto ocelí svařených pomocí laserového svařování.

11.6.1 Torzní cyklické zkoušky

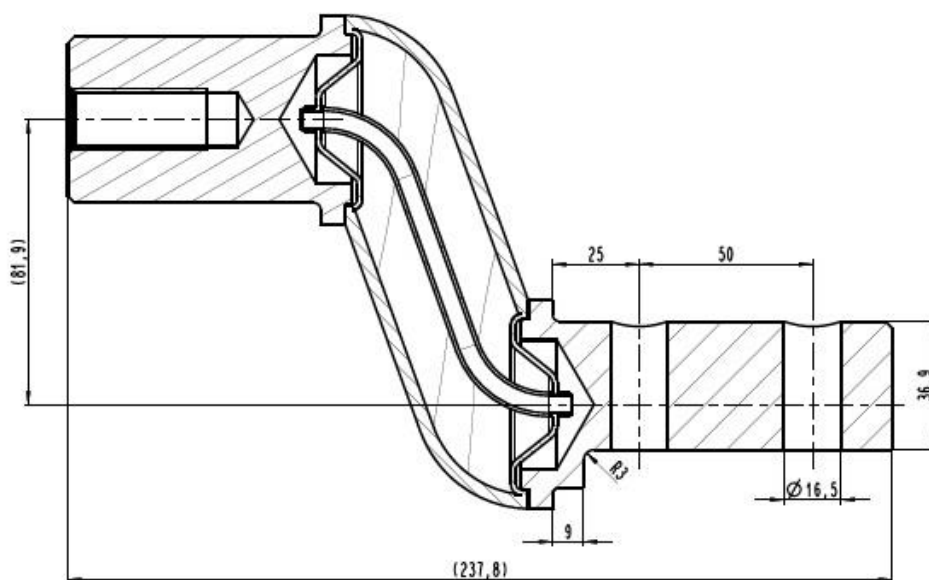
Pro cyklické torzní zkoušky bylo svařeno pět zkušebních sestav podle výkresové dokumentace na obr. 43. Vzorky byly zkoušeny tak, že byly upnuty na stranách na desce za kované části a prostřední „vyosená“ kovaná část byla torzně namáhána symetrickým zatěžovacím momentem $\pm 750\text{Nm}$.



Obr. 43 Výkresová dokumentace zkušební sestavy určené pro cyklické zkoušení torzním kmitáním

11.6.2 Cyklické zkoušky střídavým ohybem

Pro cyklické zkoušky cyklickým ohybem byly svařeny tři zkušební sestavy, které jsou zobrazeny na obr. 44. Tyto sestavy byly zatěžovány tak, že spodní kovaná část byla uchycena na základní desku cyklického zařízení a horní „vyosená“ část byla přes šroub uchycena k cykličujícímu oscilátoru, který byl namáhán silami +0,5kN až +11kN, což simuluje ohybový mívivý zatěžovací cyklus.



Obr. 44 Výkresová dokumentace zkušební sestavy určené pro cyklické zkoušení střídavým ohybem

11.6.3 Svařování vzorků

Při svařování vzorků byly využity parametry, které vyšly z první části experimentu nejlépe. Byla tedy zvolena optika s průměrem spotu paprsku 0,4 mm a i příslušné parametry, které jsou uvedeny v tab. 13.

Výsledné zvolené parametry po první části experimentu				
Skupina vzorků	Velikost spotu [mm]	Výkon laseru [W]	Rychlost svařování [m/min]	Vnesené teplo [kJ/mm ²]
A	0,4	5000	0,7	0,43

Tab. 13 Parametry po první části experimentu

Při svařování se ale ukázalo, že se vlivem geometrie těchto částí a vyššímu odvodu tepla na straně kovaných částí nepodařilo lokálně provařit materiál až do kořene svaru.

Příčin neprovaření kořene může být více. Jedna z příčin může být nepřesná pozice laserového paprsku vůči svařenci. Další příčinou může být vyšší odvod tepla materiálu v „postiženém místě“. K neprůvaru došlo vždy ze spodu v místě osy středové části, kde je nejmenší úhel mezi svařovanými částmi a kde je tudíž nejvíce materiálu, který poté snadněji odvádí teplo. Aby došlo k eliminaci tohoto vlivu, bylo by vhodné konstrukčně upravit svařenec a popř. posunout svar od tohoto místa. To ale nebylo schváleno zadavatelem. Proto bylo nutné znovu modifikovat svařovací parametry.

Vzhledem k neprovaření kořene bylo ale nutné svařovací podmínky upravit.

Při optimalizaci parametrů bylo využito poznatků z první části experimentu, kde bylo zjištěno, že širší svarový spoj vykazuje lepší mechanické i únavové vlastnosti. Bylo vyzkoušeno několik parametrů, jejichž účelem bylo najít kompromis mezi parametry, které by umožnily jak provaření až do kořene svaru, tak aby byly splněny požadavky, které byly určeny na začátku projektu, a také aby bylo využito poznatků z prvního experimentu.

Po několika pokusech, kdy se nepodařilo provařit kořen svaru, bylo nutná změna optického systému. Byl zvolen optický systém s širším spotem 1,2 mm, tzn. s čočkou s fokusační vzdáleností 200 mm. Při změně optického systému bylo ovšem nutné optimalizovat i výkon a rychlost svařování. Větší spot zajišťuje větší rozostření laserového paprsku a ovlivnění větší plochu. Postupně se hledaly optimální vlastnosti. Cílem hledání optimálních vlastností bylo zajištění provaření až do kořene svaru, co možná největší rychlost svařování a optimální šířka svarového spoje. Optimální šířka svarového spoje se volila tak, aby byla co možná nejširší, s ohledem na provaření, což se ukázalo být optimální v první části experimentu, ale zároveň taková, aby laserový paprsek zbytečně tepelně neovlivňoval základní materiál mimo oblast svařování, hlavně v kritickém místě „vyosení“ klikové hřídele. V tab. 14 jsou zobrazeny výsledné zvolené podmínky.

Velikost spotu [mm]	Výkon laseru [W]	Rychlost svařování [m/min]	Optická vzdálenost [mm]
1,2	3500	0,5	200

Tab. 14 Nově zvolené parametry z důvodu neprovaření kořene s parametry z první části experimentu

Těmito parametry byly svařeny dvě sestavy na torzní cyklickou zkoušku a jedna sestava na cyklickou zkoušku střídavým ohybem, které byly poté podrobeny odpovídajícím zkouškám.

Při těchto zkouškách došlo k lomům relativně brzy, a to po 765868 a po 1711800 cyklech u torzní cyklické zkoušky a po 480400 cyklech u cyklické zkoušky ohybem. K lomu došlo vždy v kritickém místě vyosení, kde byl zároveň umístěn start a konec svařování (viz obr. 45, 46).

Příčin k iniciaci lomu v tomto místě může být více. K lomu v tomto úseku přispělo jednak nejvyšší namáhání v tomto místě a jednak vznikající vrub na konci svařování.



Obr. 45 Ukázka lomu v kritickém místě svařované sestvy



Obr. 46 Ukázka cyklického lomu

Vzhledem k těmto výsledkům bylo nutné opět změnit proces svařování. Bylo nutné změnit místo začátku a konce svařování, tak aby toto místo nebylo v místě s nejvyšším namáháním a také bylo nutné eliminovat vznikající „kráter“ na konci svařování, aby nevznikal případný vrub, který by rychleji inicioval trhlinu cyklického porušení.

Jelikož se žádnou změnou parametrů nepodařilo eliminovat tento vrub, bylo rozhodnuto o rozdělení procesu svařování do dvou kroků, přičemž první krok povede k provaření až do kořene svaru a druhý krok bude proveden z důvodu povrchové úpravy svaru, tzn. rozlití a zahlázení vzniklého zápalu, eliminaci vrubu a geometrické homogenizaci svaru, přičemž byl druhý krok optimalizován tak, aby již nezasahoval do jádra svaru, ale jen povrchově upravil hlavu svaru, čehož se docílilo mírným rozostřením laseru paprsku. Optický systém byl zvolen s optickou čočkou s fokusační vzdáleností 200 mm a velikostí průměru spotu laserového paprsku 1,2 mm.



Obr. 47 Ukázka svaru po prvním kroku (zde je patrný „propad“ na konci obvodového svaru)

Na obr. 47 je zachycen pohled na hlavu svaru po svaření, kde je zřetelný úbytek materiálu na konci první svařovací housenky. Vzhledem k tomu, že se jedná o svařování cyklicky namáhané součásti, je nutné eliminovat tuto nerovnoměrnost, protože by mohla tvořit vrub, který by mohl vést k rychlejší iniciaci lomu.



Obr. 48 Ukázka svaru po druhém kroku (hladký povrch)

Na obr. 48 je zobrazen pohled na svarový spoj po druhém kroku svařování, které vedlo k zahlázení nerovností u konce prvního svařování a k homogenizaci celého svarového spoje.

Po této optimalizaci již následovalo finální svaření zkušebních sestav (obr. 49, 50) parametry, které jsou uvedeny v tab. 15. Těmito parametry bylo svařeno 10 vzorků pro zkoušky torzním kmitáním a 10 vzorků pro ohybové cyklické zkoušky.

Optimalizované parametry laserového svařování			
Číslo kroku	Výkon laseru [W]	Rychlost svařování [m/min]	Optická vzdálenost [mm]
1	3500	0,5	200
2	3500	0,5	210

Tab. 15 Výsledné parametry pro laserové svařování



Obr. 49 Svařování zkušební sestavy pro cyklické zkoušky sřídavým ohybem

Na obr. 49 můžeme pozorovat svařování zkušební sestavy pro zkoušky cyklickým ohybem. Svařenec je upnut ve sklíčidle na otočném stole. Vpravo stojí robot s laserovou hlavou. Před optikou můžeme pozorovat „cross jet“ (vzduchový ofuk) a přívod inertního plynu (měděná trubička).



Obr. 50 Svařované zkušební sestavy pro zkoušky torzním kmitáním

11.6.4 Torzní cyklické zkoušky

Výsledky z torzních cyklických zkoušek, tzn. počty kmitů do lomu, jsou udány v tab. 16.

Torzní cyklické zkoušky		
Číslo vzorku	Počet cyklů do lomu	Varianta svařování
1	765868	1
2	1711800	1
3	3794300	2
4	5145400	2
5	-	2

Tab. 16 Torzní cyklické zkoušky

V tab. 16 jsou vyobrazeny počty kmitů do lomu jednotlivých vzorků. Vzorky č. 1 a 2 jsou svařovány první variantou svařování, tj. varianta v jednom kroku. U vzorku č. 1 došlo k lomu po 765868 kmitů. U tohoto vzorku byla příčina lomu v neprovaření kořene svaru. U vzorku č. 2 byl problém rovněž v neprovaření kořene v části vzorku.

Vzorky č. 3, 4 a 5 jsou svařovány již druhou variantou, tzn. varianta kde je proces svařování rozdělen do dvou kroků. U vzorku 3 dosahuje počet kmitů do lomu 3794300, což je hodnota srovnatelná s hodnotami kovaných vzorků. Vzorek č. 4 dosahuje hodnoty 5145400, což je hodnota, která převyšuje hodnoty kovaných vzorků. Kované vzorky zkoušené stejným

způsobem zkoušení vykazovaly počty kmitů do lomu u tří vzorků přibližně okolo 4000000. Vzorek č. 5 nebyl odzkoušen z důvodu problémů při uchycování do přípravku zkušebního zařízení.

11.6.5 Cyklické zkoušky střídavým ohybem

Výsledky zkoušek jsou uvedeny v tab. 17. Počet cyklů do lomu u vzorku č. 1, který byl svařován první variantou svařování, tj. varianta svařování v jednom kroku je 480400 cyklů. U vzorků č. 2 a 3, které byly již svařovány druhou variantou, tj. varianta, kde je proces svařování rozdělen do dvou kroků. Oba vzorky (č. 2 a 3) vysoce převyšují počty cyklů do lomu při ohybových cyklických zkouškách u kovaných vzorků, které se pohybují 450800 do 720600 cyklů, viz tab. 18.

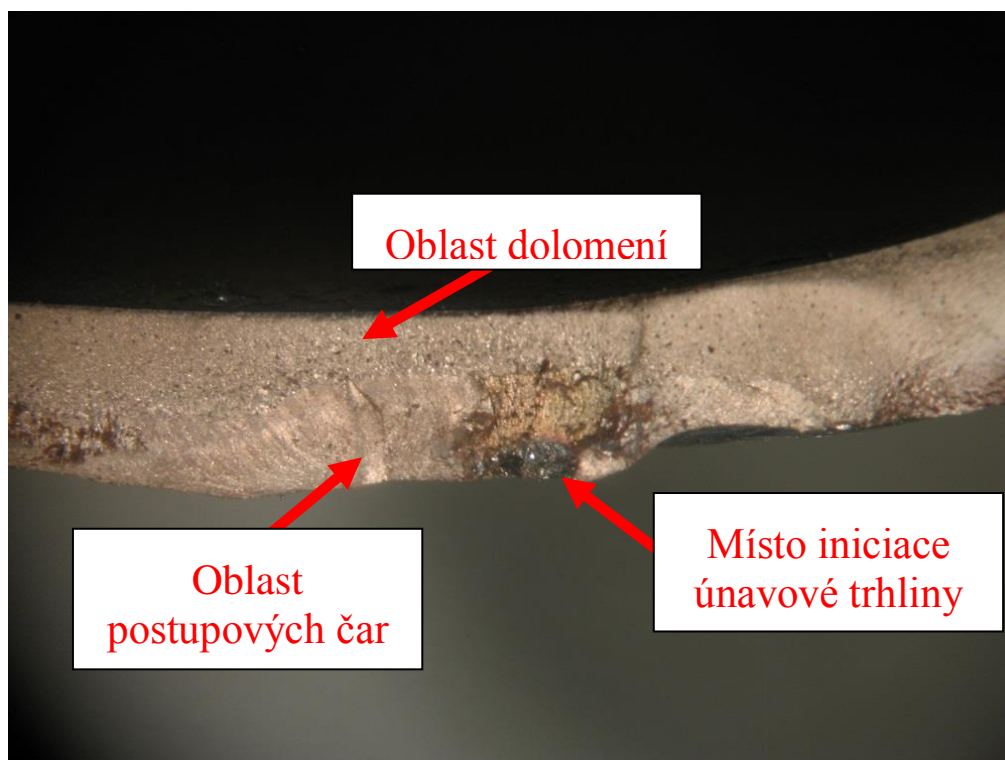
Cyklické ohybové zkoušky svařované vzorky		
Číslo vzorku	Počet cyklů do lomu	Varianta svařování
1	480400	1
2	1115000	2
3	8000000	2

Tab. 17 Cyklické ohybové zkoušky svařovaných zkušebních sestav

Cyklické ohybové zkoušky kované vzorky	
Číslo vzorku	Počet cyklů do lomu
1	580000
2	639833
3	720600
4	450800
5	452000

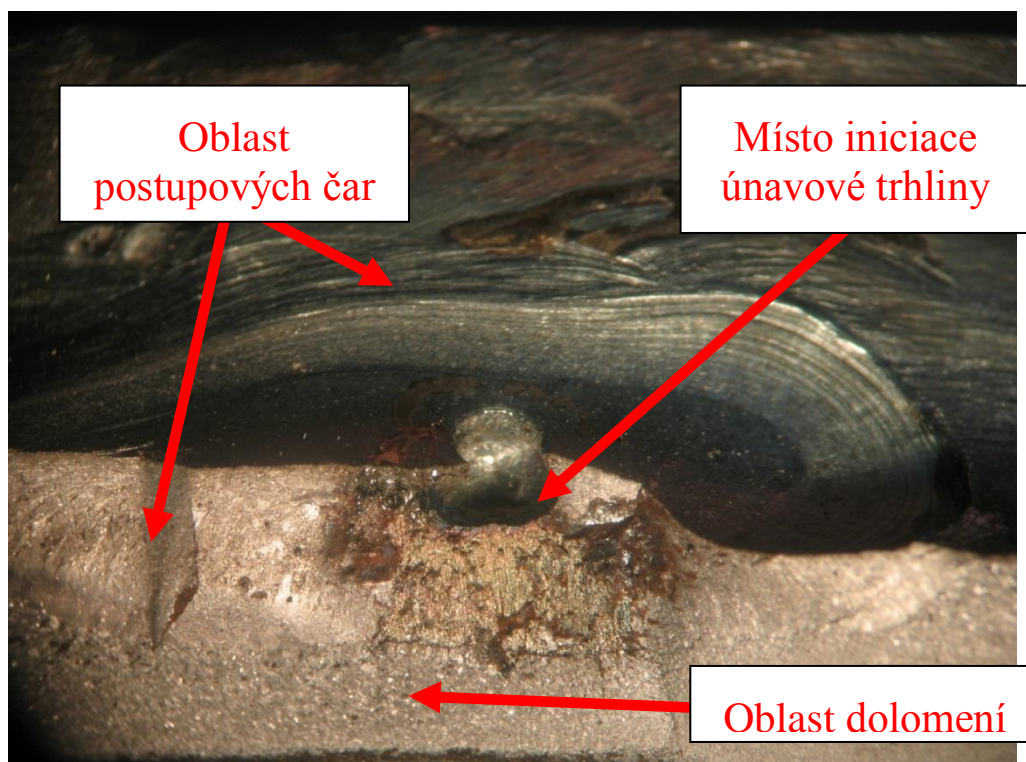
Tab. 18 Cyklické ohybové zkoušky celokovaných vzorků

Na obr. 51 a obr. 52 můžeme pozorovat příklady únavových lomů.



Obr. 51 Únavový lom

Na obr. 51 můžeme pozorovat únavový lom, kde lze pozorovat místo iniciace, postupové čáry a oblast dolomení.



Obr. 52 Únavový lom, který je iniciován před koncem svaru

Na obr. 52 můžeme pozorovat únavový lom. Místo iniciace lomu se nachází těsně před koncem obvodového svaru. Můžeme zde pozorovat eliptickou stopu na dráze spotu

laserového paprsku. Na obr. 52 můžeme pozorovat místo iniciace lomu, postupové čáry a oblast dolomení.

Vzhledem k tomu, že výsledky svařených zkušebních sestav ze zkoušek torzního kmitání byly minimálně srovnatelné s výsledky celokovaných vzorků, přičemž jeden vzorek vysoce převyšoval požadavky a vzhledem k výsledkům svařených zkušebních sestav z cyklických zkoušek střídavým ohybem, kde všechny svařované sestavy vysoce převyšovaly výsledky celokovaných vzorků, tak byl potvrzen a schválen výsledný režim svařovacího procesu, a proto je možné považovat druhou část experimentu za uzavřenou.

Na závěr experimentu se svařila celá kliková hřídel.

11.6.6 Svařování celé klikové hřídele

Díky tomu, že byly výsledky z druhé části experimentu označeny za velmi uspokojivé, bylo přistoupeno ke svaření celé klikové hřídele, což můžeme pozorovat na obr. 53 a obr. 54.



Obr. 53 Ukázka svařování klikové hřídele, která je upnuta v přípravku pro svařování „vyosení“

Na obr. 53 můžeme pozorovat klikovou hřídel v přípravku pro svařování „vyosených“ částí klikové hřídele na otočném stole (dole). Směrem nahoru můžeme pozorovat část klikové hřídele a v pozadí optiku laseru.



Obr. 54 Ukázkasvařování klikové hřídele

Na obr. 54 můžeme pozorovat klikovou hřídel v přípravku, který je upnut ve sklíčidle na otočném stole. Přípravek slouží pro svařování „vyosených“ částí. V pozadí můžeme pozorovat robota s laserovou hlavou (vpravo).

12 Ekonomické zhodnocení

Projekt, jehož součástí je i tato diplomová práce byl cíleně zaměřen na změnu technologie výroby klikové hřídele, za účelem snížení třecích odporů, při zachování životnosti konstrukce, k čemuž má dopomoci redukce hmotnosti.

Snížení třecích odporů a redukce hmotnosti má snížit náklady na provoz, materiál a další oblasti, které jsou s touto konstrukcí spojeny, jako např. ložiska, apod.

Tyto cíle má splnit svařovaná kliková hřídel, avšak je nutné zvolit i takové materiály, které budou dostatečně pevné a dobře svařitelné a takovou metodu svařování, která nebude prodlužovat proces výroby, bude dostatečně rychlá a je možno ji automatizovat a tím dále zvýšit produktivitu práce.

Vzhledem k těmto požadavkům byly vybrány výše uvedené materiály a laserové svařování, které je součástí robotizovaného pracoviště, které zaručuje nejvyšší možnou automatizaci.

Nová svařovaná kliková hřídel má tedy sníženou hmotnost, která vede k nižším odporovým třením a je svařována automatizovaným robotickým laserovým pracovištěm, které má vysokou produktivitu. Zároveň bude levnější i kovací operace, protože se budou kovat jen jednoduché díly bez „vyosené části“.

Výsledná kliková hřídel je tedy výrazně méně ekonomicky náročná a zároveň bude mít stejnou životnost jako hřídel původní.

13 Diskuze

Pro experiment byly zvoleny dva základní materiály, a to kovaná ocel TL 1438 a CP ocel CP-W800. U obou materiálů vyšly uhlíkové ekvivalenty dle vzorců, které byly přípustné vzhledem k jejich chemickému složení (0,74 u CP oceli a 0,78 u kované oceli). Při použití konvenčních metod a konvenčních materiálů by tyto hodnoty znamenaly nutný předehřev, avšak pro laserovou technologii nejsou vzorce pro uhlíkové ekvivalenty přesně uvedeny. Navíc vzhledem k požadavku zlevnění procesu výroby klikových hřídelí nebyl předehřev žádoucí, protože by výrazně zvýšil náklady a prodloužil výrobu. Dalším důvodem proč předehřev neprovádět jsou CP oceli, které jsou vyráběny mechanicko-tepelným zpracováním a každé tepelné zpracování, které je zde „navíc“ tyto materiály jen degraduje.

Experiment je rozdělen do dvou částí, přičemž první část spočívá v precizaci svařovacích parametrů a část druhá spočívá v optimalizaci parametrů a ve svaření reálných zkušebních sestav a jejich cyklickém zkoušení.

V první části experimentu bylo nejprve nutné najít parametry, které vedly jednak k provaření vzorků a jednak k co nejvyšší TOO. Hledání parametrů bylo založeno na zkušenostech firmy z různých zakázek a konečná optimalizace byla prováděna experimentálně.

Poté byly svařeny dvě sady vzorků po deseti kusech, které byly rozděleny pro tahové zkoušky, rozbor mikrostruktury, pro zkoušky mikrotvrdomosti a pro dynamické cyklické zkoušky. Každá sada byla svařena laserem s jiným optickým systémem. Konkrétně s čočkou s průměrem spotu 0,4 mm a s fokusační vzdáleností 100 mm a s čočkou s průměrem spotu 0,8 mm a fokusační vzdáleností 150 mm. Při svařování každé sady byly použity jiné parametry s ohledem na šířku TOO a provaření.

Zkoušky tahem byly provedeny na vzorcích, které byly zhotoveny ze svařených vzorků A9 a B9, z kterých byly zhotoveny vždy dva zkušební vzorky.

Z výsledků makro-dokumentace vyplynulo, že došlo vždy k lomu v základním materiálu lité oceli mimo svar i TOO. Na lomu a následně i na metalografickém výbrusu je patrné velké množství sulfidických vměstků, které jistě snížily konečnou pevnost. I tak jsou naměřené hodnoty R_m vysoké (kolem 750MPa). Z výsledků je zřejmé, že vyšší pevnosti byly dosaženy u vzorků se svary, které byly vytvořeny optikou s menším průměrem paprsku.

Při metalografickém rozboru byl pozorován celý svarový spoj, tzn. základní materiál, TOO i svarový kov. Vzorky skupiny A mají svarový spoj širší než vzorky skupiny B, a to i přes to, že byly svařovány optikou s menším průměrem spotu. Tento rozdíl je zapříčiněn pravděpodobně vlivem vznikající plazmy nad svařovaným povrchem. Tato plazma pravděpodobně rozptyluje laserový paprsek, který se poté rozostřuje.

Na metalografickém výbrusu byly pozorovány oblasti základního materiálu, které byly na straně kované oceli TL 1438 perliticko-feritické a na straně komplex-fázové oceli CP-W800 bylo pozorováno komplexní fázové složení. V oblasti TOO, byly pozorovány oblasti normalizace, kde byla pozorována jemnozrnná martenzitická struktura. Dále byly pozorovány oblasti přehřátí, kde byla pozorována zhrublá martenzitická struktura. Svarový kov byl martenzitický.

Zkoušky mikrotvrdomosti potvrdily analýzu mikrostruktury. Nejprve byly prováděny zkoušky mikrostruktury napříč svary. U skupiny vzorků A byla šířka svaru přibližně 2 mm a u skupiny vzorků B byla šířka svaru přibližně 3 mm.

U skupiny vzorků A dosahovala tvrdost svaru 407-439 HV1. Lokální maximum se vyskytovalo na straně kované oceli TL 1438, a to 585 HV1.

U skupiny vzorků B dosahovala tvrdost svaru 455-474 HV1. Lokální maximum se vyskytovalo na straně kované oceli TL 1438, a to 555 HV1.

Tyto rozdíly byly pravděpodobně způsobeny rozdílným vneseným teplem. Vnesené teplo má vliv na rychlost ochlazování svarového spoje, a tím i na vzniklou strukturu, která ovlivňuje výslednou tvrdost. Velikost vneseného tepla byla vypočítána z použitých parametrů svařování. Vnesené teplo bylo $0,43 \text{ kJ/mm}^2$ u skupiny vzorků A a $0,25 \text{ kJ/mm}^2$ u skupiny vzorků B.

U obou skupin vzorků byl průběh mikrotvrdomosti na straně CP oceli směrem ze ZM ke svaru postupně narůstající, kdežto na straně kované oceli byl pozorován v TOO vyšší nárůst mikrotvrdomosti a poté pokles na mikrotvrdomost svarového kovu, který byl téměř konstantní.

Tento odlišný průběh je dán pravděpodobně chemickým složením základních materiálů, kde hlavní roli průběhu tvrdosti hraje uhlík, kterého je více v kované oceli (0,32-0,42%) a který má největší vliv na kalitelnost oceli.

Dále byly prováděny zkoušky mikrotvrdomosti na začátku a na konci svaru ze strany hlavy i paty svaru a ze strany CP i kované oceli. Byly porovnávány hodnoty mikrotvrdomostí na začátku a na konci svarů jak ze strany hlavy, tak ze strany paty svaru u přechodů z obou použitých základních materiálů. Při porovnání výsledků ze strany CP oceli nebyly pozorovány žádné markantní rozdíly. Při porovnání výsledků mikrotvrdomostí ze strany kované oceli bylo zjištěno, že na konci svaru je průběh tvrdostí jak z hlavy, tak z paty svaru pozvolnější než na začátku svaru, kde byly hodnoty vyšší a průběh strmější. Tento rozdíl je pravděpodobně dán rozdílem teplot. Na začátku svařování mají svařované části pokojovou teplotu, přibližně $20 \text{ }^\circ\text{C}$, ale na konci je teplota svařence vlivem vedení tepla vyšší, což dokazují i fotografie svařených vzorků, kde je svar na konci svaru širší než na začátku.

Vzorky pro cyklické zkoušky byly po svaření upraveny. Upravení vzorků bylo provedeno v oblastech začátků a konců svarů za účelem odstranění zápalů na začátku svarů a propadů na konci svarů a také za účelem koncentrace napětí do oblasti svaru. Tyto části byly tedy obrobena.

Po tomto upravení byly vzorky podrobeny cyklickému zatěžování střídavým symetrickým ohybem při frekvenci 15Hz a zatíženích $\pm 650 \text{ N}$, $\pm 800 \text{ N}$ a $\pm 1000 \text{ N}$.

Pro vzorky skupiny A došlo k lomu při zatížení $\pm 650 \text{ N}$ po 978200 až 1319200 cyklech, při zatížení $\pm 800 \text{ N}$ po 320100 až 427200 cyklech a při $\pm 1000 \text{ N}$ po 191000 cyklech.

Pro vzorky skupiny A došlo k lomu při zatížení $\pm 650 \text{ N}$ po 380500 až 616000 cyklech, při zatížení $\pm 800 \text{ N}$ po 128100 až 195800 cyklech a při $\pm 1000 \text{ N}$ po 62000 cyklech.

Z těchto údajů vyplývá, že lepších únavových výsledků dosahují vzorky ze skupiny A, které byly svařovány pomocí optického systému se spotem laserového paprsku 0,4 mm.

Jelikož skupina vzorků A vykazovala lepších výsledků jak u tahových zkoušek, tak i u únavových zkoušek, byly zvoleny parametry, kterými se svařovaly vzorky skupiny A.

Zvolené parametry z první části experimentu jsou:

- výkon: $P = 5000\text{W}$,
- optický systém: s čočkou se spotem o $\varnothing 0,4\text{ mm}$,
- rychlost svařování: $v = 0,7\text{ mm/s}$.

Pro druhou část experimentu byly vybrány dva typy zkušebních sestav, a to zkušební sestavy pro cyklické zkoušky střídavým ohybem a zkušební sestavy pro torzní cyklické kmitání.

Pro svařování těchto sestav byly použity nejprve parametry, které vyplynuly z první části experimentu. Při procesu svařování však došlo k problémům s provařením do kořene svaru, a proto bylo nutné parametry svařování změnit tak, aby byly tyto problémy eliminovány.

Příčin neprovaření kořene může být více. Jedna z příčin může být nepřesná pozice laserového paprsku vůči svařenci. Další příčinou může být vyšší odvod tepla materiálu v „postiženém místě“. K neprůvaru došlo vždy ze spodu v místě osy středové části, kde je nejmenší úhel mezi svařovanými částmi a kde je tudíž nejvíce materiálu, který poté snadněji odvádí teplo. Aby došlo k eliminaci tohoto vlivu, bylo by vhodné konstrukčně upravit svařenec, popř. posunout svar od tohoto místa.

Jelikož se při změně parametrů při použití ani jednoho laserového optického systému z první části experimentu nepodařilo kořen provařit, přistoupilo se k výměně laserového optického systému a k hledání nových parametrů.

Při optimalizaci parametrů bylo využito poznatků z první části experimentu, kde bylo zjištěno, že širší svarový spoj vykazuje lepší mechanické i únavové vlastnosti. Bylo vyzkoušeno několik parametrů, jejichž účelem bylo najít kompromis mezi parametry, které by umožnily jak provaření až do kořene svaru, tak aby byly splněny požadavky, které byly určeny na začátku projektu, a také aby bylo využito poznatků z prvního experimentu.

Po několika pokusech, kdy se nepodařilo provařit kořen svaru, byla nutná záměna optického systému. Byl zvolen optický systém s širším spotem $1,2\text{ mm}$, tzn. s čočkou s fokusační vzdáleností 200 mm . Při změně optického systému bylo ovšem nutné optimalizovat i výkon a rychlost svařování. Větší spot zajišťuje větší rozostření laserového paprsku a ovlivnění větší plochu. Postupně se hledaly optimální vlastnosti. Cílem hledání optimálních vlastností bylo zajištění provaření až do kořene svaru, co možná největší rychlost svařování a optimální šířka svarového spoje. Optimální šířka svarového spoje se volila tak, aby byla co možná nejširší s ohledem na provaření, což se ukázalo být optimální v první části experimentu. Měla by být zároveň ale i taková, aby laserový paprsek zbytečně tepelně neovlivňoval základní materiál mimo oblast svařování, hlavně v kritickém místě „vyosení“ klikové hřídele.

Nově zvolené parametry tedy byly:

- výkon: $P = 3500\text{ W}$,
- optický systém: s čočkou se spotem o $\varnothing 1,2\text{ mm}$, fokusační vzdálenost 200 mm ,
- rychlost svařování: $v = 0,5\text{ m/min}$.

Po svaření pomocí výše uvedených parametrů byly vyzkoušeny dvě sestavy na torzní cyklické zkoušky a jedna sestava na cyklickou zkoušku střídavým ohybem.

Při těchto zkouškách došlo k lomům relativně brzy, a to po 765868 a po 1711800 cyklech u torzní cyklické zkoušky a po 480400 cyklech u cyklické zkoušky ohybem. K lomu došlo vždy v kritickém místě vyosení, kde byl zároveň umístěn start a konec svařování.

Příčin k iniciaci lomu v tomto místě bylo více. K lomu v tomto úseku přispělo jednak nejvyšší namáhání v tomto místě a jednak vznikající vrub na konci svařování, který byl nešťastně umístěn také v tomto místě.

Z těchto důvodů bylo opět nutné změnit parametry a eliminovat tyto příčiny.

Začátek a konec svaru byl posunut mimo tuto oblast a svařovací proces byl rozdělen do dvou kroků. První krok vedl k provaření až do kořene svaru. Druhý krok byl zvolen z důvodu povrchové úpravy svaru, tzn. rozlití a zahlázení vzniklého zápalu, eliminace vrubu a geometrické homogenizace svaru. Druhý krok byl optimalizován tak, aby již nezasahoval do jádra svaru, ale jen povrchově upravil hlavu svaru. Toho se docílilo mírným rozostřením laseru paprsku. Paprsek laseru se „rozostřil“ zvětšením vzdálenosti čočky od povrchu, tj. optickou vzdáleností, která se zvolila 210 mm.

Zvolené parametry:

1. krok:

- výkon: 3500 W,
- optická vzdálenost: 200 mm,
- rychlost svařování: 0,5 mm/min,

2. krok:

- výkon: 3500 W,
- optická vzdálenost: 210 mm,
- rychlost svařování: 0,5 mm/min.

Po této optimalizaci následovalo svaření zkušebních sestav (vždy po deseti zkušebních sestavách pro zkoušky torzním kmitáním a pro cyklické ohybové zkoušky).

Vzorky č. 3, 4 a 5 jsou svařovány pomocí výše uvedených parametrů svařování. U vzorku č. 3 dosahuje počet kmitů do lomu 3794300, což je hodnota srovnatelná s hodnotami kovaných vzorků. Vzorek č. 4 dosahuje hodnoty 5145400, což je hodnota, která převyšuje hodnoty kovaných vzorků. Kované vzorky zkoušené stejným způsobem zkoušení vykazovaly počty kmitů do lomu u tří vzorků přibližně okolo 4000000. Vzorek č. 5 nebyl odzkoušen z důvodu problémů při uchycování do přípravku zkušebního zařízení.

U ohybových cyklických zkoušek u zkušebních sestav č. 2 a č. 3, které byly svařovány pomocí výše uvedených parametrů, dosahovaly hodnoty počty cyklů do lomu 1150000 a 8000000. Obě zkušební sestavy (č. 2 a č. 3) vysoce převyšují počty cyklů do lomu při ohybových cyklických zkouškách u kovaných vzorků, které se pohybují od 450800 do 720600 cyklů.

Vzhledem k tomu, že výsledky svařených zkušebních sestav ze zkoušek torzního kmitání i z cyklických zkoušek střídavým ohybem byly minimálně srovnatelné s výsledky celokovaných vzorků, byl výsledný režim svařovacího procesu schválen. Z tohoto důvodu bylo možné uzavřít druhou část experimentu.

Na závěr experimentu byl svařen prototyp celé klikové hřídele, s kterým nyní výzkum pokračuje.

14 Závěr

Diplomová práce je součástí projektu z oblasti automobilového průmyslu, který se zabývá záměnou celokované klikové hřídele klikovou hřídelí svařovanou. V tomto projektu bylo nejprve navrženo několik konstrukčních řešení, které byly propočítávány a simulovány a z těchto výsledků vyplynulo řešení, jehož funkčnost prověřilo experimentální řešení, které je nezbytnou součástí každého vývoje nové komponenty.

Tato práce se tedy zabývá aplikací laserového svařování pro svařovanou klikovou hřídel pro automobilový průmysl, která se skládá z pěti částí. Tři části jsou z kovaného materiálu TL 1438 a dvě části jsou z předem svařené trubky z plechů z komplex-fázové oceli CP-W800. Jedná se tedy o návrh heterogenního laserového svaru, který je navíc cyklicky namáhán.

Experiment byl rozdělen do dvou částí. Cílem první části experimentu bylo najít výhodnější laserový optický systém a lepší parametry pro svařování. Toho bylo poté využito v druhé části experimentu. Z první části experimentu byl vybrán laserový optický systém s velikostí průměru spotu laserového paprsku 0,4 mm (včetně příslušných parametrů). Cílem druhé části byla optimalizace parametrů získaných z první části experimentu a svaření reálných částí klikových hřídelí, které se zkoušely destruktivními metodami. Těmito destruktivními metodami byly zkoušky torzního kmitání a zkoušky střídavým ohybem.

Nejprve bylo provedeno svaření zkušebních sestav pomocí parametrů z první části experimentu. Při rozřezání těchto vzorků bylo zjištěno, že se nepodařilo provařit kořen svaru, a proto bylo nutné tyto podmínky změnit. Byla nutná změna laserového optického systému, a proto byl zvolen jiný optický systém s širším spotem. Při změně optického systému bylo nutné optimalizovat i výkon a rychlost svařování. Těmito parametry se poté svařily první zkušební sestavy.

Tyto zkušební sestavy, byly podrobeny příslušným zkouškám, při kterých se zjistilo, že počet cyklů do lomu není ideální. Problém s provařením byl v kritickém místě „vyosení“, v kterém je zároveň nejvyšší namáhání a v kterém byl nešťastně umístěn začátek a konec svařování, což způsobovalo vznik vrubu.

Proto bylo nutné změnit opět proces svařování. Bylo změněno místo začátku a konce svařování a celý proces svařování byl rozdělen do dvou kroků. První krok vedl ke svaření částí a k provaření až do kořene svaru. Druhý krok vedl k úpravě a homogenizaci geometrie svarového spoje a k eliminaci vrubu, který vznikl na konci svaru.

Poté byly již svařeny zkušební sestavy. Výsledky z těchto zkoušek byly srovnatelné s výsledky celokovaných vzorků, některé je dokonce vysoce předčily. Zadavatel projektu byl po těchto zkouškách spokojen, a proto bylo rozhodnuto o svaření prototypu svařované klikové hřídele.

V rámci diplomové práce:

- byly navrženy parametry, díky kterým svařované zkušební sestavy částí klikových hřídelí vykazovaly srovnatelných či dokonce lepších výsledků než vzorky celokované,
- byla potvrzena možnost použití komplex-fázových ocelí ve svařovaných cyklicky namáhaných konstrukcích.

Je tedy možné považovat cíle diplomové práce za splněné.

Použitá literatura

- [1] ION, John C. *Laser processing of engineering materials: principles, procedure and industrial application*. Amsterdam: Elsevier/Butterworth-Heinemann, 2005, xviii, 556 p. ISBN 0750660791
- [2] KOVAŘÍK, Rudolf a František ČERNÝ. *Technologie svařování*. 2. vyd. Plzeň: Západočeská univerzita, 2000, iv, 186 s. ISBN 80-708-2697-5.
- [3] DULEY, W. *Laser welding*. New York: Wiley, c1999, ix, 251 p. ISBN 04-712-4679-4.
- [4] JEFIMOVIČ, Emil a Ivan ŠTOLL (překl.). *Lasery a optikoelektronika*. 1. Praha: Panorama praha, 1989. ISBN 505-21-825.
- [5] KOŘÁN, P. *Základní princip laseru a jejich dělení* [online]. Praha: Lao.cz, 2011, 15.3.2011 [cit. 2015-12-03]. Dostupné z: <http://www.lao.cz/lao-info-49/serial-na-tema-lasery---zakladni-princip-laseru-127>
- [6] HÁBOVČÍK, Peter. *Lasery a fotodetektory*. 1. vyd. Bratislava: Alfa, vydavateľstvo technickej a ekonomickej literatúry, 1990, 318 s. Edícia elektrotechnickej literatúry. ISBN 80-050-0526-1.
- [7] ROSS, Dieter. *Laser: Lichtverstärker und Oszillatoren*. 1. Frankfurt, 1966.
- [8] KOŘÁN, P. *Hlavní typy laserů* [online]. Praha: Lao.cz, 2011, 15.3.2011 [cit. 2015-12-03]. Dostupné z: <http://www.lao.cz/lao-info-49/serial-na-tema-lasery---hlavni-typy-laseru-pouzivanych-v-prumyslu-128>
- [9] SEPOLD, G a M GRUPP. *Laser Material Processing - Quo vadis? BIAS-Bremen Institute of Applied Beam Technology*. Bremen, 2010, : 12.
- [10] BAX, Benjamin. *Laser Welding of Cabide Free Bainitic Steel*. Lulea, 2009. Master's Thesis.
- [11] KENDER, Štefan. *Progresívne metódy zvarovania - zvarovanie laserom. Transfer inovácií*. 2004, : 4.
- [12] KOŘÁN, P. *Laserové svařování* [online]. Praha: Lao.cz, 2013 [cit. 2015-12-03]. Dostupné z: <http://www.lao.cz/lao-info-49/serial-na-tema-lasery---laserove-svarovani-i-laser-welding-134>
- [13] MAGAŠ, Martin, Renáta PATVAROŠOVÁ, Milan TURŇA, Jiří DUNOVSKÝ a Peter CISAŘOVSKÝ. *Zvárание roznych kovov vysokovýkonovými lasermi. Metal*. Hradec nad Moravicí, 2006, **2006**: 8
- [14] KVASNA, Luboš, Pavol KOVACÓCY, Milan TURNA a Petra REMENOVÁ. *Vplyv fokusácie na geometriu zvaru Cr-Ni nehrdzavejúcich ocelí pri zvaraní laserovým lúcom. METAL*. **2006**: 5
- [15] REMENOVÁ, Petra, Milan TURNA a Luboš KVASNA. *Zvárание nezelezných kovov laserovým lúcom. Metal*. 2004, : 5.
- [16] HRIVŇÁK, Ivan. *Zvárание a zvariteľnosť materiálov*. 1. vyd. V Bratislave: Slovenská technická univerzita, 2009, 486 s. Edícia vysokoškolských učebníc. ISBN 978-80-227-3167-6.

- [17] TURŇA, Milan a Pavel KOVAČÓCY. *Zváranie laserovým lúčom*. 1. vyd. V Bratislave: Vydavateľstvo STU, 2003, 90 s. Edícia monografií. ISBN 80-227-1921-8.
- [18] STEEN, W a J MAZUMDER. *Laser Material Processing*. 4th Edition. London: Springer, 2010, xvii, 558 pages. ISBN 978-184-9960-618.
- [19] KOU, Sindo. *Welding metallurgy*. 2nd ed. Hoboken, N.J.: Wiley-Interscience, c2003, xiv, 461 p. ISBN 04-714-3491-4.
- [20] *ASM Handbook. Volume 19: Fatigue and Fracture*. 1 ed. S.l.: ASM International, 1996, 1057 s. ISBN 0-87170-385-8.
- [21] SKÁLOVÁ, Jana, Rudolf KOVAŘÍK a Vladimír BENEDIKT. *Základní zkoušky kovových materiálů*. 3. vyd. Plzeň: Západočeská univerzita, 2000, 175 s. ISBN 80-708-2623-1.
- [22] KOUTSKÝ, Jaroslav, František JANDOŠ a Vojtech KAREL. *Lomy ocelových částí*. 1. vyd. Praha: Státní nakladatelství technické literatury, 1976, 345 s.
- [23] KLESNIL, Mirko a Petr LUKÁŠ. *Únava kovových materiálů při mechanickém namáhání*. 1. vyd. Praha: Academia, 1975, 222 s. Fyzikálně metalurgická řada
- [24] BĚHÁLEK, Luboš. *Polymery*. Svitavy, 2015. ISBN 978-80-88058-68-7.
- [25] Vznik lomu. *LTmetal.net* [online]. 2010 [cit. 2015-12-03]. Dostupné z: <http://www.ltmatal.net/teoria/vznik-lomu/>
- [26] PACHOLKOVÁ, Šárka a Jindřich PEŠA. *MOŽNOSTI VÝROBY DVOUFÁZOVÝCH FERITICKO- MARTENZITICKÝCH OCELÍ V NH, a.s* [online]. 2014, : 8 [cit. 2015-12-03]. Dostupné z: http://konsys-t.tanger.cz/files/proceedings/metal_00/papers/241.pdf
- [27] ESQUIVEL, A.S, S.S NAYAK, M.S XIA a Y ZHOU. Microstruktura, hardness and tensile properties of fusion zone in laser welding of advanced high strength steels. *Canadian Metallurgical Quarterly*. 2012, : 8.
- [28] Advanced High Strength Steels Application Guidelines. *Worldautosteel* [online]. 2015 [cit. 2015-12-03]. Dostupné z: www.worldautosteel.org/steel-basics/automotive-steel-definitions/
- [29] BOYER, Howard E. *Atlas of fatigue curves*. Metals Park, Ohio: American Society for Metals, c1986, xvii, 518 p. ISBN 0871702142.
- [30] RIZZI, P, S BELLINGERI, F MASSIMINO, D BALDISSIN a L BATTEZZATI. Microstruktura in laser welded high strength steels. *IOP PublishingLtd*. 2009.
- [31] KIM, C.H, J.K CHOI, M.J KANG a Y.D PARK. A study on the CO2 laser welding characteristics of high strength steel up to 1500 MPa for automobil application. *Jmme*. 2010, (39): 8.
- [32] Welding of HSLA Steels. *TWI* [online]. Cambridge, 2015 [cit. 2015-12-03]. Dostupné z: <http://www.twi-global.com/technical-knowledge/job-knowledge/welding-of-hsla-steels-098/>
- [33] ZAJÍČEK, Miroslav. *Technologie svařování mikrolegovaných ocelí DOMEX 700MC*. Plzeň, 2011. Diplomová.

Seznam obrázků, tabulek a grafů

Seznam obrázků

Obr. 1 Svarový spoj [1]	7
Obr. 2 Schéma laseru [5]	8
Obr. 3 Základní přehled laserů [8]	10
Obr. 4 Svařování povrchové a svařování hlubokou penetrací [12]	12
Obr. 5 Vliv fokusace laserového svazku [14]	12
Obr. 6 Průměr stopy paprsku [11]	13
Obr. 7 Příklady možných zatížení [24]	15
Obr. 8 Symetrický průběh cyklického zatěžování [23]	15
Obr. 9 Míjivý průběh cyklického zatěžování [23]	15
Obr. 10 Stádia únavového porušování [23]	16
Obr. 11 Únavová lomová plocha [25]	17
Obr. 12 Závislost meze pevnosti a meze kluzu na objemovém podílu martenzitu v DP oceli [26]	20
Obr. 13 Graf závislosti velikosti cyklického zatížení na počtu cyklů do lomu [29]	22
Obr. 14 Graf závislosti torzního zatížení na počtu cyklů do lomu [29]	22
Obr. 15 Graf závislosti amplitudy cyklického zatížení na počtu cyklů do lomu [29]	23
Obr. 16 Graf závislosti na velikosti cyklického namáhání v ohybu na cyklech do lomu [29]	23
Obr. 17 Porovnání chování svařovaných a nesvařovaných HSLA ocelí při cyklickém tahovém namáhání [29]	24
Obr. 18 Porovnání svařených a nesvařených HSLA ocelí v grafu závislosti změny zatížení (TLAK) na počtu cyklů do lomu [29]	24
Obr. 19 Porovnání vlivu geometrie svaru v grafu závislosti velikosti cyklické síly na počtu cyklů do lomu [29]	25
Obr. 20 Průběh tvrdostí napříč svarovým spojem [27]	28
Obr. 21 Lineární závislost tvrdosti na uhlíkovém ekvivalentu [27]	28
Obr. 22 Lin. závislost meze pevnosti v tahu na uhlíkovém ekvivalentu [27]	28
Obr. 23 Ukázka svařence klikové hřídele	31
Obr. 24 Výřez výkresové dokumentace pro část svařence z CP oceli	32
Obr. 25 Výřez výkresové dokumentace pro kovanou část svařence	32
Obr. 26 Ukázka hledání parametrů laserového svařování	36
Obr. 27 Ukázka svařených vzorků	37
Obr. 28 Vzorky po tahových zkouškách	38
Obr. 29 Lomové plochy vzorků po tahových zkouškách	39
Obr. 30 Mikrostruktura svarových spojů skupin A (nahore) a B (dole)	40
Obr. 31 Mikrostruktura ZM TL 1438 (vlevo) a postupný přechod do TOO (vpravo)	40
Obr. 32 Mikrostruktura TOO blíže kované oceli (vlevo) a postupný přechod do svarového kovu (vpravo)	41
Obr. 33 Mikrostruktura svarového kovu	41
Obr. 34 Mikrostruktura svarového kovu (vlevo), oblast natavení (uprostřed), TOO blíže k CP oceli (vpravo)	42
Obr. 35 Mikrostruktura TOO blíže CP oceli (vlevo), oblast základního materiálu CP oceli (vpravo)	42

Obr. 36 Mikrostruktura základního materiálu CP oceli (vpravo).....	43
Obr. 37 Přechod ze základního materiálu CP oceli (dole) přes TOO (uprostřed) do svarového kovu (nahore).	44
Obr. 38 Ukázka měření mikrotvrdosti na vzorku A10.....	47
Obr. 39 Ukázka měření mikrotvrdosti na vzorku B10.....	47
Obr. 40 Zkušební zařízení pro cyklické zkoušky	52
Obr. 41 Uchycení vzorku pro cyklické namáhání ve zkušebním zařízení	53
Obr. 42 Detail únavové trhliny vzniklé v oblasti kované oceli TL 1438.....	55
Obr. 43 Výkresová dokumentace zkušební sestavy určené pro cyklické zkoušení torzním kmitáním.....	56
Obr. 44 Výkresová dokumentace zkušební sestavy určené pro cyklické zkoušení střídavým ohybem.....	56
Obr. 45 Ukázka lomu v kritickém místě svařované sestvy	58
Obr. 46 Ukázka cyklického lomu	59
Obr. 47 Ukázka svaru po prvním kroku (zde je patrný „propad“ na konci obvodového svaru).....	60
Obr. 48 Ukázka svaru po druhém kroku (hladký povrch).....	60
Obr. 49 Svařování zkušební sestavy pro cyklické zkoušky střídavým ohybem.....	61
Obr. 50 Svařované zkušební sestavy pro zkoušky torzním kmitáním	62
Obr. 51 Únavový lom.....	64
Obr. 52 Únavový lom, který je iniciován před koncem svaru.....	64
Obr. 53 Ukázka svařování klikové hřídele, která je upnuta v přípravku pro svařování „vyosení“	65
Obr. 54 Ukázka svařování klikové hřídele	66

Seznam tabulek

Tab. 1 Chemické složení oceli CP W 800.....	33
Tab. 2 Mechanické vlastnosti oceli CP W800.....	33
Tab. 3 Chemické složení oceli TL 1438	33
Tab. 4 Mechanické hodnoty oceli TL 1438.....	34
Tab. 5 Parametry laserového svařování použité pro jednotlivé skupiny vzorků	37
Tab. 6 Rozdělení vzorků	38
Tab. 7 Tabulka rozměrů a výsledků z tahových zkoušek vzorků skupin A a B.....	39
Tab. 8 Hodnoty mikrotvrdosti v jednotlivých bodech vzorku A10	45
Tab. 9 Hodnoty mikrotvrdosti v jednotlivých bodech vzorku B10	45
Tab. 10 Spočítaná plošná hustota výkonu a vnesené teplo pro jednotlivé skupiny vzorků.....	46
Tab. 11 Tabulka počtu cyklů do lomu pro jednotlivé vzorky skupiny A.....	53
Tab. 12 Tabulka počtu cyklů do lomu pro jednotlivé vzorky skupiny B.....	54
Tab. 13 Parametry po první části experimentu.....	57
Tab. 14 Nově zvolené parametry z důvodu neprovaření kořene s parametry z první části experimentu	58
Tab. 15 Výsledné parametry pro laserové svařování	61
Tab. 16 Torzní cyklické zkoušky.....	62
Tab. 17 Cyklické ohybové zkoušky svařovaných zkušebních sestav	63
Tab. 18 Cyklické ohybové zkoušky celokovaných vzorků	63

Seznam grafů

Graf 1: Graf výsledku tahových zkoušek pro vzorky skupin A a B	39
Graf 2: Průběh mikrotvrlosti v závislosti na vzdálenosti od středu svarového spoje na vzorku A10.....	45
Graf 3: Průběh mikrotvrlosti v závislosti na vzdálenosti od středu svarového spoje na vzorku B10.....	46
Graf 4: Průběh tvrdosti ze ZM TL 1438 ke svaru na začátku svaru	48
Graf 5: Průběh tvrdosti ze ZM TL 1438 ke svaru na konci svaru	48
Graf 6: Průběh tvrdosti ze ZM CPW-800 ke svaru na začátku svaru	49
Graf 7: Průběh tvrdosti ze ZM CPW-800 ke svaru na konci svaru	49
Graf 8: Průběh tvrdosti ze ZM TL 1438 do svaru na začátku svaru (měřeno na straně paty svaru)	50
Graf 9: Průběh tvrdosti ze ZM TL 1438 ke svaru na konci svaru (měřeno na straně paty svaru)	50
Graf 10: Průběh tvrdosti ze ZM CPW-800 ke svaru na začátku svaru (měřeno na straně paty svaru)	51
Graf 11: Průběh tvrdosti ze ZM CPW-800 ke svaru na konci svaru (měřeno na straně paty svaru)	51
Graf 12: Graf cyklických zkoušek střídavým symetrickým ohybem pro skupiny vzorků A a B.....	54