

ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI
FAKULTA STROJNÍ

Studijní program: N0715A270014 - Materiálové inženýrství a výrobní technologie

Studijní specializace: Bez specializace

DIPLOMOVÁ PRÁCE

Úprava povrchových vlastností austenitických ocelí s ohledem na korozní odolnost

Autor: Bc. Jana Zavitkovská

Vedoucí práce: Ing. Petr Beneš, Ph.D.

Akademický rok 2020/2021

ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI

Fakulta strojní

Akademický rok: 2020/2021

ZADÁNÍ DIPLOMOVÉ PRÁCE

(projektu, uměleckého díla, uměleckého výkonu)

Jméno a příjmení: **Bc. Jana ZAVITKOVSKÁ**
Osobní číslo: **S20N0043K**
Studijní program: **N0715A270014 Materiálové inženýrství a výrobní technologie**
Studijní obor: **Materiálové inženýrství a výrobní technologie**
Téma práce: **Úprava povrchových vlastností austenitických ocelí s ohledem na korozní odolnost**
Zadávací katedra: **Katedra materiálu a strojírenské metalurgie**

Zásady pro vypracování

1. Princip a využití technologie Laser Shock Peening
2. Korozní odolnost ušlechtilých ocelí
3. Korozní odolnost oceli 08CH18N10T
4. Mechanismus korozního praskání a jeho potlačení u ocelí
5. Experimentální program na vybraných materiálech
6. Diskuse výsledků
7. Závěr

Rozsah diplomové práce: **50-60 stran**
Rozsah grafických prací: **fotodokumentace, obrázky**
Forma zpracování diplomové práce: **tištěná/elektronická**

Seznam doporučené literatury:

K. Ding, L. Ye, Laser Shock Peening, *Performance and Process Simulation* Woodhead Publishing, ISBN: 9781855739291, 2006

CLAURER A.H., GREGORY J.K., RACK H.J., EYLON D., *Laser shock peening for fatigue resistanc, In: Surface Performance of Titaniu., Warrendale, str. 217 – 230, 1996.*

Materials Reliability Program: Technical Basis for Primary Water Stress Corrosion Cracking Mitigation by Surface Stress Improvement, (MRP-267, Revision 2), EPRI Project, July 2016

Vedoucí diplomové práce: **Ing. Petr Beneš, Ph.D.**
Katedra materiálu a strojírenské metalurgie
Konzultant diplomové práce: **Ing. Zbyněk Špirit**
Katedra materiálu a strojírenské metalurgie

Datum zadání diplomové práce: **6. října 2020**
Termín odevzdání diplomové práce: **28. května 2021**



Doc. Ing. Milan Edl, Ph.D.
děkan

Prof. Dr. Ing. Antonín Kříž, IWE
vedoucí katedry


V Plzni dne 6. října 2020

Prohlášení o autorství

Předkládám tímto k posouzení a obhajobě diplomovou práci, zpracovanou na závěr 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: 25.5. 2021



.....
podpis autora

ANOTAČNÍ LIST DIPLOMOVÉ PRÁCE

AUTOR	Příjmení Zavítkovská	Jméno Jana	
STUDIJNÍ PROGRAM	N0715A270014 - Materiálové inženýrství a výrobní technologie		
VEDOUCÍ PRÁCE	Příjmení (včetně titulů) Ing. Beneš, Ph.D	Jméno Petr	
PRACOVISŤE	ZČU - FST - KMM		
DRUH PRÁCE	DIPLOMOVÁ	BAKALÁŘSKÁ	Nehodící se škrtněte
NÁZEV PRÁCE	Úprava povrchových vlastností austenitických ocelí s ohledem na korozní odolnost		

FAKULTA	strojní	KATEDRA	KMM	ROK ODEVZD.	2021
----------------	---------	----------------	-----	--------------------	------

POČET STRAN (A4 a ekvivalentů A4)

CELKEM	73	TEXTOVÁ ČÁST	66	GRAFICKÁ ČÁST	7
---------------	----	---------------------	----	----------------------	---

STRUČNÝ POPIS (MAX 10 ŘÁDEK) ZAMĚŘENÍ, TÉMA, CÍL POZNATKY A PŘÍNOSY	<p>Diplomová práce se zabývá úpravou povrchových vlastností austenitických ocelí technologií LSP. Při této technologii se do povrchové vrstvy vnáší zbytková tlaková napětí. Tato napětí zlepšují mechanické vlastnosti daného materiálu, ale také ovlivňují odolnost protikorozní praskání pod napětím. Práce zahrnuje ovlivnění austenitické oceli 08CHN10T technologií LSP, korozní zkoušky ve vroucím roztoku MgCl₂ a následné vyhodnocení těchto zkoušek.</p>
KLÍČOVÁ SLOVA ZPRAVIDLA JEDNOSLOVNÉ POJMY, KTERÉ VYSTIHUJÍ PODSTATU PRÁCE	<p>LSP, 08CH18N10T, koroze, korozní praskání pod napětím, zbytkové napětí, austenitická ocel,</p>

SUMMARY OF DIPLOMA SHEET

AUTHOR	Surname Zavitkovská	Name Jana		
STUDY PROGRAMME	N0715A270014 - Materials Science and Manufacturing Technology			
SUPERVISOR	Surname (Inclusive of Degrees) Ing. Beneš, Ph.D	Name Petr		
INSTITUTION	ZČU - FST - KMM			
TYPE OF WORK	DIPLOMA	BACHELOR	Delete when not applicable	
TITLE OF THE WORK	Surface properties modification of austenitic steels with regard to corrosion resistance			

FACULTY	Mechanical Engineering	DEPARTMENT	KMM	SUBMITTED IN	2021
----------------	------------------------	-------------------	-----	---------------------	------

NUMBER OF PAGES (A4 and eq. A4)

TOTALLY	73	TEXT PART	66	GRAPHICAL PART	7
----------------	----	------------------	----	-----------------------	---

BRIEF DESCRIPTION TOPIC, GOAL, RESULTS AND CONTRIBUTIONS	The diploma thesis deals with the modification of the surface properties of austenitic steels using LSP technology. With this technology, residual compressive stresses are introduced into the surface layer. These stresses improve the mechanical properties of the material, but also affect the resistance to corrosion cracking under stress. The work includes influencing austenitic steel 08CHN10T by LSP technology, corrosion tests in boiling MgCl ₂ solution and subsequent evaluation of these tests.
KEY WORDS	LSP, 08CH18N10T, corrosion, corrosion cracking, residual stress, austenitic steel

Poděkování

Ráda bych touto cestou poděkovala vedoucímu této diplomové práce panu Ing. Petrovi Benešovi, Ph.D. za odborné vedení, dále konzultantovi panu Ing. Zbyňkovi Špiritovi za odborné konzultace a vstřícnost, kolegovi Ing. Zdeňkovi Fulínovi za ochotu a cenné rady, pracovníkům Centra výzkumu Řež a HILASE Centra Dolní Břežany za pomoc při LSP, výrobě vzorků a při práci na SEM.

V neposlední řadě bych ráda poděkovala Ing. Tomášovi Trejbalovi, rodině a přátelům za jejich podporu při mém studiu.

Obsah

Přehled použitých zkratk a symbolů.....	10
1. Úvod.....	11
2. Princip a využití technologie LSP.....	11
2.1. Historie LSP.....	12
2.2 Princip technologie LSP.....	13
2.3. Procesní parametry.....	14
2.4. Účinky LSP.....	15
2.5. Změny v mikrostruktúře materiálu vyvolané technologií LSP.....	16
2.6. Vliv LSP na korozní vlastnosti a korozi pod napětím.....	17
2.7. Výhody a nevýhody technologie LSP.....	17
3. Korozní odolnost austenitických ocelí.....	18
3.1. Korozní napadení.....	18
3.1.1. Druhy koroze.....	18
3.2. Mechanismus korozního napadení korozi-vzdorných ocelí.....	20
3.3. Korozi-vzdorné oceli.....	21
3.4. Austenitické oceli.....	21
3.4.1. Mikrostruktura a mechanické vlastnosti austenitických ocelí.....	22
4. Korozní odolnost oceli 08CH18N10T.....	27
5. Mechanismus korozního praskání a jeho potlačení u ocelí.....	30
5.1. Definice korozního praskání.....	30
5.2. Stádium šíření – faktor intenzity napětí a rychlost šíření trhliny.....	32
5.3. Vliv struktury.....	33
5.4. Vliv materiálu.....	34
5.5. Vliv chemického složení.....	34
5.6. Působení tahových napětí.....	35
5.7. Zbytková napětí.....	35
5.8. Vliv prostředí.....	36
6. Experimentální program na vybraných materiálech.....	37
7. Použitý materiál pro experiment.....	37
7.1. Příprava zkušebních těles.....	38
8. Zpevnění povrchu materiálu technologií LSP.....	38
9. Zkouška korozního praskání pod napětím.....	40
9.1. Popis experimentu.....	40
9.1.1. Příprava vzorků.....	40

9.1.2. Použitá aparatura	42
9.2. Průběh zkoušky	43
9.3. Výsledky zkoušky korozního praskání pod napětím.....	50
9.3.1. Hodnocení topografie povrchu vzorků.....	50
9.4. Hodnocení průběhu trhlin na povrchu řezu jednotlivých vzorků.....	52
10. Měření mikrotvrdosti.....	56
10.1. Naměřené hodnoty	58
11. Diskuze výsledků	61
12. Závěr.....	63
13. Zdroje	64
PŘÍLOHA č.1	i

Přehled použitých zkratk a symbolů

LSP	Laser shock peening
Ms	Teplota počátku martenzitické deformace
Rp _{0,2}	Smluvní mez kluzu
SCC	Korozní praskání pod napětím
MKK	Mezikrystalová koroze
VVER	Vodo vodní energetický reaktor
pH	Vodíkový exponent

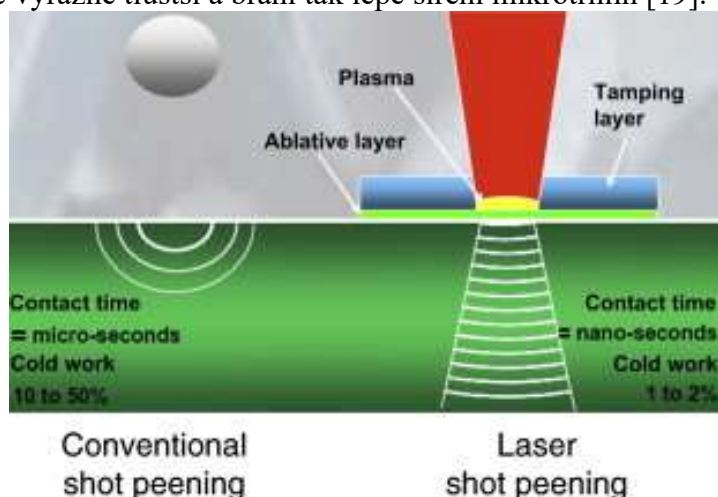
1. Úvod

Také austenitické oceli jsou ohroženy korozi a se stále rostoucími nároky na vysoce jakostní materiály se zvyšují nároky na vznik nových výrobních technologií, které mohou ovlivnit mechanické vlastnosti daného materiálu. Povrch materiálu má velký vliv na jeho funkčnost a jeho úpravou lze docílit, aby nedocházelo k jeho destrukci například vlivem koroze a procesů s ní spojených. Proto v posledních letech roste význam a využití laserových technologií. Tyto technologie, nahrazující dosud stále často využívané konvenční způsoby úpravy materiálu, mají vysokou kvalitu, výrobní rychlost, často i vysokou automatizaci. Jednou z nejnovějších technologií je Laser Shock Peening. Tento proces úpravy materiálu je obdobou kuličkování povrchu a je hlavně využíván k zpevňování povrchové vrstvy materiálu a tím prodloužení životnosti výrobků. Tato technologie vyvolává v povrchu a v podpovrchové vrstvě materiálu zbytkové tlakové napětí a které přispívá ke zlepšení mechanických vlastností, především zvýšení meze únavy materiálu a ovlivnění korozního praskání.

2. Princip a využití technologie LSP

Laser Shock Peening (LSP) je jedna z moderních a aktuálně nejprogresivněji se vyvíjejících průmyslových technologií dokončování povrchu bez úběru materiálu, kterou lze výrazně zlepšit mechanické vlastnosti namáhaných kovových součástí a materiálů. Jde o proces, při kterém dochází ke zpevňování povrchu materiálu pulzním laserovým svazkem. Laserový impuls generuje po dopadu na povrch součásti silnou kompresní rázovou vlnu. Ta se šíří materiálem a vytváří zbytková napětí na povrchu materiálu. Tyto kompresní zbytková napětí, která vznikají při LSP, jsou ve srovnání s klasickými metodami (kuličkováním) zpravidla až desetkrát hlubší, a tedy i efektivněji zvyšují odolnost proti poruchám, jako jsou např. korozní praskání nebo kavitace viz obr. 1.

Rozdíl je ale právě i v tom, že konvenčními metodami se zpevňuje celý povrch součásti maximálně do hloubky 0,2 mm, zatímco u LSP se zpracovává pouze předem vytipovaná oblast, kde předpokládáme, že může dojít k lomu. Laser totiž vytvoří zpevněnou vrstvu hlubokou i přes 1 mm, a jestliže by se využíval na celou plochu povrchu, docházelo by k deformaci součásti. Zpevněná vrstva je výrazně tlustší a brání tak lépe šíření mikrotrhlin [19].



Obr. 1: Rozdíl v ovlivnění povrchu kuličkováním a technologií LSP [20]

LSP lze modifikovat různorodé materiály, jako je austenitická ocel, slitiny titanu, niklu, hliníku nebo také na jiné kovy a jejich slitiny, které mají zvýšenou pevnost a tvrdost, lehké slitiny, tenké vrstvy. Jelikož touto metodou lze dosáhnout hlubších zbytkových napětí v povrchu materiálu, tak se tato technologie nyní stává náhradou konvenčních technologií, které vnášejí tlaková zbytková napětí do povrchu materiálu. Jsou to např. kuličkování, válečkování, tryskání balotinou (skleněné kuličky) nebo hlazení diamantem [19].

LSP také poskytuje lepší rozměrovou stálost a drsnost povrchu. Proto je možné v některých případech vynechat dokončování broušením, zvláště pro aplikace, kde jsou zvýšené požadavky na odolnost proti opotřebení nebo zatížené cyklickým namáháním. Pro možnost polohovat laser, lze touto technologií opracovávat tvary se složitou geometrií, jako jsou drážky nebo prohlubně, což nelze běžně opracovávat kuličkováním. Laserem lze zaměřit pouze vytyčená místa, bez nutnosti zakrytí okolí, jenž nemá být zpracováno. Tento proces se začíná uplatňovat i ve vývoji zlepšení vlastností součástek s tenkými vrstvami. [1] [2] [4].

Pro tyto schopnosti nalézá tato technologie praktické využití hlavně při náročných aplikacích zejména v energetice, v kosmickém a leteckém průmyslu k ošetření lopatek turbín v proudových motorech, které jsou při vzletu a přistávání vystaveny nasáváním cizích předmětů do motoru, což způsobuje poškození lopatek a snižuje jejich životnost. Používá se dále v elektrárnách, pro lopatky turbín, ventilátorů a kompresorů, na součásti rotorů, ložisek a ozubení, na části jaderných reaktorů a jiných komponent v jaderné energetice. Pomocí LSP jsou ošetřovány svarové spoje, které z konstrukčního hlediska představují vrub. Technologie je využívána také v automobilovém a zbrojním průmyslu. Potenciální oblast využití je ve zdravotnictví – pro ortopedické implantáty [1] [2] [4] [19].

2.1. Historie LSP

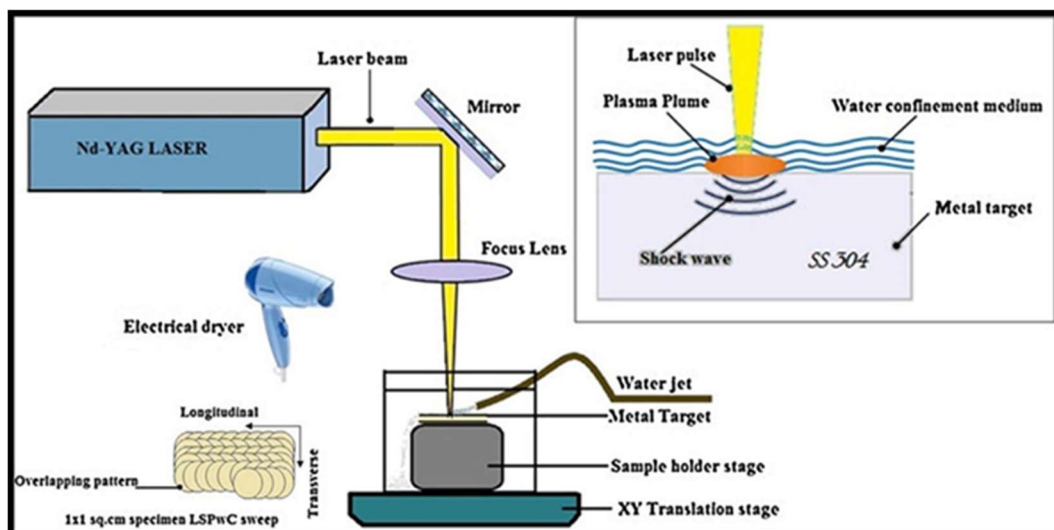
Na počátku 60. let bylo objeveno, že pulzní laserový paprsek na úrovni nanosekund může vytvořit účinnou rázovou vlnu v kovových materiálech. Počáteční studie využití pulsního laseru na povrch materiálu byly provedeny v amerických laboratořích Battelle Columbus Laboratories ve Spojených státech amerických v roce 1968. Následně byly prováděny pokusy v laboratořích Evropských institutů CLFA (Cooperation Laser Franco-Allemande-Arcueil Cedex), LALP (Laboratoire d'Application des Lasers de Puissance-Arcueil Cedex) a LULI (Laboratoire d'Utilisation des Lasers Intenses-Ecole Polytechnique, Palaiseau Cedex), z důvodů dalšího výzkumu využitelnosti procesu LSP v průmyslu.

Laser Shock Peening se stal známým v průmyslu prostřednictvím dvou klíčových patentů. První patent byl registrován se spojených státech společností Industrial Materials Limited v roce 1973. Druhý patent byl registrován Americkou společností armádního výzkumu v roce 1983. Následně v letech 1996 až 2001 bylo připsáno dalších 23 amerických patentů týkajících se LSP společnosti General Electric [2]. V roce 1991 pak společnost TOSHIBA uskutečnila pomocí technologie LSP jedno z prvních zpevnění povrchu u svých tlakovodních reaktorů VVR a v roce 2000 vyvinula zařízení na zpracování svarů v reaktoru jaderné elektrárny touto technologií [19].

2.2 Princip technologie LSP

LSP technologie je založena na interakci pulsního laseru s povrchem materiálu nebo ablační vrstvou, při kterém dochází ke vzniku vysokotlaké plazmy, která způsobí plastickou deformaci materiálu a vznik tlakových napětí na povrchu a pod povrchem materiálu. Tyto vlny plasticky deformují povrch a tlaková napětí jsou přenášena do vrstev pod povrchem. Dynamické napětí je nejvyšší na povrchu zpracovávaného materiálu a snižuje se směrem do jeho hloubky. Když velikost tlaku na povrchu materiálu překročí dynamickou mez kluzu kovu, dojde k plastické deformaci [2].

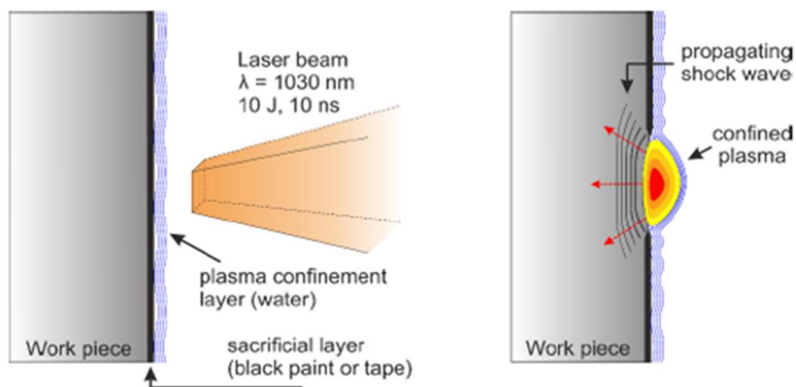
Pro generování rázové vlny laserem musí být splněno několik požadavků. Jedním z nich je, že cílový povrch musí být pokryt absorpční vrstvou. Tato vrstva se působením laseru odpařuje a vytváří plazma na povrchu a tím i tlak po dobu působení laseru a krátce po něm. Absorpční vrstva zabraňuje tavení a laserové ablací základního materiálu, díky tomu dochází k zachování vysoké kvality povrchu. Technologie lze použít i bez absorpční vrstvy, ale nedochází k efektivní přeměně energie laseru na rázovou vlnu procházející materiálem a povrch materiálu nese známky poškození plazmatem. Tato vrstva může být z hliníku, mědi, olova, vinylové pásky, zinku nebo nanášena jako černá barva. Experimentálně bylo zjištěno, že vrstva černé barvy má nejlepší schopnost absorpce laserového záření. Téměř 100 % energie laseru absorbuje černá barva ve srovnání s 80 % absorpcí hliníku. Pokud je součást zpracována za použití pásky nebo barvy, téměř 100 % intenzity laseru je tedy využito na generování plazmatu. Aby se zabránilo expanzi plazmatu pryč z povrchu materiálu, je nutné použití transparentní překrývající vrstvy. Udržení plazmatu na povrchu výrazně zvyšuje intenzitu rázové vlny. Tato překrývající vrstva, také známá jako bonding médium, může být voda, křemenná skla, borosilikátová skla, olovnatá skla, plexiskla nebo silikonové pryže. Volba bonding média závisí na aplikaci, podkladovém materiálu, hustotě a akustické rychlosti. [2]. Princip technologie LSP je na obr. 2.



Obr. 2: Princip technologie LSP [16]

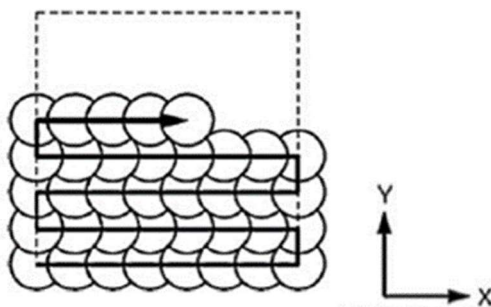
2.3. Procesní parametry

Účinnost technologie LSP závisí na vlastnostech materiálu zpracovávané součásti, parametrech laseru i na vlastnostech absorpční vrstvy. Hlavními požadavky pro použití technologie je Q-spínaný laserový systém na bázi neodymu nebo yterbia. Použity mohou být různé vlnové délky laseru, například 1064 nm (infra-červená), 532 nm (zelená) a 355 nm (ultrafialová). Doba trvání tlaku rázové vlny (délka pulsu laseru) se obvykle pohybuje v rozmezí od 10 do 100 ns s energií většinou 1-10 J v pulsu a velikost spotu (průměr) laserového svazku dopadajícího na součást je 1-6 mm viz obr. 3 [9] [2].

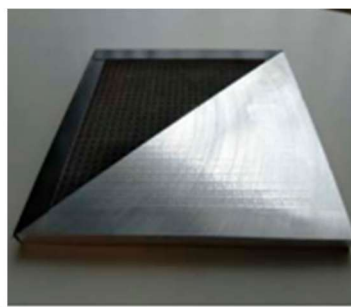


Obr. 3: Procesní parametry a princip LSP [16]

Profil svazku může být kruhový, eliptický, obdélníkový, více úhelníkový. Nejlepším profilem se ale ukázalo použití kruhového tvaru, jenž vykazuje lepší rovnoměrnost intenzity a dobrou možnost překrývání jednotlivých pulsů viz obr. 4 [9] [2]. Na obr. 5 je vidět ukázka různých struktur povrchů při využití technologie LSP.



Obr. 4: Kruhový tvar pulsu s jednotlivými překryvy [9].



Obr. 5: Ukázka různých struktur povrchů při využití technologie LSP [19]

Bylo zjištěno, že za účelem kvalitního zpracování ploch je navíc žádoucí plochu vytvářeného čtverce překrývat. Je to z toho důvodu, aby byla jistota, že je povrch zpracován celý, ale také kvůli snižování drsnosti. Když se totiž čtverce kladou těsně k sobě, vznikají mezi nimi mikrometrové výstupky, a musela by se proto používat ještě další dokončovací technologie [19].

Pro technologii je nutné použití frekvencí nižších než 1 kHz a intenzita výkonu I v rozmezí 0,1-106 GW / cm² (dle aplikace technologie).

Typické procesní parametry jsou: hustota zářivého toku I_e (intenzita), délka pulsu t , absorpční vrstva a transparentní překrytí.

Výběr parametrů zpracování je výhradně omezena na typ laseru, stav podkladu a cílovou aplikaci. Laserový paprsek je na povrch materiálu veden pomocí optického řetězce složeného ze zrcadel a čoček případně optických vláken, což je patrné na obr.2 [2] [9].

Lze uvést i příklad z praxe, kdy v Centru HILASE v Dolních Břežanech je k dispozici speciální laserový systém Bivoj, který je již od roku 2016 považován za laser se světově nejsilnějším průměrným výkonem ve své kategorii.

Bylo na něm stabilně dosaženo energie 145 J a v maximu 146,5 J v 10 ns trvajícím pulzu při opakovací frekvenci 10 Hz na vlnové délce 1 030 nm, což se rovná světovému rekordu. Po interakci laserového paprsku s povrchem materiálu se vytvoří tlak až 6 GPa (teoreticky i 10 GPa), vznikne rázová vlna, která projde materiálem a vytvoří kompresní zbytkové napětí v povrchu. Jestliže se použije energii v rádech několika joulů, tak na konkrétní místo stačí jeden pulz, kterým se zpevní plocha velikosti 9 mm². Velikost svazku je ve většině případů 3 × 3 mm². Pokud je třeba zpevnit větší plochu, je možné s laserovým paprskem vyvinout pulz při frekvenci 10 Hz a klást „čtverce“ jeden vedle druhého. Hloubka plastické deformace je u každého materiálu jiná, u hliníkových slitin až 20 μm, u běžných ocelí, u austenitické oceli od 5 do 10 μm, a u nástrojových ocelí od 1 do 4 μm. Pro kvalitní zpracování ploch je nezbytně nutné vytvářené čtverce překrývat, aby bylo zajištěno zpracování celého povrchu, ale i kvůli snižování drsnosti. Kdyby se čtverce kladly těsně k sobě, vznikaly by mezi nimi mikrometrové výstupky, a musely by se používat ještě další dokončovací technologie [19].

2.4. Účinky LSP

Úpravou technologií LSP dochází ke zvýšení meze únavy díky zbytkovým tlakovým napětím, které vzniká v povrchové vrstvě a má tendenci uzavírat potenciální trhliny a vruby na povrchu součásti. Nejvyšší hodnota tlakového napětí je zpravidla na povrchu součásti a klesá s hloubkou. Nedávné studie LSP prokázaly, že technologie laserového zpevňování může být použita i pro tváření. Mezi materiály zpracovávané laserem patří titanové slitiny, slitiny hliníku, oceli pro různé použití, slitiny mědi, zinku, slitiny na bázi niklu, superslitiny, mosazi, slitiny hořčíku, kovová skla a další materiály [1] [2] [3].

LSP má pozitivní vliv na odolnost proti korozi a korozi pod napětím. Je to také vhodná metoda úpravy materiálu za účelem zlepšení únavové životnosti, únavové pevnosti, zjemnění mikrostruktury, čímž se zlepšují mechanické vlastnosti povrchové vrstvy za následného vytvoření plastické deformace povrchu [1] [2] [3].

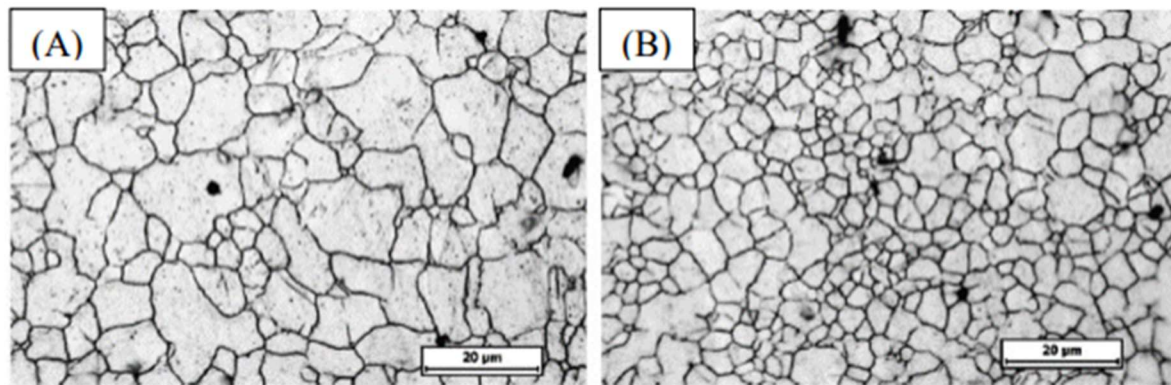
Mezi hlavní body ovlivňující velikost vylepšení vlastností materiálu po laserovém otryskávání patří velikost laserového svazku, hustota pulzu, nanesená vrstva, směr pulsu, počet šoků, vystavené materiály a další. Tyto parametry mají velký vliv na zbytkové napětí, hustotu dislokace, a tedy na morfologii a mikrostrukturu laserem pokryté oblasti. Podle teoretických a experimentálních výsledků může být technologie LSP výkonným nástrojem pro zajištění spolehlivého návrhu konstrukčních prvků pro zlepšení mechanických vlastností, jako je odolnost proti únavě a koroznímu praskání [1] [2] [3].

Touto technologií lze také opravovat trhliny v materiálu. Pokud dojde v materiálu k nějakému porušení, lze toto místo ovlivnit laserem a dokázat součásti vrátit téměř její původní parametry. Dojde totiž k vnesení zbytkového tlakového napětí do materiálu a zabrání se tak šíření únavové trhliny. Defekt samozřejmě zůstává, ale nezvětšuje se. Tuto techniku si v roce 2020 nechalo patentovat Centru HILASE v Dolních Břežanech [19].

Jednou z výhod technologie LSP je, že laserový systém může mít přímou integraci do výrobních linek s vysokým stupněm automatizace pomocí automatického polohovacího systému x-y pro ošetření lokalizovaných kritických oblastí únavy bez maskování. Technologie LSP má také vysokou schopnost provádět konstrukční změny, které by nebyly možné pomocí alternativních metod pro zvýšení odolnosti proti únavě. Toto je využíváno při výrobě lopatek, disků a lopatek leteckých motorů s plynovými turbínami, ozubených kol, ojníc a klikových hřídelí pro automobilové motory, ale také u lékařských implantátů [1] [2] [3].

2.5. Změny v mikrostruktuře materiálu vyvolané technologií LSP

LSP způsobuje plastickou deformaci v povrchové vrstvě materiálu a tím vyvolává žádoucí mikrostrukturní změny, a to hlavně zjemnění struktury. Dále dochází ke změně orientace krystalů, rotaci mřížky, hromadění dislokací, skluzu dislokací, dvojčat a jiným defektům krystalové mřížky. Ke zjemnění struktury přispívá také vysoká rychlost tlakových rázových vln. Touto modifikací mikrostruktury dochází ke zlepšení mechanických vlastností materiálu. Studie, které byly provedeny za účelem pozorování změn u mikrostruktury prokázaly vliv technologie LSP na mikrostrukturní změny, a to hlavně na zvýšení hustoty dislokací a plošných poruch. Zvýšení hustoty těchto mřížkových poruch je důsledkem zjemnění struktury. Jemnozrná struktura obsahuje větší počet hranic zrn než původní hrubší struktura viz obr.6. Hranice zrn tvoří překážky v pohybu dislokací. Zvýšením počtu hranic zrn tudíž dochází k většímu počtu interakcí právě mezi hranicemi zrn a dislokacemi a tím k nárůstu hustoty dislokací. Zvýšení hustoty dislokací vede ke zvýšení tvrdosti a pevnosti povrchu. S nárůstem tlaku rázové vlny se nahuštěné dislokace přeměňují na dislokační buňky [5] [26].



Obr. 6: Mikrostruktura materiálu AZ31B, (A) před provedením LSP, (B) po provedení LSP [29].

2.6. Vliv LSP na korozní vlastnosti a korozi pod napětím

Vzhledem k tomu, že technologie LSP je účinná i na mikrostrukturu materiálu, jsou materiály ovlivněné technologií LSP odolnější vůči koroznímu praskání a mezikrystalové korozi.

Technologie LSP nemění pasivitu materiálu, pasivační vrstva je vlivem působení rázových vln ztenčena, ale stává se kompaktnější a odolnější. Účinky LSP nemají vliv na aktivační energii koroze. Nicméně materiál ošetřený LSP, který bude mít v povrchu a povrchové vrstvě tlakové zbytkové napětí, bude při stejné aktivační energii odolávat korozi lépe než stejný, ale neošetřený materiál s tahovým, případně nízkým tlakovým zbytkovým napětím. Tlakové napětí totiž povrch uzavírá a brání tak korozi postupovat hlouběji do materiálu. Naopak tahové napětí v povrchu rozevívá trhliny a póry a umožňuje tak šíření koroze do materiálu. Materiály ošetřené technologií LSP jsou méně náchylné ke koroznímu praskání a pittingu. Studie ukázaly, že změna korozních vlastností závisí na nejen procesu technologie LSP, vlastnostech materiálu, ale také na prostředí, ve kterém se součást používá.

Korozní praskání pod napětím (SCC) je zapříčiněno růstem trhliny v důsledku agresivního prostředí a namáhání (často cyklického) v tahu. Proto se nyní začíná s použitím technologie LSP v průmyslové výrobě. Její výhodou je hlavně indukce tlakových zbytkových napětí, které mají za následek zjemnění zrna a částečné zastavení trhlin [1] [2] [3].

2.7. Výhody a nevýhody technologie LSP

Mezi hlavní výhody metody LSP patří rychlost a možnost lokálního použití na rozsáhlé spektrum součástí různých rozměrů. Touto metodou se mohou zpracovat různé druhy materiálů a za pomoci šestiosého robotického ramene se lze dostat i do částí s nepravidelnou geometrií. Během procesu je plně zajištěna kontrolovatelnost a opakovatelnost zpracování oblasti. Vlivem absorpční a nepropustné krycí vrstvy na povrchu materiálu nebo součásti, nedochází k přestupu tepla z laserového paprsku do materiálu a k jeho následnému tepelnému ovlivnění. Laser Shock Peening je také skvělým spojencem pro 3D tisk. Výrazně zlepšuje kvalitu dílů pro 3D tisk a umožňuje použití 3D tisku pro kritické součásti v nejnáročnějších průmyslových odvětvích [21].

Nevýhodou této nové a progresivní technologie je hlavně vysoká pořizovací cena zařízení, jenž dosahuje miliony Kč. Jsou zde také kladeny vysoké nároky na udržování vysoké čistoty pracovního prostředí. Aby se mohlo zajistit opakované používání, je třeba vždy obnovit nepropustnou krycí vrstvu, aby nedošlo k tepelnému ovlivnění materiálu. Tato vrstva se totiž vlivem dopadu laserového paprsku odpařuje a mohlo by dojít k poškození materiálu [1] [2] [3].

3. Korozní odolnost austenitických ocelí

3.1. Korozní napadení

Koroze je fyzikálně-chemická interakce kovu a prostředí vedoucí ke změnám vlastností kovu, které mohou vyvolávat vzájemné zhoršení funkce kovu, prostředí nebo technického systému, jehož jsou kov a prostředí složkami. Korozí podléhají nejen kovové materiály, ale i materiály nekovové (polymery, silikátové stavební hmoty, sklo, keramika). Jednotlivá prostředí se liší svými korozními účinky na materiály, a to jak mechanismem koroze, tak intenzitou jejich degradačních účinků. Nejčastějšími důsledky koroze jsou úbytek materiálu vznikem korozních zplodin na povrchu součásti, proděravění materiálu při lokalizaci koroze na malou plochu a vznik strukturní koroze [22] [23].

Prostředí, která způsobují korozí jsou značně rozmanitá. Nejrozšířenějším korozním prostředím je zemská atmosféra, půdy, přírodní vody, včetně vody mořské. Ve výrobních technologiích se jedná o kyseliny, zásady, organické chemikálie, plyn a prostředí působící za zvýšených teplot a tlaků, vodní páry, roztavené kovy. Jednotlivá prostředí se liší svými korozními účinky na materiály, a to jak mechanismem koroze, tak intenzitou jejich degradačních účinků.

Nejčastější důsledky koroze jsou:

- Úbytek materiálu vznikem korozních zplodin na povrchu součásti (oxidy, sulfidy, rovnoměrná koroze)
- Proděravění materiálu při lokalizaci koroze na malou plochu (koroze důlková, bodová, štěrbinová)
- Vznik strukturní koroze (mezikrystalová, selektivní) [22] [23].

3. 1. 1. Druhy koroze

Podle mechanismu korozních dějů zpravidla rozlišujeme korozí chemickou a korozí elektrochemickou.

Chemická koroze kovů je samovolná vzájemná interakce kovu s korozním prostředím, při které oxidace kovu a redukce oxidující složky prostředí probíhají současně. K chemické korozi patří koroze v plynných prostředích za normálních a zvýšených teplot a v elektricky nevodivých kapalných prostředích. Produkty chemické koroze zpravidla vytvářejí vrstvy přímo na těch místech, kde k reakci došlo. Korozí způsobují plyny oxidačního nebo redukčního charakteru. Oxidační nebo redukční účinek plynů závisí na chemických a termodynamických vlastnostech reagujících látek, na rovnovážné konstantě reakce a na reakčních podmínkách [22] [23].

- Koroze kovů v oxidujících plynných prostředích

Plyny oxidačního charakteru vytvářejí reakcí s povrchem kovu vrstvu korozních zplodin, většinou iontových sloučenin. Mezi oxidačně působící plyny patří vzduch, vodní pára, O₂, CO₂, SO₃, SO₂, S, H₂S, halogeny, halogenovodíky apod. Základním činitelem ovlivňujícím rychlost koroze v oxidujících plynech je homogenita vrstvy korozních zplodin. Většina kovů vytváří při oxidaci několik typů oxidů, ve kterých má kov různé oxidační číslo. Oxid nejjednodušší kyslíkem se vyskytuje u rozhraní vrstvy s kovem, oxid kyslíkem nejbohatší pak na rozhraní s kyslíkem. Odolnost oceli proti oxidaci je možno zvýšit legováním vhodnými přísadami o vyšší afinitě ke kyslíku, než má železo. Nejrozšířenější je použití křemíku, hliníku a chromu [22] [23].

Koroze sirnými složkami je po vzdušné oxidaci další nejčastější příčinou znehodnocování výrobků, přičemž stačí, aby tyto složky byly přítomny v plynném prostředí v malých koncentracích (setiny až desetiny procenta). Produkty korozních reakcí bývají sulfidy (např. FeS, FeS₂, MnS) [22] [23].

- Koroze kovů v redukcíjících plynných prostředích

Redukčně působící plyny reagují s kovem nebo nekovovou složkou materiálu, případně pronikají do kovů a rozpouštějí se v nich většinou za vzniku kovalentních sloučenin (H₂S, H₂O, CH₄). Mezi redukčně působící plyny patří vodík, amoniak, methan a směsi vodíku s jinými plyny. Dusík v molekulární formě vytváří s některými kovy (např. Ti, Cr, V, Al, Mn), jež se používají jak v čistém stavu, tak i jako legury v ocelích, velmi stabilní nitridy. Tyto sloučeniny tvoří buď samostatné vrstvy korozních produktů nebo precipitáty uvnitř matrice, což vede k jejímu zpevnění a zkřehnutí. Vodík se může do materiálu dostat již během jeho výroby nebo v atomární formě difunduje do součásti v průběhu jejího zhotovování. Molekulární vodík za normální teploty a tlaku nemá téměř žádný vliv na vlastnosti ocelí. Teprve za vyšších teplot a tlaků dochází na povrchu ocelových součástí k disociaci vodíku, atomární vodík pak difunduje v ionizovaném stavu mřížkou. Mechanismy vedoucí k degradaci vlastností ocelí v důsledku působení vodíku mohou být vodíková křehkost a vodíková koroze [22] [23].

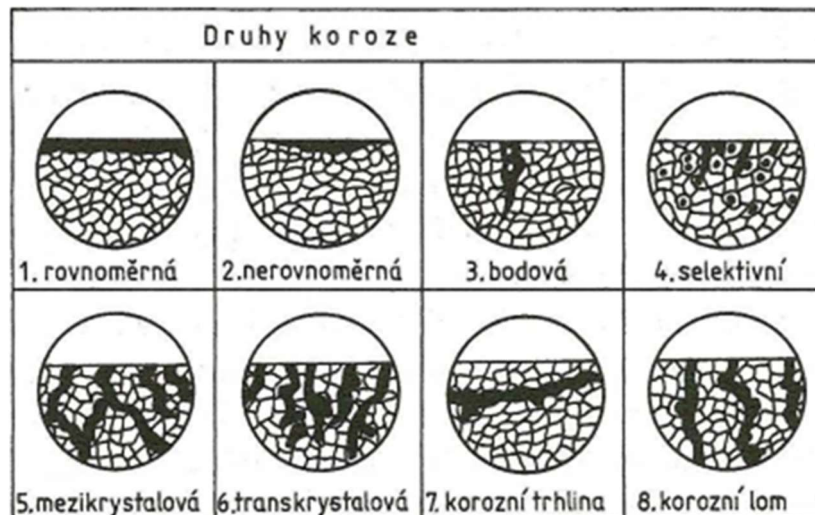
Elektrochemická koroze probíhá v elektrolytech, tedy ve vodivém prostředí. Elektrochemická korozní reakce v sobě vždy zahrnuje dvě dílčí reakce – anodovou a katodovou. Obě reakce jsou na sebe vázány a nemohou probíhat samostatně, pokud korodujícím kovem neprochází žádný vnější proud, což je dáno požadavkem elektroneutality. Anodická reakce odpovídá oxidaci kovu, a tedy vlastní korozi. Katodická reakce odpovídá současné redukci některé oxidující složky obsažené v roztoku (= depolarizační reakce). Jestliže anodická reakce je zdrojem elektronů, pak katodická reakce musí právě stejné množství elektronů spotřebovat; jinak by docházelo ke hromadění elektrického náboje. Tento náboj by posunul ihned potenciál elektrody v tom smyslu, že by se rychleji probíhající reakce opět přibrzdila. Základní reakce každého elektrochemického korozního je charakterizována přechodem kovu do roztoku v podobě kladně nabitých iontů, přičemž elektrony zůstávají v kovu a nabíjejí ho záporně:

Rovnováze tohoto děje odpovídá rovnovážný potenciál, jehož hodnota je dána typem kovu a aktivitou jeho iontů v roztoku. Při záměrném zavádění proudu do elektrody lze však naopak dosáhnout toho, že může samostatně probíhat pouze jedna z dílčích reakcí, zatímco druhá je nahrazena dodáváním či odběrem elektrických nábojů. Vznikne-li při korozním ději na povrchu ochranná vrstva (většinou velmi stabilních oxidů), jedná se o pasivitu. Pasivita představuje stav poměrně vysoké korozní odolnosti materiálu způsobený zbrzděním anodového děje ionzací kovu v určité potenciální oblasti, ve které kov nekoroduje. Některé kovy se pasivují poměrně snadno, a to zejména chrom, který proto tvoří základní složku korozivzdorných ocelí. Příznivý vliv na korozní vlastnosti korozivzdorných ocelí má také Ni, Mo, Cu, Si, Ti, Al a některé další kovy [22] [23].

Podle povahy korozního napadení se koroze dělí:

Koroze rovnoměrná – rovnoměrně se rozpouští celý povrch a dochází ke stejnosměrnému úbytku kovu.

Koroze nerovnoměrná – projevuje se jen napadením některých míst na povrchu materiálu, anebo jen některých jeho strukturních součástí, viz obr.7.



Obr. 7: Typy koroze kovových materiálů [24]

- Bodová koroze vzniká poškozením pasivní vrstvy, hlavně v prostředí obsahujícím ionty Cl^- , nebo jiné oxidující látky (kyslík, chromáty). Je typická pro snadno pasivovatelné kovy (Cr, Al, Ni, korozivzdorné oceli).
- Důlková koroze je zapříčiněna místním porušením pasivní vrstvy. Projevuje se malým poměrem šířky ke hloubce důlku.
- Štěrbínová koroze se objevuje v jemných kapilárách nebo ve štěrbinách se špatným oběhem korozního prostředí v důsledku vzniku místních rozdílů v koncentraci kyslíku.
- Koroze mezikrystalová se objevuje při existenci rozdílů v chemickém složení hranic zrn v porovnání s jeho objemem, a to v důsledku precipitačních a segregačních procesů. K tomuto typu koroze jsou náchylné austenitické oceli, hořčíkové, hliníkové a titanové slitiny.
- Koroze selektivní postihuje jen některé fáze nebo složky.

Jako nejnebezpečnější pro korozivzdorné oceli se ukazují lokální formy koroze a korozní praskání za napětí [22] [23].

3. 2. Mechanismus korozního napadení korozivzdorných ocelí

Korozivzdorné oceli jsou známé svou odolností proti korozi v mnoha prostředích, ve kterých by korodovaly uhlíkové a nízkolegované nástrojové oceli. Korozní odolnost je výsledkem velmi tenké (asi 5 nanometrů) vrstvy oxidů na povrchu oceli. Tato oxidová vrstva se označuje jako pasivní vrstva, protože činí povrch elektrochemicky pasivním v přítomnosti korozivního prostředí. Pasivní vrstva se tvoří díky legováním ocelí chromem. Korozivzdorné oceli musí mít alespoň 11,5 % chromu, aby se tato pasivní vrstva vytvořila. Při vyšším obsahu chromu bude pasivní vrstva stabilnější a tím lepší bude odolnost proti korozi [25].

Pasivace povrchu závisí na přítomnosti dostatečného množství oxidačního činidla. V místech, kde je pasivní vrstva nehomogenní nebo poškozená, kde v důsledku mechanických namáhání vznikají další defekty a povrch, není v kontaktu s dostatečným množstvím oxidačních látek nebo v elektrolytech obsahujících halogenidy dochází k nestabilitě pasivní vrstvy a koroznímu napadení. Pasivní vrstva tedy dává korozivzdorným ocelím dobrou odolnost proti všeobecné korozi. Za určitých podmínek může být pasivita místně porušena a dochází ke vzniku lokálních forem koroze. Každý druh koroze má svůj vlastní mechanismus a probíhá za určitých specifických podmínek [25].

3. 3. Korozivzdorné oceli

Korozivzdorné oceli jsou vysoce legované slitiny železa, jejichž korozní odolnost je zajištěna především přidavkem chromu. Korozní ochrana těchto ocelí nastává samovolnou pasivací materiálu vystaveného oxidačnímu prostředí, při níž se na povrchu kovu vytváří tenká na chrom bohatá oxidická vrstva. Aby byla ocel pasivovatelná, musí obsahovat přibližně 12 % chromu rozpuštěného v tuhém roztoku (někdy jsou uváděny různé hodnoty v rozsahu 11-12 % chromu). Chrom v systému Fe-Cr-C má však značnou tendenci tvořit karbidy, a proto musí být jeho celkový obsah v oceli zvýšen s ohledem na obsah uhlíku. Z tohoto důvodu je také u korozivzdorných ocelí charakteristický nízký obsah uhlíku, který bývá nižší než 0,08 %. Uhlík snižuje obsah chromu v tuhém roztoku tvorbou karbidů. Má vyšší difuzní rychlost než chrom, a proto vznik karbidů může být spojen se vznikem heterogenity. Místa ochuzená o chrom mají nižší korozivzdornost než ostatní matrice.

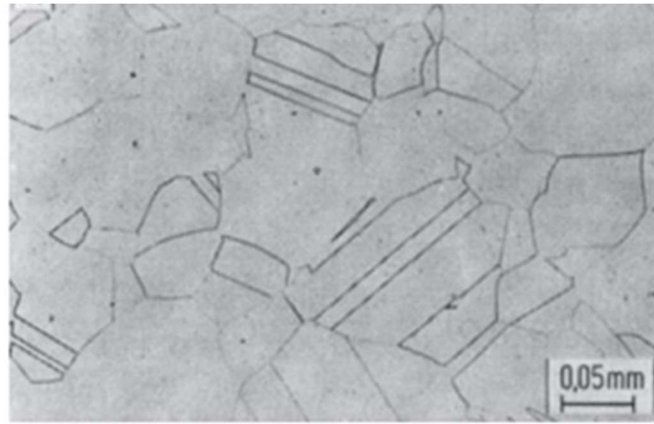
Podle struktury rozdělujeme korozivzdorné oceli na:

- Feritické oceli, obsahují 11,5 % - 30 % chromu a obsah uhlíku je u těchto ocelí maximálně 0,08 %.
- Martenzitické oceli, obsahují do 18 % chromu a maximálně 1,5 % uhlíku
- Austenitické oceli, základním typem je chrom-niklová austenitická ocel s obsahem 18 % chromu, 9 % niklu a dalších legujících prvků, jejichž obsah musí být kvůli zachování austenitické struktury vyvážený [22] [23].

3. 4. Austenitické oceli

Austenitické korozivzdorné oceli se nazývají slitiny s vysokým obsahem chromu a s vhodně zvoleným množstvím legujících prvků. Nejdůležitější vlastností této skupiny ocelí je vysoká korozní odolnost, která se s narůstajícím obsahem legujících prvků zvyšuje. Celková korozní odolnost se zlepšuje zvýšením obsahu Cr a Ni a legováním Mo, Cu a Si. Vyšší obsah Cr výrazně zvyšuje odolnost v oxidačních prostředích, zatímco vyšší obsah Ni zlepšuje korozní odolnost v redukčních kyselinách. Mo zvyšuje odolnost proti všeobecné korozi s výjimkou vroucích roztoků HNO₃, naopak Si v množství 3 až 4 % zvyšuje odolnost proti celkové korozi ve vroucí koncentrované HNO₃ s přísadou oxidačních látek a proti korozi v HCl.

Náchylnost k mezikrystalové korozi se snižuje stabilizací austenitických korozivzdorných ocelí legováním Ti nebo Nb, které jako karbidotvorné prvky vážou přednostně uhlík. Snížení obsahu C pod 0,03 % zaručuje homogenní austenitickou strukturu CrNi ocelí a dobrou svařitelnost bez nebezpečí vzniku mezikrystalové a nožové koroze svarových spojů. Náchylnost k mezikrystalové korozi lze snížit i stabilizačním žiháním při 870 °C. Odolnost proti bodové a štěrbinové korozi se výrazně zvyšuje legováním Mo. Pro méně agresivní podmínky postačuje legování 2 % Mo, pro více agresivní prostředí se leguje 3 až 4,5 % Mo a výše. Odolnost proti bodové a štěrbinové korozi zvyšuje v kombinaci s Mo legování dusíkem[27].



Obr. 8: Materiál 1.4301 s austenitickou strukturou [27]

3.4.1. Mikrostruktura a mechanické vlastnosti austenitických ocelí

Tyto oceli mají austenitickou strukturu za pokojových i velmi nízkých teplot. U austenitických korozivzdorných ocelí nedochází k transformaci při tepelném zpracování, ale pouze při tváření za studena. Optimálního stavu se dosáhne rozpouštěcím žháním a následujícím rychlým ochlazením ve vodě nebo na vzduchu podle tloušťky výrobku. V tomto stavu při optimálním chemickém složení jsou oceli nemagnetické, ale zbytkový obsah 3–10 % feritu může způsobovat jejich slabý magnetismus. Na obr 8 můžeme vidět mikrostrukturu austenitické oceli 1.4301

Přísada Ni, Mn a N ve vhodně vyváženém množství austenitotvorných a feritotvorných prvků umožňuje udržet austenitickou strukturu i za normálních a záporných teplot.

Obvykle tyto nerezové oceli obsahují, 18–20 % chromu, 8–11 % niklu a další legující prvky, kterými se dosahuje potřebných vlastností těchto ocelí [26].

Chrom

Chrom je nutnou přísadou korozivzdorných ocelí pro zajištění schopnosti pasivace.

S jeho rostoucím obsahem se zvyšuje korozní odolnost. Optimální množství chromu pro oceli s nižším obsahem uhlíku se pohybuje mezi 12 až 14 %. Při vyšším obsahu uhlíku nebo při vyšším požadavku na odolnost proti korozi 14 až 16 %. Afinitu k uhlíku je nutné vzít na zřetel také v průběhu tepelného zpracování, kdy za určitých teplot může docházet k precipitaci karbidů a s tím souvisejícímu lokálnímu ochuzení tuhého roztoku a snížení korozní odolnosti. Obzvláště problematická je precipitace karbidů typu $M_{23}C_6$. Při vyšším obsahu chromu a vhodných podmínkách může také docházet k vylučování intermediární fáze σ s proměnlivým složením a tvrdostí okolo 1000 HV, která má pak negativní dopad nejen na korozní odolnost, ale i na mechanické vlastnosti. Chrom stabilizuje ferit při vyšších teplotách. Tento efekt má však pouze chrom rozpuštěný v tuhém roztoku. U stabilizovaných slitin, kde je uhlík v karbidech vázán titanem nebo niobem, je nutno počítat s větším podílem chromu rozpuštěného v tuhém roztoku, a tak možným větším podílem feritu ve struktuře [26].

Nikl

Nikl je druhým nejdůležitějším legujícím prvkem korozivzdorných austenitických ocelí. Maximální rozpustnost v Fe- α odpovídá $6,1 \pm 0,5$ % při 475 °C, v austenitu se při 300 °C rozpustí ca 4,6 % Ni. Patří mezi austenitotvorné prvky, zpomaluje fázovou transformaci Fe- γ \rightarrow Fe- α a v rovnovážném diagramu železo-uhlík posouvá eutektoidní bod doleva a k nižším teplotám. U niklových ocelí je třeba počítat s velkým odmíšením, které lze snížit dlouhou výdrží na vysokých teplotách, zcela odstranit však nelze. Tyto oceli mají díky niklu vysokou houževnatost i za nízkých teplot. V ternární soustavě Fe-C-Ni netvoří nikl samostatný karbid, takže je úplně rozpuštěn v základní matici. Nikl zvyšuje pevnost více než chrom, ale méně než mangan a křemík. Dále zvyšuje korozní odolnost v redukčních kyselinách, zjemňuje krystalizaci a zvyšuje mez kluzu [26] [27].

Uhlík

Uhlík je základním slitinovým prvkem všech ocelí. Se železem tvoří intersticiální tuhý roztok s omezenou rozpustností, která závisí na krystalové mřížce jednotlivých modifikací železa a ovlivňuje fázové transformace. Při překročení rozpustnosti se vylučuje jako samostatná fáze – karbid železa Fe₃C, ve vysoce legovaných ocelích tvoří karbidy s karbidotvornými slitinovými prvky. Uhlík výrazněji rozšiřuje oblast austenitu než ostatní slitinové prvky a snižuje teplotu Ms. Zvýšení obsahu uhlíku u austenitických korozivzdorných ocelí může mít za následek jejich horší svařitelnost a náchylnost k MKK, neboť mohou precipitovat nežádoucí karbidy chromu. Dále má uhlík zpevňující účinek; zpevňuje tuhý roztok a může způsobit precipitační zpevnění. Uhlík má sklon k makrosegregaci v průběhu tuhnutí roztoku a silný sklon k segregaci na defektech vyskytujících se v mikrostruktuře (hranice zrn, dislokace) [26] [27].

Mangan

Mangan je jedním ze základních prvků využívaných k dezoxidaci a odsíření oceli, v určitém obsahu se tudíž vyskytuje prakticky u všech ocelí. Je slabě karbidotvorný (rozpouští se pouze v cementitu). Mangan rozpuštěný v tuhém roztoku Fe- α způsobuje deformaci krystalické mřížky, čímž zvyšuje mez elasticity a omezuje tak pohyb dislokací. Následkem je nejen zpevnění feritické matrice, ale i snížená tažnost. V rovnovážném diagramu Fe-Fe₃C posouvá eutektický bod doprava, což znamená, že zvyšuje rozpustnost uhlíku v austenitu. Podobně jako nikl je mangan austenitotvorný prvek. Přísada manganu snižuje teplotu martenzitické transformace, čímž stabilizuje austenit. Dále zvyšuje rozpustnost dusíku v austenitu, a tak umožňuje částečné nahrazení niklu dusíkem v nízkoniklových austenitických ocelích. Může také nahradit dražší nikl. Při obsahu nad 3 % snižuje sklon k praskání svarů, ale zhoršuje obrobitelnost [26] [27].

Dusík

Dusík je intersticiální prvek, který stabilizuje austenit. Jeho rozpustnost v austenitu činí až 2,4 %, zatímco ve feritu je pouze 0,1 % při 1100 °C. V ocelích často tvoří nitridy, resp. karbonitridy s některými slitinovými prvky a jeho výskyt významně ovlivňuje kinetiku precipitace karbidů, nitridů a karbonitridů. V austenitických a duplexních ocelích zvyšuje dusík odolnost vůči lokálním formám koroze, jako je bodová, štěrbinová nebo mezikrystalová koroze (obzvláště v kombinaci s molybdenem). Obsah dusíku má také příznivý vliv na pevnostní vlastnosti, avšak ke zvýšení pevnosti dochází pouze v úzkém rozmezí koncentrací (u stabilizované oceli 08Ch18N10T pro jadernou energetiku byl pozorován nárůst pevnosti cca do 0,02 %, s vyšším obsahem pak opět pokles). Zpevňujícího účinku dusíku je využíváno spíše u nízkouhlíkových austenitických ocelí, které obsahují max. 0,03 % uhlíku (z důvodu zabránění zcitlivění při svařování), a tak mají i poměrně nízkou mez kluzu. Přídavek dusíku (max. do 0,2 %) zde pak kompenzuje nedostatečný zpevňující efekt uhlíku [26] [27].

Křemík

Křemík je jedním z prvků používaných k desoxidaci oceli, proto se v určité koncentraci vyskytuje ve všech ocelích. Obecně však není považován za leguru, pokud je jeho obsah nižší než 0,5 %. Tento prvek je silně feritotvorný, netvoří karbidy a má vysokou rozpustnost ve feritu (až 14 % za pokojové teploty), jehož pevnost zvyšuje. V ternární soustavě Fe-C-Si zužuje oblast austenitu a posouvá eutektoidní bod doleva a k vyšším teplotám (zvyšuje transformační teploty). Křemík se využívá v oblasti korozivzdorných ocelí, zejména u ocelí žárovzdorných (korozně odolné za vysokých teplot). U austenitických korozivzdorných ocelí přídavek křemíku zpomaluje nauhličování a podílí se na tvorbě ochranné vrstvy. V austenitických ocelí legovaných molybdenem menší přísada křemíku společně s mědí zlepšuje korozní odolnost vůči kyselině sírové. V koncentraci 3-4 % odstraňuje náchylnost k mezikrystalické korozi a zvyšuje odolnost vůči korozi ve vroucí kyselině dusičné. Křemík však může podporovat vylučování nežádoucí sigma fáze u austenitických chromniklových ocelí [26] [27]

Molybden

Molybden obsažený v chromniklových ocelích zvyšuje odolnost proti korozi v aktivním i pasivním stavu (ve všech prostředích vyjma vroucích roztoků kyseliny dusičné). Vysoký obsah molybdenu (běžně 2-4 %, někdy až 8 %) redukuje náchylnost k pittingu v případě korozivzdorných ocelí. Molybden zvyšuje podíl feritu ve struktuře austenitických korozivzdorných ocelí, a tak zajišťuje větší množství rozhraní feritu a austenitu. Na těchto rozhraních pak přednostně precipitují karbidy, což při běžných podmínkách zmírní precipitaci po hranicích austenitických zrn, a tak sníží náchylnost k mezikrystalovému napadení. Tyto oceli mohou být pro další zvýšení korozních vlastností také stabilizovány titanem (AISI 316Ti). Molybden je středně silně karbidotvorný. Částečně se tedy rozpouští v matici a část tvoří s uhlíkem karbidy. Ve směsných karbidech $(Fe,Cr,Mo)_23C_6$ se může rozpustit 3,5 až 10% Mo. Při nízkém obsahu molybdenu se tvoří podvojný cementit $(FeMo)_3C$, ve které mohou být rozpuštěna až 4% molybdenu. Příměs molybdenu prodlužuje dobu, po kterou je tento karbid stabilní při vyšších teplotách. Molybden je feritotvorný prvek, proto jím legované austenitické korozivzdorné oceli musí mít vyšší obsah niklu, aby nedocházelo k nadměrné tvorbě delta feritu a byla zachována austenitická struktura. Oceli s přísadou molybdenu se tepelně zpracovávají rozpouštěcím žiháním na teplotě 1100 až 1150 °C s následným ochlazením do vody. I po tepelném zpracování však zůstávají v matici nerozpuštěné karbidy, které snižují vrubovou houževnatost oceli, na druhou stranu ale také zpomalují růst zrna, což poskytuje oceli jemnozrnnost. Molybden také snižuje začátek a konec martenzitické transformace, zvyšuje žárovevnost a pevnost za tepla [26] [27].

Měď

Měď je slabě austenitotvorný prvek. Jako elektrochemicky ušlechtilý prvek zvyšuje pasivační schopnost, podporuje tak účinek molybdenu, zejména v neoxidačních kyselinách a v prostředích kyseliny sírové. Za účelem zvýšení korozní odolnosti austenitických chromniklových ocelí je legováno mědí spolu s přísadou molybdenu. Matici po rozpouštěcím žíhání těchto ocelí pak tvoří austenit, ve kterém jsou vyloučeny komplexní karbidy chromu. Obsah mědi v těchto ocelích bývá 3 %, což je hodnota odpovídající maximální rozpustnosti mědi v austenitu. Měď také zlepšuje obrobiteľnosť a vzhľadom ke sklonu k segregaci se využívá u precipitačně vytvrditelných ocelí (obsah nad 0,30 % může způsobit precipitační zpevnění) [26] [27]

Titan

Jde o prvek s nejvyšší afinitou k uhlíku i dusíku v ocelích, proto je často používán ke stabilizaci austenitických korozivzdorných ocelí. Titan tvoří v ocelích velmi stabilní karbidy, nitridy a karbonitridy. V průběhu TZ korozivzdorných austenitických ocelí tak dochází v podstatě k vyvázání uhlíku z tuhého roztoku titanem, a tak je zabráněno precipitaci karbidů chromu ($M_{23}C_6$), které mohou za určitých podmínek způsobovat mezikrystalové napadení těchto ocelí. Minimální obsah titanu se určuje s ohledem na obsah uhlíku v oceli, zároveň je ale nutné hlídat i horní mez (bývá okolo 0,8 %), jelikož titan jako feritotvorný prvek zvyšuje obsah delta feritu ve struktuře, který je nežádoucí z hlediska mechanických vlastností za tepla (stabilizací se navíc zamezí vylučování karbidů chromu, který pak zůstává větší měrou v tuhém roztoku a více také přispívá ke stabilizaci delta feritu). V důsledku precipitace sekundárních karbidů a karbonitridů titanu ocel zároveň vytvrzuje (podobně jako je tomu u niobu). Obsah titanu se pohybuje nejčastěji okolo 0,08 %. Při obsahu 0,02 % titanu se tvoří především nitrid, který zjemňuje zrna, jeho vytvrzovací účinek je však slabý. [26] [27]

Niob a tantal

Svémi vlastnostmi jsou niob a tantal velmi podobné prvky s vysokou afinitou k uhlíku i dusíku, čehož se využívá při stabilizaci austenitických korozivzdorných ocelí. Niob tvoří s uhlíkem karbid NbC. Pokud je v oceli rozpuštěn současně i dusík, tvoří se karbonitrid $Nb_x(N,C)_y$. Rozpustnost karbonitridů v austenitu závisí na obsahu niobu, uhlíku a dusíku. Po precipitačním vytvrzování (mezi 500–600 °C) niob podstatně zvyšuje mez kluzu. Po tepelném zpracování je vázán v karbonitridech a pouze jeho malá část zůstává rozpuštěna ve feritu, jehož pevnost nepatrně zvyšuje. Také zvyšuje pevnost za tepla a mez tečení. Optimální množství niobu se pohybuje mezi 0,02 až 0,06 %. [26] [27]

Rozpustnost uhlíku v austenitu těchto ocelí je 0,03 %. Při vyšším obsahu uhlíku je nutné austenitické Cr–Ni oceli podrobit rozpouštěcímu žíhání při teplotě cca 1050 °C a z této teploty je rychle ochladit, a to nejčastěji do vody. Tímto rychlým ochlazením se potlačí precipitace karbidů a získá se austenitická struktura i u ocelí s obsahem uhlíku 0,10 %. Oceli s vyšším obsahem uhlíku jsou nevhodné pro svařování, protože v tepelně ovlivněné zóně nastává vylučování karbidů chromu na hranicích zrn, které způsobuje mezikrystalickou korozi v kyselém prostředí. Zcitlivěním se myslí žíhání na teploty 400–800 °C, při kterém dochází k precipitaci karbidů a současně k ochuzení hranic zrn o chrom. Pro zabránění vylučování karbidů $M_{23}C_6$ se tyto oceli legují titanem nebo niobem, které tvoří s uhlíkem stabilnější karbidy TiC a NbC [11].

Austenitické oceli mají nízkou mez kluzu - 230–300 MPa, vysokou houževnatost až 240 J.cm² při -196 °C a tažnost 45–65 %, díky které jsou vhodné ke tváření za studena, při kterém lze dosáhnout meze kluzu 510–960 MPa, avšak při současném snížení tažnosti na 10–25 % [11].

Obrobitelnost těchto ocelí je nepříznivě ovlivňována jejich velkým sklonem ke zpevňování za studena, nízkou tepelnou vodivostí a dobrou houževnatostí. Nejdůležitějším prvkem, který přispívá ke zlepšení obrobitelnosti korozivzdorných ocelí, je síra. Při tváření za tepla se korozivzdorné oceli jeví tvrdšími než uhlíkové oceli. Přetvárný odpor roste s jejich zpevněním, které se odstraňuje při tváření za tepla jen zvolna, vzhledem k jejich malé rekrytalizační rychlosti. Proto je u tváření austenitických ocelí značných průřezů vhodnější lisování, při kterém je rychlost tváření mnohem menší než při kování a válcování, takže ocel může lépe rekrytalizovat a tváření je snadnější [11].

Nerezové austenitické oceli se vyrábějí v mnoha druzích v následujících třech základních skupinách:

- chróm-niklové oceli s 0,01–0,15 % uhlíku, 12–25 % chrómu, 8–38 % niklu, s možnými dalšími legurami – dusík, molybden, měď, křemík a stabilizované titanem a niobem
- chróm-mangan-niklové s 0,02–0,15 % uhlíku, 12–22 % chrómu, 5–12 % manganu, 3–8 % niklu, s možnými dalšími legurami – dusík, molybden a měď, stabilizované titanem a niobem
- chróm-manganové s 0,02–0,08 % uhlíku, 10–18 % chrómu, 14–25 % manganu, 3–8 % niklu, s možnými dalšími legurami – dusík, molybden a měď, stabilizované titanem a niobem

Austenitické oceli jsou velmi vhodný konstrukční materiál v jaderné energetice, což je spojeno s jejich vhodnými mechanickými charakteristikami, stálostí za vyšších teplot a dobrou odolností proti korozním procesům a opotřebení. Mají dostatečnou tažnost a odolnost proti poškození a zkřehnutí vlivem radiačního záření. Hodí se proto velmi dobře pro transport a uskladnění tekutých plynů (např. uhlovodíky pod $-260\text{ }^{\circ}\text{C}$). Korozivzdorné austenitické oceli nacházejí své aplikační využití hlavně v chemickém, potravinářském, farmaceutickém a energetickém průmyslu, používají se pro výrobu kuchyňských potřeb, v dopravě a nově ve velkém množství i v architektuře a stavebnictví. Výhodou je i úplný sortiment hutního materiálu (plechy, tyčovina, trubky, dráty, výkovky apod.) [11]

4. Korozní odolnost oceli 08CH18N10T

08CH18N10T je chrom-niklová austenitická stabilizovaná žáruvzdorná ocel, obsahující důležitý legující prvek titan. Díky jeho přítomnosti nevznikají karbidy chromu, a proto je ocel odolná proti mezikrystalové korozi až do teploty 650°C. Svým chemickým složením odpovídá AISI 321, dle normy ASTM/ASME. Vlastnosti oceli 08Ch18N10T jsou popsány českou státní normou ČSN 41 7247 respektive ruskou normou GOST 5632. Chemické složení je uvedeno v tab. 1.

Tab. 1: Chemické složení (% hm) materiálu 08CH18N10T dle normy GOST 5632 [18]

Prvek	C	Mn	S	P	Ni	Cr	Ti	Si	Cu
%	≤0,08	1,0 - 2,0	≤0,02	≤0,035	9,0 - 11,0	17,0 - 19,0	5x %C - 0,6	<0,8	<0,3

U této oceli je vzhledem k chemickému složení výrazně omezena precipitace karbidů chromu o hranicích zrna, a tím riziko MKK, což umožňuje použití těchto ocelí pro práci za teplot 425 – 900 °C. Chemické složení oceli 08CH18N10T splňuje nároky na čistotu z důvodů ještě lepší stabilizace proti MKK. Mikrostruktura této oceli je díky legování austenitická i za pokojové teploty. V závislosti na zpracování však může obsahovat i různý podíl delta feritu, karbidů a intermetalických fází. Ty se tvoří jednak v průběhu primární krystalizace a jednak mohou být vylučovány během následujícího tváření a tepelného zpracování. Ve struktuře lze pak pozorovat hrubé primární karbonitridy titanu nalézající se náhodně bez vazby na hranice zrn. Vylučují se sice vždy po hranicích zrn, avšak během rekrystalizace při tváření či tepelném zpracování se vlivem migrace hranic zrn dostávají i dovnitř nových zrn. Na jedné straně je přítomností delta feritu značně ovlivněna tvářitelnost za tepla – s vyšším obsahem δ -feritu klesá v důsledku vzniku trhlin na fázovém rozhraní δ - γ vyvolaného rozdílnou tvářitelností obou fází. Na druhé straně δ – ferit zlepšuje svařitelnost, jelikož účinně potlačuje obávanou náchylnost ke vzniku trhlin za horka při svařování [26].

Ocel 08CH18N10T dosahuje pevnosti v tahu až 700 MPa. Minimální mez kluzu $R_{p0,2}$ je 200 MPa. Minimální tažnost A80 je 40 %. Je nemagnetická a nelze jí kalit. Má sklon ke zpevnění za studena při tváření nebo obrábění nevhodnými parametry. Ke zpevnění dochází transformací austenitu na deformační martenzit. Při zpevnění se zvyšuje mez pevnosti a snižuje mez tažnosti, materiál se také může stát feromagnetickým viz tab. 2, 3, 4, 5. Ocel 08CH18N10T je odolná proti korozi v průmyslových atmosférách, alkáliích a slabších kyselinách včetně dusičné. Ocel je svařitelná, má dobrou obrobitelnost a dá se leštit. [13].

Tab. 2: Mechanické vlastnosti materiálu 08CH18N10T [18]

Polotovár	Tyče tvářené za tepla	Plechý válcované za tepla	Tlusté plechy válcované za tepla
Rozměr t, d [mm]	≤60	≤10	30 - 80
Mez kluzu $R_{p0,2}$ [MPa] min	205	205	205
Mez pevnosti R_m [MPa]	500 - 750	500 - 750	500 - 750
Tažnost A_5 [%] min	40	30	34
Vrubová houževnatost [J.cm ⁻²]. min KCU 3	120 podél	-	90/ 70 Podél/ napříč
Modul pružnosti E [GPa]	200	200	-

Tab. 3: Mechanické vlastnosti materiálu 08CH18N10T za zvýšené teploty [18]

Teplota [°C]	100	200	300	350	400	450	500	550
Nejnižší mez kluzu $R_{p0,2}$ $d \leq 100$ [MPa]	176	155	136	130	125	121	119	118

Tab. 4: Mechanické vlastnosti materiálu 08CH18N10T za zvýšené teploty [18]

Teplota [°C]	100	200	400	600	800
Modul pružnosti E [GPa] za zvýšených teplot	194	186	172	155	135

Tab. 5: Fyzikální vlastnosti materiálu 08CH18N10T [18]

Hustota ρ [kg.m ⁻³]	Měrná tepelná kapacita c_p [J.kg ⁻¹ .K ⁻¹]	Teplotní součinitel roztlačnosti λ [K ⁻¹]	Tepelná vodivost λ_l [W.m ⁻¹ .K ⁻¹]	Rezistivita ρ [Ω .m]
7900	500	$16,0 \cdot 10^{-6}$	15	$730 \cdot 10^{-9}$

Bez vlivu radiačních a dalších druhotných poruch a poškození si austenitické oceli udržují své metalurgické vlastnosti od pokojové teploty až po cca 550 °C.

Odolnost proti plošné korozi je zaručená vůči kyselině dusičné (kromě koncentrované za varu), proti slabým roztokům anorganických kyselin a silným organickým kyselinám. Odolnost proti mezikystalové korozi je zaručena podle ČSN 03 8169, se zcitlivěním odolává ocel při dlouhodobé expozici v agresivních prostředích v celém rozsahu kritických teplot.

Na vzduchu by měla tato ocel vykazovat odolnost vůči oxidaci až do teploty 850 °C a v páře až do 750 °C. Tepelné zpracování může být realizováno mnoha způsoby. Teplota pro žihání na snížení pnutí byla stanovena v rozmezí 850-950 °C při výdrži na teplotě přibližně 10 až 15 minut s postupným ochlazováním na vzduchu. Rozpouštěcí žihání bývá realizováno při 1 000 až 1 050 °C po dobu 5-20 minut a na vyšší teplotě 1100-1150 °C po dobu 10 až 30 minut, v obou případech je médiem pro ochlazení voda.

Tvářitelnost za tepla je třídy 4 a teploty tváření v rozsahu 1100-800 °C při ochlazování na vzduchu. Svařitelnost je dle ČSN 05 1310 zaručená. Ocel 08Ch18N10T je možné používat na stavbu tepelných, energetických a chemických zařízení do teplot 800 °C včetně tlakových nádob dle ČSN 69 0010. Použití je možné rovněž v takových prostředích, kde je hlavním kritériem nikoliv korozní odolnost, ale spíše vysoká čistota produktu (farmaceutický a potravinářský průmysl). Vhodná je i pro konstrukci vysokotlakých zařízení [13]

Komponenty vyráběné z austenitické korozivzdorné oceli 08Ch18N10T jsou součástí primárního okruhu reaktoru VVER 440, resp. VVER 1000. V reaktorech VVER je používán jako palivo mírně obohacený oxid uranu UO₂ a moderátorem a chladičem reaktorů je chemicky upravená lehká voda (demi voda s kyselinou boritou o koncentraci cca 12,2 g/dm³). Toto prostředí není samo o sobě chemicky příliš agresivní, avšak působí zde zároveň teplota dosahující hodnot kolem 300 °C. Vzhledem k určení a povaze prostředí jsou na materiály pro jadernou energetiku kladeny zvýšené nároky. Ocel 08Ch18N10T proto musí

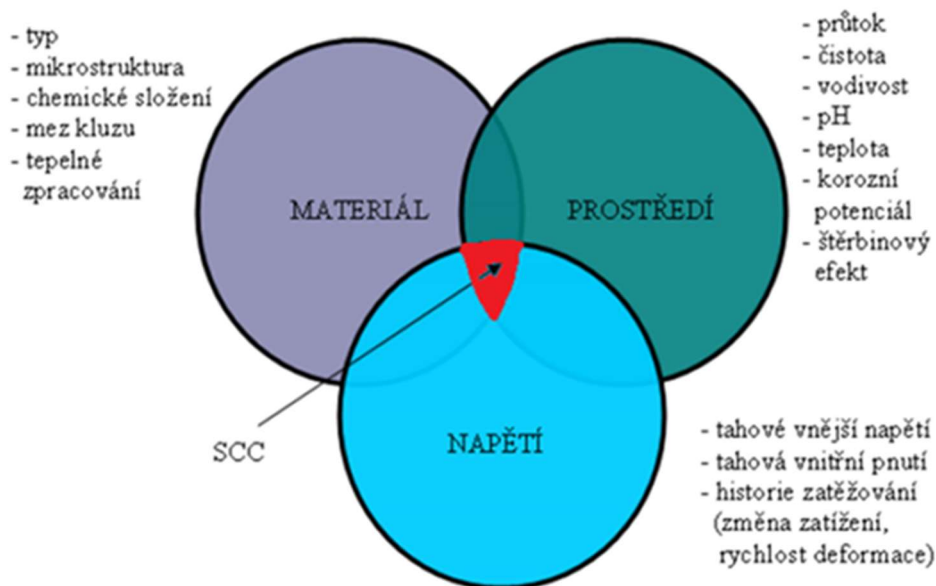
splňovat jak požadavky na mechanické vlastnosti, tak dosahovat vyšší makro i mikročistoty. Oproti běžným korozivzdorným ocelím je v tomto případě zúžen povolený rozsah koncentrací legujících prvků a pro dokonalejší stabilizaci také zvýšena spodní mez obsahu titanu až na šestnásobek hodnoty obsahu uhlíku (oproti pětinasobku u běžně používaných stabilizovaných ocelí) [26].

5. Mechanismus korozního praskání a jeho potlačení u ocelí

Tato forma koroze má velký praktický význam a představuje trvalé riziko v mnoha průmyslových zařízeních, a to jak z hlediska ekonomických důsledků, tak z hlediska bezpečnostních hledisek (personál, spolehlivost zařízení, ohled na životní prostředí). Není známa žádná kategorie komerčních kovů a slitin, která je vůči koroznímu praskání plně imunní. Čas potřebný k selhání součásti pomocí korozního praskání se může lišit od několika minut do několika let.

5.1. Definice korozního praskání

Korozní praskání je jedním z druhů korozního napadení kovového materiálu, které je vyvoláno společným působením vnějších a vnitřních tahových napětí a agresivního prostředí viz obr.10. Může vznikat i v málo agresivním prostředí obsahující chloridy a hydroxidy. Pro austenitické a duplexní oceli je agresivní prostředí tvořené např. $MgCl_2$, $BaCl_2$, $NaCl - H_2O$, mořská voda, $NaOH - H_2S$, pro feritické pak H_2S , NH_4Cl , NH_4NO_3 . Kromě mechanického namáhání může být původcem napětí i tzv. reziduální napětí způsobené výrobou, např. válcováním nebo svařováním. Pro snížení rizika korozního praskání je vhodné snížit reziduální pnutí, snížit agresivitu prostředí případně zvýšit obsah molybdenu na 6 hm.% [15].

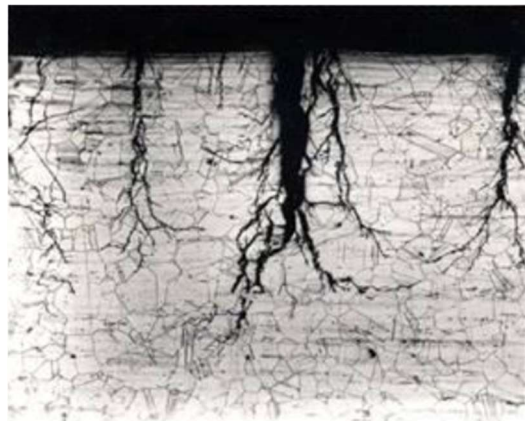


Obr. 10: Faktory vedoucí při společném působení k iniciaci a subkritickému růstu trhliny [14]

Ke koroznímu praskání dochází při působení statického tahového napětí na kovový materiál exponovaný ve specifickém prostředí (za určitých teplot a koncentrací). Dochází k němu jen tehdy, když napětí, vlastnosti korozního prostředí a vlastnosti materiálu dosáhnou současně mezních hodnot potřebných k jeho vzniku. Jeho intenzita může být vyšší, než by odpovídalo součtu poškození při jejich izolovaném působení. Trhliny se šíří ve struktuře kovu buď po hranicích zrn – interkrystalově viz obr. 11 nebo přes zrna – transkrystalově viz obr 12. Jsou i případy, kdy v porušeném materiálu jsou zároveň zastoupeny oba typy lomů. Charakter růstu trhliny se může měnit, jestliže je materiál exponován v různých prostředích [15].



Obr. 11: Interkrystalické šíření trhlin [17]



Obr. 12: Transkrystalické šíření trhlin [17]

Korozní praskání můžeme rozdělit na jednotlivé části. Jsou to nukleace korozní mikrotrhliny na volném povrchu součásti, subkritický růst mikrotrhliny a subkritický růst makrotrhliny. Nukleace mikrotrhliny a její subkritický růst tvoří stádium iniciace korozního praskání. U tenkostěnných komponent, např. teplosměnné trubky parogenerátoru JE, může stádium iniciace tvořit převážnou část jejich životnosti [15].

Někdy jsou vady podkritické velikosti v materiálech komponent přítomny již před jejich uvedením do provozu, např. z výroby, svařování a dalších technologických procesů. Zde je pak stádium iniciace trhliny zcela potlačeno a životnost komponenty je určena odolností materiálu vůči subkritickému růstu makrotrhliny. Faktory, které jsou klíčové při subkritickém růstu korozní trhliny ve vodním prostředí lze rozdělit do tří hlavních skupin. Jsou to faktory související s materiálovými charakteristikami, korozním prostředím a napětím, viz obr. 10. Porušení v důsledku korozního praskání nemusí být jen důsledkem aplikovaného vnějšího zatížení, proti kterému jsou součásti často předdimenzovány. K těmto napětím se přidávají zbytková napětí indukovaná jako důsledek různých technologických procesů, např. hlubokého tažení, válcování, svařování atd. Zbytková pnutí lze z části eliminovat žíháním na snížení pnutí [15].

Ochlazování z vyšší teploty však může také vést rovněž k indukování vnitřního pnutí z důvodu nerovnoměrného ochlazování. Proto je základním předpokladem pro odstranění vnitřních pnutí velmi pomalé, řízení ochlazování. Další zdroje napětí mohou pocházet z produktů celkové koroze, které postupně zabírají stále více objemu na úkor základního materiálu. Tím může dojít ke vzniku dostatečného napětí pro subkritický růst trhliny [15].

Studium korozního praskání lze rozdělit do:

- Stanovení podmínek pro vznik mikrotrhliny na povrchu součásti
- Stanovení podmínek pro subkritický růst mikrotrhlin
- Stanovení podmínek pro subkritický růst makrotrhliny

5.2. Stádium šíření – faktor intenzity napětí a rychlost šíření trhliny

Pole napětí a deformací před čelem trhliny popisuje faktor intenzity napětí K_I . Jestliže faktor intenzity napětí K_I dosáhne kritické velikosti K_{IC} , nastane křehký lom materiálu. Při nízkých hodnotách K_I převládá interkrystalické korozní praskání, při vyšších hodnotách se pak uplatňuje transkrystalické štěpení, zatímco při nejvyšších hodnotách se trhlina šíří tvárným mechanismem.

Tento jev můžeme popsat vztahem:

$$K_I < K_{IC}/k$$

kde:

k je součinitel bezpečnosti, zohledňuje rozptyl výsledků mechanických vlastností materiálu a jeho hodnota je v rozmezí 2 až 3.

Faktor intenzity napětí K_I je také dán vztahem:

$$K_I = \sigma \cdot \sqrt{l\pi} \cdot Y$$

kde σ je napětí na materiálu, l je polovina délky trhliny, Y je bezrozměrná funkce tvaru tělesa s trhlinou a způsobu zatížení. Hodnota této funkce je např. pro krátké povrchové trhliny 1,12. Naproti tomu kritická hodnota faktoru intenzity napětí K_{IC} závisí pouze na materiálu, teplotě a rychlosti zatěžování, nazývá se lomová houževnatost a platí pro podmínky rovinné deformace.

Rychlost šíření trhliny má při korozním praskání tvar:

$$dc / dt = C K_I^n$$

kde:

dc je přírůstek trhliny za čas

dt (popř. přírůstek trhliny za určitý počet cyklů dN)

C, n jsou materiálové konstanty, které závisí i na způsobu zatěžování

K_I je faktor intenzity napětí.

Nejvyšší hodnota faktoru intenzity napětí, pro kterou je doba do lomu (životnost) dostatečně dlouhá, se nazývá mezní (prahová) hodnota faktoru intenzity napětí při korozním praskání- K_{ISCC} [15].

Mechanismus korozního praskání závisí především na typu korozního prostředí, na teplotě a na velikosti faktoru intenzity napětí K_I . Při nízkých hodnotách K_I převládá interkrytalické korozní praskání, při vyšších hodnotách K_I se pak uplatňuje transkrytalické štěpení a při nejvyšších hodnotách K_I se trhlina šíří tvárným mechanismem.

Při exploataci materiálu v korozním prostředí dochází za spolupůsobení vnějšího napětí jednak k růstu trhliny a jednak ke koroznímu poškození materiálu na jejím čele [15].

Mechanismus korozního praskání mnoha kovových materiálů se vysvětluje aktivním rozpouštěním na čele trhliny, která zároveň působí jako koncentrátor napětí viz obr. č. 10. Pro vznik korozního praskání není vždy nutné vnější mechanické namáhání, ale stačí jen vnitřní pnutí např. po tváření za studena nebo u svarových spojů [15].



Obr. č. 10 – Mechanismus korozního praskání [15]

5.3. Vliv struktury

Nelze obecně vysledovat strukturu kovu zcela nepodléhající nebo zcela citlivou v daném prostředí. Čím je materiál homogennější, tím je náchylnost menší (čisté kovy jsou nejodolnější). Vliv struktury na korozní praskání má značný vliv struktura materiálu. Nepatrné znečištění hranic zrn kovu, zvýšení koncentrace dislokací apod., snižuje odolnost materiálu ke koroznímu praskání. Při tepelném zpracování a svařování součástí závisí jejich sklon ke koroznímu praskání od fázových a strukturních změn v systému Fe-C. Tak např. popouštění při teplotách 150-400 °C, způsobující vytvoření struktury popouštěného martenzitu, zvyšuje náchylnost kovu ke koroznímu praskání. Obecně se soudí, že termodynamicky nestabilní struktury (martenzit) jsou náchylnější ke koroznímu praskání než stabilní, vyžíhané struktury. Materiály s vysokou pevností v tahu jsou náchylnější ke koroznímu praskání. Trhliny rostou hlavně ve směru kolmém k tahovému namáhání.

Běžnější je mezikrytalové napadení. Z hlediska vlivu oxidační schopnosti jsou nebezpečné hraniční potenciálové oblasti pasivity (za pasivačním potenciálem a kolem průrazového potenciálu) – pasivní vrstva je zde nestabilní. Každá nerovnost na povrchu může způsobit lokalizaci namáhání – tahové namáhání je v tomto místě větší. Proto často souvisí vznik trhliny s místem štěrbinové nebo bodové koroze – z důlku či štěrbin se může snadněji šířit trhlina. V trhlíně vzniká také agresivnější prostředí - okludovaný roztok. Také materiály, které za mechanického namáhání podlehly na povrchu mezikrytalové korozi, praskají. Klasický příklad korozního praskání je tzv. louhová křehkost ocelí. Docházelo k ní v parních kotlích z uhlíkové oceli, pro které byla voda alkalizována k potlačení rovnoměrné koroze (pH nad 9). V místech nýtovaných spojů se hydroxid přehřátím zkoncentroval a tahově namáhané nýty praskly, což způsobilo výbuch kotle [15].

5.4. Vliv materiálu

Chemické složení a struktura materiálu jsou ve vzájemné souvislosti. Důležité je také vzájemný poměr některých prvků ve slitině nebo rozmezí obsahu sledovaného prvku. K nejméně odolným patří austenitické oceli s běžnými obsahy niklu, zatímco oceli dvoufázové austeniticko-feritické nebo oceli feritické patří k odolnějším až odolným. Také vliv struktury je zásadní. Například krychlová prostorově centrovaná mřížka (ferit) je mnohem odolnější než mřížka plošně centrovaná (austenit), dvoufázové austeniticko-feritické oceli jsou odolnější než jednofázové austenitické oceli. Záleží také na velikosti zrna – čím větší je zrno, tím větší je náchylnost k praskání. Dále je praskání ovlivněno hranicemi zrn, kluznými rovinami, dislokacemi, energií vrstevných chyb, precipitáty a jejich rozhraními [15].

5.5. Vliv chemického složení

Čisté kovy jsou považovány za odolné ke vzniku korozních trhlin, ale malá přísada jakéhokoliv prvku může značně změnit jejich odolnost.

Uhlík

Je-li součástí tuhého roztoku, zvyšuje odolnost proti koroznímu praskání ve vroucím 42 % roztoku $MgCl_2$. Tento příznivý vliv uhlíku je spojený s tvorbou uzavřené struktury dislokací. Pokud je uhlík umístěn na hranicích zrn jako karbid, pak působí nepříznivě, neboť vyvolává vznik vnitřních napětí a podněcuje tvorbu korozního článku karbid – matrice.

Křemík

3-4 % Si příznivě ovlivňuje odolnost proti koroznímu praskání.

Dusík

Snižuje odolnost oceli vůči koroznímu praskání vytvářením kapilárních dislokací.

Nikl

Zvyšuje plasticitu oceli a podporuje tvorbu jemnozrnné struktury, která je odolnější proti praskání než hrubozrnná struktura. U nízkolegovaných ocelí s rostoucím obsahem Ni klesá jejich odolnost v sirovodíkovém prostředí, avšak podstatné zvýšení obsahu niklu (na 30 %) v uhlíkových ocelích většinou zvyšuje jejich odolnost vůči praskání. V chromniklových korozivzdorných ocelích není vliv niklu v prostředí obsahujícím chloridy zcela jednoznačný. Mají-li tyto oceli méně než 1 % nebo více jak 40 % niklu pak jsou odolné proti koroznímu praskání. V rozmezí 1-40 % niklu naopak koroznímu praskání v prostředí chloridů podléhají. V ocelích s vysokým obsahem chromu snižuje 2-4 % přídavek niklu jejich odolnost vůči praskání v $MgCl_2$ (u $NaCl$ se tento negativní vliv niklu neprojevuje).

Chrom

Je základním prvkem korozivzdorných ocelí. S rostoucím obsahem chromu klesá náchylnost ocelí ke koroznímu praskání.

Mangan

prakticky neovlivňuje korozní odolnost ocelí, ačkoli v 42 % vroucím roztoku $MgCl_2$ snižuje odolnost vůči praskání

Měď

Má stejně jako mangan nepříznivý vliv na odolnost proti praskání v prostředí $MgCl_2$. Nemá tento vliv v roztocích $NaCl$. Měď může působit i kladně. V oceli se měď nachází v podobě tuhého roztoku. Během korozního rozpouštění materiálu jsou ionty Cu schopny se vylučovat na povrchu kovu, kde takto vyloučená měď hraje úlohu katody, napomáhající pasivaci kovového povrchu. Tvorba pasivní vrstvy na povrchu zvyšuje korozní odolnost oceli a zabraňuje iniciaci korozních trhlin.

Molybden

vyšší obsahy molybdenu zvyšují mezní hodnotu faktoru intenzity napětí při korozním praskání. V prostředí $MgCl_2$ molybden zvyšuje citlivost ke koroznímu praskání. Síra a fosfor vykazují škodlivý vliv na odolnost oceli k praskání v různých prostředích. Jednou z příčin je ta, že síra je promotorem absorpce vodíku a fosfor zvyšuje intenzitu navodíkování. Pro zvýšení odolnosti vůči koroznímu praskání v sirovodíkových prostředích se oceli mohou legovat kovy vzácných zemin. Tyto prvky rafinují ocel od metaloidů (O , H), vážou arsen, síru a fosfor v těžkotavitelné sloučeniny a zároveň snižují přepětí vylučování vodíku na povrchu kovu, čímž zabraňují vzniku vodíkové křehkosti. V sirovodíkových prostředích vynikají zvýšenou odolností proti koroznímu praskání rovněž oceli legované kobaltem, křemíkem a disprosiem [15].

5.6. Působení tahových napětí

Rozvoj korozního praskání je podmíněn přítomností povrchového tahového napětí. Korozní trhliny se pak vyvíjejí v ploše kolmé k působení těchto napětí. Je-li součást namáhána např. krutem, a nikoli jednoosým namáháním, pak se korozní trhliny objeví v rovině pod úhlem 45° ke kolmému řezu. Tato nakloněná plocha odpovídá působení maximálních tahových napětí. Se vzrůstající hodnotou tahového napětí se doba do lomu zkracuje. Důležitá je nejen úroveň vloženého napětí, ale hlavně rychlost deformace. Snížení deformační rychlosti vede ke snížení rychlosti rozvoje trhlin. Naproti tomu tlaková napětí, jednoznačně zabraňují vzniku praskání, čímž příznivě ovlivňují odolnost materiálu proti tomuto druhu koroze [15].

5.7. Zbytková napětí

Zbytkové napětí je takové, které je přítomno v tuhých tělesech, na něž nepůsobí žádné vnější síly ani momenty, a v nichž neexistují žádné teplotní gradienty. V praxi je převážná část lomů způsobených korozním praskáním zapříčiněných zbytkovým pnutím vyvolaným tvářením za studena, svařováním apod. Důležitým faktorem je také stav povrchu. Je nutno uvažovat nejen drsnost vlastního povrchu, ale také povahu a rozdělení povrchových napětí, strukturální stav vnějších povrchových vrstev a jejich složení a vlastnosti. Zbytková napětí mohou být jak užitečná, tak škodlivá. Z prospěšných to jsou např. napětí vyvolaná některými typy povrchového opracování laser shock peening, kuličkování, balotínování, kdy se zvyšuje mez únavy. [15].

5.8. Vliv prostředí

Důležitým faktorem při posuzování náchylnosti nebo odolnosti daného materiálu ke koroznímu praskání je korozní prostředí. Je známo, že ke koroznímu praskání mnohých materiálů dochází jen v určitých, pro daný materiál specifických prostředích. Není-li splněna tato podmínka, pak ke koroznímu praskání nemusí dojít. Rovněž změnami složení a stavu korozního prostředí lze nejen změnit charakter korozních trhlin (transkrystalový, mezikrystalový nebo smíšený), ale i urychlit nebo zpomalit korozní praskání [15].

Velký vliv na korozní praskání má teplota. Pro mnohé korozní procesy platí, že jejich rychlost roste v závislosti na stoupající teplotě, čímž dochází ke zkrácení doby do lomu. Důležitou úlohu při korozním praskání sehrává kyslík. Pro transkrystalové korozní praskání austenitických korozivzdorných ocelí je nezbytné nejen působení chloridů, ale je potřebný ještě jistý obsah kyslíku [15].

Nezanedbatelný vliv na korozní praskání má i koncentrace agresivních složek prostředí. Přítomnost i velmi malého množství chloridů může vyvolat korozní praskání materiálů v pasivním stavu, poněvadž narušení pasivní povrchové vrstvy může iniciovat vznik bodové koroze (pittingu) a následný rozvoj trhlin. Chloridy v roztoku usnadňují rozpouštění železa a urychlují tím snižování hodnoty pH, čímž se také samozřejmě urychlí celý proces korozního praskání. Je prokázáno, že korozní praskání v pasivním stavu může probíhat i při teplotě nižší než 50 °C, která byla dosud obecně uznávána za mezní teplotu pro tento druh koroze. Předpokladem je korozní médium s neobyčejně vysokou koncentrací chloridů. Další faktory, jako hodnota napětí, pH nebo druh kationů, nemají potom tak velký vliv. Roztoky chloridů se jeví jako prostředí, kde se korozní praskání projevuje v plné míře. Trhliny zde mají převážně transkrystalový charakter. K intenzivnímu praskání ocelí dochází také v prostředí dusičnanů. Nejvíce agresivní jsou roztoky NH_4NO_3 a $\text{Ca}(\text{NO}_3)_2$. Kalení ocelí snižuje jejich odolnost proti praskání, naopak popouštění v intervalu teplot 400-500°C odolnost vysokopevných ocelí v tomto prostředí zvyšuje. V alkalickém prostředí praskají vysokopevné martenzitické oceli, austenitické korozivzdorné oceli, případně uhlíkové a nízkolegované oceli. S rostoucí teplotou roztoku (zvláště při teplotě nad 80 °C) a zvyšující se koncentrací alkálií se praskání zintenzivňuje. Oceli rovněž velmi intenzivně praskají v roztocích kyselin. Základní příčinou praskání ocelí v silných kyselinách je vodíkové křehnutí. V kyselině sírové roste náchylnost k praskání přidáním NaCl [15].

6. Experimentální program na vybraných materiálech

Experimentální část práce byla vypracována v rámci projektu SUSSEN ve spolupráci s Centrem výzkumu Řež s.r.o. v Plzni a ZČU v Plzni. Experiment se uskutečnil za účelem ověření pozitivního vlivu technologie LSP, která by vnesením tlakového napětí měla potlačit korozní praskání pod napětím - SCC. Pro ověření LSP technologie byla vybrána austenitická ocel 08CH18N10T. Korozní test probíhal v korozním prostředí vroucího roztoku $MgCl_2$ při teplotě 155 °C dle normy ASTM G36. V experimentu byly posuzovány dva typy C tvaru vzorků. První série vzorků byla povrchově zpevněna technologií LSP a druhá byla ponechána ve výchozím stavu bez LSP zpevňování. U vzorků se po expozici v korozním prostředí vroucího roztoku $MgCl_2$ zkoumala mikrostruktura povrchu a vzniklých trhlin korozního praskání. Dále byla změřena mikrotvrdość, aby se zjistilo, do jaké hloubky je materiál po aplikaci LSP ovlivněn. Průběh měření se uskutečnil po celé hloubce materiálu.

7. Použitý materiál pro experiment

Pro provedení experimentu byla použita austenitická ocel 08CH18N10T. Tato ocel svým chemickým složením odpovídá AISI 321, dle normy ASTM/ASME. Vlastnosti oceli 08Ch18N10T jsou popsány českou státní normou ČSN 41 7247 respektive ruskou normou GOST 5632. Chemické složení použitého materiálu v % je v tab. 6 a mechanické vlastnosti této oceli jsou uvedeny v tab. 7, tyto hodnoty jsou čerpány z materiálových listů, viz příloha 1

Tab. 6: Chemické složení v % hm materiálu 08CH18N10T

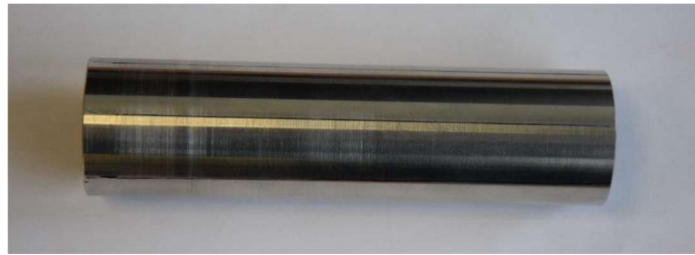
Prvek	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	Ti	Co
%	0,08	2	0,08	0,035	0,02	17 - 19	9 - 11	0,3	0,3	0,7	0,05

Tab. 7: Mechanické vlastnosti oceli 08CH18N10T

	Při 20 °C	Při 350 °C
Mez kluzu [MPa]	248	213
Mez pevnosti [MPa]	565	425
Tažnost [%]	54,5	31
Kontrakce [%]	76	69

7.1. Příprava zkušebních těles

Pro přípravu zkušebních těles pro zkoušku korozního praskání ve vroucím roztoku $MgCl_2$ byla použita ocelová trubka z austenitické oceli 08CH18N10T o délce 240 mm, průměru 32 mm a tloušťky stěny 2 mm viz obr. 11. Tato trubka byla přeríznuta na dvě stejné části. Povrchy obou kusů trubek nebyly dále žádným způsobem povrchově upravovány, broušeny ani leštěny. Následně byla jedna část ponechána ve výchozím stavu a druhá byla zpevněna technologií LSP.



Obr. 11: Ocelová trubka z materiálu 08CH18N10T

8. Zpevnění povrchu materiálu technologií LSP

Zpracování povrchu experimentálního materiálu bylo provedeno pulsním laserem L2 – BIVVOJ (HILASE Centrum – Dolní Břežany), který je již od roku 2016 považován za laser se světově nejsilnějším průměrným výkonem ve své kategorii. Tento laserový systém má vlnovou délku – 1030 nm, trvání pulsu je 10 ns, maximální energie je 146,5 J a frekvence 10 Hz. LSP stanice je vybavena 6 - osým robotickým ramenem Fanuc M-20iA / 20M. Robotické rameno má užitečné zatížení 20 kg a opakovatelnost polohování je $\pm 0,08$ mm viz obr. 12. Aby bylo zajištěno stabilní a spolehlivé opracování materiálu, jsou energetická stabilita a profil laserového paprsku sledovány diagnostickým systémem založeným na CCD kamerách, sondou pro měření energie laseru a kalibrovanou fotodiodou.



Obr. 12: Šestiosé robotické rameno Fanuc M-20iA / 20M využívané při aplikaci technologie LSP [19]



Obr. 12: Stanice pro LSP s polohovacím ramenem

Parametry LSP procesu:

- Energie pulsu: 5,5 J
- Délka pulsu: 14 ns
- Opakovací frekvence: 10 Hz
- Hustota pulzu 6,25GW/cm²

Laserem byl ostřelován povrch trubky o ploše cca 40 x 110 mm, a to celkem třikrát s 50 % překryvem každého následujícího spotu v řadě. Velikost stopy laseru byla 2x2 mm a jako ablační vrstva byla zvolena černá vinylová páska. Ovinutá trubka se pak upevnila do polohovacího robotického ramene, aby se paprsek laseru dostal na požadované místo peeningu, což je viditelné na obr.13.



Obr. 13: Trubka připravená k aplikaci LSP

9. Zkouška korozního praskání pod napětím

9.1. Popis experimentu

Aby se ověřil mechanismus korozního praskání pod napětím, ke kterému dochází za současného působení statického tlakového napětí a korozního prostředí, byla zvolena zkouška korozního praskání pod napětím ve vroucím roztoku chloridu hořečnatého-MgCl₂. Experiment se prováděl podle normy ASTM G 36, kde je uvedeno, že právě chlorid hořečnatý je velmi agresivním prostředím pro zkoušky korozního praskání pod napětím.

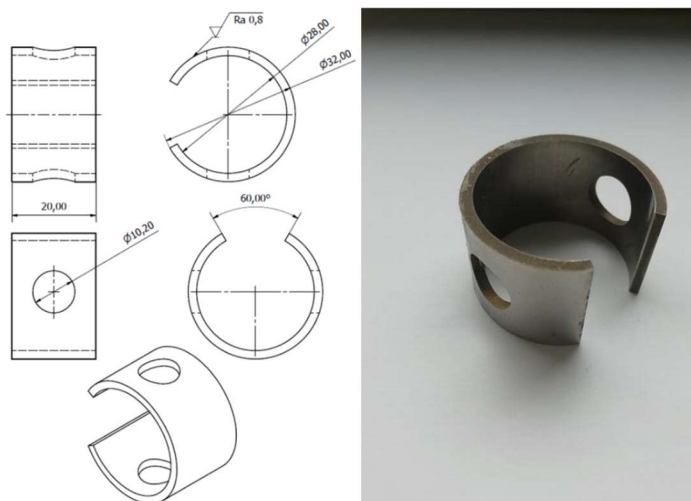
9.1.1. Příprava vzorků

Z kusu trubky, který byl zpevněn technologií LSP a z trubky bez zpevnění technologií LSP byly nařezány vzorky pro zkoušky korozního praskání pod napětím a pro zkoušku stanovení tvrdosti viz obr. 14.



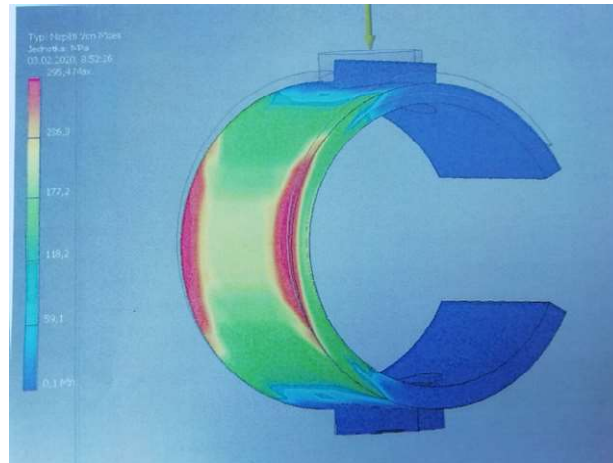
Obr. 14: Zhotovený vzorek bez aplikace LSP na horní části a po aplikaci LSP na dolní části obrázku

Rozměry vzorků jsou znázorněny na obr. 15. Do každého vzorku byly v ose na protilehlých stranách vyvrtány 2 díry o průměru 10,2 mm pro svěrný šroub M10. Tvar C vzorku vznikl vyříznutím části trubky odpovídající výseči o úhlu 60°, viz obr. 16.



Obr. 15 a 16: Požadované rozměry a vzhled vyrobeného vzorku tvaru C

Pro zkoušky byl zvolen vzorek tvaru C, který je vhodný zejména pro zkoušky korozního praskání pod napětím u trubek. U tohoto tvaru C je nejdůležitější obvodové napětí. Napětí zde ale není rovnoměrné, mění se od maximálního tahového napětí na jednom povrchu k maximálnímu tlakovému napětí na protilehlém povrchu. Dále se napětí mění po obvodu C – kroužku od nuly u každého otvoru pro šroub do maxima uprostřed oblouku proti napínacímu šroubu viz obr. 17.



Obr. 17: Průběh obvodového napětí u C vzorku

Před zahájením experimentu byly jednotlivé vzorky odmaštěny v acetonu za použití ultrazvukové lázně. Následně jimi byl provlečen svěrný šroub a vzorek byl vystaven účinku konstantního zatížení. Momentovým klíčem byl svěrný šroub utážen na utahovací moment 0,250 Nm, viz obr. 18, 19, 20. Tato hodnota byla určena na základě meze pružnosti, tak aby v materiálu nedocházelo k plastické deformaci. Připravené vzorky ke zkoušce jsou na obrázcích 18, 19 a 20.

Vzorky byly označeny A pro výchozí materiál, tj. bez zpevnění technologií LSP a B pro trubku po zpevnění technologií LSP.



Obr. 18: Připravený vzorek ke zkoušce



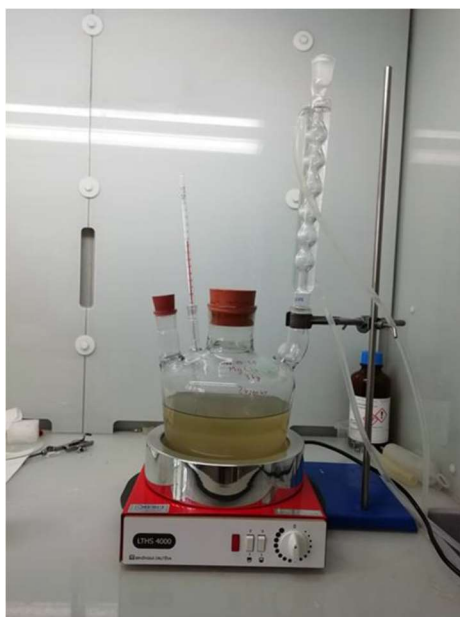
Obr. 19: Připravený vzorek ke zkoušce



Obr. 20: Připravený vzorek ke zkoušce

9.1.2. Použitá aparatura

Experiment probíhal podle normy ASTM G36, kdy je mechanicky namáhaný vzorek vystaven působení vroucího roztoku MgCl_2 při teplotě $155 \pm 1^\circ\text{C}$. Pro zkoušky byla použita aparatura, která se skládala z 6 litrové sulfonační baňky s vývody pro teploměr, chladič a hrdla pro vkládání vzorků. Tato baňka byla umístěna v topném hnízdě. Na dno baňky byla přidána vrstva skleněných kuliček pro detekci utajeného varu a omezení kontaktu vzorku se stěnami baňky. Sestavená aparatura je vyfocena na obr. 21. Zkušební roztok byl připraven rozpuštěním 3000 g $\text{MgCl}_2 \cdot 6\text{H}_2\text{O}$ v 75 ml destilované vody. Bod varu roztoku MgCl_2 je silně závislý na jeho koncentraci ve vodě. Proto, když začal roztok intenzivně vřít, pomalu bylo přidáváno malé množství (4 až 5 ml) vody, dokud se teplota neustálila na $155 \pm 1^\circ\text{C}$. Poté byl do roztoku vložen vzorek. Zkušební roztok byl stále udržován ve varu při teplotě $155 \pm 1^\circ\text{C}$. Páry vzniklé při varu roztoku kondenzovaly zpět díky přidanému chladiči. Během zkoušky byl objem roztoku MgCl_2 konstantní.



Obr. 21: Aparatura pro zkoušku korozního praskání v roztoku MgCl_2

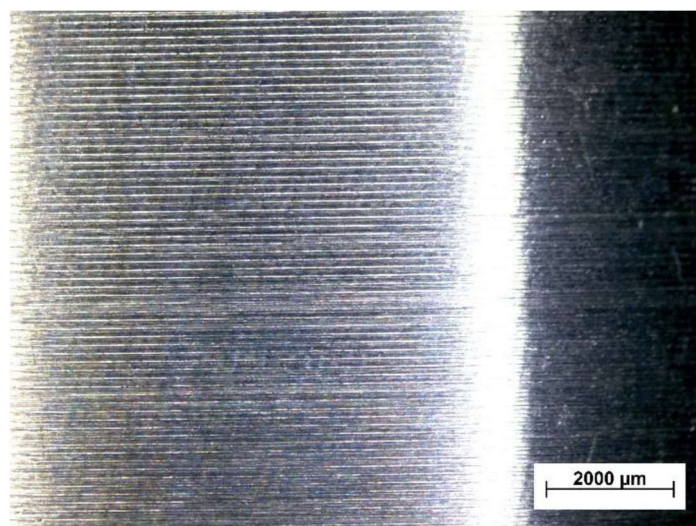
9.2. Průběh zkoušky

Povrchy jednotlivých vzorků, které byly připraveny k experimentu, byly fotograficky zdokumentovány pomocí stereomikroskopu STEMI 2000-C. Poté se vzorky vložily do baňky s vroucím roztokem $MgCl_2$, jenž byl v průběhu zkoušky stále udržován na teplotu varu. Po uplynutí stanoveného času zkoušky byl vzorek vyndán z vroucího roztoku $MgCl_2$, opláchnut destilovanou vodou a v ultrazvukové lázni očištěn od zbytků vykrystalizovaného $MgCl_2$. Následně byl opět prohlédnut na stereomikroskopu STEMI 2000-C. Cílem bylo zjistit, zda se na povrchu vzorku vyskytují trhliny korozního praskání pod napětím. Vzorky byly během experimentu vystaveny působení korozního prostředí $MgCl_2$ po různou dobu. Přehled značení vzorků a doby trvání experimentu jsou uvedeny v tab. 8:

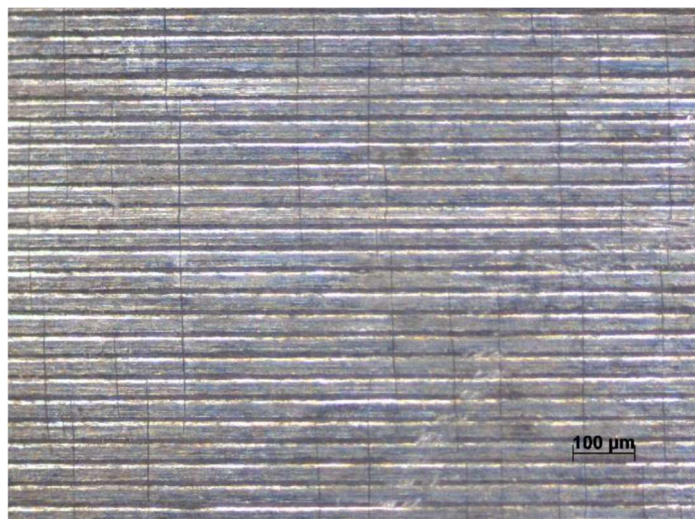
Tab. 8: Označení vzorků a podmínky experimentu

Označení vzorků	Úprava materiálu	Kontrola vzorků	Celková doba působení $MgCl_2$
A	Nezpevněno LSP	Po 10 minutách	120 minut
A2	Nezpevněno LSP	Po 20 hodinách	20 hodin
B2	Zpevněno LSP	Po 20 hodinách	20 hodin
A4	Nezpevněno LSP	Po 3 hodinách	24 hodin
B4	Zpevněno LSP	Po 3 hodinách	24 hodin

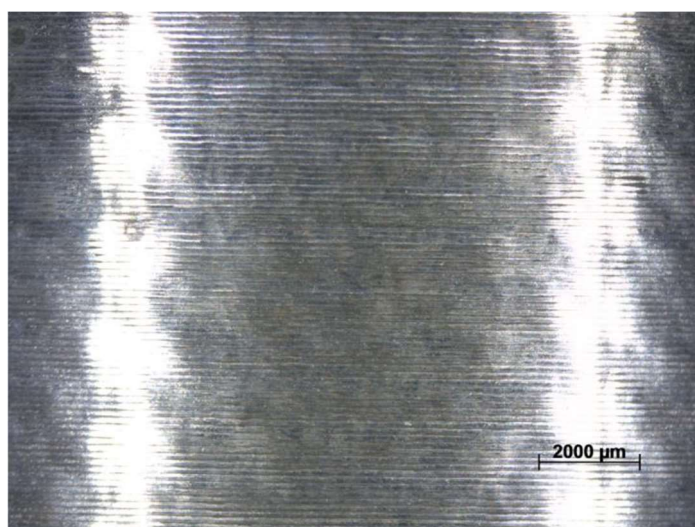
První se zkoušely vzorky označené A2 a B2. Po utažení šroubu na utahovací moment 0,250 Nm byly vzorky prohlédnuty na stereomikroskopu STEMI 2000-C a byla pořízena fotodokumentace povrchu vzorků, viz obr. 21 a 23. Poté se vzorky vložily do vroucí lázně s $MgCl_2$ na dobu 20 hodin. Po celou dobu trvání zkoušky byly vzorky ponořeny ve stále vroucím roztoku $MgCl_2$. Po uplynutí předem určené doby experimentu se každý vzorek vyjmul z korozního roztoku, očistil a zkontroloval na světelném mikroskopu, zda povrch vykazuje trhliny a dále se pořídila fotodokumentace viz obr. 21 až 24.



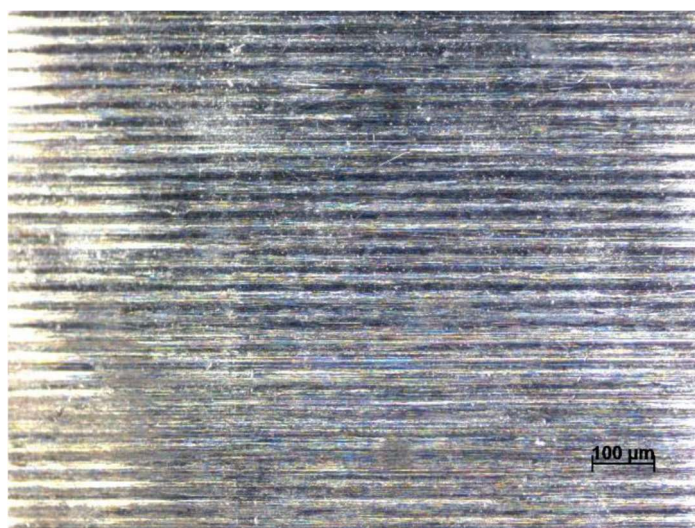
Obr. 21: Vzorek A2 před testem v lázni $MgCl_2$



Obr.22: Vzorek A2 po 20 hodinách v lázni $MgCl_2$

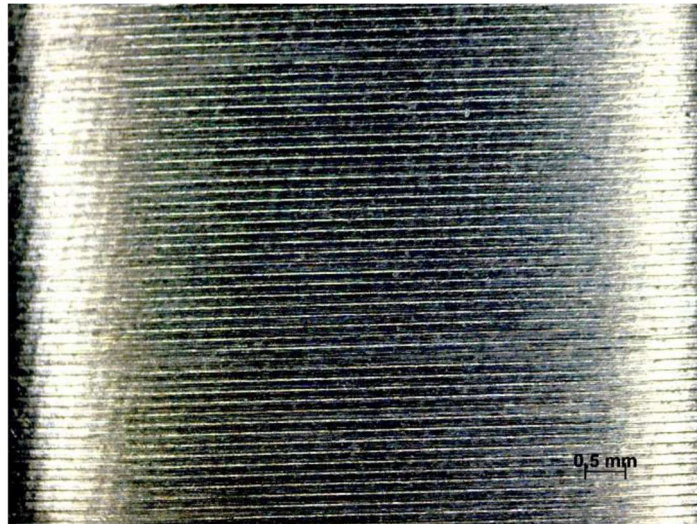


Obr. 23: Vzorek B2 před testem v lázni $MgCl_2$

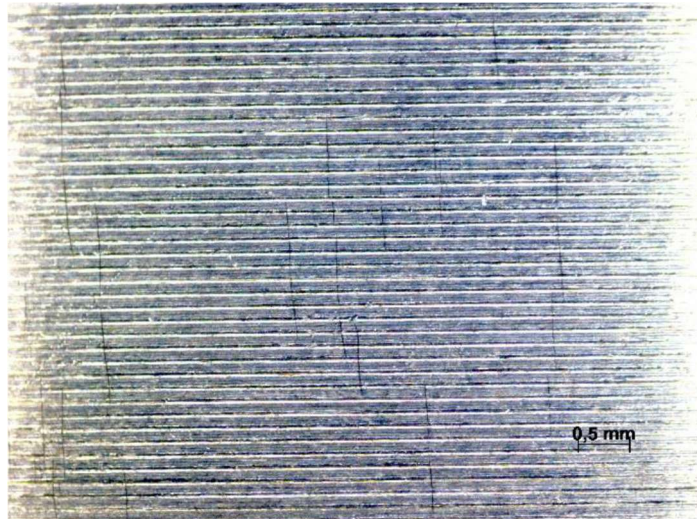


Obr. 24: Vzorek B2 po 20 hodinách v lázni $MgCl_2$

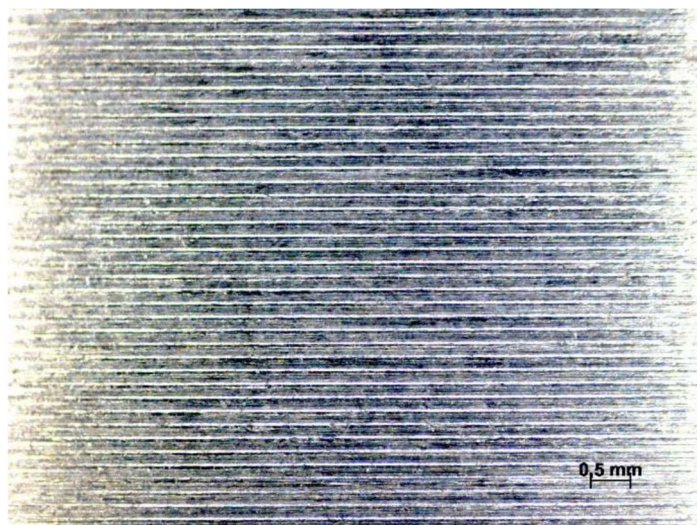
Při počátečních testech, bylo zjištěno, že nezpevněný vzorek technologií LSP vykazuje po 20 hodinách působení vroucího roztoku $MgCl_2$ stopy trhlin korozního praskání oproti zpevněnému vzorku technologií LSP, kde nebyly trhliny patrné. Za účelem zjištění času prvního výskytu trhlin na povrchu materiálu se použila další dvojice vzorků A4 a B4. Vzorky A4 a B4 byly opět po utažení šroubu na utahovací moment 0,250 Nm prohlédnuty na stereomikroskopu STEMI 2000-C a byla pořízena fotodokumentace povrchu vzorků, viz obr. 25 a 27. Poté se vzorky vložily do vroucí lázně s $MgCl_2$ na dobu 24 hodin a během probíhajícího experimentu byly každé 3 hodiny vyjmuty z roztoku, aby se zjistilo, po jaké době působení korozního roztoku $MgCl_2$ dochází na povrchu materiálu k rozvoji trhlin korozního praskání. Následně se pod stereomikroskopem zkontroloval povrch a pořídila se fotodokumentace viz obr. 25 až 35. U zpevněného vzorku technologií LSP – B4 se objevily trhliny po 24 hodinách testování ve vroucím roztoku $MgCl_2$, ale byly vidět pouze na SEM. Jelikož se u nezpevněného vzorku A4 již po 3 hodinách působení korozního roztoku $MgCl_2$ objevily trhliny korozního praskání, přistoupilo se k testování nezpevněného kusu trubky označeného A viz tab. 8. Tímto se chtělo zjistit, po jaké době se rozvinou na povrchu vzorku trubky trhliny korozního praskání. Vzorek se umístil do vroucí lázně, kde byl po dobu dalších 10 minut a poté se zkontroloval na světelném mikroskopu. Tyto jednotlivé kroky se opakovaly až do zjištění prvních trhlin korozního praskání, což bylo po 120 minutách expozice ve vroucí lázni $MgCl_2$. Dále se již ve zkoušce nepokračovalo.



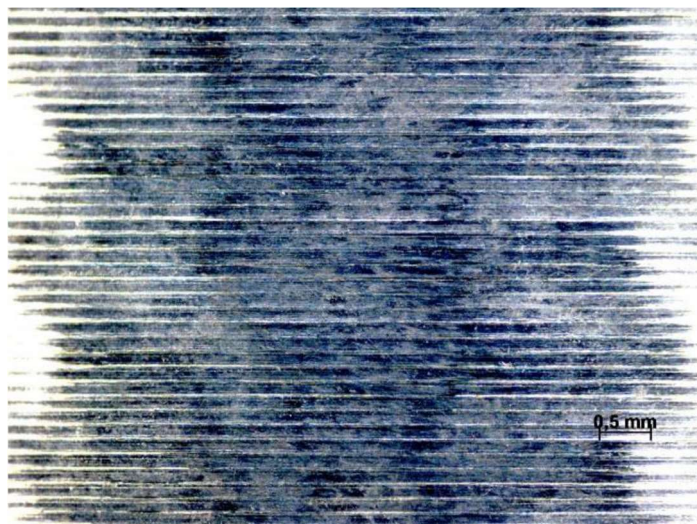
Obr. 25: Vzorek A4 před testem v lázni $MgCl_2$



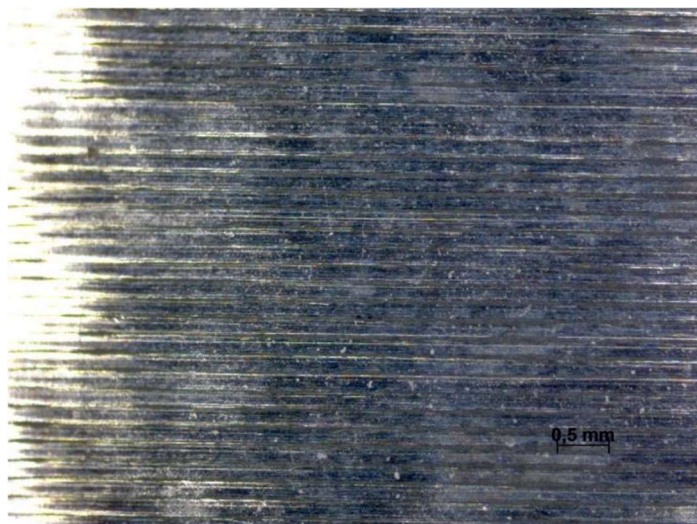
Obr. 26: Vzorek A4 po 3 hodinách v lázni $MgCl_2$



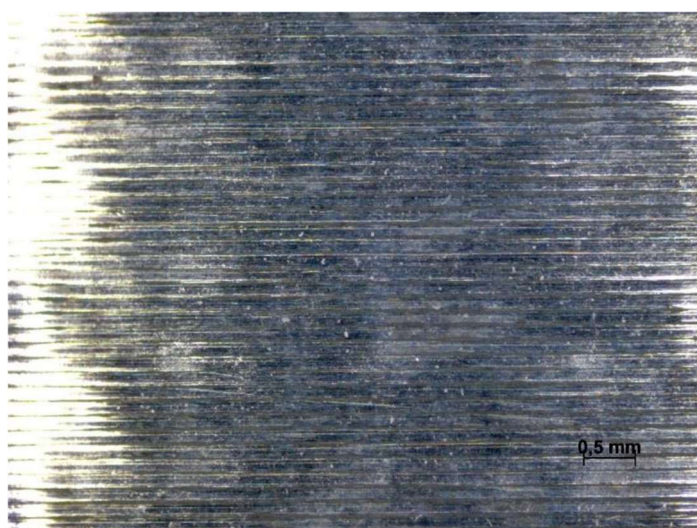
Obr. 27: Vzorek B4 před testem v lázni $MgCl_2$



Obr. 28: Vzorek B4 po 3 hodinách v lázni $MgCl_2$



Obr. 29: Vzorek B4 po 6 hodinách v lázni $MgCl_2$



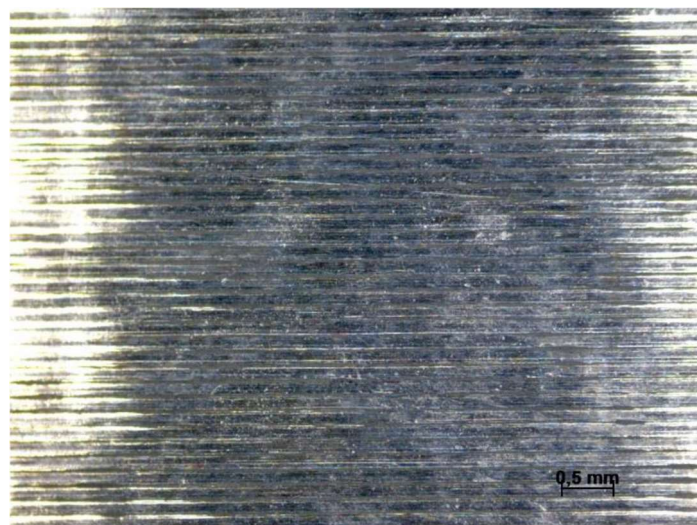
Obr. 30: Vzorek B4 po 9 hodinách v lázni $MgCl_2$



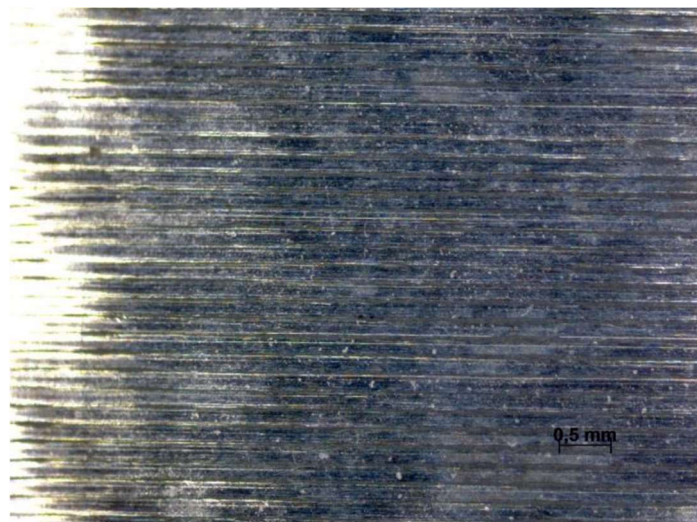
Obr. 31: Vzorek B4 po 12 hodinách v lázni $MgCl_2$



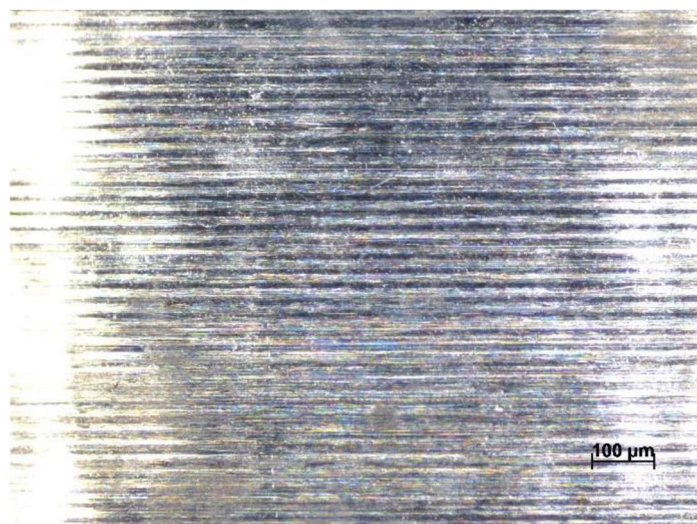
Obr. 32: Vzorek B4 po 15 hodinách v lázni $MgCl_2$



Obr. 33: Vzorek B4 po 18 hodinách v lázni $MgCl_2$



Obr. 34: Vzorek B4 po 21 hodinách v lázni $MgCl_2$

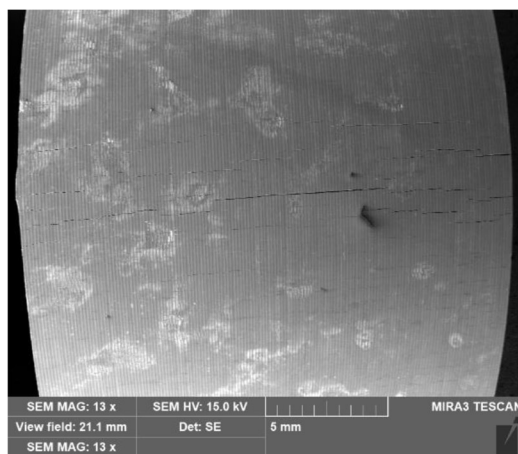


Obr. 35: Vzorek B4 po 24 hodinách v lázni $MgCl_2$

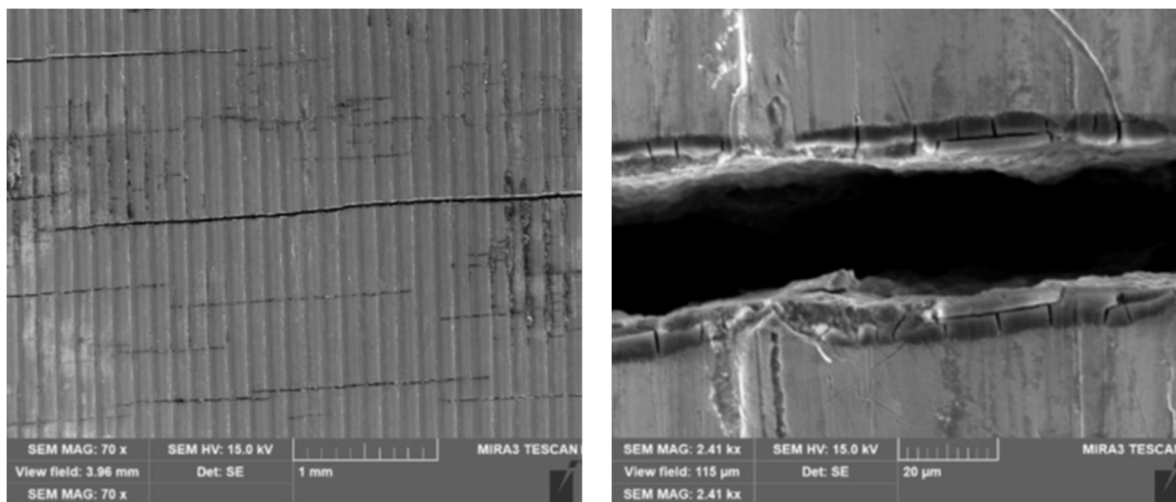
9.3. Výsledky zkoušky korozního praskání pod napětím

9.3.1. Hodnocení topografie povrchu vzorků

Ke zhodnocení struktury povrchu jednotlivých vzorků A2, B2, A4, B4 po expozici v roztoku $MgCl_2$ a ke zjištění struktury trhlin vzniklých při korozním praskání pod napětím byl použit elektronový mikroskop od společnosti TESCAN. Jedná se o skenovací elektronový mikroskop (SEM) s vysokým rozlišením. Na následujícím snímku, viz obr.36, je vzorek A2, který byl 20 hodin ve vroucí lázni $MgCl_2$. Je zde patrný pohled na vrchní část nezpevněného vzorku, na němž jsou viditelné trhliny různé velikosti i šířky. Detailní snímek trhlin je na obr. 37 a 38.

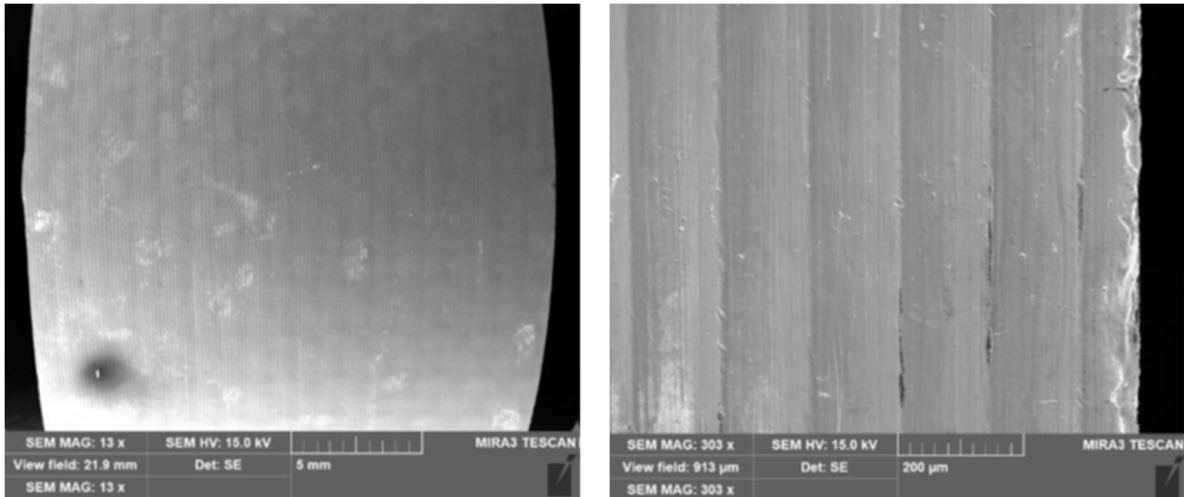


Obr.36: Pohled na vrchní část nepevněovaného vzorku A2 s patrnými trhlinami



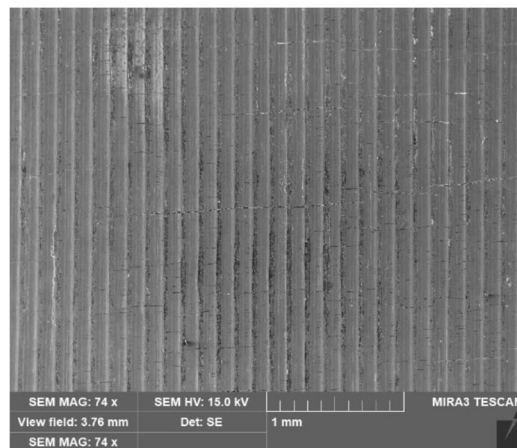
Obr. 37 a 38: Detailní pohledy na trhliny vzorku A2

Oproti tomu na snímcích vzorku B2, kdy se jedná o vzorek zpevněné trubky exponované 20 hodin ve vroucím roztoku $MgCl_2$, nejsou patrné žádné trhliny, viz obr 39 a 40.

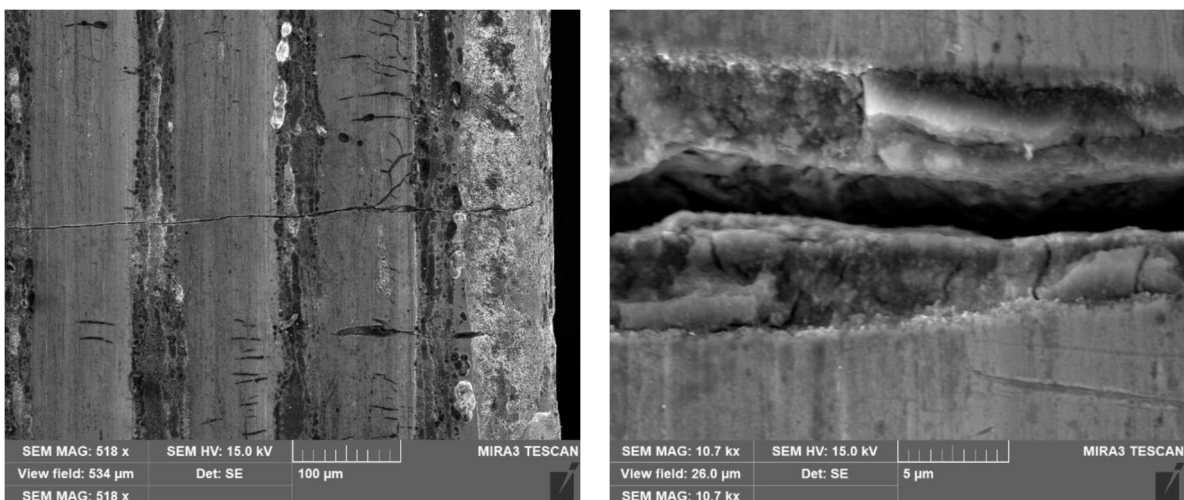


Obr. 39 a 40: Detail na pohled zpevněného vzorku B2

Na následujícím obr 41 jsou viditelné trhliny korozního praskání pod napětím u nezpevněného vzorku A4, již po 3 hodinách ve vroucí lázni $MgCl_2$. Na obrázcích 42 a 43 jsou pak vidět detailní záběry těchto trhlín.

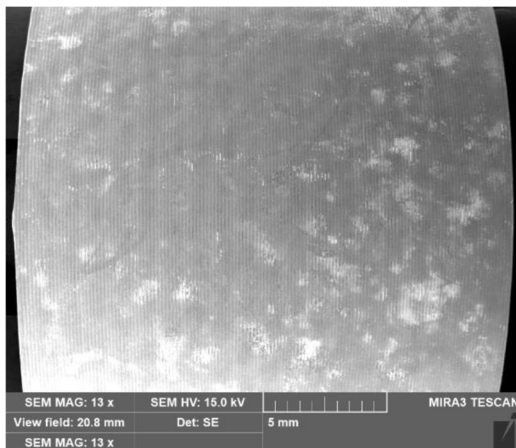


Obr. 41: Pohled na vrchní část nepeeningovaného vzorku A4 s patrnými trhlinami

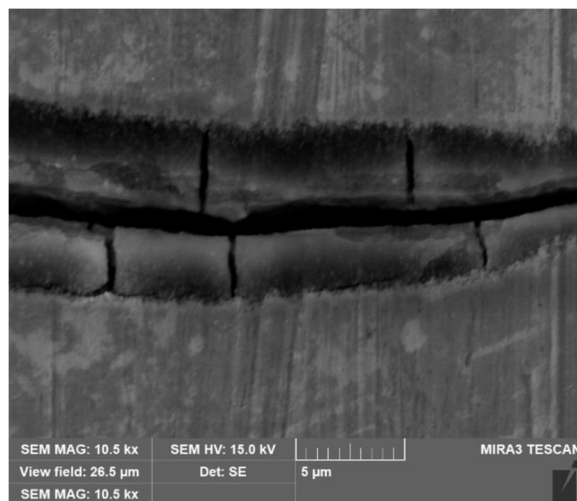
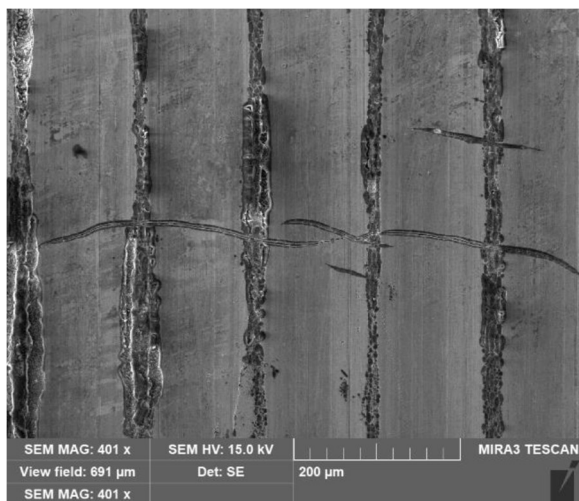


Obr. 42 a 43: Detailní pohled na trhliny vzorku A4

U zpevněného vzorku B4, který byl 24 hodin ve vroucím roztoku $MgCl_2$ a kontrolován každé 3 hodiny, nejsou při 13násobném zvětšení patrné trhliny, viz obr. 44. Ale při větším zvětšení již patrné jsou, což je vidět na obr. 45 a na obr. 46 je detailní snímek trhliny.



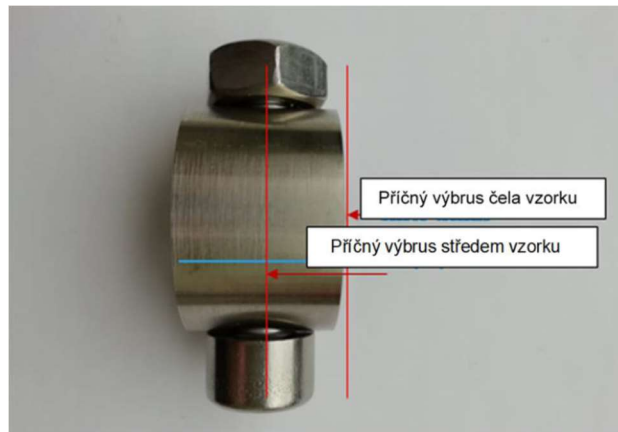
Obr.44: Pohled na vrchní část zpevněného vzorku B4



Obr. 45 a 46: Detailní pohled na trhliny u zpevněného vzorku B4

9.4. Hodnocení průběhu trhlin na povrchu řezu jednotlivých vzorků

Další částí zkoušek bylo zhodnocení průběhu trhlin na řezu nezpevněného vzorku technologií LSP A4 (24 hod ve vroucím roztoku $MgCl_2$) a zpevněného vzorku technologií LSP B4 (24 hod ve vroucím roztoku $MgCl_2$). Každý z těchto vzorků, určených ke zhotovení metalografického výbrusu byl rozříznut napůl. Řez byl veden kolmo ke směru šíření trhlin viz obr. 47. Metalografické výbrusy se pak zhotovily z vnitřní a vnější strany rozříznutého vzorku viz obr. 48.

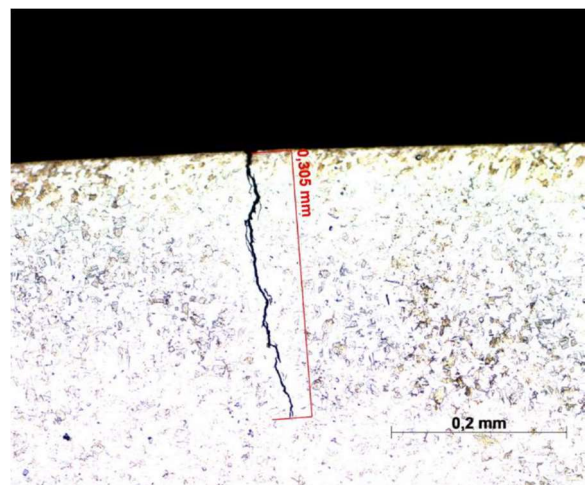


Obr. 47: Znázornění řezu vzorkem

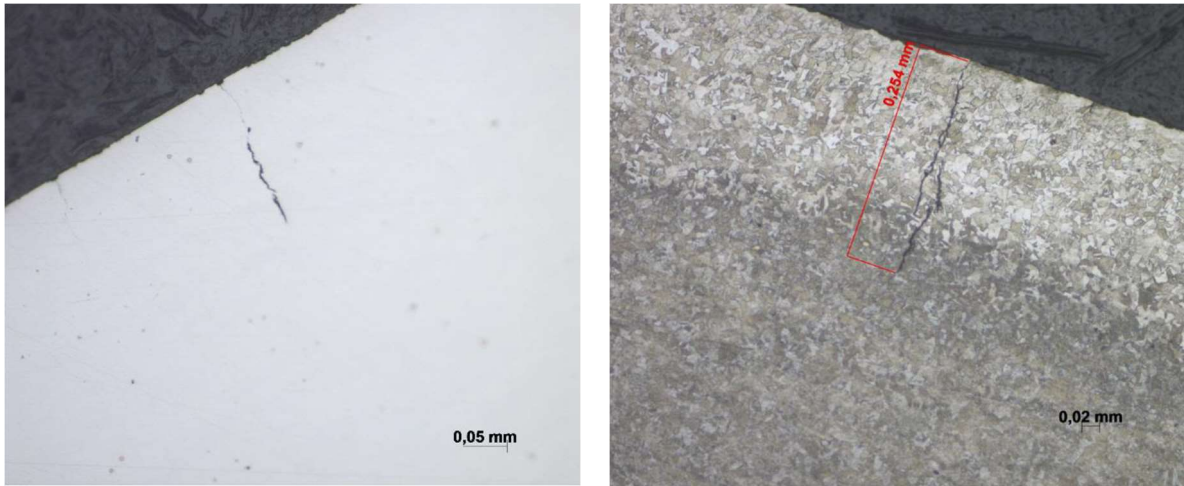


Obr. 48: Připravené metalografické výbrusy.

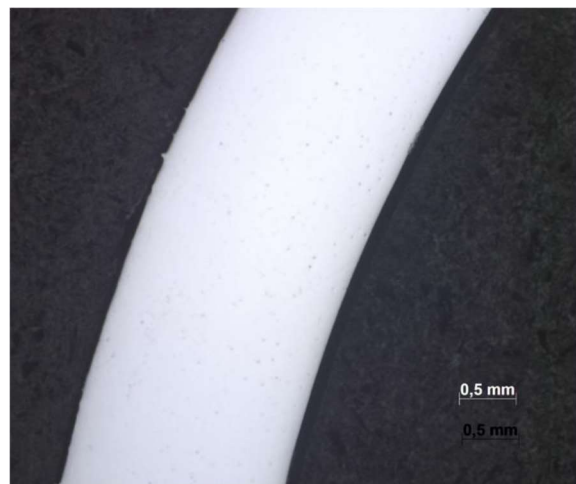
Na hranách trubky se pak pod světelným mikroskopem zkoumalo rozmístění trhlin, jejich délka a po následném leptání činidlem Adler (53,7 % HCl, 16 % FeCl₃ 3,3 % NH₄NO₃) i mikrostruktura materiálu. Pořízená fotodokumentace je viděna na obr. 49-60.



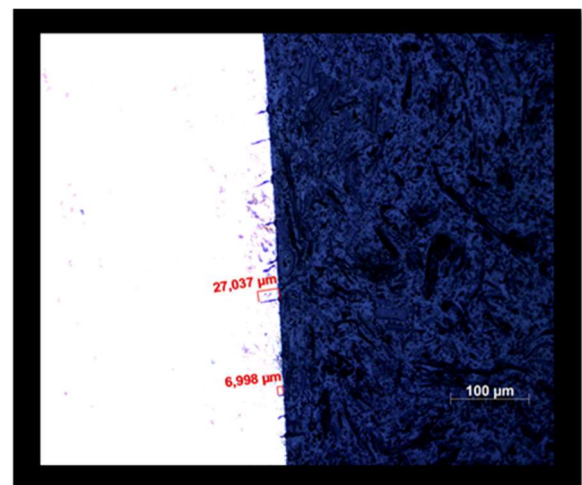
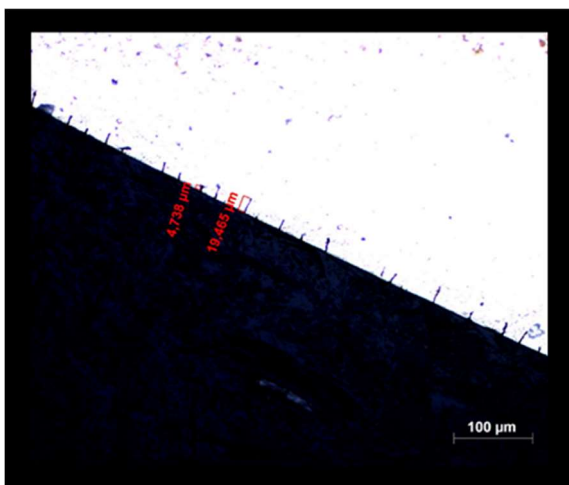
Obr. 49 a Obr. 50: Trhliny v příčném výbrusu středem vzorku A4 bez zpevnění LSP a detail trhliny – leptáno činidlem Adler



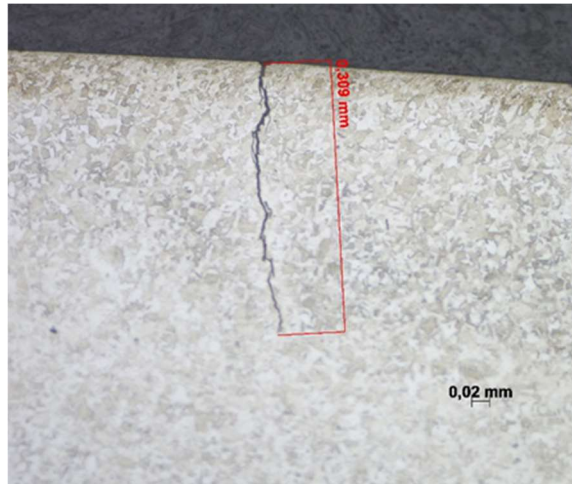
Obr.51 a Obr. 52: Trhliny v příčném výbrusu čela vzorku A4 bez zpevnění LSP a detail trhliny – leptáno činidlem Adler



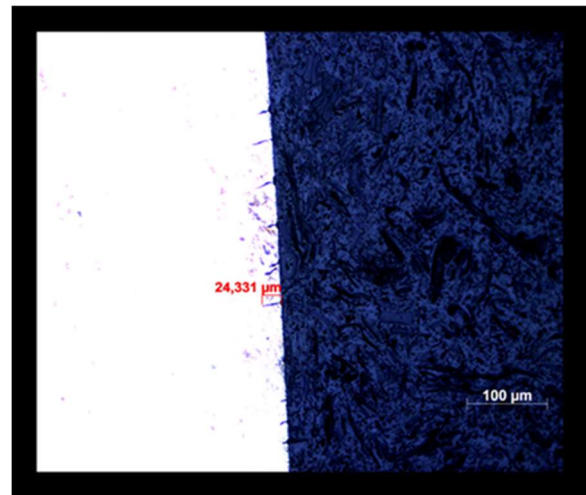
Obr. 53: Příčný výbrus středem vzorku B4 po zpevnění LSP



Obr.54 a Obr.55: Trhliny v příčném výbrusu krajem a středem vzorku B4 po zpevnění LSP leptáno činidlem Adler



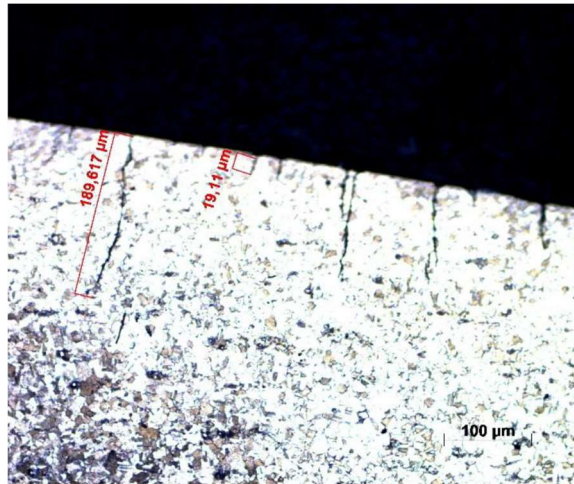
Obr. 56: Trhlina v příčném výbrusu uprostřed vzorku B4 po zpevnění LSP – leptáno činidlem Adler



Obr.57 a Obr. 58: Trhlíny v příčném výbrusu čela vzorku B4 po zpevnění LSP – leptáno činidlem Adler



Obr. 59: Detail trhlíny v příčném výbrusu čela, na krajích vzorku B4 po zpevnění LSP – leptáno činidlem Adler



Obr. 60: Detail trhliny v příčném výbrusu čela, uprostřed vzorku B4 po zpevnění LSP – leptáno činidlem Adler

10. Měření mikrotvrlosti

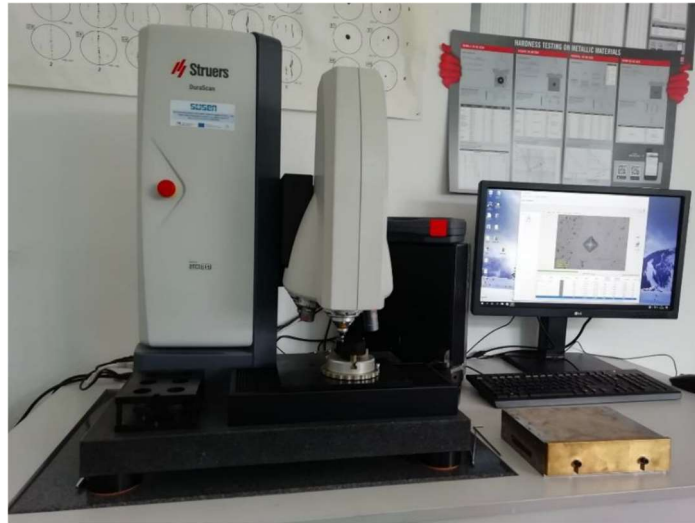
Účelem měření mikrotvrlosti bylo ověřit, do jaké hloubky lze zpevnit materiál za pomoci technologie LSP. Vzorek pro provedení zkoušky mikrotvrlosti podle Vickerse musí mít hladký a rovný povrch, proto je nutné ho připravit jako metalografický výbrus. Při přípravě se musí zajistit, aby nedošlo k deformačnímu nebo tepelnému ovlivnění zkoušeného povrchu vzorku. Připravený vzorek trubky zpevněné technologií LSP k měření je na obr. 61.



Obr. 61: Připravený vzorek zpevněného kusu trubky pro měření mikrotvrlosti

Mikrotvrdot podle Vickerse byla měřena na vyleštěném výbrusu ve zpevněné a nezpevněné části technologií LSP. Zpevněná část trubky se nachází v jejím středu a nezpevněná část je na okrajích. Měření probíhalo na mikrotvrdoměru DuraScan od firmy Struers viz obr.62 v laboratoři KMM ZČU.

Zkouška probíhala dle normy ČSN EN ISO 6507-1 Kovové materiály – Zkouška tvrdosti podle Vickerse.



Obr. 62: Mikrotvrdoměr Dura Scan

Pro měření průběhu tvrdosti u různých částí trubky byla zvolena metoda podle Vickerse, HV 0,05. Při této zkoušce je identor zatížen silou 0,4903 N. Princip zkoušky spočívá v tom, že se jako vnikající těleso – identor využívá pravidelný diamantový čtyřboký jehlan. Úhel mezi osami protilehlých stěn je 136° a půdorys vtisku je čtverec. Před zahájením zkoušky musíme nastavit vzdálenosti středu vtisku od okraje zkušební vzorku. Ty musí být alespoň 2,5 až 3násobek průměrné hodnoty úhlopříček vtisku podle druhu zkoušeného materiálu. Střed dvou sousedních vtisků by měly být od sebe vzdáleny alespoň o 3násobek průměrné délky úhlopříček vtisku. Zkušební zatížení působí zvolenou zátěžnou silou v kolmém směru po přesně stanovenou dobu. Po odlehčení vnikajícího identoru zůstane ve zkoušeném materiálu vtisk. Dále se změří jeho úhlopříčky d a určí se plocha vtisku. Výpočet mikrotvrdosti se provede podle normou určeného vztahu.

$$HV = 1,854 \frac{F}{d^2}$$

kde:

HV – hodnota tvrdosti dle Vickerse

F – zkušební zatížení [N]

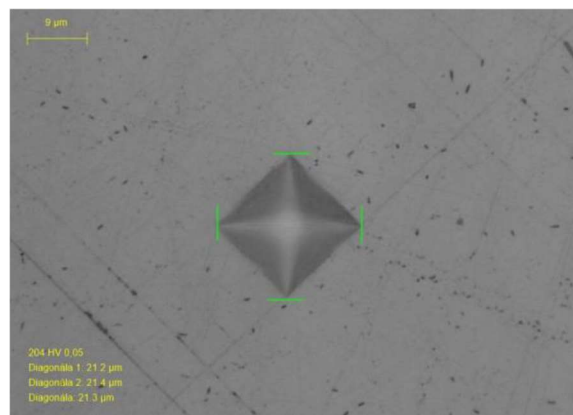
d – aritmetický průměr dvou úhlopříček [mm]

Detail měření je viděn na obr. 63



Obr. 63: Pohled na měření vzorku

V oblasti, která byla zpevněna technologií LSP byly provedeny 3 řady měření. Každá řada čítala 19 vtisků identoru v rozestupu 0,1 mm. Na protilehlých místech nezpevněné části trubky bylo opět provedeno měření, které čítalo 17 a 18 vtisků identoru. I tyto vtisky byly od sebe rozestoupeny 0,1 mm. Zobrazení vtisku čtyřbokým diamantovým identorem je zobrazeno na obr 64 jenž je níže.



Obr. 64: Vtisk identoru při měření HV 0,05

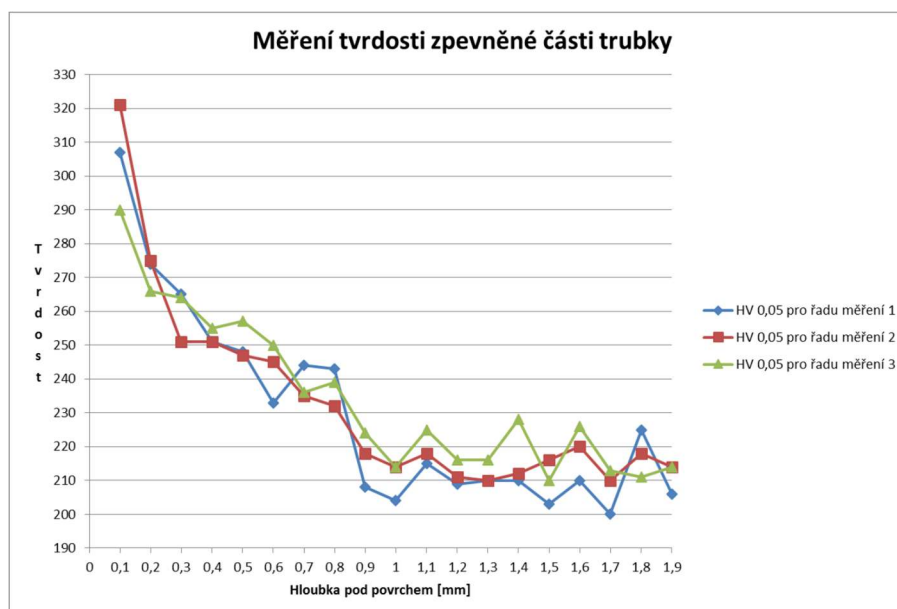
10.1. Naměřené hodnoty

V následující tabulkách 9 a 10 a v grafech 1 a 2 jsou uvedeny naměřené hodnoty tvrdosti podle Vickerse z nezpevněné a zpevněné části trubky technologií LSP.

Tab. 9: Hodnoty mikrotvrdomosti podle Vickerse u zpevněné části trubky technologií LSP

Hloubka vtisku od povrchu [mm]	Řada 1 HV 0,05	Řada 2 HV 0,05	Řada 3 HV 0,05	Průměr naměřených hodnot	Směrodatná odchylka
0,1	307	321	290	306	13
0,2	274	275	266	272	4
0,3	265	251	264	260	6
0,4	251	251	255	252	2
0,5	248	247	257	251	4
0,6	233	245	250	243	7
0,7	244	235	236	238	4
0,8	243	232	239	238	5
0,9	208	218	224	217	7
1,0	204	214	214	211	5
1,1	215	218	225	219	4
1,2	209	211	216	212	3
1,3	210	210	216	212	3
1,4	210	212	228	217	8
1,5	203	216	210	210	5
1,6	210	220	226	219	7
1,7	200	210	213	208	6
1,8	225	218	211	218	6
1,9	206	214	214	211	4

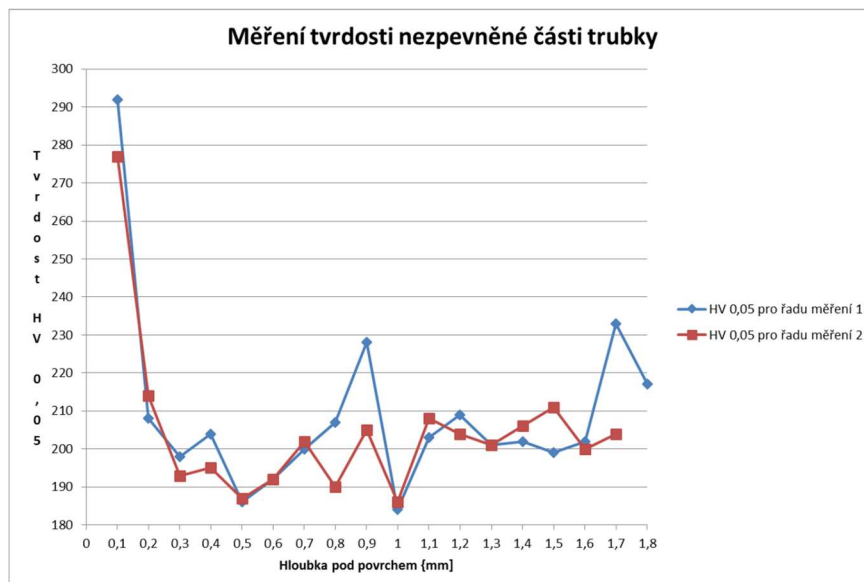
Graf 1: Průběh mikrotvrdomosti podle Vickerse zpevněné části trubky technologií LSP



Tab. 10: Hodnoty mikrotvrdosti podle Vickerse u nezpevněné části trubky technologií LSP

Hloubka vtisku od povrchu [mm]	Řada 1 HV 0,05	Řada 2 HV 0,05	Průměr naměřených hodnot	Směrodatná odchylka
0,1	292	277	285	8
0,2	208	214	211	3
0,3	198	193	196	3
0,4	204	195	200	5
0,5	186	187	187	1
0,6	192	192	192	0
0,7	200	202	201	1
0,8	207	190	199	9
0,9	228	205	217	12
1,0	184	186	185	1
1,1	203	208	206	3
1,2	209	204	207	3
1,3	201	201	201	0
1,4	202	206	204	2
1,5	199	211	205	6
1,6	202	200	201	1
1,7	233	204	219	15
1,8	217		217	0

Graf 2: Průběh mikrotvrdosti podle Vickerse u nezpevněné části trubky technologií LSP



11. Diskuze výsledků

Cílem diplomové práce bylo ověřit pozitivní vliv technologie LSP, která by vnesením tlakového napětí do povrchu materiálu měla potlačit korozní praskání pod napětím. Pro ověření této technologie LSP byla vybrána austenitická ocel 08CH18N10T, u které je SCC poškození pozorováno u komponent používaných v jaderných elektrárnách. S touto austenitickou ocelí bylo provedeno několik různých experimentů a měření.

Test korozní odolnosti ve vroucím roztoku MgCl₂

Nejprve byl proveden test korozní odolnosti ve vroucím roztoku MgCl₂. Při experimentu se testovaly dva druhy vzorků v podobě trubky. Jedna část byla zpevněna technologií LSP a druhá byla ponechána ve výchozím stavu – nezpevněna technologií LSP.

Tab. 11: Podmínky experimentu

Označení vzorků	Použitá technologie	Celková doba působení MgCl ₂	Kontrola vzorků	Trhliny
A	Nezpevněno LSP	120 min	Po 10 min	Ano
A2	Nezpevněno LSP	20 hod	Po 20 hod	Ano
B2	Zpevněno LSP	20 hod	Po 20hod	Ne
A4	Nezpevněno LSP	24 hod	Po 3 hod	Ano
B4	Zpevněno LSP	24 hod	Po 3 hod	Ano-výrazně menší než u vzorku A4

Korozní test probíhal v korozním prostředí vroucího roztoku MgCl₂ při teplotě 155 ± 1 °C dle normy ASTM G36, podmínky experimentu jsou shrnuty v tab. 11. Při počátečních testech, kdy byly vzorky A2 a B2 20 hodin ve vroucím roztoku MgCl₂ bylo zjištěno, že nezpevněný vzorek vykazuje po 20 hodinách působení vroucího roztoku MgCl₂ stopy trhlin korozního praskání oproti zpevněnému vzorku technologií LSP, kde nebyly trhliny patrné. Za účelem zjištění, času prvního výskytu trhlin na povrchu materiálu se použila další dvojice vzorků A4 a B4. Z tohoto testování bylo zjištěno, že se již po 3 hodinách objevily u nezpevněného vzorku A4 trhliny. U zpevněného vzorku B4 se objevily trhliny po 24 hodinách, ale byly vidět pouze na SEM. Jelikož se u vzorku A4 již po 3 hodinách objevily trhliny korozního praskání, přistoupilo se k testování nezpevněného kusu trubky označeného A. Vzorek se umístil do vroucí lázně, kde byl ponechán dalších 10 minut a poté se zkontroloval na světelném mikroskopu. Tyto jednotlivé kroky se opakovaly až do zjištění prvních trhlin korozního praskání, což bylo po 120 minutách strávených ve vroucí lázni MgCl₂. Dále se již ve zkoušce nepokračovalo.

Hodnocení průběhu trhlin na povrchu řezu

Na nezpevněném povrchu vzorku A4, po 3 hodinách ve vroucím roztoku MgCl₂, jsou patrné trhliny různé délky již při malém zvětšení. Po naleptání je viditelná austenitická struktura s transkrystalickým šířením trhlin. Oproti tomu na zpevněném vzorku nejsou trhliny při malém zvětšení viditelné. Po naleptání povrchu je patrná austenitická struktura, s protáhlejší, jemnozrnnou strukturou, která vznikla následkem zpevnění technologií LSP.

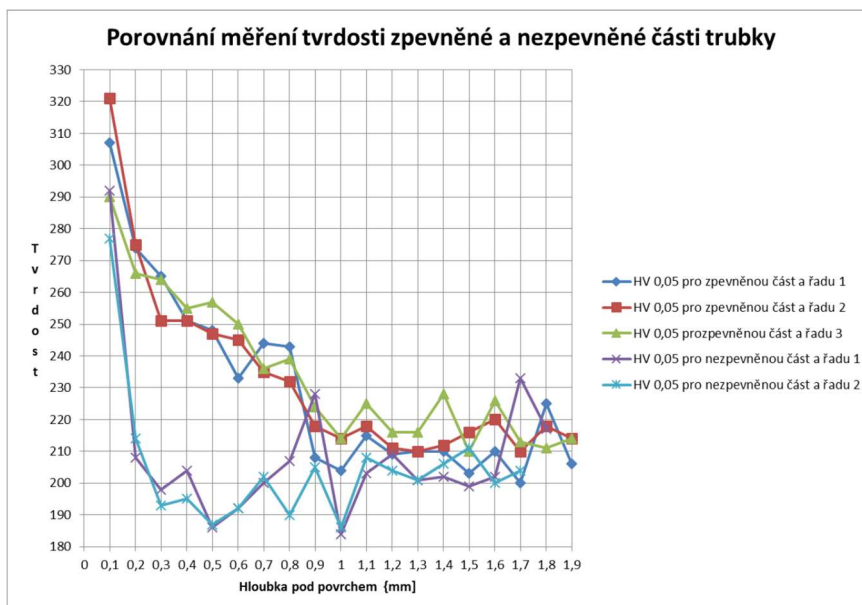
Trhliny se šíří transkrystalicky. U příčného výbrusu středem nezpevněného vzorku A4 byly po celé délce patrné trhliny v rovnoměrném rozmístění. Nejhlubší trhlina měla hloubku 305 μm , viz obr. 50. Na příčném výbrusu čela tohoto vzorku A4 byly opět patrné rovnoměrně rozmístěné trhliny po celé délce vzorku. Nejhlubší trhlina měla hloubku 254 μm viz obr. 52. U příčného výbrusu středem vzorku B4 po ovlivnění technologií LSP je viditelné větší množství malých trhlín na krajích vzorku, o největší hloubce 111 μm , viz obr. 56. Méně trhlín je uprostřed vzorku, kde nejhlubší trhlina má 189 μm , viz obr. 57. Tento trend rozmístění trhlín se vyskytuje i u příčného výbrusu čela vzorku B4 s nejhlubší trhlinou 309 μm , viz obr. 56.

Měření mikrotvrdosti

Při měření tvrdosti bylo zjištěno, že, všechny 3 řady měření na zpevněné části trubky klesají z hodnot 321 HV 0,05 až 292 HV 0,05 u jednotlivých řad až do hloubky 0,9 mm. Následně dochází k ustálení tvrdosti na rozmezí 224 HV 0,05 až 208 HV 0,05 u jednotlivých řad až do hloubky 1,9 mm. A dále již tvrdost významně nestoupá ani neklesá. Tento průběh je viditelný v grafu 3. U dalších 2 měření, které proběhlo na nezpevněném konci trubky tvrdost klesá z hodnot 292 HV 0,05 a 277 HV 0,05 u jednotlivých řad až do hloubky 0,9 mm. Následně dochází k ustálení tvrdosti na rozmezí 230 HV 0,05 až 210 HV 0,05 u jednotlivých řad až do hloubky 1,9 mm.

Tento průběh je viditelný v grafu č. 3

Graf 3: Porovnání tvrdostí zpevněné a nezpevněné části trubky



Z tohoto měření mikrotvrdosti vyplývá, že u tohoto materiálu dochází ke zpevnění povrchu technologií LSP do hloubky 0,9 mm.

12. Závěr

Diplomová práce se zabývá úpravou povrchových vlastností austenitických ocelí na korozní odolnost oceli 08CH18N10T. Hlavní částí experimentu bylo ověřit kladný vliv technologie LSP, jenž by vnesením tlakového napětí měla potlačit korozní praskání pod napětím SCC. Pro ověření LSP technologie byla vybrána austenitická ocel 08CH18N10T, která byla zpevněna technologií LSP. Tato ocel se testovala v korozním prostředí vroucího roztoku $MgCl_2$ oproti materiálu, který zpevněn technologií LSP nebyl. Z experimentu bylo zjištěno, že u nezpevněného vzorku se již po 120 minutách objevily trhliny způsobené korozním praskáním. U zpevněného vzorku se po 24 hodinách ve vroucím roztoku $MgCl_2$ objevily jen nepatrné trhliny, které byly rozpoznatelné až na SEM mikroskopu. Z pozorování metalografických výbrusů zkoušky vyplývá, že vzorky, které jsou zpevněny technologií LSP odolávají větší dobu koroznímu praskání pod napětím. Vyskytuje se u nich menší množství trhlín, které zasahují do menší hloubky materiálu. Toto vše je důsledkem vneseného tlakového napětí. Další částí probíhajících experimentů bylo měření mikrotvrdosti na vzorku, jehož povrchová oblast byla zpevněna technologií LSP. Toto měření přineslo informaci, jak se liší tvrdost povrchu zpevněného a nezpevněného vzorku. Z provedených měření se zjistilo, že zpevnění materiálu ovlivňuje povrch materiálu do hloubky cca 1 mm.

Z daných výsledků vyplývá, že úpravou povrchu oceli 08CH18N10T technologií LSP dochází ke zpevnění povrchu díky vneseným zbytkovým tlakovým napětím. Tato ocel pak vykazuje daleko lepší odolnost proti koroznímu praskání pod napětím než nezpevněný materiál.

13. Zdroje

- [1] PAPEŽ, Petr, Bc. *Vliv Laser Shock Peening (LSP) na mechanické vlastnosti ocelí*, Plzeň 2019, diplomová práce, ZČU, Fakulta strojní.
- [2] BRAJER, Jan. *Vliv metody laser shock processing na integritu povrchu* [online]. ČVUT, 2018 [cit. 11.10.2020]. Dostupné z: <https://dspace.cvut.cz/handle/10467/79047?show=full>. Disertační práce. ČVUT.
- [3] DING K and YE L *Laser shock peening, Performace and proces simulation*, Woodhead Publishing on behalf of The Intitute of Materials, Minerals and Mining, Cambridge England, Spring 2006
- [4] CLAURER A.H. GREGORY J.K., RACK H.J. and EYLON D (eds) *Laser shock peening for fatigue resistence*. Proceedings of Surface Performance of Titanium, TMS, Warrendale, PA. Metal Society of AIME, 217-30
- [5] Materials Reliability Program: *Technical Basis for Primary Water Stress Corrosion Cracking Mitigation by Surface Stress Improvement* (MRP-267, Revision), EPRI Procect, July 2016
- [6] GOLDEN, J., HUTSON, A., SUNDARAM, V., ARPS, J. *Effect of surface treatments on fretting fatigue of Ti-6Al-4V*. Int. J. Fatigue 2007, 29, 1302–1310.
- [7] HILASE [online] [cit. 11.12.2020] Dostupné z: <https://www.hilase.cz/wpcontent/uploads/4E0A0341-1800x1200.jpg>
- [8] HILASE [online] [cit.11.12.2020] Dostupné z: <https://www.hilase.cz/nabizime/sluzby/laser-shock-peening/>
- [9] MAAWAD, E., SANO, Y., WAGNER, L., BROKMEIER, H. G., GENZEL, C. *Investigation of laser shock peening effects on residual stress state and fatigue performance of titanium alloys*. Mater. Sci. Eng. A 2012, 536, 82–91.
- [10] ČÍHAL V. *Korozivzdorné oceli a slitiny*. ACADEMIA Praha, 1999. ISBN 80-200-06710
- [11] FREMUNT, Přemysl a Tomáš PODRÁBSKÝ. *Konstrukční oceli*. Brno: Akademické nakladatelství CERM,1996. ISBN isbn-80-85867-95-8
- [12] ČSN 41 7247. *Ocel 17 247 Cr-Ni-Ti*. 1. 1976.
- [13] SCHEFFCZIK, David. *Návrh a ověření svarového spoje z materiálu 08Ch18Ni10T pro jadernou energetiku* [online]. Ostrava, 2012 [cit. 01.12.2020]. Dostupné z: <http://hdl.handle.net/10084/93621>. Diplomová práce. Vysoká škola báňská – Technická univerzita Ostrava.


- [14] MATOCHA, K.: *Mechanismus korozní únavy a korozního praskání pod napětím systémů ocel / vodní prostředí*. Studie dílčího úkolu v rámci výzkumného centra VŠB – Vítkovice, Ostrava, 2000
- [15] BLAHETOVÁ, Marie. *Korozní charakteristiky vysokolegovaných korozivzdorných materiálů* [online]. Ostrava, 2010 [cit. 16.11.2020]. Dostupné z: https://dspace.vsb.cz/bitstream/handle/BLA20_FMMI_P3924_2010. Disertační práce. Technická univerzita Ostrava.
- [16] *Laserové technologie pro průmyslové aplikace* | FZU. Redirecting to <https://www.fzu.cz/domov> [online]. Copyright © 1998 [cit. 10.12.2020]. Dostupné z: <https://www.fzu.cz/vyzkum/vyzkumna-temata/laserove-technologie-proprumysloveaplikace>
- [17] VŠCHT [online] Copyright © [cit. 13.12.2020]. Dostupné z: <http://ukmki.vscht.cz/files/uzel/0016736/Korozn%C3%AD%20prask%C3%A1n%C3%AD.pdf?redirected>
- [18] ČVUT DSpace [online]. Copyright © [cit. 01.12.2020]. Dostupné z: https://dspace.cvut.cz/bitstream/handle/10467/80595/F2-DP-2019-Bursik-OndrejDP_bursik_bez_prilohy.pdf?sequence=-1&isAllowed=y
- [19] Technický týdeník https://www.hilase.cz/wp-content/uploads/Technicky-tydenik_LSP_Jan-Brajer.pdf
- [20] *Laser peening* [online] [cit.8.3.2021]. Dostupné z: <https://www.sciencedirect.com/topics/engineering/laser-peening>
- [21] HILASE Centrum [online] [cit.8.5.2021]. Dostupné <https://www.hilase.cz/technologie-laser-shock-peening-je-nyni-dostupna-v-ramci-open-access/>
- [22] PTÁČEK, Luděk a kolektiv. *Nauka o materiálu II*. 2. vyd. Brno: Akademické nakladatelství CERM, s. r. o., 2002, 392 s. ISBN 80-7204-248-3.
- [23] BARTONÍČEK, Robert a kolektiv. *Koroze a protikoroze ochrana kovů*. 1. vyd. Praha: Nakladatelství Československé akademie věd Academia, 1966, 720 s. DT 21.037.66.
- [24] *Koroze materiálů* [online] [cit.4.5.2021] https://www.spszengrova.cz/wp-content/uploads/2020/04/ZAV1-Povrchove_upravy.pdf
- [25] *Why is Stainless Steel Corrosion Resistant* [online] [cit.4.5.2021] https://www.imetllc.com/training-article/stainless-steel-corrosion-resistant/?doing_wp_cron=1620835775.0119540691375732421875

- [26] JANDA, *Optimalizace parametrů stabilizačního žhání na oceli 08Ch18N10T* Plzeň, 2020. Diplomová práce. Západočeská univerzita v Plzni.
- [27] *Vliv legovacích prvků na vlastnosti ocelí*, [online], [cit. 2.11.2020], <http://svanda.webz.cz/vyuka/legury.htm>. <http://old.konstrukce.cz/clanek/korozivzdorne-materialy-zakladni-typy-oceli-a-doporuceni-pro-jejich-svaritelnost/>
- [28] VYKOUKALOVÁ, Tereza. *Korozní poškození austenitických ocelí* [online] [cit. 2021-5-21]. Dostupné z: https://www.vutbr.cz/www_base/zav_prace_soubor_verejne.php?file_id=30197
- [29] GUJBA AK, MEDRAJ M. *Laser Peening Process and Its Impact on Materials Properties in Comparison with Shot Peening and Ultrasonic Impact Peening. Materials (Basel)*. 2014 Dec 10;7(12):7925-7974. doi: 10.3390/ma7127925. PMID: 28788284; PMCID: PMC5456420.

PŘÍLOHA č.1

Materiálové listy

Materiálový list oceli 08CH18N10T

		ZVU Kovárna a.s. Pražská třída 322/4 500 04 Hradec Králové																	
Prodávající je zapsán v obchodním rejstříku vedeného Krajským soudem v Hradci Králové oddíl B, vložka 2599																			
ZKUŠEBNÍ PROTOKOL / INSPEKČNÍ CERTIFIKÁT WERKSZEUGNIS / ABNAHMEPRÜFZEUGNIS TEST REPORT / INSPECTION CERTIFICATE																			
ČSN EN 10 204 / 3.1		Číslo / No. / Nr.: 2015/462																	
Kupující Customer Kunde	Objednávka č. Purchase order No. Kundenbestellnummer	Zakázkové číslo / položka Shop order No. / Serial No. Werksauftragsnummer / Produktionsnummer																	
Škoda JS a.s. Orlík 266 316 06 Plzeň	4902/BO/14	KS-14/1905 / 3344																	
Množství Quantity Menge	Název výrobku Designation of Article Bezeichnung des Erzeugnisses	Jakost Quality Werkstoff	Číslo tavby Heat No. Schmelze Nr.																
6	Výkovek-tyč KR 180 Rozměr: pr.180+1 x celkem 1845 kg	08CH18N10T A	474322																
TAVEBNÍ ANALÝZA / HEAT ANALYSIS / SCHMELZANALYSE (v/in % nebo/or/oder ppm)																			
C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	Al	Ti	V	Nb	N	W	B	Co	H	O	Ca
%	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%	%	ppm	%	%	%	ppm	ppm	ppm	ppm
-	1	-	-	-	17	9	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
0,08	2	0,8	0,035	0,02	19	11	0,3	0,3	-	0,7	-	-	600	-	-	0,05	-	-	-
0,05	1,68	0,57	0,02	0,001	17,5	9,9	0,06	0,06	-	0,47	0,08	-	120	0,02	-	0,03	0	-	-
Výrobce oceli / Steel producer / Stahlhersteller : ŽDAS, a.s.																			
Č.zk. Test No. Probe Nr.	Směr Direction Probelage	Teplota zk. Testing temp. Prüftemp. °C	Mez kluzu Yield stress Streckgrenze MPa	Pevnost Tensile strength Zugfestigkeit MPa	Tažnost Elongation Dehngrenze A: L = 5d B: L = 2" %	Kontrakce Reduction Einschnürung %	Teplota zk. Testing temp. Prüftemp. °C	Vrbová houževnatost Energy of impact Kerbschlagzähigkeit			Tvrdość Hardness Härte								
E 148-1	L	20	248	565	A	54,5	76	-	-	-	-								
E 148-1	L	350	213	425	A	31	69	-	-	-	-								
E 148-1	L	350	206	404	A	28	70	-	-	-	-								
E 148-2	L	20	265	565	A	54	73	-	-	-	-								
E 148-2	L	350	235	414	A	29,5	72	-	-	-	-								
E 148-2	L	350	233	412	A	29,5	73	-	-	-	-								
Značení: Marking: Kenzeichnungung:		Materiál, Tavba, Č. zkoušky, Č. výkovku Material, Heat No., Test No., Forging No. Werkstoff, Schmelze, Probe Nr., Schmiedstück Nr.					Značka výrobce, příjemce: Mark of factory, factory inspector: Hersteller- und Sachverständigenkennzeichen:					ZVK							

Poznámky: Požadavky na materiál podle Ae 5375/DOK. Rev.3 jsou splněny.
 Notes: Zkouška na mezikrystalovou korozi vyhovuje dle GOST 6032-03 metoda AM.
 Bemerkungen: Značení : ZVK 08CH18N10T 474322 E 148 + p.č. 1-6.

Dodané výrobky jsou v souladu s požadavky objednávky.
 Delivered products comply with the requirements of the order.
 Die gelieferten Produkte entsprechen vollkommen der Anforderungen in der Bestellung

20.3.2015


Datum / Date

Razítko a podpis výrobní kontroly
 Stamp of factory inspector
 Stempel des Werksachverständigen

ZVU Kovárna a.s.
 ÚŘJ - statistická jednotka 1
 Pražská 322 P.O.Box 21
 501 47 Hradec Králové
 IČ: 33219514

ZVU Kovárna a.s.
 ÚŘJ - výrobní kontrola 1
 Pražská 322 P.O.Box 21
 501 47 Hradec Králové
 IČ: 33219514

Materiálový list oceli 08CH18N10T

		ZVU Kovárna a.s. Pražská 322 Hradec Králové	
PŘÍLOHA CERTIFIKÁTU ZEUGNISSE ANLAGE SUPPLEMENT OF CERTIFICATE			
ČSN EN 10 204 / 3.1		Číslo / Nr. / No.: 2015 / 462	
Zákazník Kunde Customer		Objednávka č. Auftrags Nr. Order No.	Zakázkové číslo / Evidenční číslo Bestell Nr. / Werks. No. MFG's Job No. / Works No.
ŠKODA JS a.s.		4902/BO/14	KS-14/1905/3344
Množství Menge Quantity	Název Výrobku Bezeichnung des Erzeugnisses Designation of Article	Jakost Werkstoff Quality	Číslo tavby Schmelze Nr Heat No.
6	Výkovek-tyč KR 180 Rozměr: pr.180+1 x celkem 1845 kg E 148	08Ch18N10T A	474322
			Zkušební předpisy / Požadavky Prüfgrundlegen / Anforderungen Test prescription / Requirements
			Ae 5375/DOK. Rev.3

Znečištění nekovovými vměstky dle GOST 1778-70-metoda Š4

Číslo vzorku	Řádkové kyslíčnický	Bodové kyslíčnický	Křehké křemičitany	Tvárné křemičitany	Nedeformující se křemičitany SN	Sírníky	Nitridy a karbonitridy řádkové NS	Nitridy a karbonitridy bodové NT	Nitridy hliníku NA
1	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	1,0	2,0	0,0
2	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	1,0	2,0	0,0
3	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	1,0	2,0	0,0
4	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	1,0	2,0	0,0
5	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	3,0	2,0	0,0
6	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	0,0	2,0	2,0	0,0
Součet	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	1,50	2,00	0,00

Delta ferit:

3,50%

Velikost zrna dle GOST 5639-82:

G= 5 (srovnávací metoda)

Makrostruktura:

bez trhlin, rozvrstvení, ředin, pórů, bublin, strusky, vměstků apod.

Povrchová a rozměrová kontrola /na výrobu jsou vyhovující
 Besichtigung und Abmesong: o. B. / Die gestellten Anforderungen sind erfüllt
 Surface und dimensional inspection: w. O. / Manufacturing requirements are fulfilled

20.3.2015



Razítko a podpis výrobní kontroly
 Stempel des Werksachverständigen
 Stamp of factory inspector

ZVU Kovárna a.s.
 ÚŘJ - sátočíslník 1
 Pražská 322 P.O.Box 21
 501 47 Hradec Králové
 IČ: 38219514


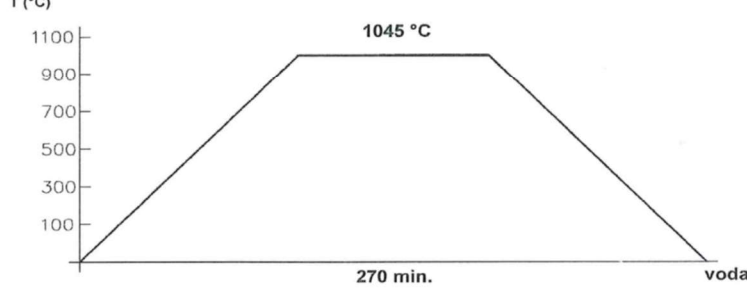

ZVU Kovárna a.s.
 ÚŘJ - vstupní kontrola 1
 Pražská 322 P.O.Box 21
 501 47 Hradec Králové
 IČ: 38219514

ÚŘJ 37 / 99

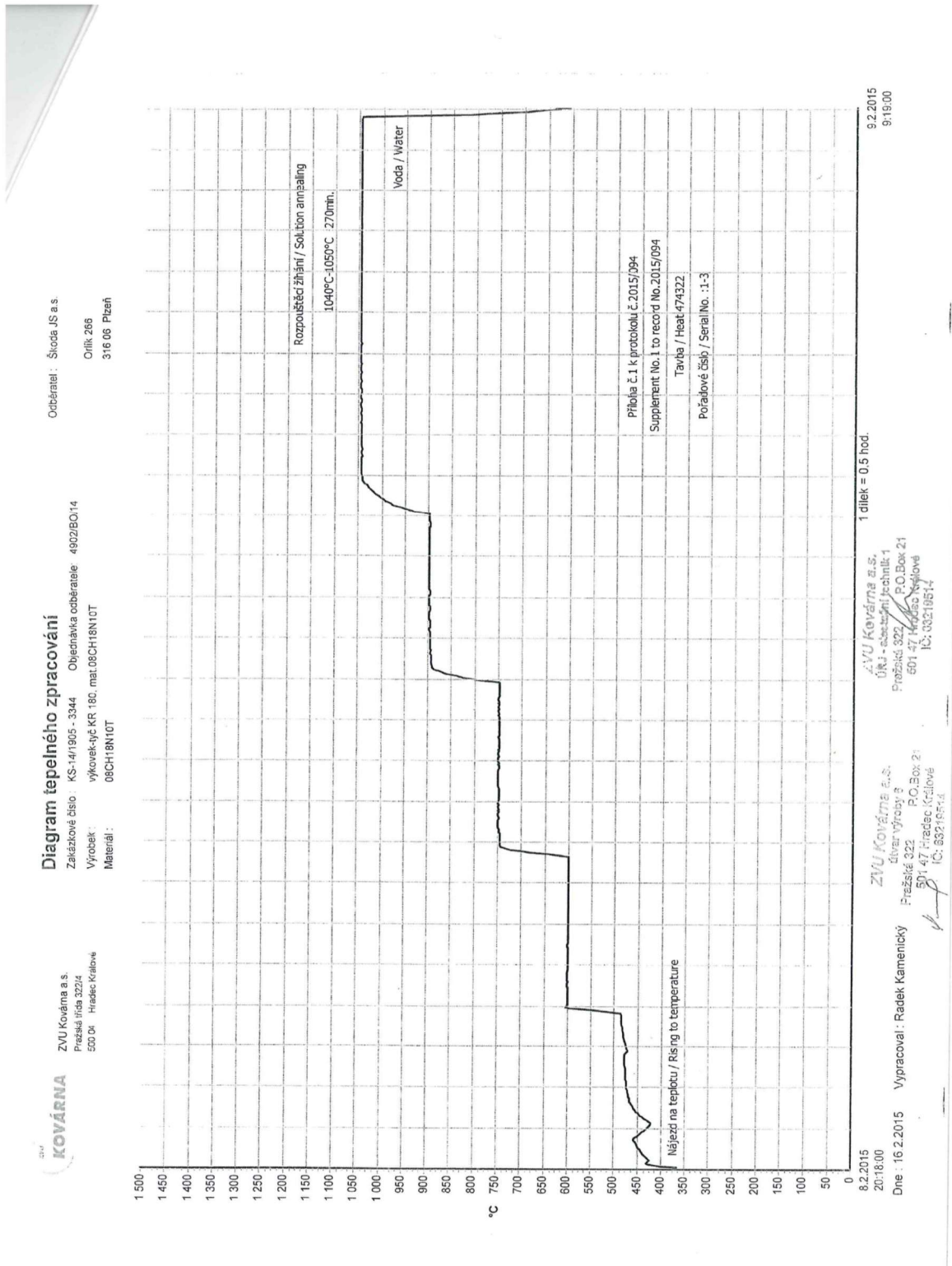
Materiálový list oceli 08CH18N10T

		ZVU Kovárna a.s. Pražská třída 322/4 500 04 Hradec Králové		
PROTOKOL O ZKOUŠCE ULTRAZVUKEM ULTRASONIC TESTING REPORT ULTRASCHALLPRÜFUNGSZEUGNIS				
Číslo / No. / Nr.: 2015/158				
Kupující Customer Kunde		Objednávka č. Purchase order No. Kundenbestellnummer		Zakázkové číslo / položka Shop order No. / Serial No. Werksauftragsnummer / Produktionsnummer
Škoda JS a.s. Orlík 266 316 06 Plzeň		4902/BO/14		KS-14/1905 / 3344
Množství Quantity Menge	Název výrobku Designation of Article Bezeichnung des Erzeugnisses	Jakost Quality Werkstoff	Číslo tavby Heat No. Schmelze Nr.	Rozsah zkoušení Testing volume Prüfumfang
6	Výkovek-tyč KR 180 Rozměr: pr.180*1xcelkem 1845 kg	08CH18N10T A	474322	100 %
Číslo výkresu / Drawing No. Zeichnungsnummer		Zkouška před Test before Prüfung bevor		
		po after nach		
		<input type="checkbox"/>		
		<input checked="" type="checkbox"/>		
		tep. zpracování heat treatment Wärmebehandlung		
Vyhodnocení / připustnost dle // Evaluation / Acceptance to // Bewertung / Abnahmekriterien				
Ae 5375/DOK. Rev.3				
Přístroje: Equipment: Prüfgeräte:		Olympus Epoch 600		
Frekvence: Frequency: Frequenz:		2 MHz		
Typ sondy: Search unit: Prüfkopf:		B2S, WB 45-1		
Stav povrchu: Surface condition: Oberflächenzustand:		obroben		
Nastavení citlivosti: Sensitivity adjustment: Empfindlichkeitseinstellung:		DGS scale		
Registrační hranice: Register size: Registriergrenze:		3,6 mm		
Kalibrační měřka: Calibration etalon: Eichblock:		K 1		
Vazba: Couplant: Kopplungsmittel:		Olej		
Výsledek zkoušky / Test result / Prüfergebnis				
6 x vyhovuje dle Ae 5375/DOK. Rev.3				
Poznámky: Notes: Bemerkungen:				
Zkoušel / Operator: Prüfer:		Kval. stupeň / Level: Qualifikation:		Schválil / Approved: Genehmigt:
Šisler M.		II dle EN 473		Šisler M.
Datum: Date: Datum:		Místo zkoušky: Examination: Prüfungsort:		
20.3.2015		ZVU Kovárna a.s. Hradec Králové		
				


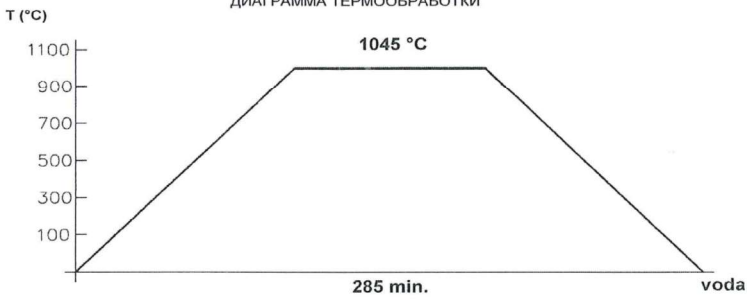
Materiálový list oceli 08CH18N10T

 ZVU Kovárna a.s. Pražská 322, P.O.Box 21 501 47 Hradec Králové		OSVĚDČENÍ O TEPELNÉM ZPRACOVÁNÍ BESCHEINIGUNG ÜBER WÄRMEBEHANDLUNG CERTIFICATE OF HEAT TREATMENT СЕРТИФИКАТ О ТЕРМООБРАБОТКЕ Dle / Nach / To / Для EN 10204 / 3.1	
Číslo / Nr. / No. / Номер: 2015/094		Datum / Date / Дата: 8.2.2015	
Kupující / Kunde / Customer / Заказчик		Škoda JS a.s.	
Zakázkové číslo / Bestelungs Nr. / MFG's Job No. / Заказной номер		KS-14/1905	
Běžné číslo / Lfd. Nr. / Serial No. // Množství / Menge/ Quantity		3344 / 1-3 KS	
Číslo objednávky / Auftrags Nr. / Order No.		4902/BO/14	
Název části / Benennung des Teils / Name of Part / Название части		výkovek-tyč KR 180, mat.08CH18N10T	
Číslo výkresu / Zeichnungs Nr. / Drawing No. / Номер чертежа		NÁČ.3344/KOV	
Materiál / Material / Материал / Tavba / Schmelze / Heat / Плавка		08CH18N10T / 474322	
Návodka č. / Vorgehensweise Nr. / Procedure No. / Инструкция Ио.			
Číslo pece / Ofen Nr. / Furnace No. / Но. печи		Vozová žhací pec P175	
DIAGRAM TEPELNÉHO ZPRACOVÁNÍ DIAGRAM DER WÄRMEBEHANDLUNG HEAT TREATMENT DIAGRAM ДИАГРАММА ТЕРМООБРАБОТКИ			
			
Způsob tepelného zpracování / Art der Wärmebehandlung / Method of Treatment / Способ термообработки			
Austenitizace / Lösungsglühen / Solution Annealing			
Způsob ochlazování / Art der Abkühlung / Method of cooling / Способ охлаждения			
Voda / Wasser / Watter			
Hodnoty tvrdosti / Hodnoty tvrdosti / Hardness test / Величины твердости			
po tepelném zpracování / nach Wärmebehandlung / after heat treatment			
Typ přístroje / Type des Gerätes / Type of instrument / Тип аппарата			
Brinell (HBW 10/3000)			
Základní materiál / Grund material / Base Material / Основной материал			
Přechodové pásmo / Übergangsgebiet / H. A. Z. / Зона терм. влияния			
Svarový kov / Schweissgut / Weld material / Наплав. металл			
Poznámky / Anmerkungen / Notes / Примечания:			
Zařízení pro tepelné zpracování bylo přezkoušeno dle předpisu: Anlage für Wärmebehandlung wurde überprüft nach: Device for heat treatment was approved as may be required: (AD-Merkblatt HP 7/1 Abz. 3.			
Die gestellten Anforderungen sind erfüllt Manufacturing requirements are satisfied			
Vystavil / dne Ausgestellt von / am Prepared by / date Выписал / дня	 ZVU Kovárna a.s. útvar výroby Pražská 322 501 47 Hradec Králové IČ: 63219614 16.2.2015	Kontroloval / dne Überprüft von / am Approved by / date Проверил / дня 20-02-2015	ZVU Kovárna a.s. Úřad - zástupce technika 1 Pražská 322 501 47 Hradec Králové IČ: 63219614

Materiálový list oceli 08CH18N10T



Materiálový list oceli 08CH18N10T

 ZVU Kovárna a.s. Pražská 322, P.O.Box 21 501 47 Hradec Králové		OSVĚDČENÍ O TEPELNÉM ZPRACOVÁNÍ BESCHEINIGUNG ÜBER WÄRMEBEHANDLUNG CERTIFICATE OF HEAT TREATMENT СЕРТИФИКАТ О ТЕРМООБРАБОТКЕ Die / Nach / To / Для EN 10204 / 3.1	
Číslo / Nr. / No. / Номер: 2015/095		Datum / Date / Дата: 10.2.2015	
Kupující / Kunde / Customer / Заказчик		Škoda JS a.s.	
Zakázkové číslo / Bestelungs Nr. / MFGR's Job No. / Заказной номер		KS-14/1905	
Běžné číslo / Lfd. Nr. / Serial No. // Množství / Menge / Quantity		3344 / 4-6 KS	
Číslo objednávky / Auftrags Nr. / Order No.		4902/BO/14	
Název části / Benennung des Teils / Name of Part / Название части		výkovek-tyč KR 180, mat.08CH18N10T	
Číslo výkresu / Zeichnungs Nr. / Drawing No. / Номер чертежа		NÁČ.3344/KOV	
Materiál / Material / Материал // Tavná / Schmelze / Heat / Плавка		08CH18N10T / 474322	
Návodka č. / Vorgehensweise Nr. / Procedure No. / Инструкция Ио.			
Číslo pece / Ofen Nr. / Furnace No. / Но. печи		Vozová žitací pec P175	
DIAGRAM TEPELNÉHO ZPRACOVÁNÍ DIAGRAM DER WÄRMEBEHANDLUNG HEAT TREATMENT DIAGRAM ДИАГРАММА ТЕРМООБРАБОТКИ			
			
Způsob tepelného zpracování / Art der Wärmebehandlung / Method of Treatment / Способ термообработки			
Austenitizace / Lösungsglühen / Solution Annealing			
Způsob ochlazování / Art der Abkühlung / Method of cooling / Способ охлаждения			
Voda / Wasser / Watter			
Hodnoty tvrdosti / Hodnoty tvrdosti / Hardness test / Величины твердости			
po tepelném zpracování / nach Wärmebehandlung / after heat treatment			
Typ přístroje / Type des Gerätes / Type of instrument / Тип аппарата			
Brinell (HBW 10/3000)			
Základní materiál / Grund material / Base Material / Основной материал			
Přechodové pásmo / Übergangsgebiet / H. A. Z. / Зона терм. влияния			
Svarový kov / Schweissgut / Weld material / Наплав. металл			
Poznámky / Anmerkungen / Notes / Примечания:			
Zařízení pro tepelné zpracování bylo přezkoušeno dle předpisu: Anlage für Wärmebehandlung wurde überprüft nach: Device for Heat treatment was approved as may by required: (AD-Merkblatt HP 7/1 Abz. 3.			
Die gestellten Anforderungen sind erfüllt Manufacturing requirements are satisfied			
Vystavil / dne Auggestellt von / am Prepared by / date Выписал / дня	ZVU Kovárna a.s. átvar výroby Pražská 322 P.O.Box 21 501 47 Hradec Králové 16.2.2015	Kontroloval / dne Überprüft von / am Approved by / date Проверил / дня	ZVU Kovárna a.s. ÚŘJ - měřičská technika 1 Pražská 322 P.O.Box 21 501 47 Hradec Králové 20-02-2015 10:53:21