

Univerzita Pardubice

Dopravní fakulta Jana Pernera

Diplomová práce

2022

Jiří Šeps

Univerzita Pardubice
Dopravní fakulta Jana Pernera

Experimentální analýzy svařenců pro odlehčenou konstrukci autobusů
Jiří Šeps

Diplomová práce
2022

Univerzita Pardubice
Dopravní fakulta Jana Pernera
Akademický rok: 2019/2020

ZADÁNÍ DIPLOMOVÉ PRÁCE (projektu, uměleckého díla, uměleckého výkonu)

Jméno a příjmení: **Bc. Jiří Šeps**
Osobní číslo: **D18494**
Studijní program: **N3708 Dopravní inženýrství a spoje**
Studijní obor: **Dopravní prostředky: Silniční vozidla**
Téma práce: **Experimentální analýzy svařenců pro odlehčenou konstrukci autobusů**
Zadávací katedra: **Katedra dopravních prostředků a diagnostiky**

Zásady pro vypracování

1. Představení současného stavu a perspektiv aplikace vysokopevných ocelí v nosných konstrukcích autobusů.
2. Vysokopevné oceli typu Strenx a Domex, specifikace mechanismů zpevnění, aplikační omezení.
3. Vlastní materiálové analýzy vzorků experimentálních svařenců, strukturní analýzy, identifikace kritických oblastí svarových spojů.
4. Rozbor vlivu strukturních pásem na zjištěnou odezvu při únavových zkouškách.
5. Souhrnné vyhodnocení výsledků se zaměřením na rozdíly v provedení svarů.

Rozsah pracovní zprávy: **50 stran**
Rozsah grafických prací: **podle pokynů vedoucího práce**
Forma zpracování diplomové práce: **tištěná/elektronická**

Seznam doporučené literatury:

1. Pluhař J., Puškár A., Koutský J., Macek K., Beneš V.: Fyzikální metalurgie a mezní stavy materiálu, SNTL/Alfa, 1987
2. Koukal J., Zmydlený T.: Svařování I, II, VŠB – TU Ostrava, ISBN 80-248-0870-6, 2005

Vedoucí diplomové práce: **prof. Ing. Eva Schmidová, Ph.D.**
Výukové a výzkumné centrum v dopravě

Datum zadání diplomové práce: **18. února 2020**
Termín odevzdání diplomové práce: **18. května 2020**

L.S.

doc. Ing. Libor Švadlenka, Ph.D.
děkan

Ing. Jakub Vágner, Ph.D.
vedoucí katedry

Prohlášení autora

Prohlašuji:

Práci s názvem Experimentální analýzy svařenců pro odlehčenou konstrukci autobusů jsem vypracoval samostatně. Veškeré literární prameny a informace, které jsem v práci využil, jsou uvedeny v seznamu použité literatury.

Byl jsem seznámen s tím, že se na moji práci vztahují práva a povinnosti vyplývající ze zákona č. 121/2000 Sb., o právu autorském, o právech souvisejících s právem autorským a o změně některých zákonů (autorský zákon), ve znění pozdějších předpisů, zejména se skutečností, že Univerzita Pardubice má právo na uzavření licenční smlouvy o užití této práce jako školního díla podle § 60 odst. 1 autorského zákona, a s tím, že pokud dojde k užití této práce mnou nebo bude poskytnuta licence o užití jinému subjektu, je Univerzita Pardubice oprávněna ode mne požadovat přiměřený příspěvek na úhradu nákladů, které na vytvoření díla vynaložila, a to podle okolností až do jejich skutečné výše.

Beru na vědomí, že v souladu s § 47b zákona č. 111/1998 Sb., o vysokých školách a o změně a doplnění dalších zákonů (zákon o vysokých školách), ve znění pozdějších předpisů, a směrnicí Univerzity Pardubice č. 7/2019 Pravidla pro odevzdávání, zveřejňování a formální úpravu závěrečných prací, ve znění pozdějších dodatků, bude práce zveřejněna prostřednictvím Digitální knihovny Univerzity Pardubice.

V Pardubicích dne 13.5.2022

Jiří Šeps v. r.

Poděkování.

Chtěl bych zde poděkovat paní profesorce Evě Schmidové za vedení, trpělivost a pomost při zpracování této práce, dále rodině za podporu a zaměstnavateli za flexibilitu kterou mi umožňoval.

Anotace:

Tato diplomová práce pojednává o experimentálním ověření svařenců pro odlehčenou konstrukci autobusů.

Klíčová slova:

Únavový lom, analýza, svařování, pevnost, napětí, indentace, tvrdost

Title:

Experimental analyzes of weldments for lightweight bus construction

Annotation:

This diploma thesis deals with experimental verification of weldments for lightweight construction of buses.

Keywords:

Welding, analysis, stress, fatigue fracture, strength, indentation, toughness

Seznam ilustrací a tabulek	10
1. Úvod	11
2. Aplikace vysokopevnostních ocelí	12
3. Vysokopevnostní oceli typu STRENX.....	13
4. Zpevňování materiálu.....	16
4.1. Zpevnění deformací.....	16
4.2. Zpevnění pomocí příměsí.....	17
4.3. Zpevnění na hranici zrn	17
4.4. Zpevnění pomocí mechanicko-tepelného zpracování	18
5. Svařování vysokopevnostních ocelí	19
5.1. Svařování STRENX ocelí	20
5.2. Tepelně ovlivněná oblast při svařování.....	25
5.2.1. Pásmo částečného natavení	25
5.2.2. Pásmo přehřátí	25
5.2.3. Pásmo normalizace.....	26
5.2.4. Pásmo částečně překrystalizace.....	26
6. Únava materiálu	27
6.1. Vyhodnocování únavy.....	30
6.1.1. Nízko cyklová únava	30
6.1.2. Vysoko cyklová únava	32
6.1.3. Vlivy na mez únavy.....	32
7. Představení experimentu, volba analyzovaných vzorků	36
7.1. Identifikace kritických oblastí svařenců.....	39
7.1.1. Odběr a příprava vzorků.....	39
Vzorek A4.....	39
Vzorek B1	42

7.2. Vyhodnocení strukturních změn vlivem svařování.....	44
7.2.1. Popis struktur u vzorku B1	44
7.2.2. Popis struktury u vzorku A4.....	48
7.3. Vyhodnocení lokálních změn pevnosti	50
7.3.1. Měření tvrdosti	50
7.3.2. Měření lokální meze kluzu	53
7.3.3. Původní svar	57
8. Finální posouzení degradace materiálu vlivem svařování	59
9. Použitá literatura.....	60

Seznam ilustrací a tabulek

OBRÁZEK 1 OBECNÉ SCHEMA ZMĚNY TEPLoty PŘI VÝROBĚ STRENX OCELÍ[18]	14
OBRÁZEK 2 ARA DIAGRAM [17].	18
OBRÁZEK 3 PŘÍKLAD PROVEDENÍ ÚPRAVY PLOCH53 [6]	21
OBRÁZEK 4 POROVNÁNÍ MEZI CE A PEVNOSTÍ [6]	22
OBRÁZEK 5 VLIV TEPLOTNÍHO ÚČINKU NA STRUKTURU SVAROVÉHO SPOJE[2]	25
OBRÁZEK 6 CHARAKTERISTICKÁ ZMĚNA TVRDOSTI PŘES SVAROVÝ SPOJ[2]	26
OBRÁZEK 7 CYKlickÁ KŘIVKA NAPĚTÍ DEFORMACE[20]	28
OBRÁZEK 8 CHARAKTERISTICKÝ POVRCH ÚNAVY[9]	29
OBRÁZEK 9 TYPICKÝ VZHLED ÚNAVOVÉHO LOMU[9]	29
OBRÁZEK 10 KŘIVKY ŽIVOTNOSTI[21]	31
OBRÁZEK 11 VZTAH MEZI POČTEM CYKLŮ DO LOMU A ZATÍŽENÍM	32
OBRÁZEK 12 ZÁKLADNÍ KATEGORIE DYNAMICKÉHO NAMÁHÁNÍ[20]	34
OBRÁZEK 13 SMITHŮV DIAGRAM[20]	35
OBRÁZEK 14 SOUHRNNÉ VYHODNOCENÍ ÚNAVOVÉ ODOLNOSTI	37
OBRÁZEK 15 NAZNAČENÍ PROVEDENÍ ŘEZŮ	40
OBRÁZEK 16 MAKRO FOTKA ZALITÉHO VZORKU A4	40
OBRÁZEK 17 SVAR U VZORKU A4	41
OBRÁZEK 18 DETAIL A TRHLINY U VZORKU A4	41
OBRÁZEK 19 NAZNAČENÍ PROVEDENÍ ŘEZŮ VZORKU B1.	42
OBRÁZEK 20 ZALITÝ VZOREK Č B1	42
OBRÁZEK 21 SVAR U VZORKU Č B1	43
OBRÁZEK 22 DETAIL A VZORKU B1	43
OBRÁZEK 23 DETAIL B VZORKU B1	44
OBRÁZEK 24 VÝCHOZÍ MIKROSTRUKTURA MATERIÁLU	45
OBRÁZEK 25 PŘECHODOVÉ PÁSMO VZORKU B1	45
OBRÁZEK 26 ZHRUBNĚNÉ PÁSMO 400X ZVĚTŠENO	46
OBRÁZEK 27 ZJEMNĚNÍ 400X ZVĚTŠENO	46
OBRÁZEK 28 SVAROVÝ KOV 400X ZVĚTŠENO	47
OBRÁZEK 29 SVAROVÝ KOV	48
OBRÁZEK 30 ZHRUBNĚNÉ PÁSMO	49
OBRÁZEK 31 ZJEMNĚNÉ PÁSMO	49
OBRÁZEK 32 POZICE A SMĚR MĚŘENÍ TVRDOSTI U VZORKU Č.3	50
OBRÁZEK 33 POZICE A SMĚR MĚŘENÍ TVRDOSTI U VZORKU B1	52
OBRÁZEK 34 POZICE BODŮ INDENTACE VZORKU Č.A4	55
OBRÁZEK 35 PŮVODNÍ SVAR	57

1. Úvod

Dnešní konstrukce dopravních prostředků klade velký důraz na minimální hmotnost. Vybavení automobilů narůstá a jeden z možných způsobů snížení hmotnosti je použití lehčích materiálů v karoserii či rámu. Což má příznivý efekt na spotřebu, a tedy tvorbu emisní, ale i na jízdní vlastnosti a dynamiku takového dopravního prostředku.

Zároveň je, ale kladena stále větší priorita na pasivní bezpečnost. Tyto paradoxně protichůdné požadavky lze vyřešit použitím vysoko pevných materiálů, obzvláště u částí bezpečnostních prvků, které tvoří ochranu posádky.

Představená vysokopevnostní ocel přináší velice dobrou kombinaci mechanických parametrů, a to i při vysokých deformačních rychlostí, kde si zachovávají tvárný lom i vysokou energetickou náročnost na deformaci ve velkém rozsahu teplot.

Svařování patří k nejčastější metodě spojování prvků karoserií a rámu, to sebou nese vysoké nároky na chápání vlivu degračních procesů při svařování a jejich možné důsledky ovlivňující mechanické vlastnosti těchto materiálů. Problém je především vznik heterogenit, které lokálně ovlivňují mechanické vlastnosti. Při jejich použití v pasivní bezpečnosti jsou fázové změny při svařování rozhodujícím vlivem na únavu, pevnost, a i lomové chování. Tyto nízkolegované vysokopevnostní ocele mají při svařování i své odlišnosti, které při nesprávné volbě svaru mohou podstatně snížit mechanické vlastnosti.

2. Aplikace vysokopevnostních ocelí

Vysokopevnostní oceli mají mez kluzu nad 500MPa, tím dovolují snižovat hmotnost konstrukcí při zachování pevnosti. Podstatou je jemnozrná struktura a speciální postup výroby, konkrétně termomechanické zpracování při válcování.

Jako příklad lze uvést automobilový vlek vyrobený z vysokopevnostní nízkolegované oceli, která je legovaná Vanadem. Tento materiál je prodáván pod označením HSLA-V (High-Strength Low-Alloy Steel with Vanadium). Díky této oceli lze při stejných mechanických vlastnostech snížit celkovou hmotnost vleku z 3200 kg na 2520 kg. Což je úspora hmotnosti 21 %. V samotném provozu při ujeté vzdálenosti 100 000 km, lze díky hmotnosti nižší o 680 kg ušetřit přibližně 320l nafty [5].

Tabulka 1 Rozdělení termomechanicky zpracovaných ocelí SSAB [4]

Skupina kalených ocelí	Některé obchodní značky	Základní mechanické vlastnosti		Další mechanické vlastnosti	Technologické vlastnosti
		Pevnost [MPa]	Tvrdost [HB]		
Vysokopevnostní oceli	STRENX ALFORM	700– 1100	300-350	Houževnatost	Svařitelnost
Otěruvzdorné oceli	HARDOX XAR	1000- 1400	340-600	Otěruvzdornost	Svařitelnost Obrobitelnost
Pancéřové oceli	ARMOX	1100- 1400	340-600	Houževnatost	Svařitelnost

3. Vysokopevnostní oceli typu STRENX

Vysokopevnostní ocel STRENX se díky svým jedinečným vlastnostem (mez skluzu od 600 MPa do 1300 MPa) řadí mezi nejpevnější dostupnou ocel na trhu a narozdíl od původních třech materiálů, které nahradila (WELDOX, DOMEX a Optim) se dodává v rozdílných variantách např. ve formě plechů, ale také jako trubky a různé typy profilů [5].

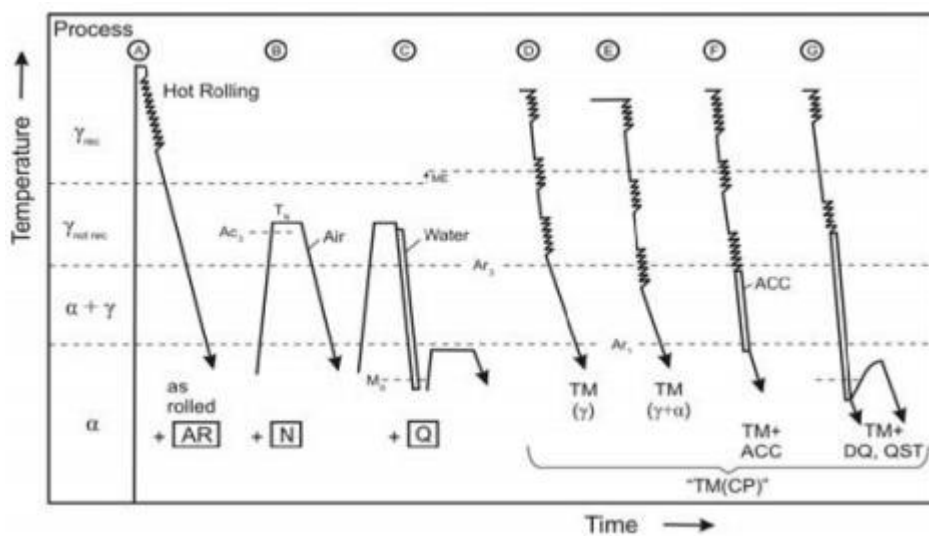
STRENX (WELDOX) 700E/960E

STRENX je obchodní název a ochranná známka švédské společnosti SSAB Oxelösund AB. Materiál je dodáván převážně ve formě plechu. Oceli třídy STRENX jsou známé především jako vysokopevnostní plechy s výbornou svařitelností. Použití a aplikace těchto ocelí je vztažena především na mostní konstrukce, jeřáby, podvalníky, části podvozků nákladních automobilů, hydraulické ruky, důlní výztuže, zdvihacích zařízení a konstrukce ropných plošin. Dále se používá tam, kde je nutno využívat svařitelné materiály s vyšší pevností. Zároveň je nutné zachovat vysoké hodnoty pevnosti, respektive tvrdosti. Označení 700 zaručuje minimální mez kluzu do 700 MPa v závislosti na tloušťce plechu, to samé platí v případě označení 960. Hlavní výhodou pro použití tohoto materiálu spočívá nejen v jeho vysoké mezi kluzu a pevnosti, ale především v jeho možnosti svařovat bez předehřevu. Například STRENX 700 má v tloušťce 20 mm stejnou svařitelnost jako ocel 11 523 dle ČSN. V případech, kde je již předepsaný předehřev pro ocel 11 523 může být ekvivalentní tloušťka STRENXU 700 svařována bez předehřevu. STRENX 700 při tloušťce do 20 mm má podstatně menší hodnotu uhlíkového ekvivalentu než ocel 11 523. Materiál samotný vykazuje strukturu podobnou zakalenému kovu s nízkým obsahem uhlíku a legujících prvků. Do oceli se přimíchává malé množství hliníku (většinou do 180ppm), ten má hlavní úlohu ve vázání na volný dusík a zároveň nitridy hliníku zmenšují růst zrn. Maximální množství legur musí být takové, aby byly možné technologické úpravy, zejména svařitelnost. Proces výroby je patentovanou technologií společnosti SSAB. Jedná se o proces, při kterém je materiál veden válci kalícího lisu do oblasti sprchové komory, kde dochází k ochlazení plechu z kalící teploty přibližně na teplotu 20°C. Ochlazení zajišťuje seskupení vodních trysek s rozdílnou výstupní rychlostí. Těmi je přiváděna filtrovaná voda, která je udržována na konstantní teplotě 20 °C. Právě rozdíl výstupních rychlostí vody z trysek, zajistí rovnoměrné a rychlé ochlazení materiálu v celém jeho průřezu. Ochlazovací rychlost umožní pokles teploty z 900 °C na 20 °C za cca 9 sekund při tloušťce materiálu 25 mm. Díky této technologii je umožněno dosáhnout jemnozrné struktury při nízkém uhlíkovém ekvivalentu a zároveň s minimálním množstvím legujících prvků. Po této operaci následuje

samotné popuštění, které probíhá za relativně vysoké teploty, přibližně okolo 600 °C. Díky tomu je dosaženo výborné houževnatost.

STRENX (DOMEX) 700 MC

Je vysokopevnostní konstrukční kalená ocel patřící do stejné třídy ocelí jako například WELDOX, dnes spadá do souhrnného názvu STRENX. Jde tedy opět o mikrolegovanou ocel. Oceli DOMEX jsou stejně jako WELDOX vyráběny speciální technologií řízeného válcování. Rozdíl je v popouštěcí teplotě, která je u ocelí typu WELDOX vyšší. Jedná se o za tepla válcované pásy vyráběné společností SSAB Oxelösund AB. Jsou však zpracovány tak, aby bylo umožněno následné zpracování tvářením za studena. Plán teplot a času válcování je individuální pro každý typ oceli, podle jejího chemického složení, tloušťky, houževnatosti.



Obrázek 1 Obecné schema změny teploty při výrobě STRENX ocelí[17]

Materiál se vyznačuje výbornou houževnatostí, tvářitelností, ale především svařitelností. V případě oceli STRENX 700 MC dosahuje smluvní meze kluzu $R_p 0,2$ přibližné hodnoty 690–700 MPa, pevnosti 750–790 MPa a tažnosti $A_5 12\%$. Časté je použití například v automobilovém průmyslu pro podvozkové části, lodě, mosty, budovy, stroje, nádrže, kontejnery a zdvihací zařízení. Ocel se vyznačuje jemnou zrnitostí a dobrou odolností vůči nepříznivým povětrnostním vlivům okolního prostředí.

Nízké zastoupení uhlíku síry a fosforu zajišťuje to, že ocel může být standartně svařovaná běžnými prostředky, to může mít však omezení. Což je dále zmiňováno v následujících kapitolách.

Tabulka 2 Chemické složení ocelí STRENX 700MC. (hm.%)[6]

Prvek	C (%) max	Si (%) max	Mn (%) max	S (%) max	P (%) max	Al (%) max	Typický uhlíkový ekvivalent C _{EIIW} pro t=5 mm
%	0,12	0,13	2,10	0,01	0,025	0,025	0,39

4. Zpevnování materiálu

Pro docílení vysoké pevnosti za současného zachování houževnatosti (vysoká hodnota meze kluzu R_e a vysoká hodnota koeficientu deformačního zpevnění) se používají pro konkrétní materiály různé metody ovlivnění struktury. Závěrem výzkumu probíhajícím v 60. letech minulého století, který se zabýval příčinou pevnosti ocelí a dalších kovů, bylo objevení několika mechanismů zpevnování, které ovlivňují výslednou pevnost materiálu v závislosti na intenzitě daného mechanismu.[14]

Z výsledného výzkumu vyplynulo, že zjemňování struktury a samotné zmenšování zrn způsobuje zvyšování pevnosti a podle menších negativních parametrů se jeví jako nejvýhodnější a je mu proto věnována velká pozornost. Zjemňování velikostí zrn vede nejen ke zvýšení pevnosti, ale má za následek i příznivější přechodovou teplotu, která určuje přechod mezi křehkým a tvárným lomem. Tento způsob, ale není jediný, proto se dále zaměříme i na jiné možnosti.

4.1. Zpevnění deformací

Pevnost oceli lze definovat jako míru odporu struktury proti pohybu dislokací daným napětím. Pevnost oceli bude tedy záviset na množství překážek bránící pohybům dislokací. Za překážky nacházející se ve struktuře můžeme považovat hranice zrn, precipitáty, cizí částice a taktéž nepohyblivé dislokace [15]. Při působení dostatečně velkého zatížení mění materiál své rozměry a tvar. Materiál se začíná nevratně plasticky deformovat. Výrazně se zde projevuje nehomogenita přetvoření v různých částech. Důležitým faktorem je teplota a rychlost deformace. Další dislokace v jiných skluzových rovinách mohou být překážkou v pohybu pro jiné dislokace. Vytvoření takovýchto dislokací je možné dosáhnout například tvářením za studena. Při samotném tvářením se vytvářejí dislokace s různými skluzovými rovinami. Z hlediska pevnosti je tak daleko výhodnější výrobek vyrobit kovářím než třískovým obráběním. Deformační zpevnění se typicky projevuje zvýšením meze kluzu R_e , meze pevnosti R_m , snížením tažnosti A , houževnatosti. Mez kluzu R_e zvětšuje rychleji než mez pevnosti R_m . Protože se zároveň i zmenšuje tažnosti A , tak se materiál stává křehčím (méně odolným proti křehkému lomu).

4.2. Zpevnění pomocí příměsí

Jednotlivé atomy příměsí se naváží na místo atomu hlavního kovu v mřížce. Rozdíl v atomárním průměru příměšového atomu způsobuje vznik napětí, což vede ke zpevnění materiálu. V případě intersticiálních atomů se atomy volně rozptýlí v mřížce místo, aby se na ní navázaly. Při překročení rozpustnosti dojde k vytvoření precipitátů, které mají odlišné chemické složení, mechanické vlastnosti a mohou se lišit i krystalickou mřížkou. U ocelí se vyskytují precipitáty různého tvaru a složení. U ocelí je nejčastějším precipitátem karbid železa (Fe_3C), u litin je to uhlík. Precipitáty mohou mít tvary destiček, kuliček nebo i zcela nepravidelný tvar. Tvar i velikost těchto precipitátů výrazně ovlivňuje mechanické vlastnosti materiálů.

Pro stanovení přírůstku zpevnění legujícími prvky se používají empiricky zjištěné vztahy, které jsou blíže popsány např. v knize Příprava ultrajemnozrnných a nanokrystalických kovových materiálů extrémní plastickou deformací a jejich vlastnosti od Zrníka. Ke zpevnění struktury u ocelí přispívají zejména následující prvky: C, Mn, Si, Cu, P, apod.

4.3. Zpevnění na hranici zrn

Hranice zrn jsou plošné poruchy, které překáží dislokacím v pohybu. Jednotlivá zrna se přizpůsobují tvaru ostatních zrn podél své hranice, díky tomu nevznikají slepá místa.

Tento vztah byl popsán vědci Normanem Jamesem Petchem a Ericem Ogilvie Hallem. Vztah je znám jako Hall – Petchův a popisuje závislost mezi pevností polykrystalického materiálu a velikostí zrna.

$$\sigma_e = \sigma_0 + k * d^{-0,5}$$

Kde σ_e je mez kluzu, σ_0 je napětí charakterizováno třecím napětím mřížky, odporem rozpuštěných cizích atomů, odporem precipitátů přítomných v matici a defekty mřížky, k je konstanta zohledňující napětí potřebné pro uvolnění nahromaděných dislokací a d je průměr zrna [15].

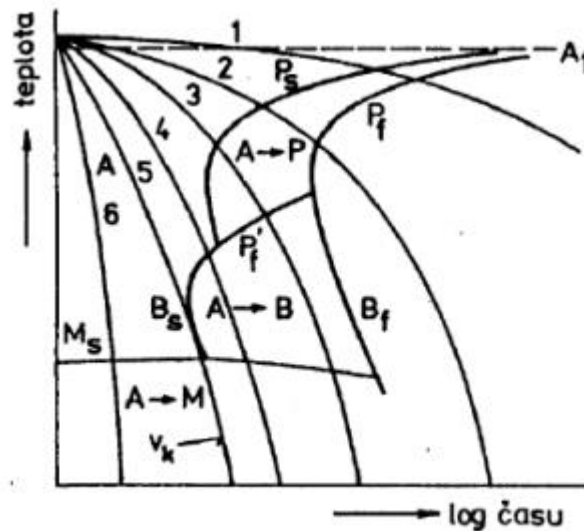
Z výše uvedeného vzorce vyplývá, že s klesající velikostí zrna mez kluzu roste spolu s tvrdostí i houževnatostí.

Tento vztah se občas vysvětluje tak, že při samotném pohybu dislokace na hranici zrn musí vynaložit energii, aby mohla přejít do dalšího zrna, protože jednotlivá zrna mají náhodně

pootočené skluzové roviny krystalické mřížky. Pokud se dislokace dostane k hranici zrn, je k ní přitahována, ale zároveň je odpuzována od ostatních zrn.

4.4. Zpevnění pomocí mechanicko-tepelného zpracování

Jedná se o novější metodu zpevňování, jde o technologii založenou na kombinaci zpevňování pomocí deformace a řízeným ochlazováním. Samotná metoda kalení je známá velmi dlouho. Ocel se ohřeje na kalící teplotu, která je obvykle 30-50 °C nad teplotami A_{c1} a A_{c3} . Po krátké výdrží na této teplotě, při které dojde k rekrytalizaci na austenit, se materiál rychle schladí. Podle rychlosti změny teploty se austenit rozpadá na perlit, bainit či martenzit. Jak ukazuje ARA diagram na obr. 2. Čím vyšší je objem uhlíku, tím se mezní rychlost ochlazování snižuje.



Obrázek 2 ARA diagram [16].

Například pro ocel s 18 hmotnostními procenty chromu a 8 hmt. procenty niklu se při deformaci za pokojové teploty vyvolá zpevnění, které je vyšší, než by odpovídalo zpevnění pomocí austenitu v souladu s dislokační teorií. Mez kluzu po vyžíhání vzroste z 210 MPa při 25 % deformaci na přibližně 870MPa a při 45 % na 1400MPa. U těchto ocelích se většina austenitu přemění na martenzit případně bainit při plastické deformaci. Plastická deformace austenitu způsobí zvýšení množství dislokací, které při následné přeměně na martenzit (případně bainit) způsobí jeho výrazné zjemnění, čímž se zvýší pevnost a sníží se negativní účinky dynamického přetvařování (trhliny, atd). Ocel má nízký obsah uhlíku a ostatních příměsí, proto nedochází k blokování dislokací, ocel je tedy dobře svařitelná a nedochází k praskání vlivem vnitřního pnutí.[4]

5. Svařování vysokopevnostních ocelí

Přestože je materiál svařitelný, při špatném postupu svařování dochází k prudkému snížení pevnosti v okolí svaru. Vysokopevnostní ocele jsou citlivé na trhliny za studena způsobené difúzí vodíku. Čím je mez kluzu vyšší, tím je tato odolnost nižší. Chování materiálu na tvorbu trhlín je při svařování závislé kromě přídavného svarového kovu i na tloušťce plechu, obsahu vodíku ve svarovém kovu, teplotě předehřevu, interpass teplotě (teplota, která je mezi svarovými housenkami, by neměla překročit teplotu předehřevu), vneseném teplu, stavu vlastního pnutí a samotné tuhosti součástky. Svařitelnost vysokopevnostních materiálů má své zvláštnosti, které jsou spojeny s fázovými přeměnami a procesem zpevnění při výrobě. Oceli obsahují martenzitickou složku, která zvyšuje jejich citlivost na difúzní procesy při samotném svařování. Tyto oceli jsou nejčastěji spojovány pomocí bodového svařování, protože při něm dochází k nejmenšímu ohřevu okolí svaru.

Významným vlivem při svařování je přítomnost vodíku, ten jakožto nejlehčí prvek může být rozpuštěn v materiálu. Podle druhu oceli a množství vodíku ve svarovém kovu může způsobit výše zmiňované trhliny, které se běžně objevují i po 48 hodinách. Jedná se o křehké, trans krystalické trhliny, tvořící se příčně na svarový spoj. Tyto oceli jsou na trhliny citlivé proto, že rychlost difuze vodíku v pokojové teplotě je v martenzitu, případně dolního bainitu oproti jiným fázím nižší. Uvnitř materiálu dochází k jeho rekombinaci podle rovnice $2H \rightarrow H_2$ při vzniku velkých tlaků. Pokud je difuze rychlejší, vodík se dostane na volný povrch a nezpůsobí trhlínu (proto u feritických ocelí, kde je difuze vodíku dostatečně rychlá, není množství vodíku takovým problémem).

TOO je hlavně ovlivněna parametrem $t_{8/5}$ (je to čas, za který dojde k poklesu z teploty 800 °C na 500 °C), se zvyšující se hodnotou klesá tvrdost, a stoupá tranzitní teplota. Příliš rychlé ochlazování má za následek příliš vysokou tvrdost, a tedy křehkost v TOO. Snížení tvrdosti a zvýšení tranzitní teploty je způsobeno stabilizací austenitu při vyšších teplotách a jeho následný rozpad na martenzit, nebo bainit. Naopak příliš pomalé ochlazování způsobí vysoký pokles tvrdosti, v důsledku rozpadu austenitu na Ferit a další fáze. K snížení pevnosti TOO u vysoce pevných ocelí dochází ve větší vzdálenosti od svarů než u standartních svařitelných ocelí, u kterých je tento jev způsoben zhrubnutím zrn, kdežto u vysoko pevných ocelí k zhrubnutí zrn dochází méně, kvůli obsahům legur (precipitáty Nb, Ti, V a Al) vyloučené na hranicích zrn ty snižují jejich pohyblivost a tím i míru zhrubnutí zrna, protože zpomalují růst zrn. U ocelí, kde je hlavní složkou martenzit se na výraznějším poklesu pevnosti podílí

především vliv rozpadu přesyceného tuhého roztoku, který je výrazný při teplotách těsně pod teplotou počátku austenitizace (křivka Ac1). Projevují se zde popouštěcí procesy.[6]

Důležitá pravidla pro svařování vysokopevnostních ocelí jsou:

Svařované plochy musí být čisté, odmaštěné, suché.

Svařovat elektrodami, které jsou vysušené.

Používat přídavné materiály s nízkými objemy vodíku (pod 5ml/100 g).

Svařovat s předehřevem podle tabulek výrobce a dodržovat interpass teplotu.

Minimalizovat zbytkové napětí ve svaru.

Svařovat menšími proudy, menšími průměry přídavných materiálu a vyššími rychlostmi.

5.1.Svařování STRENX ocelí

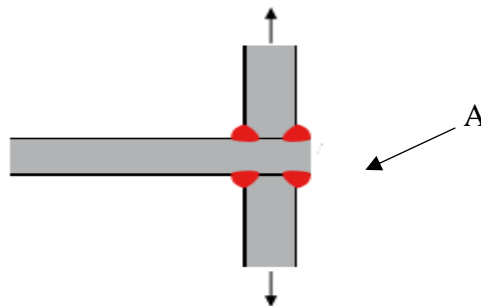
Současný trend v oblasti svařovaných ocelových konstrukcí klade vysoké nároky na výběr základního materiálu. Jednak musí konstrukce vyhovovat maximálnímu stanovenému zatížení (pevnost, houževnatost) a zároveň je kladen důraz na redukci hmotnosti, díky čemuž dochází i k poklesu nákladů při výrobě (čas dělení materiálu, manipulace s ním, počet vrstev svaru aj.), i při provozu vlastního zařízení [14].

Frézování, tepelné řezání (plynem, plazmou nebo laserem) jsou nejčastější metody přípravy spoje. Pro tepelné řezání není potřeba předehřev. Tenké oxidové vrstvy, které vzniknou na povrchu z tepelného řezání, by se před samotným svářením měly odstranit. Pokud se k řezání použije plazma, měl by být použit, kyslík místo dusíku. Důvodem je, že dusík se může dostat do trhlin po řezání a při sváření způsobit pórovitost. Další možností je povrchovou vrstvu zbrousit o přibližně 0,2mm.

Nejčastější metody svařování:

- MAG (metal active gas)
- MMA (manual metal arc)
- TIG (tungsten inert gas)
- Plazmové svařování
- Svařování pod tavidlem.

Díky nízkému legování je ocel odolná proti vnitřním trhlinám. Pokud se svařuje T profil blízko hrany s pevností více jak 600 N/mm^2 a tloušťkou více jak 8 mm je důležité, aby nebyly ostré hrany na okrajích (například úpravou svařence na obr. 3, kde je hrana A přesazena). Napětí při svařování zvyšuje šanci na trhliny, proto je důležité nezvyšovat svary tuhost. Stříhání plechů vytváří ostré hrany, které působí jako koncentrátor napětí, doporučuje se takové to spoje spíše tepelně řezat pro vytvoření lepšího povrchu.



Obrázek 3 Příklad provedení úpravy ploch [6]

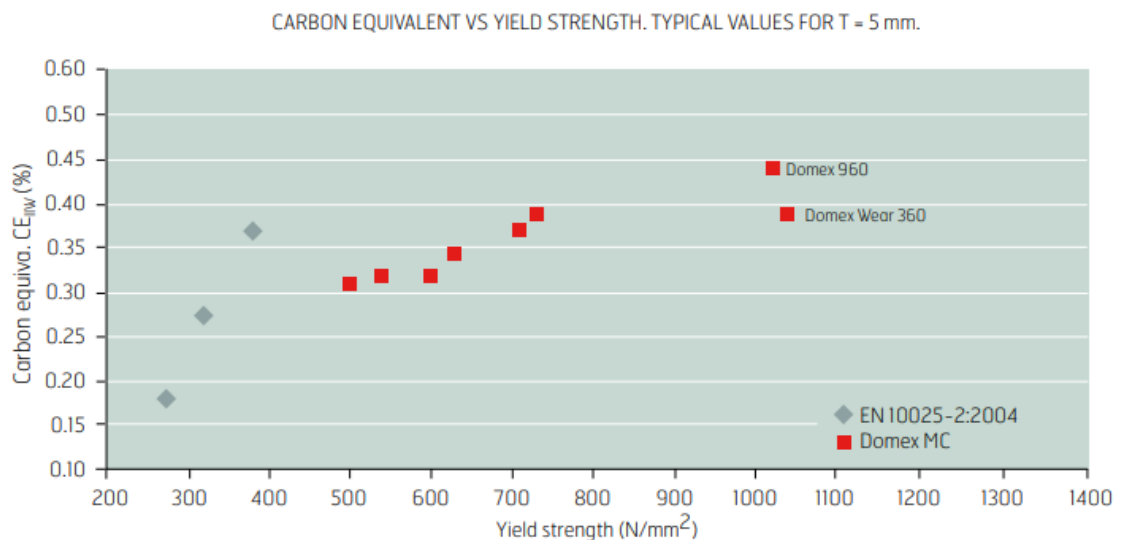
Ocel typu STRENX není tolik náchylná na vznik trhlín za studena, a to hlavně z důvodu malého množství legur a převážně malým tloušťkám plechů, kde může vodík lépe difundovat na volný povrch. Nejpoužívanější porovnávací metodou ocelí je uhlíkový ekvivalent CE_{IIW} (IIW – Mezinárodní institut pro svařování).

$$CE_{IIW} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Cu + Ni}{15} [6]$$

Na snímku 4 je porovnání mezi uhlíkovým ekvivalentem a pevností STRENX ocele a standardní ocele podle standartu EN10025-2:2004

Podle CE_{IIW} se STRENX ocel neliší s jinými svařitelnými oceli například z normy EN 10025-2:2004 (doporučení pro svařování kovových materiálů) Norma určuje pracovní

teplotu potřebnou k zabránění praskání za studena. Parametry pro vyhodnocení jsou tloušťka plechů, typ svaru, tepelný výkon a obsah vodíku ve svarovém kovu. Podle výrobce SSAB Tuniplát jsou doporučeny elektrody s obsahem vodíku do 10ml/100 g, poté není problém s praskáním za studena a není nutný předehřev.[4]



Obrázek 4 Porovnání mezi CE a pevností [6]

Přídavné materiály pro svařování ocelí typu STRENX jsou uvedeny v tabulce 4. V zásadě by se mělo jednat o materiály se stejnou nebo podobnou pevností. U konstrukcí, kde požadujeme snížení tvrdosti jako například u svarů namáhaných únavovým zatížením nebo v místech, které bude následně obráběno, lze použít i přídavné materiály s nižší pevností, v takovém to případě u koutových svarů musí dojít k zesílení hrdla.

Pokud je potřeba svařovat obalovanou elektrodou, výrobce doporučuje použít rutilové elektrody, oproti bazickým elektrodám vyvábí lepší povrch. Naopak u rázově zatěžovaných svarů se doporučuje spíše použít bazické elektrody. [6]

Výrobce SSAB uvádí maximální množství vodíku pro jednotlivé typy ocelí v tabulce 3.

Tabulka 3 Doporučené množství vodíku [6]

Typ ocele	Množství vodíku v ml/100 g
Strenx 460 MC	10
Strenx 460 MC	10
Strenx 550 MC	10
Strenx 600 MC	10
Strenx 650 MC	10
Strenx 700 MC	10
Strenx 950 MC	5
Strenx wear 360	5

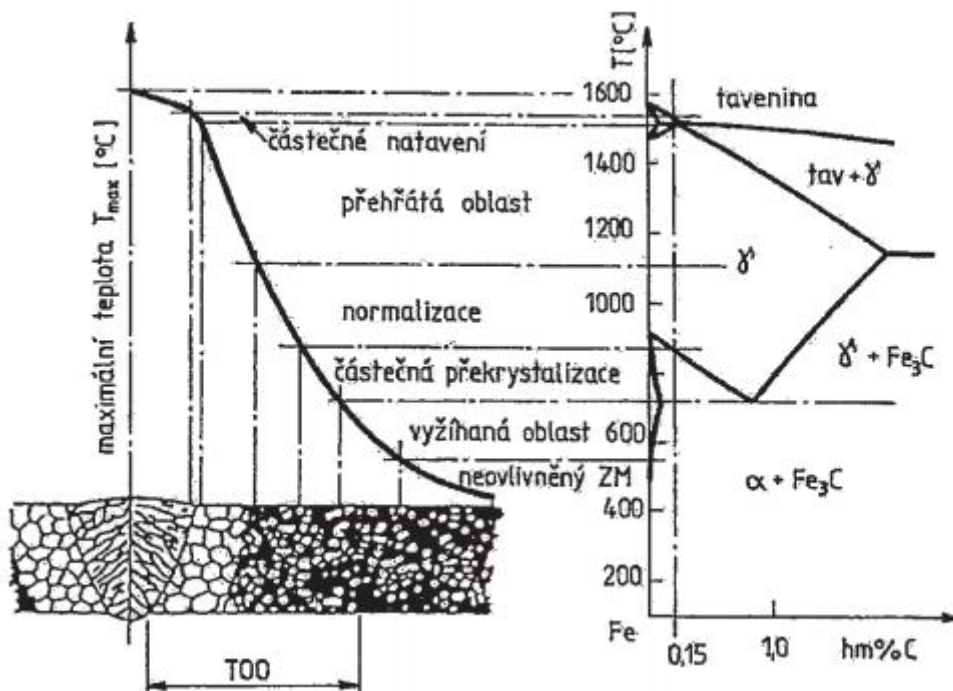
Tabulka 4 Výrobce doporučované přídavné materiály [6]

Ocel	MAG		MMA	Pod tavidlem
	Pevný drát	Obalovaná elektroda		
Strenx 460 MC Strenx460 MC	AWS: A5. 18 ER80S-X DIN 8559: SG2 EN440: G50X-xx	AWS:A5.29 E81T-X DIN7084: T541 EN758: T50X-x	AWS:A5.5E9018 DIN8529: EY5543MnMoB	AWS:A5.23- F7AX-EX
Strenx550 MC Strenx 600 MC	AWS: A5.28 ER100S-X	AWS: A5.29 E100T-X	AWS:A5.5E11018 DIN8529:EY6965 Mn2NiCrMoB EN757 E69X-xx	AWS: A5.23- F 10A4-EX
Strenx650 MC	AWS: A5.28 ER100S-X AWS: A5.28 ER110S-X DIN SGNiMoCr2	AWS:A5.29 E100T-X	AWS:A5.5E11018 DIN 8529:EY6965 Mn2NiCrMoB EN 757: E79X-xx	AWS: A5.23- F 11AX-EX
Strenx700 MC	AWS: A5.28 ER100S-X AWS: A5.28 ER110S-X DIN SGNiMoCr2	AWS:A5.29 E100T-X	AWS:A5.5 E11018 DIN 8529: EY6965 Mn2NiCrMoB EN 757: E79X-xx	AWS:A5.23- F 11 AX-EX
Strenx 960	AWS:A5.28 ER120S-X	AWS: A5.29 E121T-X	EN757: E89XZB42H5	AWS: A5.23- F AX-EX
Strenx Wear 360	AWS: A5.28 ER120S-X	AWS: A5.29 E121T-X	EN757: E89XZB42H5	WS: A5.23-F AX-EX

5.2. Tepelně ovlivněná oblast při svařování

Nazýváme tak oblast svarového spoje, kde dochází ke změnám struktury materiálu v důsledku působení zdroje tepla při svařování. V případě svařování materiálu bez polymorfni přeměny (Cu, Ni, Al) nedochází k změně mikrostruktury, pouze k jevům jako růst zrn, rekrystalizace. V kovech a ve slitinách, kde dochází k polymorfni přeměně (oceli) dochází v TOO k výrazným změnám, které mají vliv na svarový spoj.

V případě ocelí můžeme ovlivněnou oblast rozdělit na pásma (obr. 5).



Obrázek 5 Vliv teplotního účinku na strukturu svarového spoje[2]

5.2.1. Pásmo částečného natavení

Tvoří přechod z TOO do svarového kovu. U ocelí je rozdíl teplot mezi likvidem a solidem minimální, proto se oblast redukuje na plochu nebo linii zvanou hranice ztavení.

5.2.2. Pásmo přehřátí

Oblast, kde došlo k překročení teploty A_3 . V této oblasti došlo k výraznému růstu primárních zrn. U nízko legovaných ocelí je tato teplota 1200°C , pro nelegované cca 1050°C .

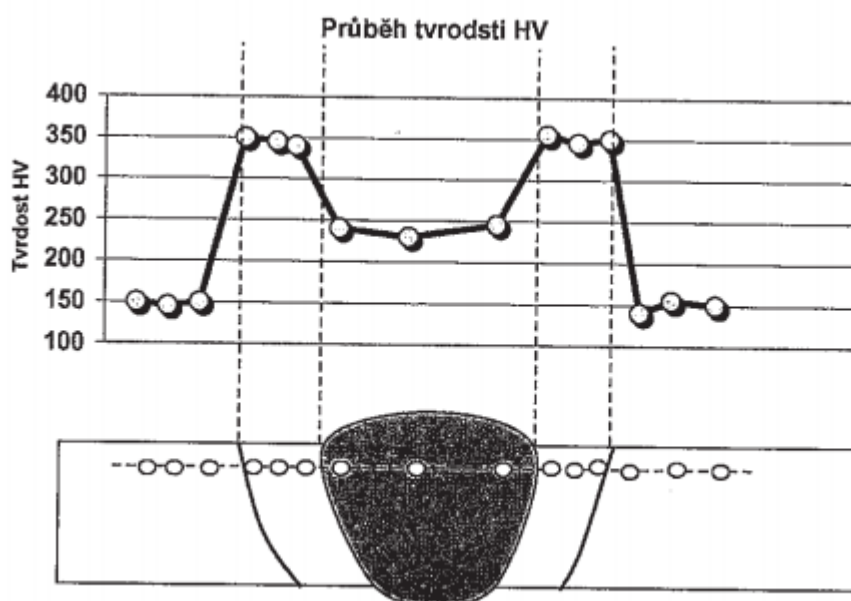
5.2.3. Pásma normalizace

Je definováno mezi teplotou A_3 až do teploty přehřátí. Dochází zde k úplné přeměně feritu na austenit a zpět.

5.2.4. Pásma částečně překrytí

Nachází se mezi křivkami teplot A_1 a A_3 s neúplnou polymorfni přeměnou.

Jednotlivá šířka oblastí v TOO je rozdílná v závislosti na metodě svařování a svařovacích parametrech. Pokles pevnosti pozorujeme v oblasti TOO v místech, těsně nad teplotou A_1 , proto se doporučuje limitovat tepelný výkon, aby byla tato oblast co nejmenší. Nad teplotou přehřátí je výrazný nárůst tvrdosti, naopak v oblasti okolo A_1 je znatelný pokles tvrdosti. Při svařování dochází k růstu zrn. Tento růst zhoršuje plasticitu, větší zrna zpomalují rozpad autenitu, zvyšují riziko praskání a v neposlední řadě v kovech bez polymorfni přeměny snižují pevnost v této oblasti.



Obrázek 6 Charakteristická změna tvrdosti přes svarový spoj [2]

6. Únava materiálu

Součástky, které se vystavují v provozu opakujícímu proměnnému namáhání, se mohou náhle porušit i při napětích, které jsou značně menší než mez kluzu daného materiálu. Tento jev se označuje jako únava materiálu a vzniklé porušení jako únavový lom.

Dle [18] je únava materiálu definována jako proces porušování soudržnosti materiálu časově proměnnou napjatostí jako důsledek kumulace poškození střídavě pružnou plastickou deformací.

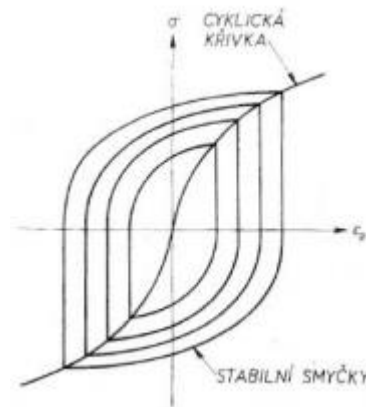
Tento jev byl prvně pozorován v 19. století při vývoji strojních součástí, které byly cyklicky namáhány, například železniční dvojkolí, parní stroje. První praktické výpočty a návrhy cyklicky zatěžovaných součástí prováděl v druhé polovině 19. století August Wöhler, přičemž Wöhlerova křivka představuje dodnes jednu ze základních únavových charakteristik materiálu.[20]

Pro únavové namáhání je typické postupné porušování součástí. Toto porušení má kumulativní efekt a je podmíněno cyklickou plastickou deformací. Tato deformace se z počátku projevuje jako nevratná změna ve struktuře materiálu. Tento stav se nazývá mikro plasticita. Později tyto změny způsobí vytvoření trhlin a následný lom. Únavový lom sestává ze tří základních fází. Tyto fáze jsou dobře pozorovatelné na obr. 9.

Cyklické namáhání způsobuje změny v hustotě dislokací v krystalové mřížce, díky tomu se mění mechanické vlastnosti materiálu, a to buď zpevněním, které se nejčastěji projevuje u žíhaných materiálů, nebo naopak odpevněním, které se často objevuje u materiálu již technologicky zpevněných, tento jev je většinou nežádoucí. Tyto změny po několika málo cyklech ustanou a materiál se dále chová podle saturované hysterezní smyčky. U konstrukcí namáhaných výrazně nesymetrickými cykly může dojít k jevu nazvanému cyklický creep, kdy se materiál stále cyklicky změkčuje [20]. Pokud se sleduje záznam zatížení v souřadnicích σ a ε vznikne graf hysterezní smyčky (obr. 7). Při zjišťování únavové odolnosti rozlišujeme zatěžování měkké nebo tvrdé. U tvrdého zatěžování se s časem mění napětí σ a poměrná deformace ε zůstává stejná, kdežto u měkkého zatěžování je tomu naopak, napětí se nemění a proměnná je poměrné prodloužení.

Plocha hysterezní křivky je přímo úměrná práci vnitřního tření, která se za jeden zatěžovací cyklus přemění na tepelnou energii, což umožňuje posuzovat celkovou energii nutnou do lomu. Intenzita změn je největší na počátku zatěžování a s rostoucím počtem cyklů klesá, až se ustálí.

Různé amplitudy zatěžování mají různé hysterezní smyčky. Proložením křivky body obratu jednotlivých smyček získáme cyklickou křivku napětí-deformace. Typické provedení takové hystereze je na obr. 7.



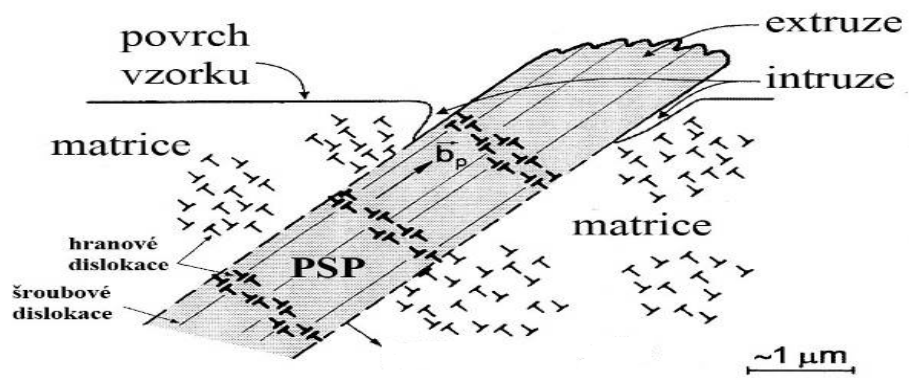
Obrázek 7 Cyklická křivka napětí deformace[20]

V první fázi únavového poškození se začne inicializovat trhлина, ta se vytvoří v místě, kde je největší napětí, zpravidla v koncentraci napětí. Tyto místa jsou vruby různého typu a tvaru, vměstky, precipitáty, hranice zrn, nedokonalosti při opracování povrchu. V této fázi vznikají intruze (místo, kde došlo k propadu materiálu) a extruze (místo, kde byl materiál vytlačen nad původní povrch materiálu). Znázorněno na obr. 8

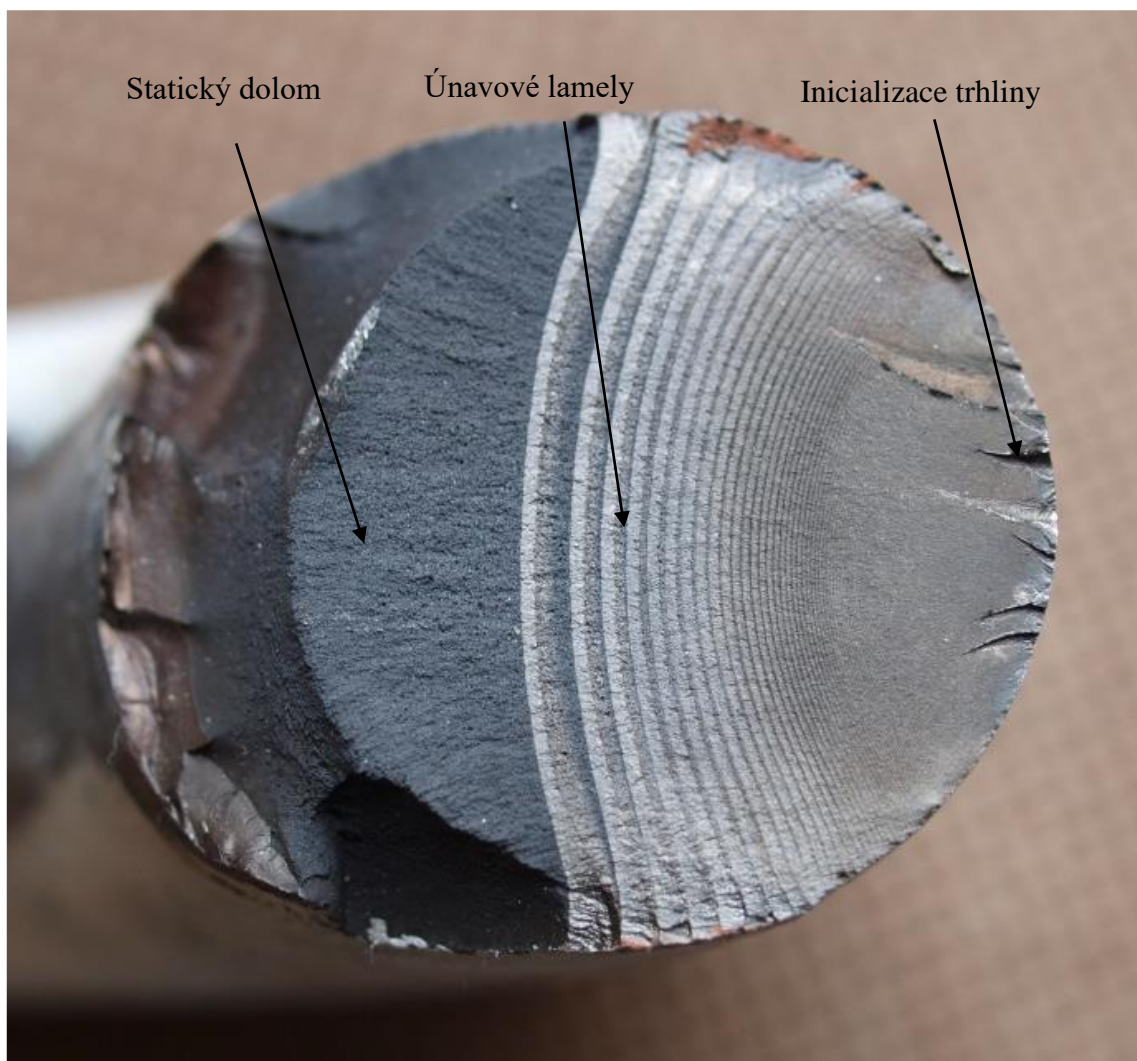
Z intruzí, které jsou velkým koncentrátem napětí, se začne šířit trhлина, která se v začátku šíří ve skluzové rovině.

V druhé fázi dochází k stáčení trhliny do směru kolmého na působící napětí. Vytvářejí se zde lamely, které jsou velice dobře použitelné, na zjištění směru a druhu zatížení. Šířka těchto lamel je odvislá od množství energie, kterou materiál uvolnil odrelaxováním (vytvořením trhliny), protože se energie kumuluje, šířka lamel (trhliny) se postupně zvětšuje. Tato část lomu má většinou velice hladký povrch.

Ve třetí fázi, kde je průřez natolik zúžený, že neunesse napětí, dojde ke statickému dolomení.



Obrázek 8 Charakteristický povrch únavy[9]



Obrázek 9 Typický vzhled únavového lomu[9]

6.1. Vyhodnocování únavy

Zkoušky se nejčastěji provádí na předepsaných tyčích, případně na celých součástech, nebo konstrukčních celcích. Na zkoušení se využívají speciální stroje pro vyvození dynamických cyklických namáhání, které se blíží reálnému zatížení v provozu (střídavý ohyb, ohyb za rotace, střídavý krut, střídavý tah-tlak).

Zkouška se vyhodnocuje z výsledků, které se získají ze zkušebních vzorků. Tyto vzorky mají být co nejvíce podobné z hlediska materiálu, rozměrů, zpracováním a drsností povrchu. Při určování meze únavy se určuje počet cyklů, které vedou k únavovému lomu.

6.1.1. Nízko cyklová únava

Dříve se při navrhování konstrukcí uvažovalo převážně jen o vysoko cyklové únavě. V některých aplikacích se uvažuje o nízko cyklové odolnosti, zvláště v případech, kdy je omezení životnosti předpokládáno např. korozí, mechanickým opotřebením. Určení životnosti výrobku pak umožní použít materiály značně levnější a lehčí, což vede k úspoře materiálu a snížení ceny samotného dílu. Při nízko cyklové únavě je odolnost kovu určena tím, jak dokáže snášet střídavé plastické deformace (mikroplastické poškození) a to bez porušení. Hodnota amplitudy plastické deformace je ($\epsilon = 10^{-4}$ až 10^{-2}) vyšší o tři řády oproti vysoko cyklové únavě ($\epsilon = 10^{-7}$ až 10^{-6}).[21]

Pro samotné zatěžování může použít dva přístupy, a to měkké a tvrdé. Při použití měkkého zatěžování zůstává konstantní deformace a mění se amplituda můžeme ji popsat podle vztahu (1) a označuje se jako Wöhlerova-Basquinova křivka. Pokud použijeme tvrdé zatěžování, kdy je konstantní veličinou amplituda deformace, je únavová životnost popsána pomocí Mansonovy Coffinovy křivky. (2) První z křivek popisuje závislost počtu cyklů do lomu na amplitudě napětí, Mansonova Coffinova křivka popisuje vztah mezi amplitudou plastické deformace a příslušným počtem cyklů do lomu.

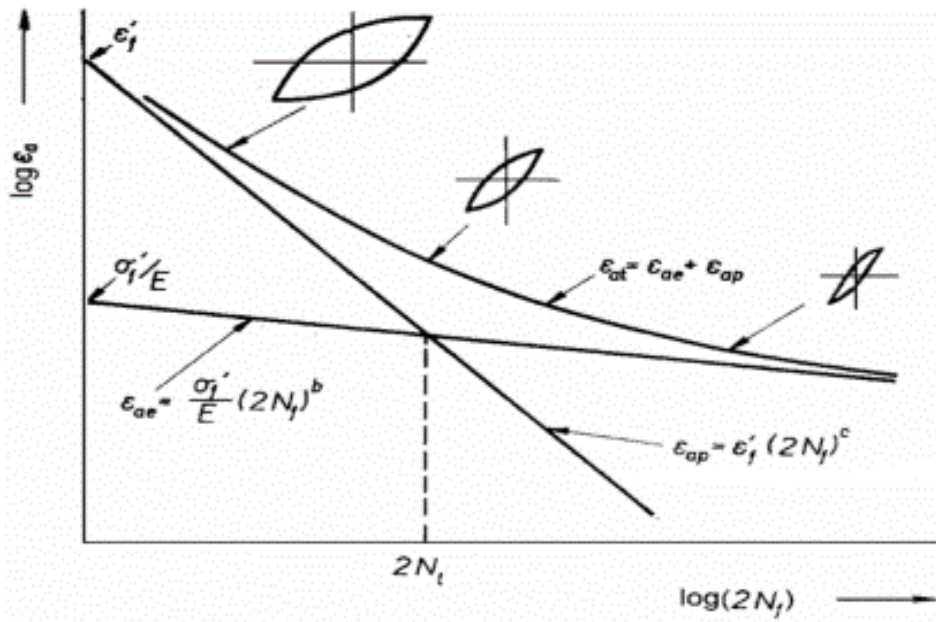
Analytické vyjádření funkcemi s mocninami [18]

$$\epsilon_a = \sigma_f * (2N_f)^b \quad (1)$$

$$\epsilon_{ap} = \epsilon_f * (2N_f)^c \quad (2)$$

σ_f je součinitel únavové pevnosti, koeficient b elastický exponent křivky, ϵ_f součinitel únavové tažnosti a koeficient c je plastický exponent křivky. Tyto dvě křivky můžeme mezi sebou

porovnávat pomocí cyklické deformační křivky, kde máme vztah mezi amplitudou plastické deformace (ϵ_{ap}) a amplitudou napětí (ϵ_a).na obr. 10.

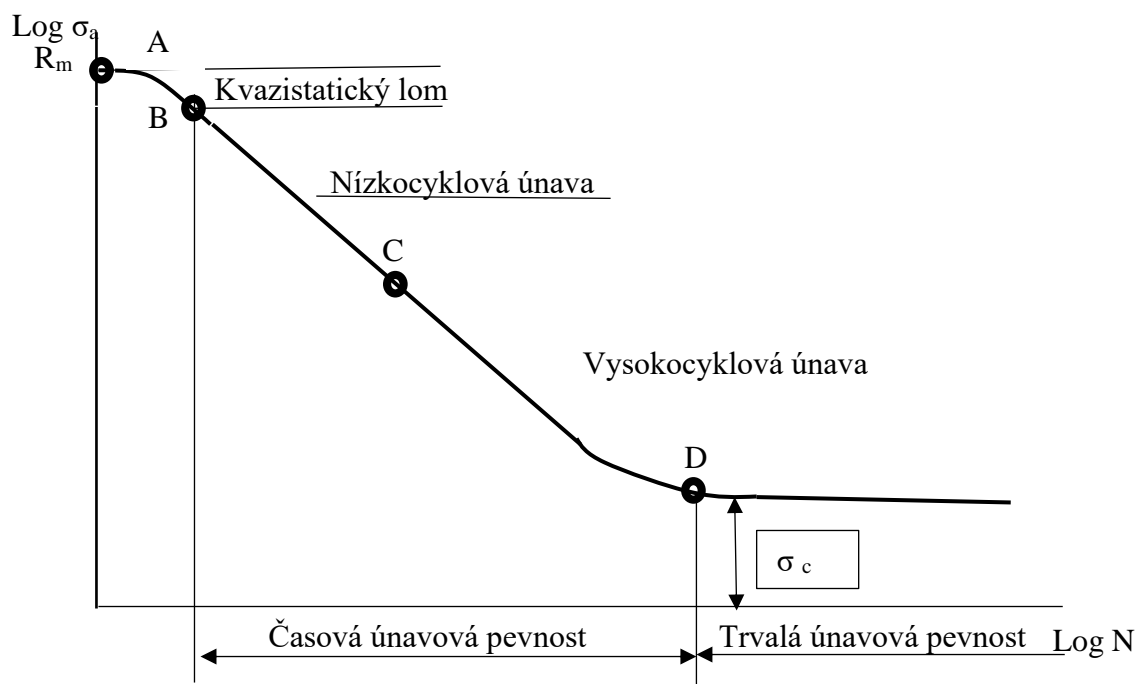


Obrázek 10 Křivky životnosti[21]

6.1.2. Vysoko cyklová únava

Protože hodnota plastické deformace je menší není nutné brát v potaz Mansonovovu Coffinovu křivku, tím se zjednodušuje vyhodnocení únavy. Vztah mezi napětím a počtem cyklů se velice často zobrazuje v semilogaritmickém měřítku (obr. 11). Toto zobrazení má výhodu v tom, že klesající i vodorovná část jsou přímkou. Pro vytvoření křivky se zkušební tyče zatěžují vždy do lomu s klesajícím zatížením, tím stoupá počet cyklů do lomu, dokud se nedosáhne smluvního počtu cyklů, který se označuje jako N_c . Tento počet cyklů nahrazuje teoretický nekonečný počet cyklů, který je určen z definice únavy a je udáván normou (pro ocel, měď a jejich slitiny je $1 \cdot 10^7$ cyklů, hliník, lehké kovy a jejich slitiny je to $1 \cdot 10^8$ cyklů).

Jak už bylo řečeno podle počtů cyklů se mez únavy konvenčně rozděluje na několik částí. V levé části do $N = 10^2 - 10^4$ na nízko cyklovou únavu, v oblasti od $N > 10^5$ na vysoko cyklovou únavu.



Obrázek 11 Vztah mezi počtem cyklů do lomu a zatížením

6.1.3. Vlivy na mez únavy

Na mez únavy má vliv hned několik jevů: Tyto jednotlivé faktory se navzájem ovlivňují a mohou v kombinaci s ostatními faktory působit jak kladně, tak záporně na únavovou pevnost (Např. normalizační žíhání nemění mez pevnosti hladkých povrchů, ale vyvolává jejich nárůst

u vzorků s vruby). Tyto vlivy se dále kombinují s dalšími faktory, jakou jsou rozměry a tvar konstrukce, druh a směr přenášeného zatížení.

- Druh zatěžování

Rozlišujeme tři základní typy zatížení Tah-tlak, ohyb a krut.

Pro jejich převod u ocelí platí přibližně vztah $\sigma_{oC} = 1,3 * \sigma_c = 1,73 * \tau_c$ [18]

Kde σ_{oC} -mez únavy v ohybu

σ_c -mez únavy v tahu, tlaku

τ_c – mez únavy v krutu

- Koncentrátory napětí

Jak bylo zmiňováno výše, únavové trhliny často vycházejí z místa vrubu, vrub může být konstrukční (drážky, otvory, osazení, ostrý zářez, náhlá změna průřezu), strukturní (vměstky, heterogenity, povrchová koroze), technologický (stopy po obrábění, povrch s okujemi). Účinek vrubu se určuje podle vrubového součinitele při únavě. $K_f = \frac{\sigma_c}{\sigma_{vc}}$ [8] σ_{vc} mez únavy tyče s vrubem a σ_c mez únavy hladké tyče. Čím je tento součinitel menší, tím jsou únavové vlastnosti materiálu lepší.

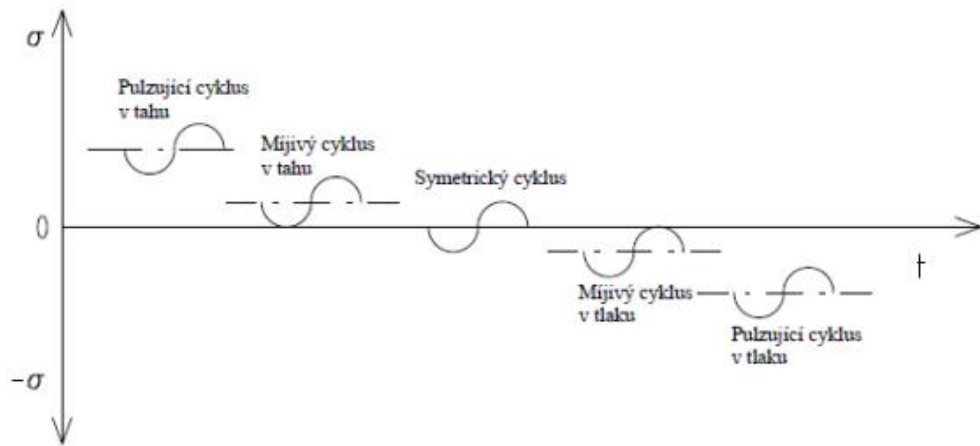
- Stav povrchu

Hrubý povrch a vměstky, které zasahují k povrchu snižují mez únavy. Tento jev je nejvýraznější při namáhání krutem a ohybem. Tlakové namáhání způsobuje zavírání únavových trhlin a zvyšuje odolnost proti únavě. Při návrhu tak můžeme navrhnout součást tak, aby v citlivých místech byla větší míra tlakového napětí, nižší drsnost povrchu, nebo můžeme součást zakalit, což vnese do povrchu jistou míru tlakového napětí. Martenzitická struktura má totiž menší hustotu, tím je povrch namáhán tlakovým napětím. Další možností jsou chemicko-tepelné úpravy, případně zušlechťování povrchu (válečkování) [1].

- Asymetrie zatěžovacího cyklu

Jak bylo zmíněno výše tlakové napětí má příznivější vliv na únavové poškození. Bude tedy záviset i na předpětí, nejen na amplitudě. Jelikož jsou konstrukční součásti a celky v reálném provozu zatěžovány různými kombinacemi cyklického namáhání s časově proměnlivými amplitudami napětí a předpětí, nahrazují se zjednodušenými časovými průběhy. Při jejich

testování se většinou využívá cyklické kmitání kolem určitého stálého napětí σ_m . Amplituda kmitání σ_a je většinou konstantní. Podle poměru σ_m a σ_a je rozdělujeme na čtyři základní kategorie: souměrný cyklus, nesouměrný cyklus, míviví cyklus a pulzující cyklus (obr. 12).



Obrázek 12 Základní kategorie dynamického namáhání[20]

Protože získaná charakteristická křivka platí pouze pro daný cyklus zatěžování a předpětí, musela by se tato křivka vytvářet pro každý typ zatížení zvlášť, což by bylo ekonomicky náročné. Proto se zatěžování provádí většinou pouze cyklické souměrné a následně se podle potřeby přepočítá. Pro jejich přepočet podle různých velikostí středních hodnot se využívá Smithův nebo Haighův diagram. Pro sestavení těchto diagramů máme několik vztahů, které vyjadřují závislost mezi amplitudou a středním zatížením.

$$\sigma_a = \sigma_c * \left[1 - \left(\frac{\sigma_m}{R_m} \right)^\alpha \right] \quad [8] \quad (4)$$

σ_a = mezní amplituda napětí

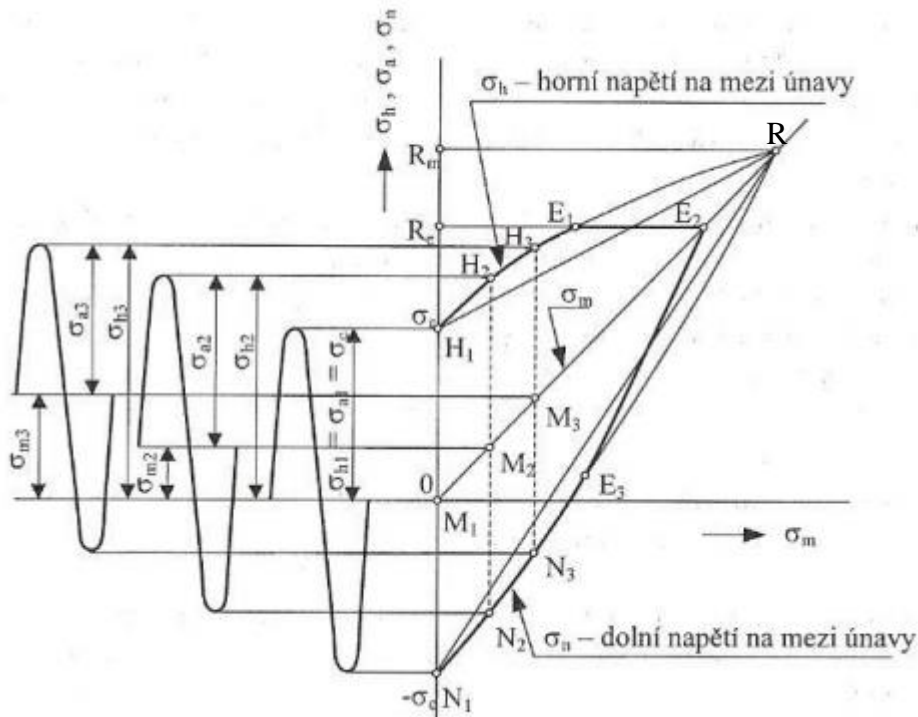
σ_m = střední napětí

R_m = mez pevnosti

α = konstanta materiálu (pro běžné konstrukční materiály má hodnotu 1-2)

Smithův diagram (obr. 13) vyobrazuje závislost mezi mezí únavy získaných z vyhodnocení zkoušek s různým středním napětím. Na vertikální osu se vynáší horní a dolní napětí (σ_h σ_d) a na horizontální osu střední napětí z jednotlivých zatěžovacích cyklů. Protože jsou zkoušky únavy velice zdlouhavé, přistupuje se často ke konstrukci zjednodušeného diagramu, popř. se

vliv předpětí určuje směrnici přímkou „H1-R“ a „N1-R“. Diagram tak konzervativněji cestou podává informaci o oblasti bezpečného namáhání součástí.



Obrázek 13 Smithův diagram[20]

Z diagramu je vidět závislost mezi amplitudou napětí σ_c a středním napětím σ_m , se zvětšováním středního napětí klesá amplituda meze únavy, a to až do nulové hodnoty v mezi statické pevnosti materiálu. Protože při praktickém zatěžování materiálu vylučujeme makroskopickou plastickou deformaci omezuje se diagram shora mezi kluzu materiálu. Vzniklá plocha označuje oblast bezpečného cyklického namáhání materiálu. Při posuzování pevnosti se do grafu vynesou předpětí a amplituda cyklického namáhání nesmí opustit ohraničenou oblast grafu.

7. Představení experimentu, volba analyzovaných vzorků

Předmětem analýz byly sady svařenců, které byly podrobeny únavovým zkouškám při ohybu. Cílem analýz byla identifikace kritických oblastí v tepelně ovlivněných oblastech vysokopevnostní oceli. Na základě výsledků materiálových analýz a teoretických znalostí je cílem pokusit se stanovit mechanismus degradace a posoudit jejich vliv na výsledky únavových zkoušek.

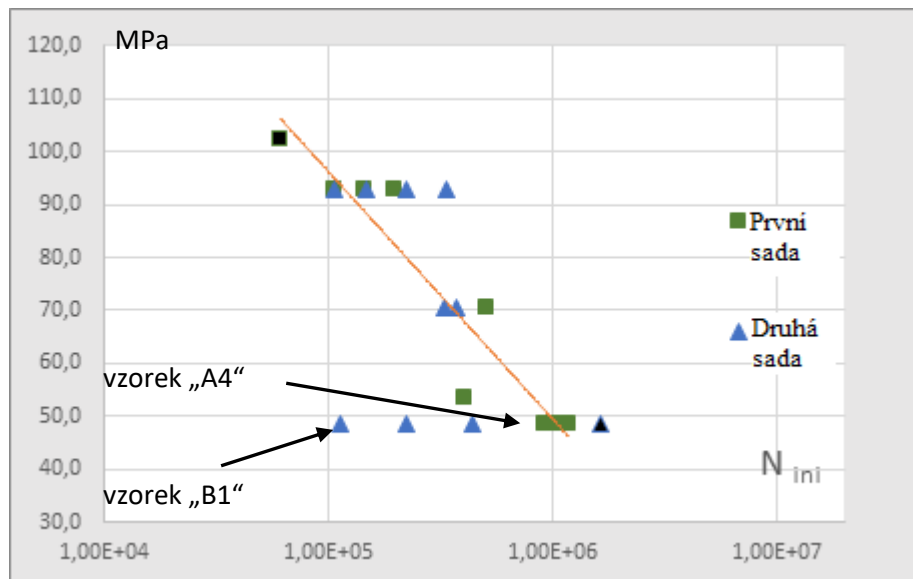
Předmětem testů byly dvě sady vzorků s rozdílným přídavným materiálem, (jeho bližší specifikace včetně aplikovaných parametrů svařování představují know how firmy). Analýzy byly provedeny na referenčních vzorcích z obou variant. Vzorky pro rozbory byly zvoleny na základě výsledků únavových zkoušek, konkrétně byly zvoleny vzorky, prezentující pokles únavové odolnosti – vzorky A4, B1.

Výsledky z únavových zkoušek jsou uvedeny v tabulce 5, grafické vyhodnocení viz obr.14. Vzhledem k rozdílným hodnotám statické složky zatížení u jednotlivých vzorků byla únosnost vyhodnocena propočtem zatížení na referenční hodnoty (σ_{ar}):

$$\frac{\sigma_a}{\sigma_{ar}} + \frac{\sigma_m}{R_m} = 1 \quad (5)$$

Kde σ_a a σ_m jsou amplituda a střední napětí obecného cyklu. σ_{ar} amplituda souměrného cyklu, při kterém dojde k poruše při stejném počtu cyklů, jako v případě s amplitudou σ_a a středním napětím σ_m . R_m je mez pevnosti.

Samostatně jsou provedeny analýzy původního svaru („výrobní“ svar uzavřeného profilu – vzorek „C“), který lze považovat jako referenční v pojetí možnosti minimalizace negativních vlivů při svařování za použití automatizovaného procesu svařování s ohledem na minimalizaci vneseného tepla.



Obrázek 14 Souhrnné vyhodnocení únavové odolnosti

Tabulka 5 Výsledky únavových zkoušek

	F_m [kN]	F_a [kN]	σ_m [MPa]	σ_a [MPa]	N	σ_{ar} [MPa]
A1	25,5	24,5	241,5	232,1	1532	317,3
A2	25,5	22	241,5	208,8	1760	285,4
A3	22,5	8	213,5	78,1	61300	102,4
A4	22,5	4	213,5	40,7	405000	53,4
A5	15	8	143,4	78,1	106800	92,9
A6	15	4	143,4	40,7	922400	48,5
A7	15	8	143,4	78,1	144000	92,9
A8	15	4	143,4	40,7	1175000	48,5
B1	15	4	143,4	40,7	1634000	48,5
B2	15	8	143,4	78,1	148800	92,9
B3	15	8	143,4	78,1	337336	92,9
B4	15	8	143,4	78,1	222080	92,9
B5	15	4	143,4	40,7	444614	48,5
B6	15	8	143,4	78,1	105762	92,9
B7	15	4	143,4	40,7	224015	48,5
B8	15	6	143,4	59,4	372060	70,7
B9	15	6	143,4	59,4	326966	70,7
B10	15	4	143,4	40,7	113228	48,5

7.1. Identifikace kritických oblastí svařenců

Cílem této kapitoly je identifikovat změny ve struktuře materiálu a jejich možný vliv na výslednou materiálovou pevnost. Jak bylo zmíněno výše, tento typ oceli by se měl při svařování odpevňovat v místech, kde dochází k uvolnění mechanického napětí zanesené při výrobě. Tato oblast je tedy dále od místa svaru než oblast, kde dochází k růstu zrn. Samotné lomy by měly vycházet z těchto oblastí. Z uvedené tabulky 5 a teorie svařování je zřejmé, že samotná únavová odolnost není moc závislá na druhu přídavného materiálu, jako spíše na provedení samotného svaru. Následné úvahy o analýzách jednotlivých částí by se měly zabývat rozsahem zhrubnutí zrn v tepelně ovlivněné oblasti a jeho vlivem na únavu, případně možné trhliny za studena.

7.1.1. Odběr a příprava vzorků

U odběru vzorků pro mikroanalýzy byl zohledněn stav lomové plochy po únavových zkouškách. Vzorky byly prvně prohlédnuty pod optickou lupou. Pozice metalografických výbrusů byly zvoleny do míst makroskopicky evidovatelné iniciace únavových lomů. Podle normy ČSN 420462 by měl mít každý vzorek plochu výbrusu minimálně 1 cm². Při samotném dělení materiálu je důležité, aby nedošlo k tepelnému a mechanickému ovlivnění, provedeno bylo mechanické dělení s chlazením.

Následovala preparace vzorků, zvolena byla metoda preparace za tepla do pryskyřice Struers-Polyfast, použité zařízení – SimpliMet3000 Buehler (obr. 16 a 20). Další podstatnou částí v přípravě vzorku je jeho broušení. Cílem je získání rovinného povrchu s minimálním poškozením. Nejčastěji používaným brusivem je SiC či ZrO₂. Přítlačná síla při broušení by měla být do 100 N, při samotném broušení používáme smáčedlo, které chladí a odplavuje brusný prach. Pro běžné broušení stačí jako chladiivo voda.

Pokračujeme leštěním, to na rozdíl od broušení neubírá materiál, ale dochází pouze k deformaci povrchové drsnosti. Použity byly diamantové pasty zrnitosti 5, 3, 1 μm, chlazení etylalkoholem. Posledním krokem je naleptání povrchu, použito bylo leptadlo 4% Nital.

Vzorek A4

Při kontrole na optické lupě, se zdálo že šíření únavové trhliny začalo z paty svaru. Toto je možné pozorovat na obr. 17, přičemž detail této oblasti je zobrazen na obr. 18. Proto následovala kontrola vzorků pod mikroskopem. Ta se zaměřovala na většinu hlavních částí svaru od přídavného kovu svaru, přes teplotně ovlivněnou oblast, zhrubnutí zrna až po základní

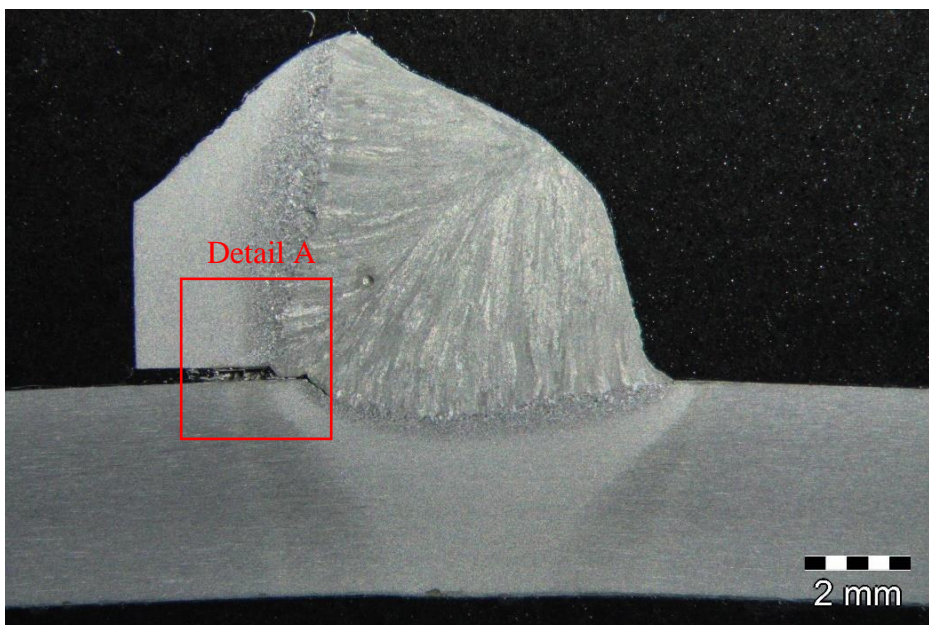
materiál. V každé části se kladl důraz na kontrolu vad ať už byly technologické či materiálové, změnu materiálové struktury způsobené zanesením tepla při samotném svařování, které mohlo vést k samotnému zhrubnutí zrna, případně uvolnění napětí, což by způsobilo snížení pevnosti.



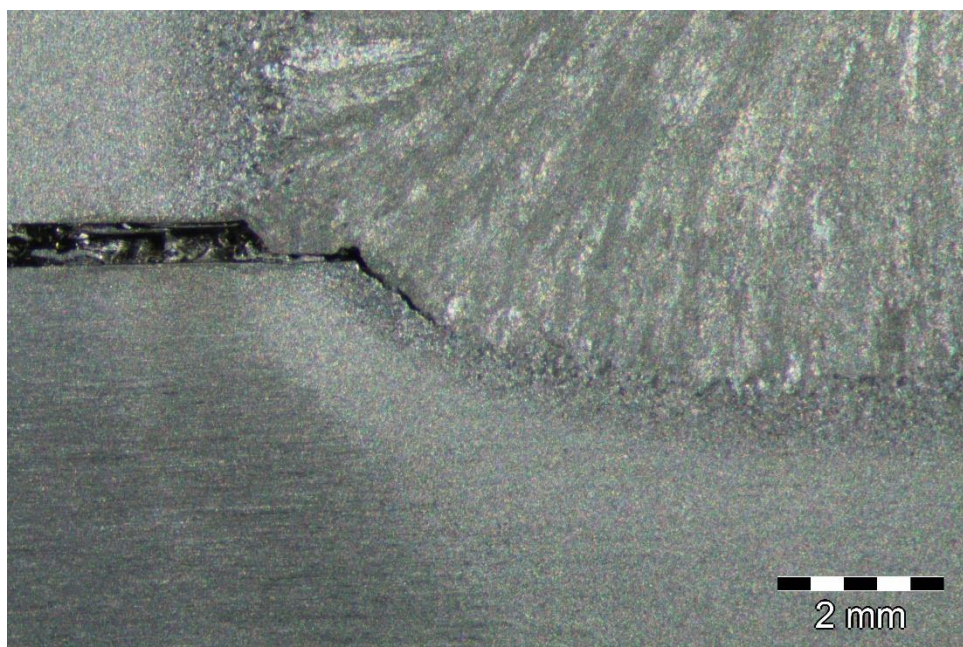
Obrázek 15 Naznačení provedení řezů



Obrázek 16 Makro fotka zalitého vzorku A4



Obrázek 17 Svar u vzorku A4



Obrázek 18 Detail A trhliny u vzorku A4

Vzorek B1

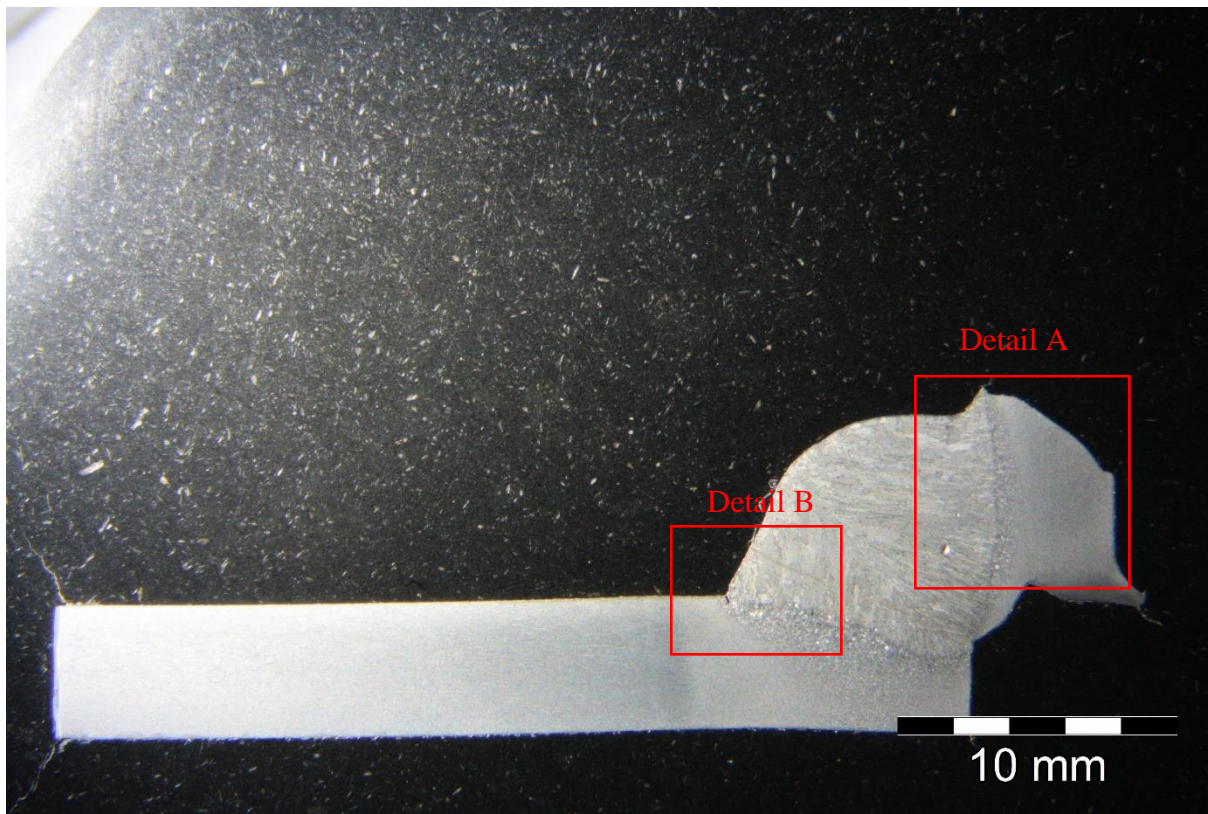
Byl vybrán vzorek z druhé sady zkušebních vzorků označený B1. Tento vzorek byl prohlédnut pod optickou lupou, aby byly identifikovány kritické oblasti. Vzorek byl nařezán a upraven na vhodné vzorky, jak je naznačeno na obr. 19. Snímek ukazuje i označení ploch k materiálové a fraktografické analýze.



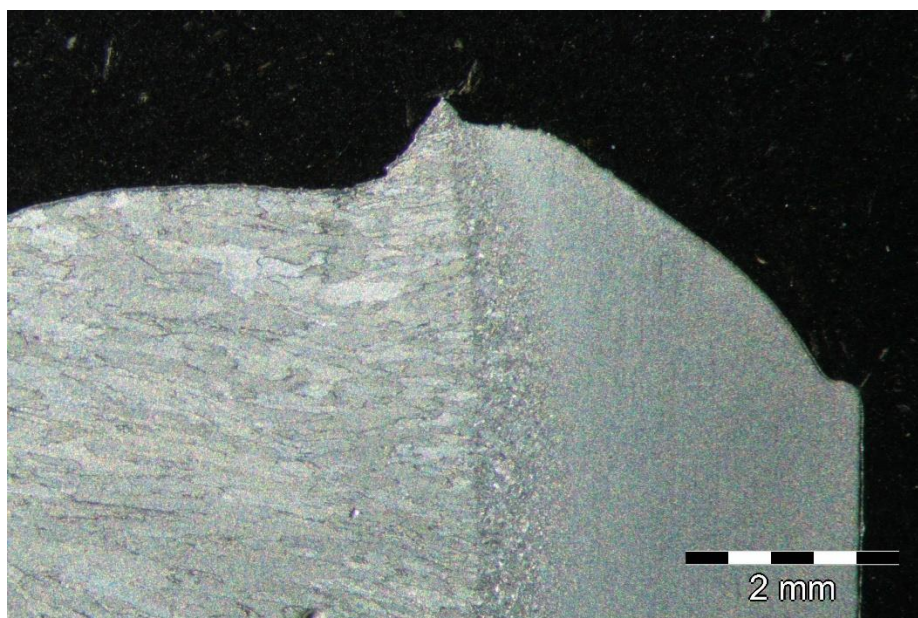
Obrázek 19 Naznačení provedení řezů vzorku B1.



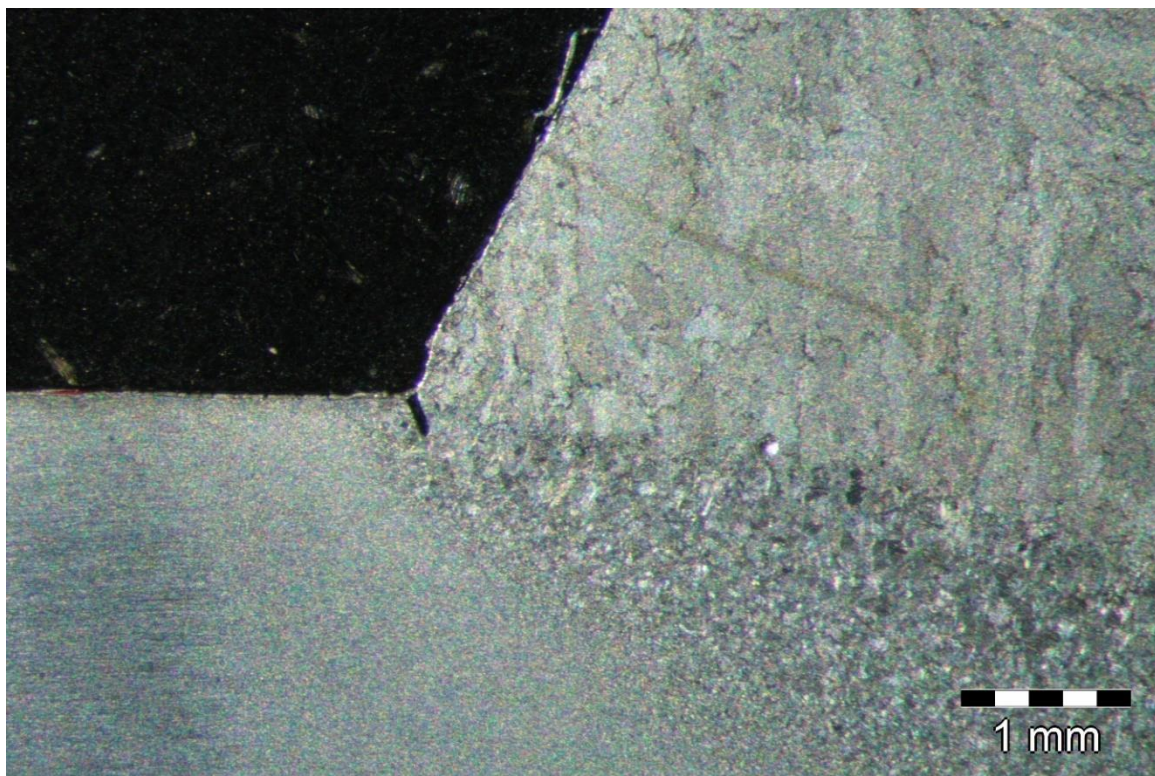
Obrázek 20 Zalitý vzorek č B1



Obrázek 21 Svar u vzorku č B1



Obrázek 22 Detail A vzorku B1



Obrázek 23 Detail B vzorku B1

7.2. Vyhodnocení strukturních změn vlivem svařování

Následující kapitola se zabývá porovnáním a popisem jednotlivých vrstev tepelně ovlivněných oblastí. Přiložena je dokumentace svarového kovu, linie svarového rozhraní a stěžejních subvrstev tepelně ovlivněných oblastí při stejném zvětšení pro možnost přímého srovnání vlivu svařování na výchozí mikrostrukturu testované oceli.

7.2.1. Popis struktur u vzorku B1

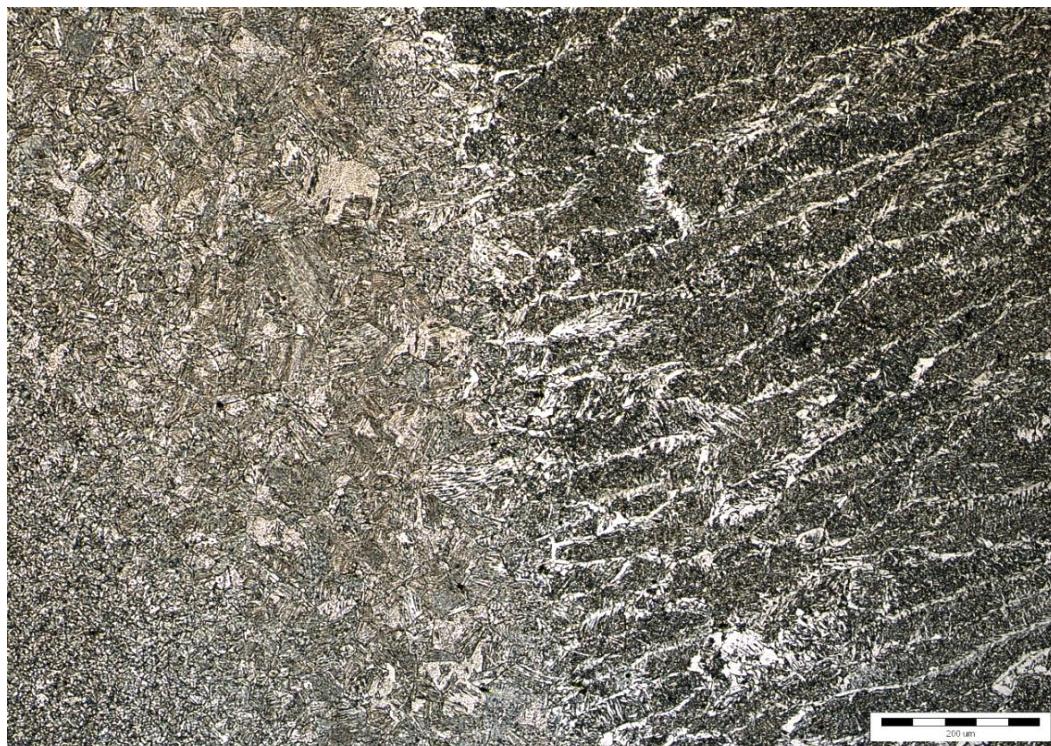
Na obr. 24 je zobrazena jemnozrnná struktura základního materiálu v oblasti mimo dosah svařování. S klesající vzdáleností od svaru se začíná projevovat odpevnění z důvodu popuštění, které způsobuje uvolnění deformačního zpevnění vnesené do materiálu válcováním. Toto odpevnění je u těchto ocelí významnou měrou zodpovědné za pokles pevnosti.

Podél hranice ztavení (obr.25) je evidentní zhrubnutí zrna, mikrostruktura je převážně bainitická (obr.26). Z důvodu této fázové změny u ocelí typu STRENX způsobuje zhrubnutí menší pokles pevnosti než odpevnění z důvodu popuštění. Proto u vysokopevnostních ocelí vyrobených touto metodou dochází většinou k únavovému lomu ve větší vzdálenosti od svaru,

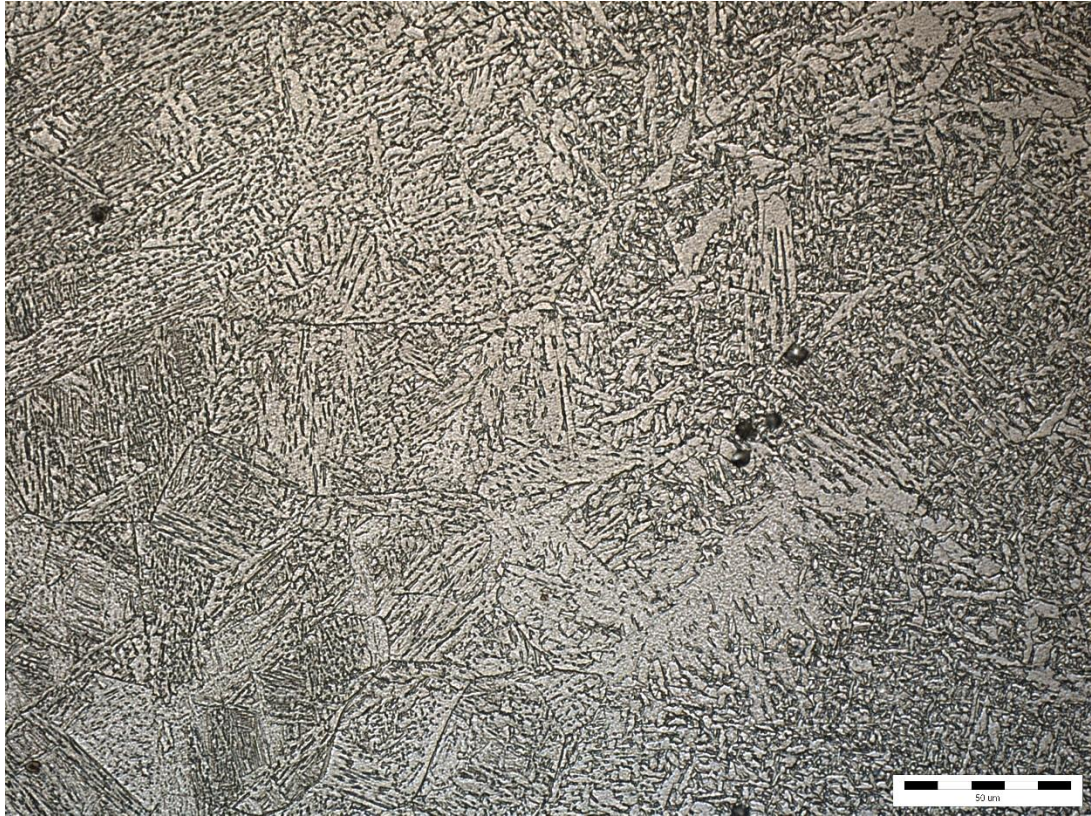
a to nejčastěji v zóně zhrubnutí zrna. Výrazné zjemnění zrna v pásmu působení normalizačního žíhání je viditelné na obr.27. Poslední oblastí je samotný přídavný kov, ten lze vidět na obr. 28. Je na něm významná heterogenita, a i gradient odvodu tepla.



Obrázek 24 Výchozí mikrostruktura materiálu



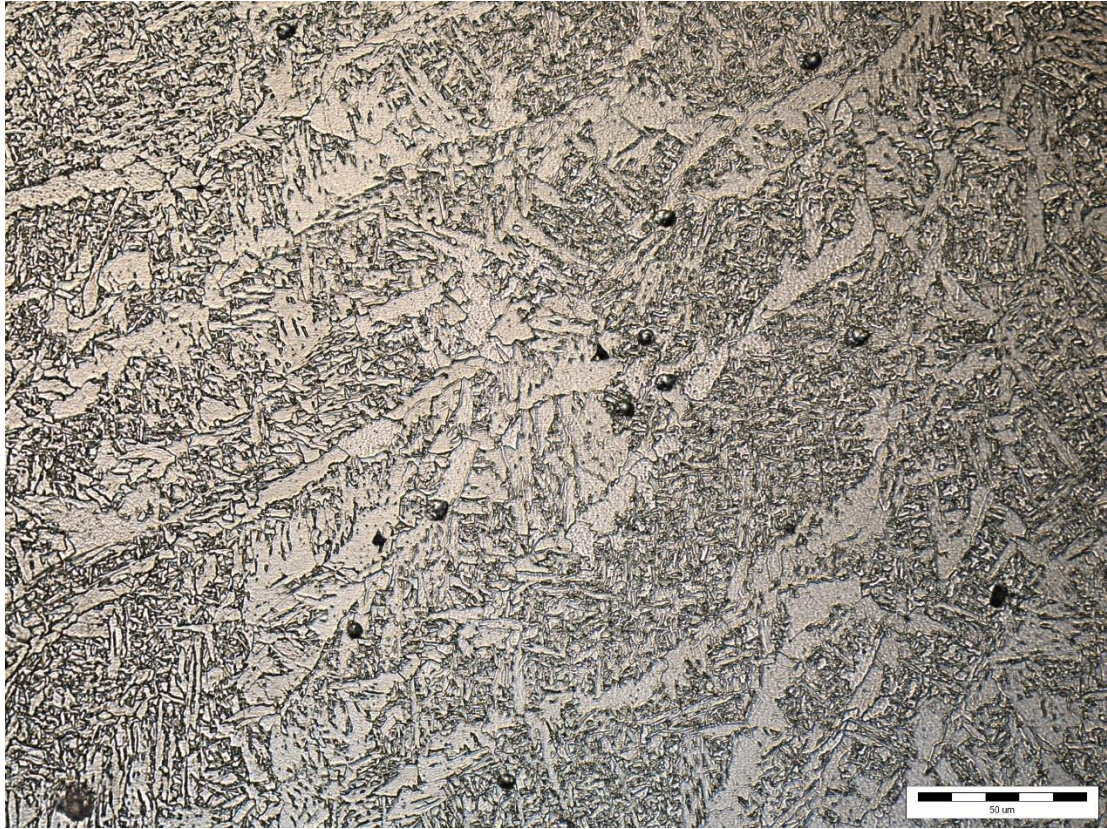
Obrázek 25 přechodové pásmo vzorku B1



Obrázek 26 Zhrubněné pásmo 400x zvětšeno



Obrázek 27 Zjemnění 400x zvětšeno



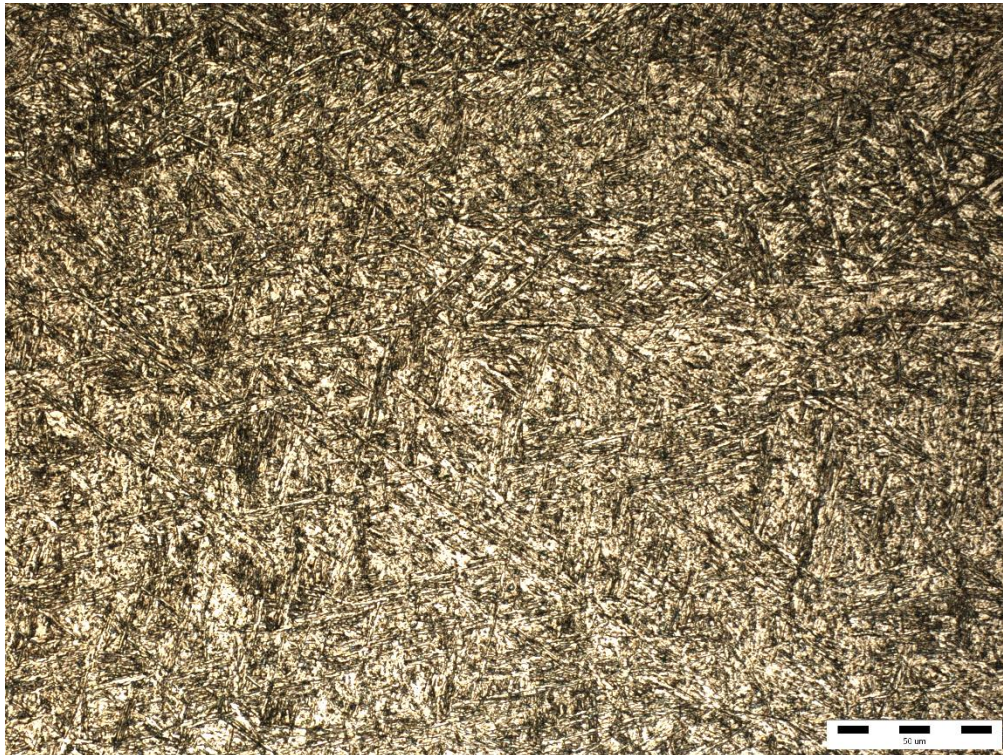
Obrázek 28 Svarový kov 400x zvětšeno

7.2.2. Popis struktury u vzorku A4

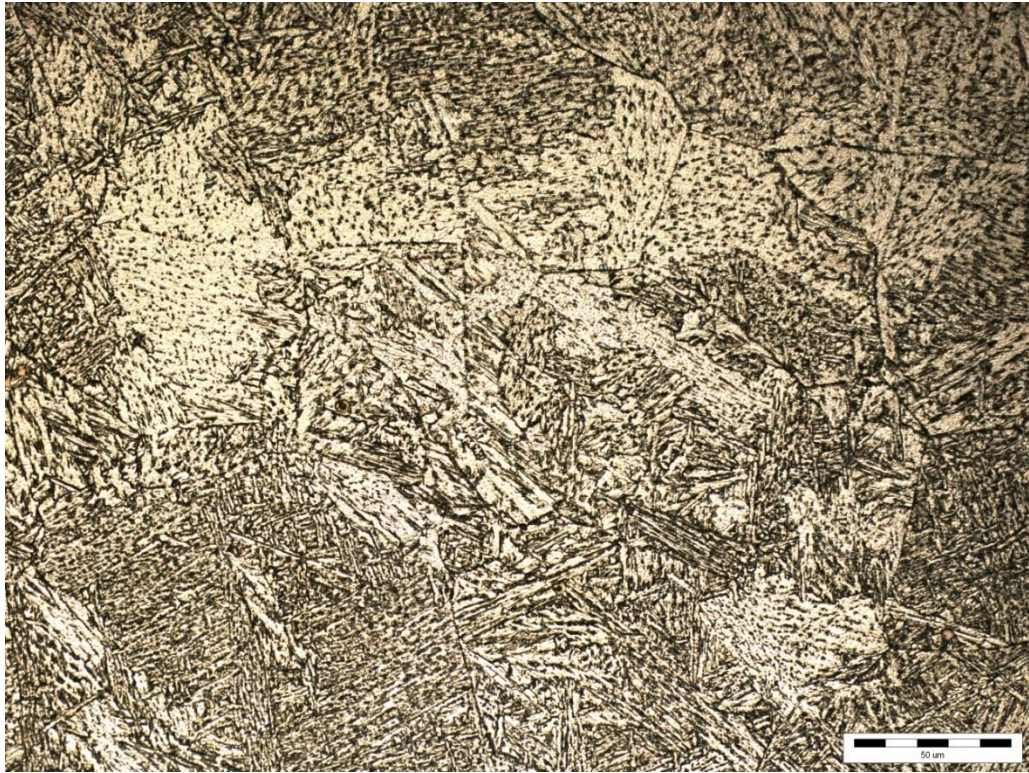
Mikrostruktura svarového kovu druhé sady vzorků, prezentované vzorkem A4, je dokumentována na obr. 29. Mikrostruktura je převážně bainitická, na rozdíl od vzorku B1 bez podstatného obsahu strukturně volného feritu, což odpovídá vyšší pevnosti svarového kovu.

Z hlediska vlivu svařování na základní materiál byly u vzorku A4 zjištěny stejné strukturální změny jako v tepelně ovlivněné vrstvě vzorku B1. Zásadní je vliv v tzv. „přehřáté“ oblasti, tj. podél linie svarového spoje. Na obr. 30 je vidět zóna, kde došlo k růstu a spojování zrn. Mikrostruktura je směsná, martenziticko-bainitická.

K výraznému zjemnění zrna došlo opět v zóně normalizace. Na obr.31 je dokumentována feriticko-perlitická struktura, s rovnoměrnými polyedrickými zrny.



Obrázek 29 Svarový kov



Obrázek 30 Zhrubněné pásmo



Obrázek 31 Zjemněné pásmo

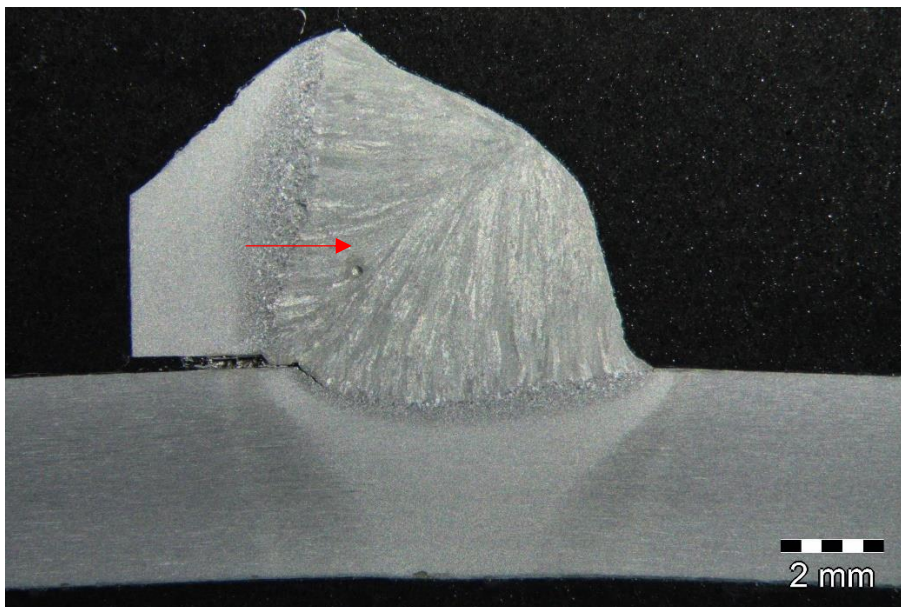
7.3. Vyhodnocení lokálních změn pevnosti

7.3.1. Měření tvrdosti

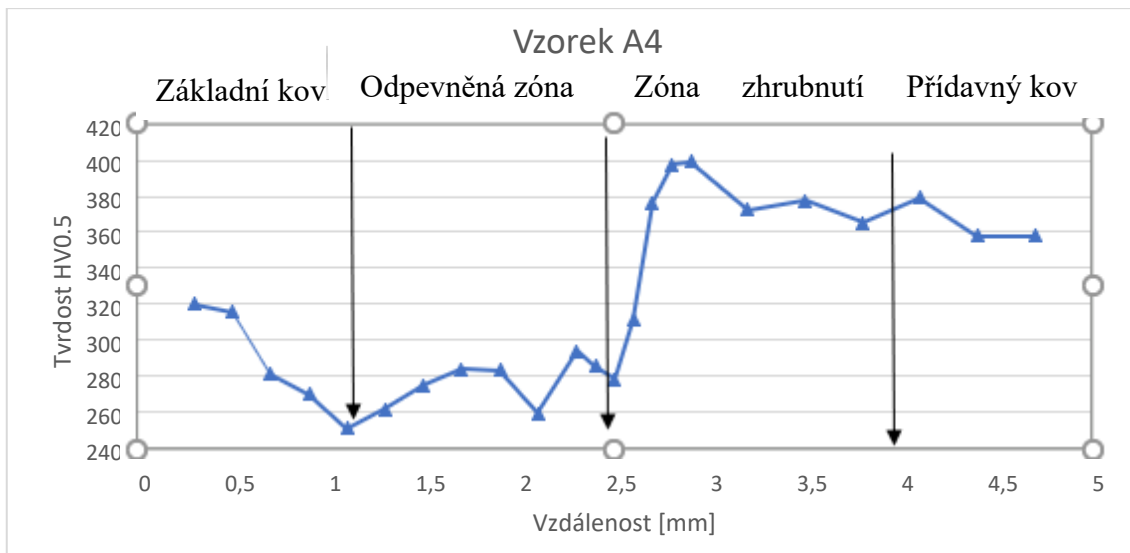
Pro kvantitativní popis vlivu svařování na statickou, a tím i dynamickou pevnost bylo provedeno měření poklesu tvrdosti a indentační zkoušky lokální meze kluzu.

Jak bylo zmíněno výše, pro základní porovnání svaru byly použity dva vzorky, které se lišily přídatným kovem. Skupina vzorků označená jako B měla použitý přídatný kov s menší pevností.

Tvrdost byla měřena dle Vickerse podle normy ČSN 42 0374, HV 0.5 s krokem po 0,3mm. Měření byla provedena v liniích kolmo na svarová rozhraní, v místech kde byl makroskopicky evidován největší dosah tepelně ovlivněných oblastí, tj. v oblastech, kde je předpoklad vyššího teplotní ovlivnění a tím i degradace materiálu. Na obr. 32 a 33 je na makroskopických výbrusech naznačen směr a pozice, kde byla provedena měření. Na grafech 1 a 3 je zobrazena změna tvrdosti na základě pozice v materiálu.



Obrázek 32 Pozice a směr měření tvrdosti u vzorku č.3

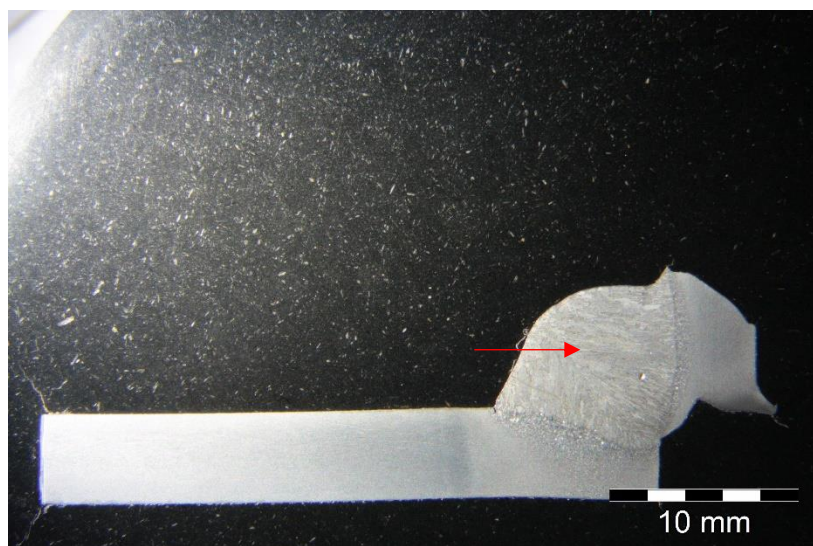


Graf 1 Změna tvrdosti přes svar u vzorku A4

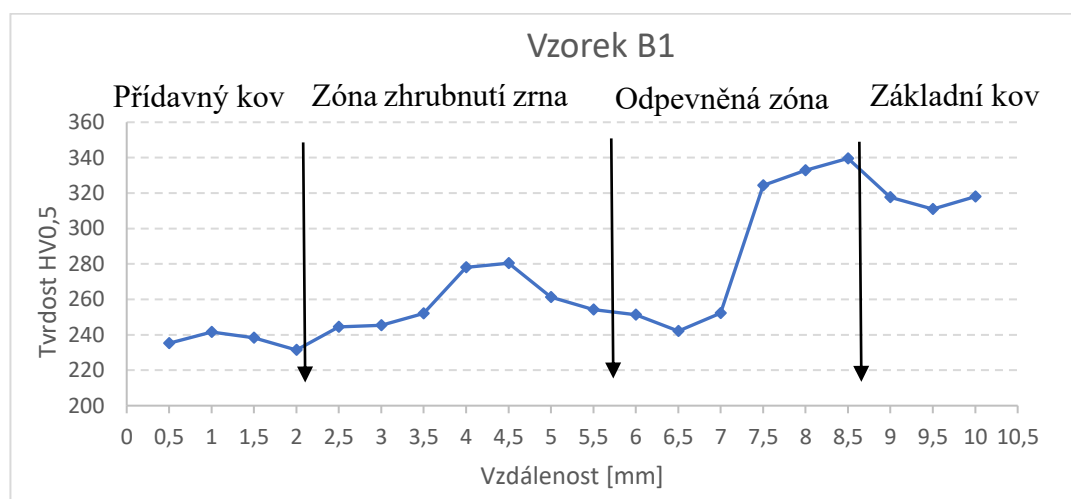
U vzorku A4 ukázalo měření plynulý gradient tvrdosti na svarové linii, na rozdíl od vzorku B1 prezentujícího sérii s nižší pevností.

Tento plynulý gradient byl podle výsledků strukturního rozboru dosažen díky fázové změně materiálu na bainitickou strukturu. Tato fázová změna přesáhla vliv zjištěného zhrubnutí zrna, které má opačný efekt z hlediska pevnosti a tím i tvrdosti.

Obdobně jako kontrastní výsledný efekt vneseného tepla na výchozí tvrdost byla zjištěna v zóně zjemnění zrna. Zpevnění spojené s nárůstem hranic zrn nebylo rozhodující. Finálně došlo k poklesu tvrdosti. Pro tvrdost a tím i pevnost materiálu je tedy rozhodující efekt degradace výchozí pevnosti žíháním při teplotě nižší než teplota fázové změny.



Obrázek 33 Pozice a směr měření tvrdosti u vzorku B1



Graf 2 Změna tvrdosti vzorku B1 přes svar

U vzorku B1, díky nižší tvrdosti svarového kovu, dochází podél linie svaru k navýšení tvrdosti, která je spojená s výše uvedenou fázovou změnou v přehřáté zóně. Naměřené navýšení ale není výrazné. Z hlediska vlivu na výchozí parametry svařované oceli je zásadní pokles tvrdosti v pásmu zjemnění struktury, tj. stejný vliv jako u série „A“, prezentované vzorkem A4.

Souhrnně ze srovnání obou linií tedy vyplývá, že v obou případech představuje rozhodující degradační vliv vyžehání materiálu v pásmu těsně pod překryšalizační teplotou. Dochází k „destrukci“ výchozích procesů zpevnění použitého materiálu. Co se týká rozdílného

přídavného materiálu (sada „A“ vs. „B“), měření tvrdosti ukazuje na poněkud paradoxní vliv. Zvýšení tvrdosti (a tím lze předpokládat i zvýšení únavové odolnosti) přímo podél linie ztavení má pozitivní vliv na plynulost gradientu u varianty s vyšší tvrdostí přídavného materiálu. Vzhledem k rozhodujícímu degradačnímu vlivu (v normalizačním pásmu) to ale není rozhodující. V daném případě může být zásadní plynulost gradientu skrze celou tepelně ovlivněnou oblast, kdy u varianty s vyšší pevností svarového kovu dochází v podstatě ke zvýraznění lokálního poklesu tvrdosti.

Při porovnání tvrdostí u všech tří analyzovaných variant, tj. včetně referenčního vzorku „C“ lze pozorovat možnosti eliminace vlivu zaneseného tepla na změnu struktury materiálu a tím i změnu tvrdosti – viz dále kap.7.3.3.

U obou analyzovaných referenčních vzorků testovaných variant přídavného materiálu (sada „A“ vs. „B“) byly zjištěny iniciace únavových trhlin přímo na rozhraní svarový kov/tepelně ovlivněná oblast. Je evidentní, že dynamická pevnost tedy nebyla limitována zjištěnou degradační vysokopevnostní oceli, ale koncentrací napětí spojenou s geometrií svařenců.

7.3.2. Měření lokální meze kluzu

Princip zkoušky, parametry provedení zkoušek

Pro vyhodnocení rozdílů vlivu vneseného tepla na změnu pevnosti bylo provedeno měření lokální meze kluzu s použitím indentace. Zkouška byla provedena podle normy ISO ČSN 14577-1; mimo uvedený standard byl použit válcový indenter průměru 0,5mm.

Pomocí indentace je možné zjišťovat elastickou, pružně-plastickou i časově závislou silovou odezvu. Lze ji použít i pro měření vlastností heterogenních materiálů a u křehkých materiálu i jejich lomovou houževnatost. Výhoda u indentace je, že nevyžaduje velké množství speciálně upravených vzorků. Zkouška probíhá nepřetržitým monitorováním zatížení a hloubky vtisku. Samotná norma připouští různé geometrie vnikajícího tělesa, zde byla zvolena vnikající kulička z tvrdokovu o průměru 0,3mm při použití maximální vnikající síly 250 N. Během zkoušky je požadována teplotní stabilita ($23\text{ °C} \pm 5^\circ$) do vlhkosti 50 %. Zkušební tělesa před zkouškou musí mít teplotu okolí a zkušební stroj musí mít stabilní pracovní teplotu. Aby nedošlo k významnějšímu zvýšení poddajnosti zkušebního stroje je nutno, aby zkušební těleso bylo pevně podepřeno. Na kontaktní plochy mezi zkušebním tělesem, podporou a držákem zkušebního tělesa nesmí působit žádný vedlejší vliv, který by mohl zvyšovat poddajnost

(snižovat tuhost) podpory zkušební tělesa. Samotný zkušební cyklus musí být řízen buď hloubkou vtisku nebo zatížením. Přístroj měří sílu a dráhu. Z výsledných dat se vypočítá napětí podle vzorce

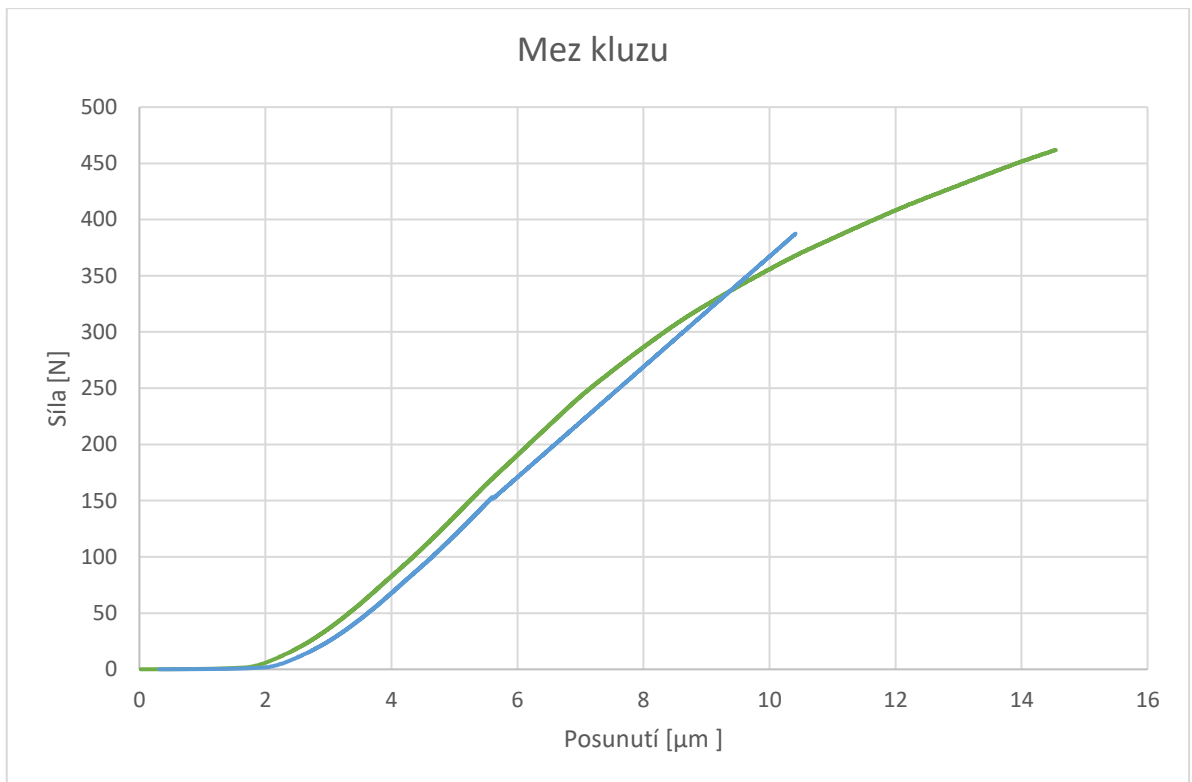
$\sigma = \frac{F}{S}$ z výsledného napětí se podělením pomocí koeficientu 2,57 odhadne mez kluzu.

Koeficient 2,57 vychází z literatury Mechanical behavior of materials, za předpokladu, že tlak p po dosažení meze kluzu je dán vztahem,

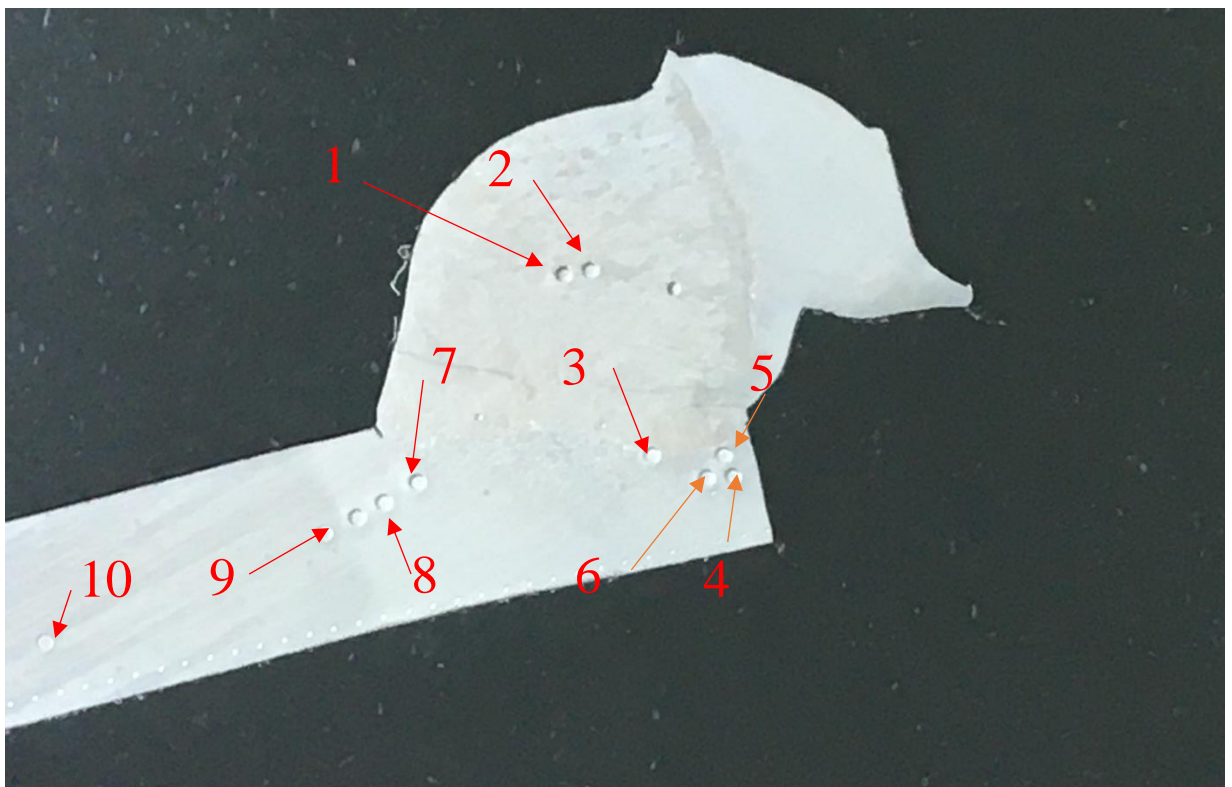
$$\frac{p}{2k} = 1 + \frac{\pi}{2} \cong 2,57 \quad (6)$$

Kde k je parametr, který zohledňuje směr maximálních smykových napětí. Mez kluzu lze odhadnout i grafickou metodou, kdy se u materiálu s nevýraznou mezí kluzu proloží křivkou přímkou, která má shodnou směrnici jako směrnice pružné deformace materiálu a je posunuta o 0,2 % po ose x . Průtnutí této přímky s křivkou zátěžového diagramu určí mez kluzu (graf 4).

Na zkušebním vzorku bylo vybráno celkem deset bodů. Tyto body byly rozmístěny tak, aby pokryly převážně přechodové oblasti tepelně ovlivněné oblasti. Body jedna a dva byly vytvořeny ve svarovém kovu. Tři až devět v TOO se vzrůstající vzdáleností od svaru. Poslední desátý bod byl použit jako referenční v původním materiálu.



Graf 3 Stanovení indentační meze kluzu



Obrázek 34 Pozice bodů indentace vzorku č.A4

Tabulka 6 Výsledky indentace vzorku A4

	Pozice	Napětí [MPa]	Mez kluzu [MPa]
Svarový kov	1	1889	735
	2	1892	736
Přechodové pásmo	3	1818	708
	4	1904	741
	5	1560	607
	6	1536	598
Zjemněné pásmo	7	1136	442
	8	1283	499
	9	1704	663
Základní kov	10	2301	895

U vzorku B1 byla indentace provedena pouze v oblasti přechodu svaru a začátku TOO. Proto bylo provedeno pouze pět měření.

Tabulka 7 Indentace vzorku S1

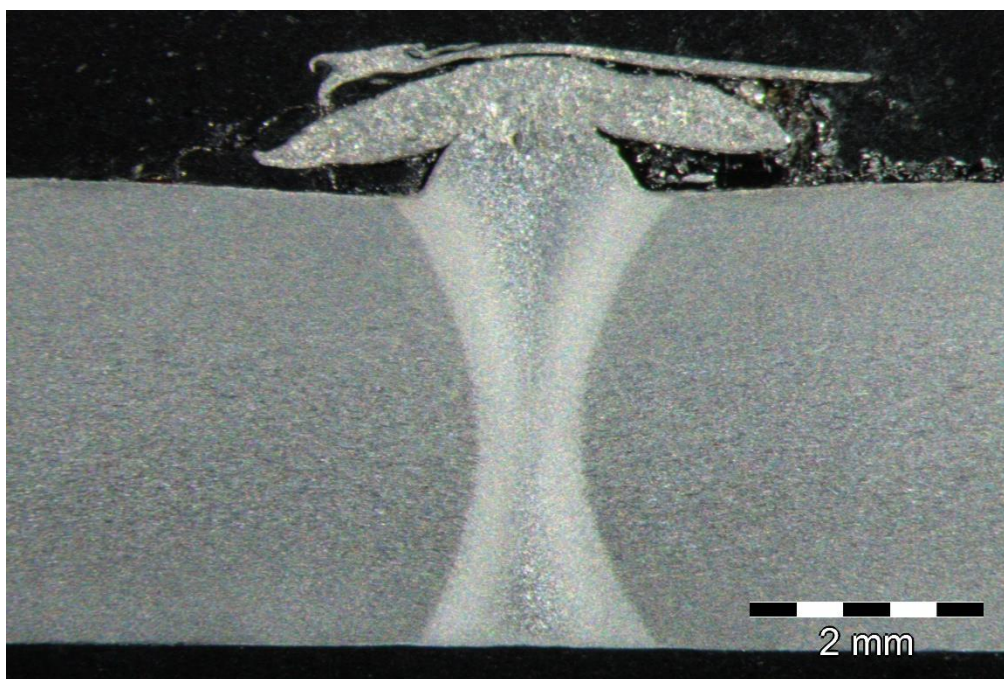
Pozice	Napětí [MPa]	Mez kluzu [MPa]
1	1604,28	624
2	2413,40	939
3	1942,13	756
4	1768,69	688
5	1955,39	761

Ve svarovém kovu vzorku A4, byly naměřeny stabilní hodnoty, tj. použité parametry měření (průměr indentoru, zatížení) „potlačily“ mikroskopickou heterogenitu lité struktury.

Podél linie svaru bylo naměřen pokles hodnot s různou intenzitou – evidentně pod vlivem rozdílů odvodu tepla. Maximální pokles indentační meze kluzu byl zjištěn v pásmu normalizace, tj. ve shodě s výsledky měření tvrdosti, na hodnoty 442MPa, a tedy její snížení o 51 % oproti hodnotě neovlivněného materiálu.

7.3.3. Původní svar

Pro porovnání svaru z profilu a původního svaru při výrobě „jeklového“ profilu byl proveden výbrus na vzorku v místě původního svaru (obr 35). Tento svar vykazuje vysokou kvalitu a malé teplotní ovlivnění.



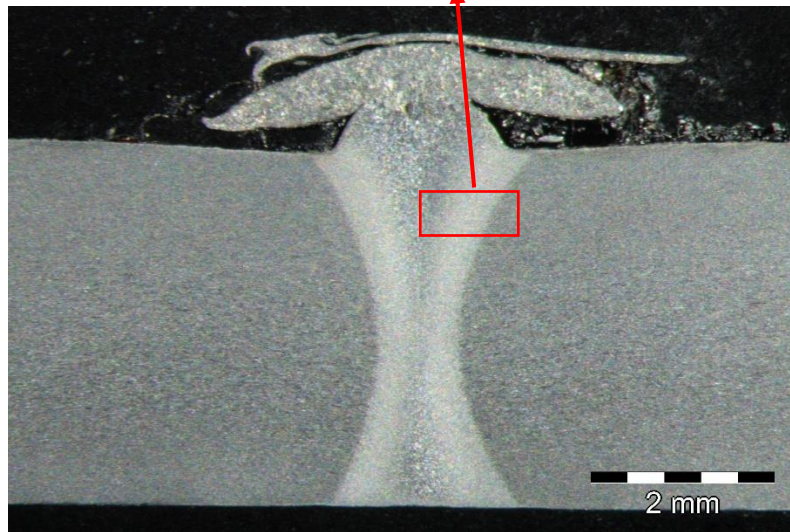
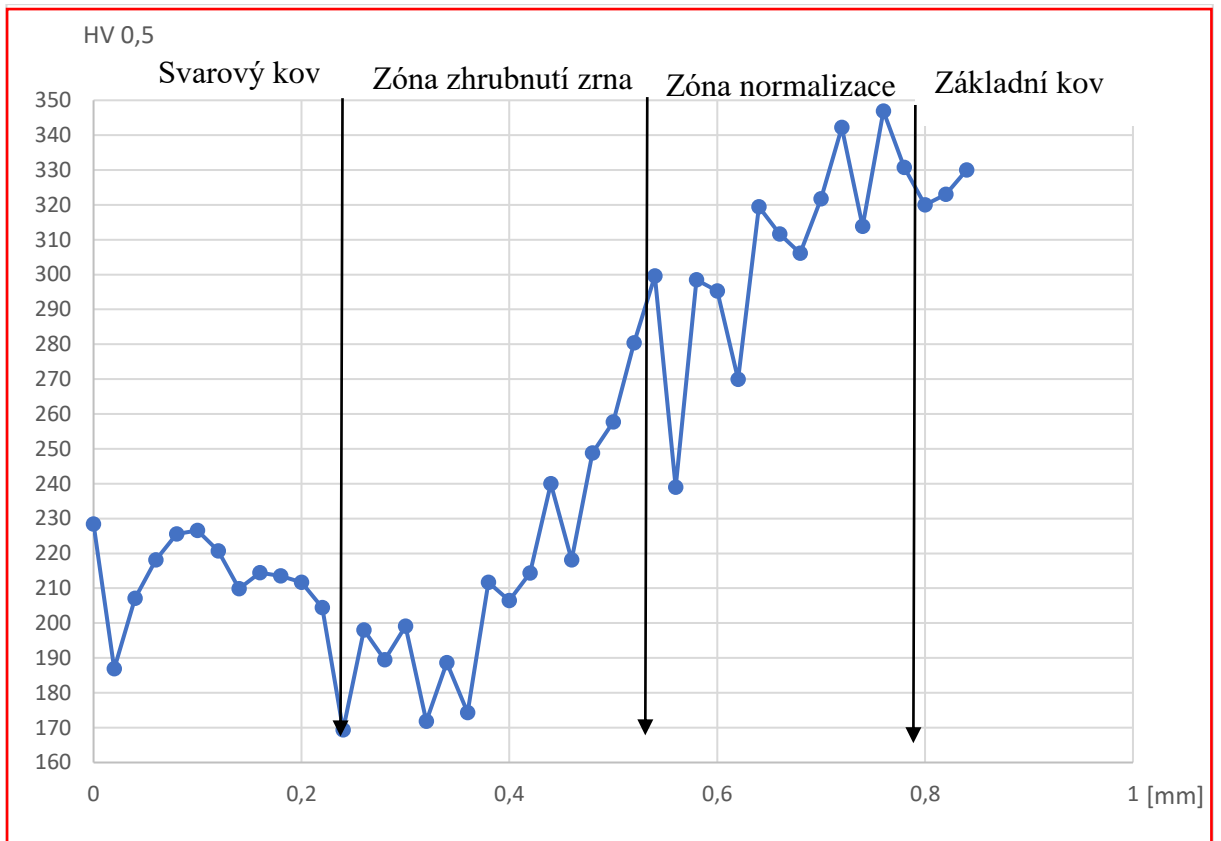
Obrázek 35 Původní svar

Pro zjištění změny tvrdosti v okolí původního svaru byla použita metoda měření tvrdosti podle Vickerse stanovená normou ČSN 42 0374. Měření tvrdosti probíhalo přes základní kov a tepelně ovlivněnou oblast do svarového kovu. Použité parametry měření – přitlačná síla 50 N, výdrž 5 sekund, jednotlivé vtisky vzdáleny 0,02mm.

Tyto hodnoty ukázaly dva rozdíly oproti testovaným variantám svařování (série „A“, „B“):

- (1) Výsledky měření linie tvrdosti dokumentují dosah tepelného vlivu technologie svařování. Použitá metoda svařování ve srovnání s testovanými technologiemi omezila šířku tepelně ovlivněné oblasti. Podle velikosti této oblasti můžeme předpokládat, že svařování bylo provedeno nejspíše laserem.
- (2) V kontrastu s testovanými variantami zde se „podařilo zachovat“ výchozí vliv mechanismů zpevnění použitého vysoko pevného materiálu v kritickém pásmu teplot. Výrazný pokles tvrdosti byl zjištěn přímo ve svarovém kovu.

Změnu tvrdosti přes tepelně ovlivněnou oblast ukazuje graf 1, včetně naznačení místa měření.



Graf 4 Změna tvrdosti přes tepelně ovlivněnou oblast u původního svaru

8. Finální posouzení degradace materiálu vlivem svařování

Z provedených rozborů intenzity degradace a procesů vyplývá, že pro samotnou únavovou pevnost svařenců má rozdílný přídavný kov minimální vliv. Rozhodující degradační efekt svařování je ztráta výchozí pevnosti použitého materiálu v pásmu teplot pod překrystalizační teplotu. Pokles je způsoben degradačními procesy zpevnění z termo-mechanického zpracování. Podobný jev lze pozorovat při popouštění ocelí, které následuje po jejich kalení. Tento jev má rozhodující vliv na snižování mechanických vlastností ocelí typu STRENX a podobných ocelí.

Zásadní otázkou při svařování tohoto druhu ocelí je tedy množství vneseného tepla. Při ručním svařování se mění rychlost svařování a tím i množství vneseného tepla. Protože svary byly svařovány ručně, bylo by vhodné vyhodnotit více vzorků. V daném případě se navíc při iniciaci únavových trhlin projevil především iniciační efekt koncentrace napětí na přechodu do svarového kovu.

Pro přesnější vyhodnocení by bylo nutné jednotlivé výbrusy orientovat přímo do problematických míst, jako náběh svaru, jeho propojení, případně napojení. Vhodným ukazatelem by bylo spojit rychlost svařování s jednotlivými poklesy pevnosti a vneseným teplem. Z lokálních mezí kluzu lze pozorovat i vliv zjemnění zrna, který v této lokální oblasti zvyšuje mez kluzu.

Celkově bylo na základě provedených analýz potvrzeno, že vysokopevnostní oceli typu STRENX mají zaručenou svařitelnost, ale jsou velice citlivé na množství vneseného tepla. Proto je vhodné tyto materiály svařovat pomocí automatů, které dodrží svařovací rychlost, a tím i maximální vnesené teplo. Ve strojírenství je tohoto svařování hojně využíváno, skořepiny karoserií se svařují bodově, laserem. Trendem posledních let je i lepení karoserií.

9. Použitá literatura

- [1] PLUHAŘ, Jaroslav, et al. Fyzikální metalurgie a mezní stavy materiálu: celostátní vysokoškolská učebnice pro strojní a hutní fakulty vysokých škol technických. *Praha: Státní nakladatelství technické literatury*, 1987.
- [2] KOUKAL, Jaroslav a Tomáš ZMYDLENÝ. *Svařování I*. Ostrava: VŠB – Technická univerzita Ostrava, 2005. ISBN isbn80-248-0870-6.
- [3] SSAB [online]. Ostrava-Poruba: SSAB, 2021 [cit. 2021-7-18]. Dostupné z: <https://www.ssab.cz/products/brands/strenx/strenx-product-overview>
- [4] ALLFORPOWER [online]. [cit. 2021-03-22]. Dostupné z: <http://www.allforpower.cz/UserFiles/files/2009/svarovani%20oceli%20vys%20pevnosti.pdf>
- [5] STRENX | GAMA OCEL, spol. s r. o. [online]. HODONÍN: GAMA OCEL, 2020 [cit. 2021-7-18]. Dostupné z: <https://www.gamaocel.cz/>
- [6] SSAB [online]. Stockholm: SSAB Tunnlát AB, 2020 [cit. 2021-7-18]. Dostupné z: <http://www.ssab.com/>
- [7] FYZIKÁLNÍ ZÁKLADY VĚDY O MATERIÁLECH [online]. Brno, 2013 [cit. 2017-05-28]. Dostupné z: <http://www.ped.muni.cz/wphy/fyzvla/>. Masarykova univerzita, Pedagogická Fakulta, Fyzikální oddělení.
- [8] LEINVEBER, Jan a Pavel VÁVRA. *Strojnické tabulky. 4. Úvaly: Albra – pedagogické vydavatelství*, 2008. ISBN 978-80-7361-051-7.
- [9] SCHMIDOVA, Eva. *Mechanické chování materiálu*. In: Portal studijní agentury [online]. Pardubice, 2015 [cit. 2017-05-31]. Dostupné z: <https://portal.upce.cz/portal/studium/moje-studium/studijni-materialy.html>
- [10] STROJÍRENSKÁ TECHNOLOGIE In: *Strojirenství engineering* [online]. Praha, 2007 [cit. 2017-05-31]. Dostupné z: http://www.strojirenstvi.wz.cz/stt/rocnik1/06a_pruznost_pevnost.php
- [11] NOVÝ, František, et al. Fatigue properties of welded Strenx 700 MC HSLA steel after ultrasonic impact treatment application. *Materials Today: Proceedings*, 2020, 32: 174-178.
- [12] HANUS, Petr; ZÍTA, Dušan. Modelování indentace do tvrdých a křehkých materiálů. *Perner's Contacts*, 2020, 15.1.
- [13] BOWMAN, Keith, J.: *Mechanical behavior of materials*. Hoboken, NJ: John Wiley, 2004, xi, 334 p. ISBN 0471241989

- [14] VEVERKA, Jan. Svařování vysocepevných jemnozrnných ocelí. Omnitech spol. s.r.o. - odborné články a informace. Dostupné z: https://www.omnitechweld.cz/cze/clanky/svarovani_vysocepevných_jemnozrnných_oceli2.html/ [cit. 19_03_2019]
- [15] MACEK, Karel a Petr ZUNA. *Strojírenské materiály*. Praha: Vydavatelství ČVUT, 2003. ISBN isbn80-010-2798-8.
- [16] ZRNÍK, J., et al. Příprava ultrajemnozrnných a nanokrystalických kovových materiálů extrémní plastickou deformací a jejich vlastnosti. *Evropská strategie výrobních procesů, červen, 2007*.
- [17] PLUHAŘ, Jaroslav. *Nauka o materiálech*. 1. vyd. Praha: SNTL, 1989, 549 s
- [18] SCHRÖTER, F.; WILLMS, R. *Welding and fatigue in high performance steel*. 2016.
- [19] SHIGLEY, Joseph E a kol., *Konstruování strojních součástí*. 1. vyd. Editor Martin Hartl, Miloš Vlk. Brno: VUTIUM, 2010, 1159 s. ISBN 978-80-214-2629-0.
- [20] KLESNIL, Mirko a Petr LUKÁŠ. *Únava kovových materiálů při mechanickém namáhání*. 1. vyd. Praha: Academia, 1975, 224 s
- [21] KLESNIL, M., LUKÁŠ, P. *Fatigue of metallic materials*. Academia, Praha, 1992. 239s..
- [22] HRUBÝ, Vojtěch, Petr JONŠTA a Arnošt SILBERNAGEL. *Navrhování kovových materiálů pro různé výrobky*. Ostrava: Kovosil, 2008. ISBN 978-80-903694-2-9..