



VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING

ÚSTAV MATERIÁLOVÝCH VĚD A INŽENÝRSTVÍ

INSTITUTE OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

ANALÝZA SVAROVÝCH SPOJŮ PO ÚNAVOVÝCH ZKOUŠKÁCH

ANALYSIS OF WELDED JOINTS AFTER FATIGUE TESTS

BAKALÁŘSKÁ PRÁCE

BACHELOR'S THESIS

AUTOR PRÁCE

AUTHOR

Ondřej Kučera

VEDOUCÍ PRÁCE

SUPERVISOR

Ing. Petr Havlík, Ph.D.

BRNO 2021

Zadání bakalářské práce

Ústav:	Ústav materiálových věd a inženýrství
Student:	Ondřej Kučera
Studijní program:	Aplikované vědy v inženýrství
Studijní obor:	Materiálové inženýrství
Vedoucí práce:	Ing. Petr Havlík, Ph.D.
Akademický rok:	2020/21

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

Analýza svarových spojů po únavových zkouškách

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

Ocelové svarové spoje bývají součástí cyklicky namáhaných konstrukcí. Důležitým faktorem je tedy znalost únavového chování výsledných svarových spojů. Únavové vlastnosti jsou ovlivněny jak strukturou svarového spoje, tak i přítomností vad. Náplní bakalářské práce bude hodnocení integrity a struktury svarových spojů nízkouhlikové oceli po zkouškách únavy.

Cíle bakalářské práce:

V bakalářské práci budou hodnoceny svarové spoje nízkouhlikové oceli po únavových zkouškách. Literární rešerše bude zaměřena na únavové vlastnosti svarových spojů, které závisí na výsledné kvalitě a struktuře svarů. V experimentální části bude provedena strukturní a kvalitativní analýza svarových spojů. Na základě získaných výsledků a místa lomu bude diskutován rozdíl v dosaženém počtu cyklů jednotlivých svarů.

Seznam doporučené literatury:

HRIVŇÁK, I. Zváranie a zvariteľnosť materiálov, STU: Bratislava, 2009, 486 s.

LIPPOLD, J. C. Welding Metallurgy and Weldability, Hoboken, New Jersey: John Wiley & Sons, 2015, 401 s.

JENNEY, C. L. and A. O'BRIEN. Welding handbook. 9th ed. Miami, FL: American Welding Society, 2001, 918 s.

Termín odevzdání bakalářské práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2020/21

V Brně, dne

L. S.

prof. Ing. Ivo Dlouhý, CSc.
ředitel ústavu

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

Abstrakt

Bakalářská práce se zabývá analýzou svarových spojů po únavových zkouškách. V první části, literární rešerši, je rozebrána svařitelnost uhlíkových a nízkolegovaných ocelí společně s vlivem chemického složení na svařitelnost materiálů. Dále jsou v práci popsány oblasti svarového spoje, jejich mikrostruktura a mechanismy, které se v nich uplatňují. V části rešerše, která se věnuje vadám, jsou popsány vady, které se mohou ve svarových spojích vyskytovat, čím jsou způsobeny a jak jim lze předejít. A poslední část literární rešerše se věnuje únavě materiálu, únavě svarových spojů a vlivu vad, svarového kovu a tepelně ovlivněné oblasti na únavu svarových spojů. V experimentální části bakalářské práce je popsán experimentální materiál, postup získání výsledků a jejich zhodnocení.

Abstract

This bachelor thesis deals with analysis of welded joints after fatigue tests . The first part of this thesis, literary research, discusses weldability of carbon steels and low-alloy steels and effect of chemical composition on weldability of materials. Further there are zones of welded joints, their microstructure and mechanisms applied described in this thesis. There are defects occurring in welded joints and their common causes and remedies described in the part of literary research dealing with defects. And the final part of the literary research deals with material fatigue, fatigue of welded joints and effect of defects, fusion zone and heat-affected zone on the fatigue of welded joints. In the experimental part of bachelor thesis there is described experimental material, results obtain process and discussion of results.

Klíčová slova:

Svarový spoj, nízkouhlíková ocel, únava svarového spoje, vady svaru

Keywords:

Welded joint, low carbon steel, fatigue of welded joint, weld defects

Bibliografická citace

KUČERA, Ondřej. *Analýza svarových spojů po únavových zkouškách*. Brno, 2021. Dostupné také z: <https://www.vutbr.cz/studenti/zav-prace/detail/132925>. Bakalářská práce. Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, Ústav materiálových věd a inženýrství. Vedoucí práce Petr Havlík.

Čestné prohlášení

Prohlašuji, že jsem bakalářskou práci na téma Analýza svarových kovů po únavových zkouškách vypracoval samostatně pod vedením Ing. Petra Havlíka, Ph.D. a s použitím odborné literatury a pramenů, jejichž seznam je součástí této práce.

V Brně dne:

Podpis:

Poděkování

Chci poděkovat mému vedoucímu Ing. Petru Havlíkovi, Ph.D. za cenné rady, vedení a trpělivost při zpracování bakalářské práce. Také chci poděkovat přátelům, a především rodičům za podporu během studia.

Obsah

1. Úvod.....	9
2. Cíle práce	10
3. Literární přehled problematiky	11
3.1 Svařitelnost materiálů	11
3.1.1 Vliv chemického složení materiálu na jeho svařitelnost.....	12
3.1.2 Svařitelnost uhlíkových ocelí.....	13
3.1.3 Svařitelnost nízkolegovaných ocelí.....	14
3.2 Oblasti svarového spoje	15
3.2.1 Svarový kov	16
3.2.2 Tepelně ovlivněná oblast.....	17
3.3 Vady svarů a jak jim předejít.....	18
3.3.1 Trhliny.....	18
3.3.1.1 Trhliny za horka	18
3.3.1.2 Trhliny za studena.....	20
3.3.1.3 Lamelární trhliny.....	20
3.3.1.4 Žíhací trhliny.....	21
3.3.2 Dutiny a póry.....	21
3.3.3 Vměstky a nečistoty	21
3.4 Únava materiálů	22
3.5 Únava svarových spojů	28
3.6. Vliv svarového kovu a tepelně ovlivněné oblasti na únavu svaru	29
3.4 Vliv vad na únavu materiálu	29
4. Experimentální část.....	31
4.1 Experimentální materiál	31
4.2 Metodická část experimentu	32
4.3 Výsledky experimentu	34
4.3.1 Vzorek 07.....	34
4.3.2 Vzorek 08.....	36
4.3.3 Vzorek 09.....	38
5. Diskuze výsledků	40
6. Závěry	42
7. Seznam zkratk a symbolů.....	43
8. Seznam použité literatury a pramenů.....	44
9. Přílohy.....	45

1. Úvod

Svařování součástí umožňuje vytvořit nerozebíratelné a z ekonomického hlediska výhodné spojení stejnorodých, ale i různorodých materiálů a má tak všestranné využití. Svarové spoje jsou proto často součástí cyklicky namáhaných konstrukcí. Důležitým faktorem je tedy znalost únavového chování výsledných svarových spojů, aby bylo možné efektivně navrhovat svařované konstrukce bez rizika neočekávaného porušení součástí. Únavové vlastnosti jsou ovlivněny jak strukturou svarového spoje, tak i přítomností vad.

Tato práce se zabývá hodnocením integrity a struktury svarových spojů nízkouhlikové oceli po zkouškách únavy.

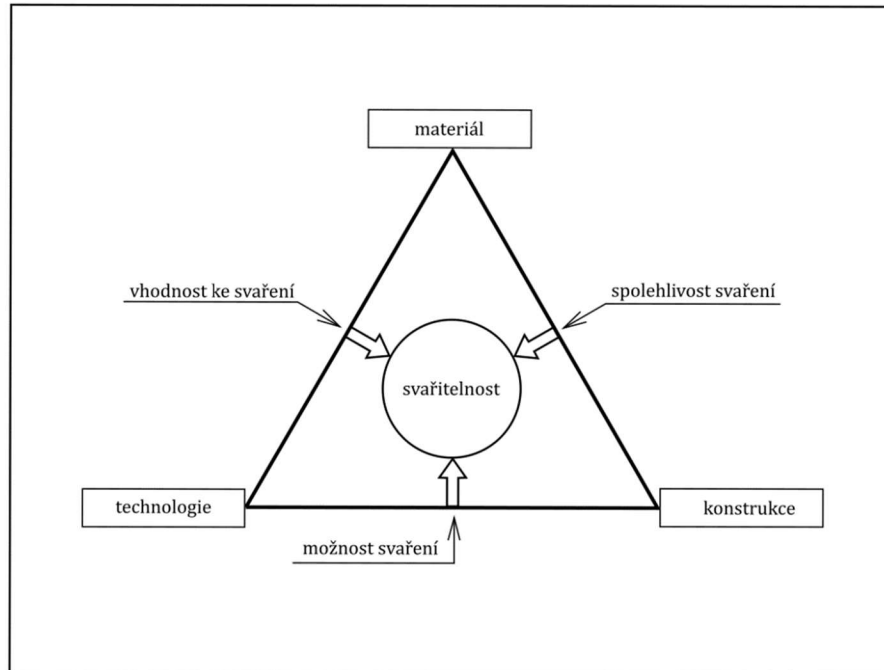
2. Cíle práce

V bakalářské práci budou hodnoceny svarové spoje nízkouhlíkové oceli po únavových zkouškách. Literární rešerše bude zaměřena na únavové vlastnosti svarových spojů, které závisí na výsledné kvalitě a struktuře svarů. V experimentální části bude provedena strukturní a kvalitativní analýza svarových spojů. Na základě získaných výsledků a místa lomu bude diskutován rozdíl v dosaženém počtu cyklů jednotlivých svarů.

3. Literární přehled problematiky

3.1 Svařitelnost materiálů

Svařitelnost materiálů je komplexní vlastnost materiálu. Je ovlivňována celou řadou faktorů, znázorněných na obrázku 3.1 [1,2].



Obr. 3.1 Faktory ovlivňující svařitelnost ocelí [2]

Svařitelnost může být podle obrázku 3.1 rozdělena dle hlediska do tří oblastí.

Materiálová svařitelnost

Představuje vhodnost materiálu ke svaření z hlediska změny vlastností svařovaného materiálu způsobené teplotním cyklem svařování. Zohledňuje např.: chemické složení, mikrostrukturu, oxidační schopnost, náchylnost na vznik trhlin, transformace struktury a další [1].

Technologická svařitelnost

Představuje vhodnost použité metody ke svařování materiálu s ohledem na výsledné vlastnosti svaru. Zahrnuje faktory jako: množství tepla vneseného do svarového spoje, parametry svařování, přístup ke svaru, poloha svaru, přehřev a další [1].

Konstrukční svařitelnost

Představuje vhodnost konstrukčního řešení svarového spoje s ohledem na provozní podmínky svařované konstrukce. Bere v úvahu: počet a umístění svarů na konstrukci, deformace svařence, tloušťka a kumulace svarových spojů a další faktory [1].

Definice svařitelnosti podle ISO - International Organization for Standardization (Mezinárodní organizace pro standardizaci) zní:

„Kovový materiál je považován za svařitelný do určitého stupně při daném způsobu svařování a pro daný účel, pokud svařování odpovídajícím technologickým postupem poskytuje celistvost kovu svařovaným částem tak, aby splňovaly technické požadavky jak na jejich vlastní kvalitu, tak i na jejich vliv na konstrukci, jejíž jsou součástí.“ [3].

3.1.1 Vliv chemického složení materiálu na jeho svařitelnost

Na vlastnosti, a tedy i svařitelnost materiálu má vliv celá řada prvků, z nichž každý výsledné vlastnosti materiálu ovlivňuje jinak a v různé míře. K vyjádření ucelené veličiny vyjadřující vliv všech prvků byl zaveden uhlíkový ekvivalent, pojmenovaný po prvku, který má na vlastnosti materiálu nejmarkantnější vliv [1].

Uhlíkový ekvivalent vyjadřuje vliv legujících prvků na zakalitelnost, což je schopnost materiálu nabýt při kalení vysoké tvrdosti. Čím snáze se ocel zakalí, tím roste možnost vzniku tvrdých křehkých fází (martenzit, dolní bainit) v tepelně ovlivněné oblasti TOO i ve svarovém kovu a tím hůře se ocel svařuje. Proto je tedy uhlíkový ekvivalent C_e ukazatelem svařitelnosti. Čím je hodnota uhlíkového ekvivalentu vyšší, tím je míra svařitelnosti oceli nižší. Ve vyjádření C_e je v některých vztazích kromě přítomných prvků zohledněna i tloušťka svařovaného materiálu [1].

Pro oceli s obsahem uhlíku do 0,22 hm % včetně lze pro stanovení hodnoty uhlíkového ekvivalentu použít vztah:

$$C_e = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr}{5} + \frac{Ni}{15} + \frac{Mo}{4} + \frac{Cu}{13} + \frac{P}{2} + 0,0024s \quad [\text{hm. \%}] \quad (1)$$

kde s je tloušťka materiálu.

Dále je platnost tohoto vztahu omezena obsahem prvků pro Mn=1,6, Cr=1,0, Ni=3,0, V=0,14, Cu = 0,30 [1].

Mezinárodní svářečský institut (IIW) sestavil pro oceli s obsahem uhlíku menším než 0,25 hm% vztah:

$$C_e = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr+Mo+V}{5} + \frac{Ni+C}{15} \quad [\text{hm. \%}] \quad (2)$$

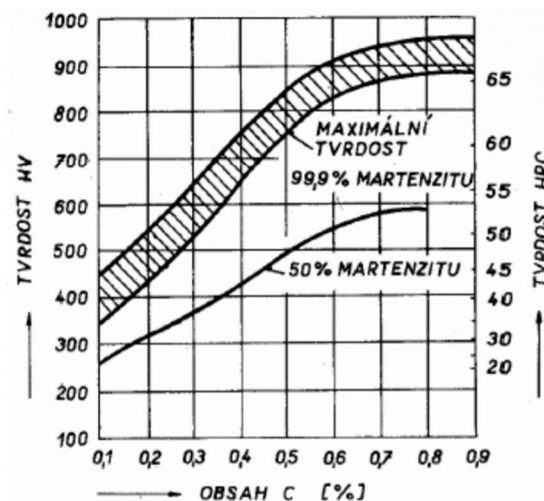
Dále je možné nalézt další vzorce pro stanovení hodnoty C_e sestavené pro určitý okruh materiálů, či pro specifické chemické složení [1].

3.1.2 Svařitelnost uhlíkových ocelí

Prvkem nejvíce ovlivňující svařitelnost a další vlastnosti uhlíkových ocelí je uhlík. S jeho rostoucím obsahem vzrůstají mechanické vlastnosti oceli, jako je pevnost či tvrdost, ale naopak houževnatost nebo tažnost klesají. S rostoucím podílem uhlíku v oceli také roste podíl a tvrdost vzniklého martenzitu ve svarovém spoji. Také se zvyšuje náchylnost oceli ke vzniku prasklin, zejména v tepelně ovlivněné oblasti [1].

Ze závislosti tvrdosti martenzitu na obsahu uhlíku v oceli byla stanovena maximální přípustná hodnota tvrdosti v tepelně ovlivněné oblasti svarového spoje na 350 HV. Ta odpovídá 0,25 hm % obsahu uhlíku v oceli s 50% podílem martenzitu ve struktuře svarového spoje. Závislost tvrdosti martenzitu na obsahu uhlíku je vyjádřena na obrázku 3.2 [1,4].

Z výše popsaných důvodů je obsah uhlíku u ocelí se zaručenou svařitelností omezován na hodnotu $C \leq 0,25$ hm %. Oceli s obsahem uhlíku $C < 0,22$ hm % je možné svařovat bez speciálních podmínek [1,4].



Obr. 3.2 Závislost tvrdosti svarového spoje na obsahu uhlíku v oceli a na procentu martenzitu ve struktuře TOO [1]

Dalšími prvky ovlivňujícími svařitelnost uhlíkových ocelí jsou zejména: křemík, mangan, fosfor, síra, dusík, vodík, hliník, chrom, nikl a měď. Příkladné materiály pro svařování jsou voleny podle požadovaných mechanických vlastností svarového kovu [1].

3.1.3 Svařitelnost nízkolegovaných ocelí

Nízkolegované oceli vykazují vyšší hodnoty meze kluzu a meze pevnosti v porovnání s uhlíkovými oceli, a to za normálních i zvýšených teplot. Hlavními legujícími prvky jsou Mn, Si, Cr, Mo a V, jejichž celkový součet u nízkouhlíkových ocelí nepřekračuje 5 hm % [1,4].

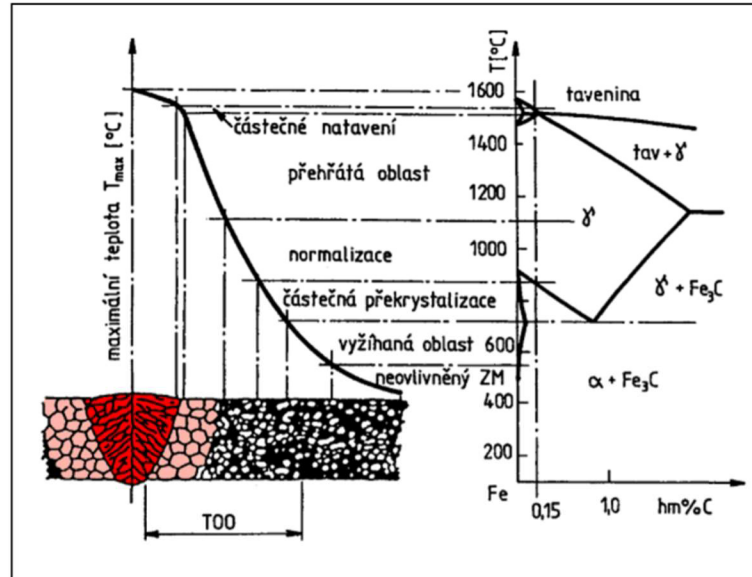
Vysoké hodnoty mechanických vlastností jsou způsobeny:

- Zpevněním tuhého roztoku
- Precipitačním zpevněním
- Dislokačním zpevněním
- Jemnozrnnou strukturou

Zpevnění tuhého roztoku je určeno obsahem C, Mn, a Mo. Precipitačního zpevnění je dosaženo precipitací karbidů chromu, molybdenu, vanadu, karbonitridy vanadu, niobu, titanu a nitridů vanadu. Míra precipitačního zpevnění, tedy i mechanických vlastností a žárpevnosti je úměrná disperzi vytvrzujících částic, která zahrnuje velikost, počet a střední vzdálenost precipitátů [1,4].

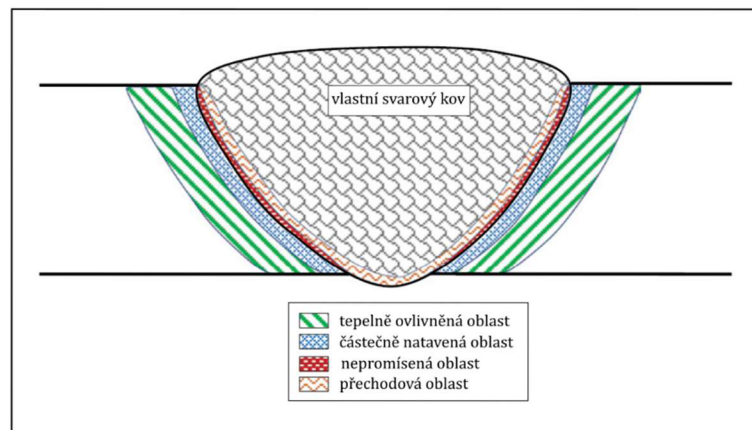
3.2 Oblasti svarového spoje

Vlivem teplotního cyklu dochází ve svarovém spoji k tvorbě různých mikrostruktur, podle kterých může být oblast svaru rozdělena do konkrétních pásem, viz obr. 3.3.



Obr. 3.3 Vliv tepelného cyklu na strukturu svarového spoje [1]

V novější literatuře je možné setkat se i s jiným rozdělením svarového spoje. Například ve Welding Metallurgy and Weldability je oblast svarového spoje rozdělena na části dle obrázku 3.4.



Obr. 3.4 Obecné dělení svarového spoje [3]

3.2.1 Svarový kov

Za oblast svarového kovu je považována ta část svarového spoje, jehož objem ze 100 % tvoří ztuhlá tavenina. Podle použitého přídavného kovu, mohou být svary obecně, a tedy i svarový kov, rozděleny na:

- Autogenní, to jsou ty svarové spoje, u kterých není použit žádný přídavný materiál. Svar tak vzniká pouhým spojením roztaveného základního materiálu svařovaných součástí a jeho následným ztuhnutím. Například svařování laserem, elektronovým svazkem, a také při odporovém svařování a svařování třením.

- Homogenní svarové spoje jsou zhotoveny za použití přídavného materiálu, jehož složení je stejné, nebo velmi podobné jako chemické složení svařovaných součástí. Tento způsob je použit tam, kde kombinace základního a přídavného materiálu umožňuje vytvoření celistvého a kvalitního spoje.

- Heterogenní svarové spoje vznikají svařením dvou odlišných materiálů, použitím přídavného materiálu o rozdílném chemickém složení, než je složení svařovaného materiálu, popřípadě kombinací obou způsobů. Tímto způsobem je možné zlepšit některé vlastnosti základního materiálu, například svařitelnost [3].

Samotný svarový kov je oblast, ve které dochází k tuhnutí taveniny, k nukleaci zárodků a jejich růstu. Kov může krystalizovat několika způsoby (rovinný, dendritický), přičemž záleží na parametrech tuhnutí (rychlost tuhnutí, teplotní gradient, dělicí koeficient, ...) který z nich se uplatní. Vlivem krystalizace dochází ve svarovém kovu k odmíšení přídavných látek. Dále jsou mechanické vlastnosti svarového kovu ovlivněny jeho chemickým složením a mikrostrukturou. Ke svarovému kovu přiléhá také [3]:

Přechodová oblast

Přechodová oblast představuje prostor vyrovnávající rozdíl chemického složení základního materiálu a svarového kovu. Čím je rozdíl v chemickém složení větší, tím je oblast zřetelnější a výraznější je i rozdíl v mikrostruktuře a vlastnostech při porovnání svarového kovu a základního (neovlivněného) materiálu [3].

Nepromísená oblast

Nepromísená oblast teoreticky vzniká u všech třech druhů svarů z důvodu zastavení proudění taveniny a vytvoření její nehybné vrstvy podél hranice svarového kovu. Ovšem

je mnohdy patrná pouze u heterogenních svarů a vzhledem k rozměrům ostatních oblastí svarového spoje je tenká. Na její vznik a výslednou šíři mají vliv rozdíly mezi vlastnostmi základního materiálu a svarového kovu, jako jsou rozdílná viskozita, teplota tání, rozdílné složení, fyzikální vlastnosti atd. [3].

Částečně roztavená oblast

Částečně roztavená oblast představuje přechod od zcela roztavené části svarového spoje k oblasti, která nebyla vlivem teplotního cyklu svařování vůbec natavena. Dochází v ní ke vzniku vrstev taveniny na hranicích zrn. Jedním z mechanismů, kterým k tvorbě takové vrstvy může dojít je segregace atomů, nečistot nebo legur na hranici zrna, což je to pro ně z termodynamického hlediska výhodné. To vede ke změně vlastností materiálu na hranici zrna, k natavení hranice zrna a ke vzniku vrstvy taveniny.

Dalším mechanismem projevujícím se v částečně roztavené oblasti je penetrace hranic zrn. Nečistoty a různá eutektika, která se nachází ve struktuře, mohou mít nižší teplotu tání než okolní materiál a mohou tak vytvořit oblasti vyplněné taveninou. Vlivem vysoké teploty, pak dochází k růstu zrn, a tedy i k posouvání jejich hranic. Pokud posouvající se hranice narazí na oblast vyplněnou taveninou, smáčivost taveniny zapříčiní její penetraci na hranici zrna [3].

3.2.2 Tepelně ovlivněná oblast

Tepelně ovlivněná oblast může být popsána pomocí několika pásem, viz obr. 3.3.

U uhlíkových ocelí dochází v teplotním intervalu $A_{c1} - A_{c3}$ (A_{cm}) k transformaci železa alfa (Fe_{α}) na železo gama (Fe_{γ}). Podeutektoidní oceli jsou tvořeny feritem a perlitem, nadeutektoidní pak perlitem a sekundárním cementitem. Při teplotě A_{c1} v perlitickém feritu nukleují zárodky austenitu a pohlcují okolní lamely feritu a cementitu. Při zvyšování teploty nad A_{c1} se v austenitu začíná rozpouštět i ferit (resp. sekundární cementit). Tato transformace je závislá na rychlosti difuze a tím pádem potřebuje k dokončení určitý čas. V závislosti na rychlosti ochlazování tak může vznikat struktura martenzitická, bainitická, feriticko-perlitická, nebo struktura smíšená [8, 9].

V pásmu částečné překrytosti tato přeměna neproběhne v celém objemu. Dále v něm můžeme očekávat snížení mechanických vlastností z důvodu vysokého stupně popuštění a rekrytalizace. V pásmu normalizace pak probíhá úplná přeměna Fe_{α} na Fe_{γ}

a v pásmu přehřátí dochází i ke zhrubnutí austenitického zrna což má vliv na zhoršení plasticity pásma, rychlost kinetiky rozpadu austenitu a napomáhá tak vzniku Widmanstättenovy struktury, náchylnost pásma ke vzniku likvačních, studených nebo žíhacích trhlin a podobně [1, 8, 9].

V pásmu přehřátí se tak uplatňují dva mechanismy, transformační zpevnění a zhrubnutí zrna, z nichž transformační pevnění má na výsledné vlastnosti tohoto pásma hlavní vliv. V tepelně ovlivněné oblasti dochází také ke změně mechanických vlastností vlivem precipitace částic [1].

Rozdíl mezi TOO uhlíkové a nízkolegované oceli je v druhu precipitátů. V uhlíkových ocelích precipitují nitridy. Při rychlém ochlazení vznikne přesycený tuhý roztok dusíku v Fe_α . Dusík pak precipituje na dislokace a tvoří s železem nitridy $Fe_{16}N_2$. Tento děj je nazýván stárnutí oceli. V nízkolegovaných ocelích při stárnutí precipitují také karbidy a karbonitridy legujících prvků. Karbonitridy vážou volný dusík a zabraňují tak stárnutí oceli [1].

3.3 Vady svarů a jak jim předejít

Vady svarů se dělí podle tvaru na bodové, plošné a prostorové a podle polohy na povrchové a vnitřní.

3.3.1 Trhliny

Trhliny jsou necelistvosti lomového typu, které se vyznačují ostrými hranami a vysokým poměrem délky a šířky ku vzdálenosti od místa iniciace. Trhliny jsou nejnebezpečnějším druhem vad svarových spojů, jelikož působí jako koncentrátoři napětí a kvůli jejich možnosti snadného šíření za působení napětí.

Trhliny mohou být rozděleny na několik typů, přičemž konečná trhlinka nemusí být pouze určitého typu, ale například trhlinka za horka se v průběhu času může šířit jako studená trhlinka [3].

3.3.1.1 Trhliny za horka

Trhliny za horka obvykle vznikají při svařování v rozsahu teplot mezi likvidem a solidem, ale mohou vznikat i při teplotách pod solidem [1].

Z hlediska mechanismu vzniku je možné je rozdělit na tři druhy:

- Krystalizační trhliny

Ke vzniku krystalizačních trhlín dochází při tuhnutí (krystalizaci) svarového kovu v teplotním intervalu okolo teploty solidu. Při teplotě nad solidem tvoří strukturu svarového kovu dendrity obklopené taveninou. Během deformace materiálu při chladnutí se dendrity natáčí a zaklíňují do sebe, čímž je snižována schopnost materiálu se deformovat, a pokud tavenina nestačí zaplňovat vznikající mezery mezi dendrity, dochází ke vzniku krystalizačních trhlín [1].

Při teplotách pod solidem je vznik krystalizačních trhlín závislý na pevnosti kovu. Pokud je pevnost materiálu při vysokých teplotách (těsně pod teplotou solidu) příliš nízká a materiál není schopen přenést zátěž vzniklé deformací materiálu při tuhnutí, dochází ke vzniku krystalizačních trhlín.

Krystalizační trhliny vznikají nejčastěji v částech svarového kovu, které tuhnou jako poslední [1].

- Likvační trhliny

Likvační trhliny mohou vznikat jak v tepelně ovlivněné oblasti, tak ve svarovém kovu, jako důsledek likvačních procesů [1].

Vznik likvačních trhlín je zapříčiněn vyšším obsahem síry, fosforu, bóru, titanu, niobu a křemíku, který vede ke vzniku eutektik s nízkou teplotou tání. V kompletně ztuhlém kovu se tedy mohou nacházet místa vyplněná taveninou, která penetruje na hranice zrn a snižuje jejich pevnost. V kombinaci s napětím vzniklým vlivem deformace při chladnutí to vede ke vzniku likvačních trhlín [1].

- Polygonizační trhliny

Příčinou vzniku polygonizačních trhlín je vytváření dislokačních sítí při teplotě cca 1000 °C, které omezují pohyb dislokací a tím zhoršují plastické vlastnosti materiálu. Pokud deformace svaru překročí hodnotu, kterou již materiál není schopen kompenzovat plastickou deformací, dochází k tvorbě polygonizačních trhlín [1].

Vzniku trhlin za horka lze předejít například snížením měrného příkonu svařování, čímž se sníží množství natavené fáze, míra segregace a růst zrna, použitím přídavných materiálů o vysoké čistotě, omezením deformací a napětí nebo předehevem [1].

3.3.1.2 Trhliny za studena

Příčinou vzniku trhlin za studena je působení tří faktorů: přítomnost vodíku ve svaru, struktura svaru citlivá na přítomnost vodíku a přítomnost tahových napětí. Trhliny za studena mohou vznikat jak ve svarovém kovu, tak i v tepelně ovlivněné oblasti [1].

Zdrojem vodíku může být atmosférická vlhkost, vlhkost z obalu elektrod, korozní produkty nebo barvy.

Vodík, který je ve svarovém kovu rozpuštěn v jednoatomární formě, se začíná za teplot okolo 200 °C slučovat do dvouatomární formy H₂. K této reakci dochází na okrajích vměstků, pórů, dislokací a v okolí dalších mřížkových poruch a je doprovázena vznikem velkých tlakových napětí, která vedou ke vzniku trhliny.

Nejcitlivější struktury na vznik trhlin za studena jsou martenzit a dolní bainit, méně pak horní bainit, a ještě méně struktury feriticko-perlitické a feriticko-bainitické.

Trhlinám za studena je možné předejít například: sušením přídavných materiálů, předehevem, dohřevem, použitím vyššího měrného příkonu při svařování a podobně [1].

3.3.1.3 Lamelární trhliny

Lamelární trhliny vznikají v základním materiálu i v tepelně ovlivněné oblasti vlivem namáhání ve směru tloušťky materiálu. Vznikají převážně ve válcovaných materiálech v oblastech s výraznou řádkovitostí vměstků nebo v oblasti již vzniklých trhlin.

Na vznik lamelárních trhlin má vliv také přítomnost velkého počtu rozválcovaných vměstků, obsah difuzního vodíku, způsob svařování, parametry svařování, tahové napětí ve směru tloušťky materiálu ve svaru a další.

Opatření proti vzniku lamelárních trhlin zahrnují: čistotu svařovaného a přídavného materiálu, nižší obsah vodíku, vhodnější konstrukci svaru, která lépe přesměruje tahová napětí a další [1].

3.3.1.4 Žíhací trhliny

Ke vzniku žíhacích trhlin dochází v průběhu tepelného zpracování svarových spojů, eventuálně během vícevrstevného svařování a mohou vznikat v průběhu ohřevu na žíhací teploty, při teplotách žíhání nebo pod již ztuhými housenkami nízkolegovaných ocelí.

Při ohřevu vniká v materiálu termální napětí vlivem rychlého ohřevu, které v kombinaci s dalšími napětími v materiálu může vést ke vzniku nízkoteplotních žíhacích trhlin [1].

Za vysokých teplot mohou vznikat žíhací trhliny v oblastech se zhrublým zrnem tvrdých struktur, jako je martenzit nebo bainit. Snížení plasticity způsobené substitučním, dislokačním nebo precipitačním zpevněním vede k iniciaci vysokoteplotních žíhacích trhlin. Zabránit vzniku žíhacích trhlin lze úpravou postupu tepelného zpracování, zejména zvýšením doby ohřevu a ochlazování svařované konstrukce [1].

3.3.2 Dutiny a póry

Dutiny a póry jsou vady objemového charakteru s kulovitým nebo elipsoidním tvarem. Jsou vyplněny plynem zachyceným v tuhoucím svarovém kovu. Příčinou vzniku jsou například: nadměrná vlhkost obalu elektrod nebo povrchu svařovaného materiálu, vysoká rychlost tuhnutí, nebo nevhodné svařovací parametry. Vzniku dutin a pórů se dá předejít dostatečným vysušením elektrod, předehřevem nebo svařováním při nastavení vhodných svařovacích parametrů [5].

3.3.3 Vměstky a nečistoty

Vměstky jsou pevné inkluze různého původu zachycené ve svarovém kovu.

Jedním typem vměstků, vyskytujícím se ve svarovém kovu mohou být vměstky wolframu. Ty se do struktury materiálu mohou dostat během svařování a příčinou jejich vzniku je ponoření wolframové elektrody do svarové lázně, dotyk elektrody se základním materiálem nebo příliš vysoký svařovací proud, který způsobuje tavení elektrody.

Dále se ve svaru mohou nacházet vměstky oxidické způsobené zachycením oxidů z povrchu svařovaného materiálu ve svarovém kovu, inkluze tavidla z obalů elektrod nebo struskové vměstky zapříčiněné nedostatečným očištěním svaru při vícevrstevném svařování nebo zaplavením strusky před elektrickým obloukem a jejím obtížným vyplouváním.

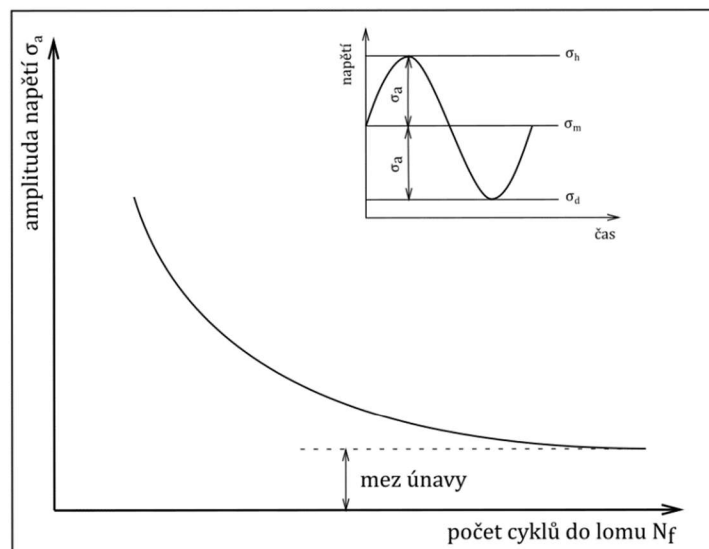
Jako opatření proti vzniku vměstků ve svarovém kovu lze použít větší elektrodu a vyhnout se kontaktu elektrody se svařovaným materiálem v případě inkluzí wolframu a použít dostatečnou ochrannou atmosféru v případě oxidických vměstků.

Dále se ve svarovém spoji mohou nacházet další vady jako: studené spoje, neprůvary, zápaly nebo vady geometrie jako třeba přesazení a další [5].

3.4 Únava materiálu

Únava materiálu je proces změn strukturního stavu materiálu a jeho vlastností vyvolaných cyklickým zatěžováním, přičemž nejvyšší napětí je menší než mez pevnosti R_m a ve většině případů i menší než mez kluzu R_e . V důsledku toho dochází v materiálu k hromadění poškození, které se v závěru projeví růstem makroskopické trhliny a únavovým lomem [6].

Prvním, kdo systematicky experimentálně zkoumal únavu kovů, byl v letech 1852 – 1870 August Wöhler. Dodnes zůstává Wöhlerova křivka jednou ze základních charakteristik. Ta vyjadřuje závislost amplitudy napětí σ_a na počtu cyklů do lomu N_f , viz obr. 3.5.



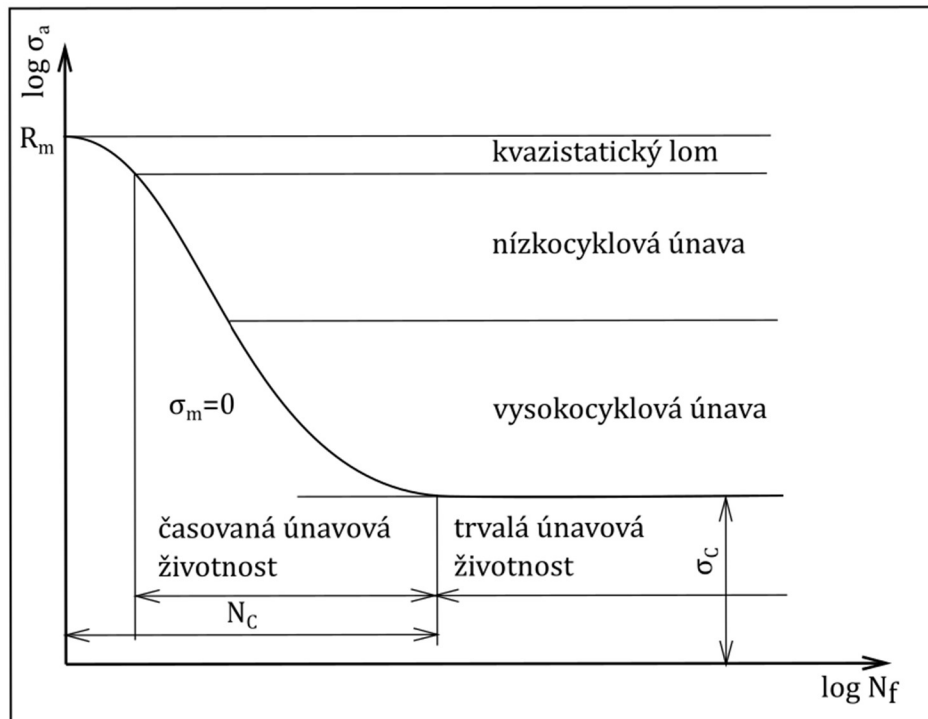
Obr 3.5 Wöhlerova křivka [6]

Existuje napětí o takové amplitudě, při jehož působení nedojde k lomu ani po velkém počtu cyklů. Taková amplituda se nazývá mez únavy σ_c [6].

Existence únavy materiálů je podmíněna a určena cyklickou plastickou deformací. Jednosměrná, neopakující se deformace nízkého řádu (10^{-5}) nezpůsobuje ve struktuře

materiálu ani v jeho vlastnostech žádné významnější změny. Těch je dosaženo až mnohonásobným opakováním plastické deformace, které, na rozdíl od deformace elastické, vede až k poškození součásti a končí únavovým lomem [6].

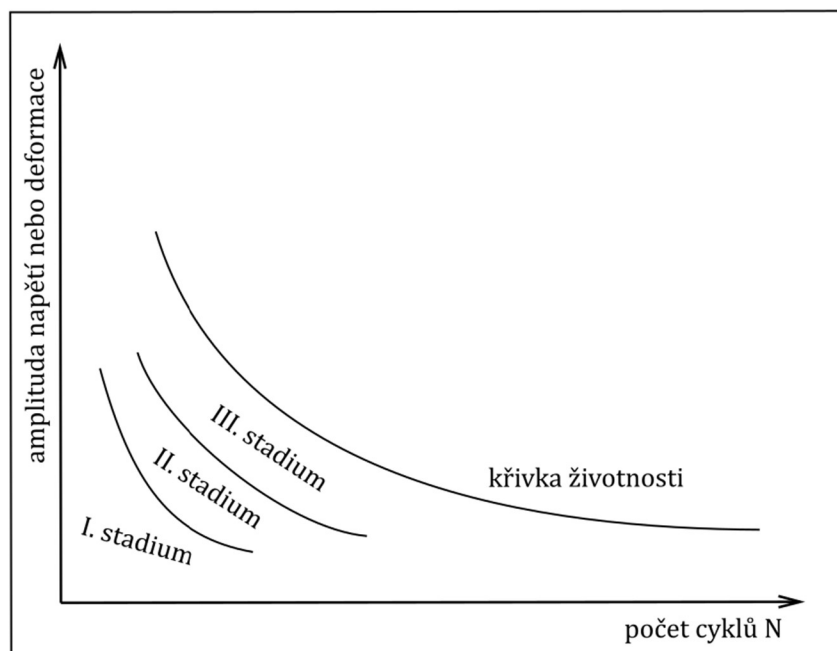
V souvislosti s počtem cyklů je ustálené dělení únavy na únavu vysokocyklovou s počtem cyklu do lomu v řádu 10^5 a více a na únavu nízkocyklovou s počtem cyklů do lomu v řádu 10^4 a méně, viz obr. 3.6 [6].



Obr. 3.6 Graf dělení únavy podle počtu cyklů [6]

Dále lze únavový děj z hlediska nevratných procesů způsobených cyklickou plastickou deformací rozdělit do tří stádií, jejichž průběhy se částečně překrývají [6].

Neexistuje přesně stanovená hranice mezi jednotlivými stadii. Je tedy jen na domluvě, do jaké délky trhliny budeme uvažovat stadium vzniku a od jaké délky trhliny budeme hovořit o stadiu šíření trhliny. Pevně definovanou hranicí je křivka životnosti, která zároveň představuje konec třetího stadia. Jednotlivá stadia únavového děje jsou znázorněna na obrázku 3.7 [6].

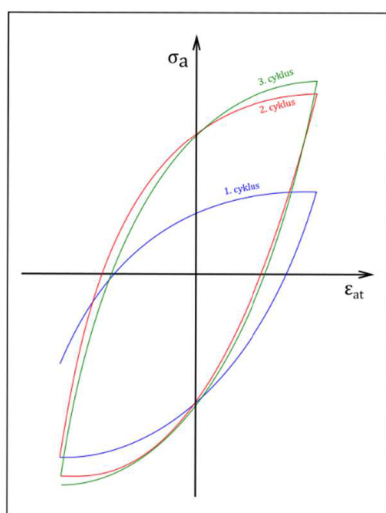


Obr. 3.7 Schéma únavového děje [6]

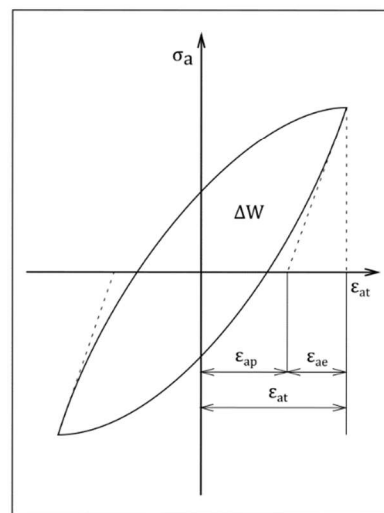
Stadium změn mechanických vlastností.

Toto stadium obsahuje změny hustoty a konfigurace poruch krystalové mřížky, což vede ke změnám mechanických vlastností. Tyto změny probíhají v celém objemu materiálu a mají z pravidla sytící povahu, což znamená, že jsou výrazné pouze ze začátku cyklického zatěžování. Materiál se tak dostává do ustáleného neboli saturovaného stavu. S přibývajícím počtem cyklů velikost změny rychle klesá a materiál tak nabývá saturovaného stavu po malém počtu cyklů ve srovnání s celkovým počtem cyklů do lomu. Změny mechanických vlastností vedoucí k saturovanému stavu materiálu se projevují zvýšením, nebo snížením odporu materiálu proti plastické deformaci. Takzvané zpevňující, nebo změkčující procesy lze pozorovat na hysterezní smyčce, která znázorňuje průběh závislosti amplitudy napětí σ_a na amplitudě celkové deformace ε_{at} [6].

Po uplynutí potřebného počtu cyklů k ukončení cyklického změkčení či zpevnění a dosažení saturovaného stavu materiálu se tvar hysterezní smyčky ustálí. Obsah plochy ustálené hysterezní smyčky je roven součtu energie plastické deformace přeměněné za jeden cyklus na teplo a energie spotřebované na přesun dislokací a start Frank-Readových zdrojů (viz obr. 3.9). Celková energie do lomu je dána součtem ploch všech hysterezních smyček. Různým amplitudám napětí odpovídají různé hysterezní smyčky, (viz obr. 3.8) [6].

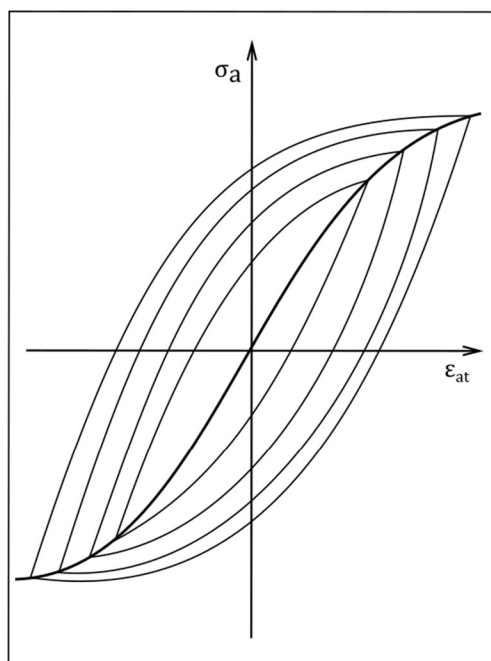


Obr. 3.8 Hysterezní smyčky [6]



Obr. 3.9 Hysterezní smyčka [6]

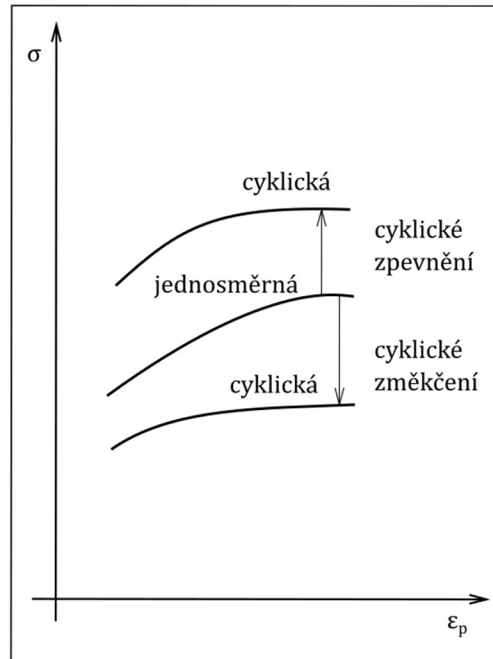
Další důležitou materiálovou charakteristikou je cyklická deformační křivka, která popisuje chování daného materiálu v saturovaném stavu. Pro daný materiál je možné ji získat proložení vrcholů saturovaných hysterezních smyček pro různé amplitudy napětí (viz obr. 3.10). Tato metoda se používala v historii, v současné době se deformační křivka určuje v oblasti nízkocyklové únavy [6].



Obr. 3.10 Cyklická deformační křivka [6]

Porovnáním cyklické deformační křivky s tahovým diagramem, tedy jednosměrnou deformační křivkou, je možné odhadnout cyklickou deformační odezvu materiálu. Pokud leží cyklická křivka nad jednosměrnou, materiál cyklicky zpevňuje, jeho odpor proti

vzniku plastické deformace roste. Leží-li cyklická křivka pod jednosměrnou, je tomu přesně naopak [6].



Obr. 3.11 Srovnání jednosměrných a cyklických křivek napětí-deformace [6]

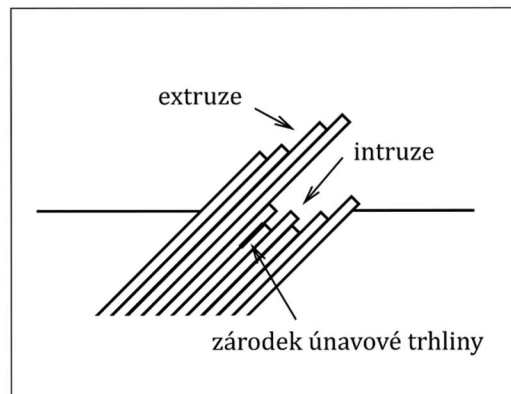
Stadium vzniku únavových trhlin.

Únavové trhliny vznikají v místech koncentrace cyklické plastické deformace, která se u homogenních materiálů nachází převážně na povrchu součásti. Původně byl tento jev vysvětlován existencí mikrokoncentrátorů napětí na povrchu. Nebo přítomností gradientu napětí s maximem na povrchu součásti při zatěžování ohybem či krutem. K únavovým lomům však dochází i na hladkých, leštěných součástech bez mikrokoncentrátorů napětí a také při homogenním zatěžování tahem či tlakem. Z toho vyplývá, že kromě již uvedených příčin, se na nukleaci únavových trhlin musí podílet i příčiny jiné [6].

Fraktografické pozorování ukázalo, že ke vzniku únavových trhlin dochází nejčastěji ve třech místech:

- V perzistentních skluzových pásmech
- Na hranicích zrn – především za zvýšených teplot a při namáhání napětím o vysoké amplitudě
- Na rozhraních mezi inkluzemi a matricí

Nejčastějším místem iniciace únavových trhlin jsou skluzová pásma, která vznikají vlivem tvorby nových dislokací, jejichž hodnota se v těchto pásmech zvyšuje o dva až tři řády. Skluzová pásma jsou oproti ose namáhání skloněna o 45° . Napětí působící v těchto pásmech vede ke vzájemnému posunu sousedních rovin, tzv. kartový skluz (viz obr. 3.12) a tím k vytvoření reliéfu na povrchu součásti. Části vystupující nad povrch součásti se nazývají extruze a části sestupující pod povrch intruze. Intruze působí jako koncentrátoři napětí a jsou to zároveň zárodky mikrotrhlin [6].



Obr. 3.12 Kartový skluz v perzistentním skluzovém pásmu [6]

Stadium šíření únavových trhlin.

Stejně jako stadium vzniku únavových trhlin je i tato část únavového děje spjata s úzkou částí celkového objemu materiálu [6].

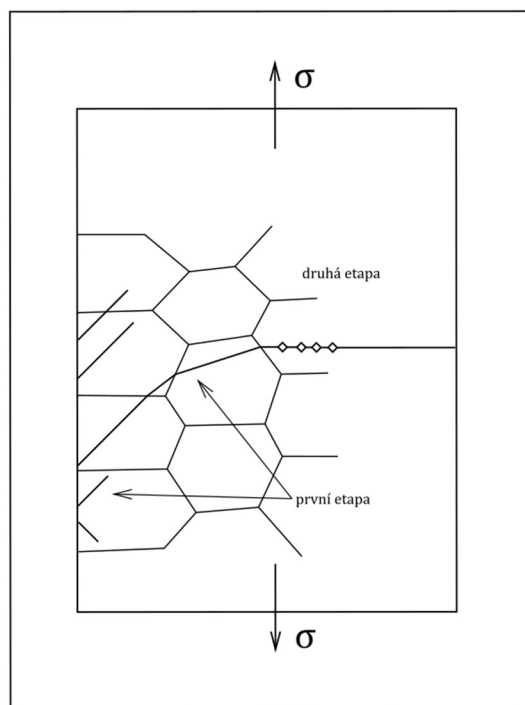
Stádium šíření únavových trhlin lze rozdělit do tří etap:

- Šíření krátkých trhlin
- Šíření dlouhých trhlin
- Únavový lom

Příčemž definice rozhraní mezi krátkou a dlouhou trhlinou je problematické. Stadia šíření únavových trhlin jsou znázorněna na obrázku 3.13 [6].

V první etapě v etapě šíření krátkých trhlin se trhliny krátkých délek působením cyklického namáhání navzájem propojují a šíří ve směru aktivních skluzových rovin mřížky v rovině maximálních smykových napětí. Tedy při jednoosé napjatosti pod úhlem 45° ke směru normálového napětí. Základní princip šíření trhliny je založený na kumulaci plastické deformace na špici trhliny. Trhlina se při opakujících se cyklech vlivem napětí rozšiřuje, čímž dochází k otupení špice a posunu trhliny směrem dopředu. V druhé polovině cyklu, při působení opačného napětí dochází ke stlačení trhliny a jako

pozůstatek po plastické deformaci zůstává na lomové ploše žlábek kolmý ke směru šíření trhliny. Jeden žlábek se vždy vytvoří během jednoho cyklu, ovšem ne každý cyklus zatěžování vede ke vzniku žlábků. Žlábkování je většinou pozorovatelné až ve druhé etapě, kdy je rychlost šíření trhliny vyšší a žlábků jsou tak dál od sebe. Se zvyšujícím se počtem cyklů se trhliny začnou od původního směru šíření odchylovat a začnou se šířit ve směru kolmém na směr působení normálového napětí. Tento přechod se často označuje jako přechod z krystalografického šíření trhliny do nekrystalografického šíření. V druhé etapě, kdy dochází k šíření dlouhých trhlin, se většinou šíří již jen jedna trhlina, často nazývaná jako magistrální a její šíření končí únavovým lomem [6].



Obr. 3.13 Stadia šíření únavových trhlin [6]

3.5 Únava svarových spojů

Únava je jednou z nejčastějších příčin porušení, co se svarových spojů týče. Až na speciální případy totiž představují všechny svary oblasti, ve kterých se hromadí napětí. V každém běžném svarovém spoji se také nachází celá řada vad lokalizovaných v oblastech s největším koncentrací napětí. Jak už bylo rozebráno v předchozí kapitole, únavový děj může být dělen do několika stádií. Stadium iniciace únavové trhliny, které běžně může trvat až polovinu únavové životnosti, je však u svarových spojů eliminováno přítomností ostrých vad, na kterých může vzniknout únavová trhlina již po několika málo

cyklech a únavová životnost tak u svarových spojů závisí zpravidla na stádiu šíření únavové trhliny [3,5].

Rychlost šíření trhliny může být spočítána podle vztahu:

$$\frac{dl}{dN} = A * K_a^\beta \quad [\text{mm/cyklus}] \quad (3)$$

Kde dl/dN je přírůstek délky trhliny (dl) za každý cyklus (dN), A a β jsou materiálové parametry a K_a je faktor intenzity napětí [6].

3.6. Vliv svarového kovu a tepelně ovlivněné oblasti na únavu svaru

Kromě chemického složení mají na vlastnosti svarového kovu vliv taky způsob krystalizace, segregace a přítomnost vměstků, precipitace, velikost zrna, další fázové přeměny apod. Zmíněné faktory způsobují zhoršení plastických vlastností svarového kovu, a tedy snížení meze únavy. Zlepšení plastických vlastností lze dosáhnout vícevrstevným svařováním za použití tenčích přídavných materiálů, čímž se sníží objem natavené lázně a zmenší se velikost zrna, popřípadě následným tepelným zpracováním svarového spoje [1].

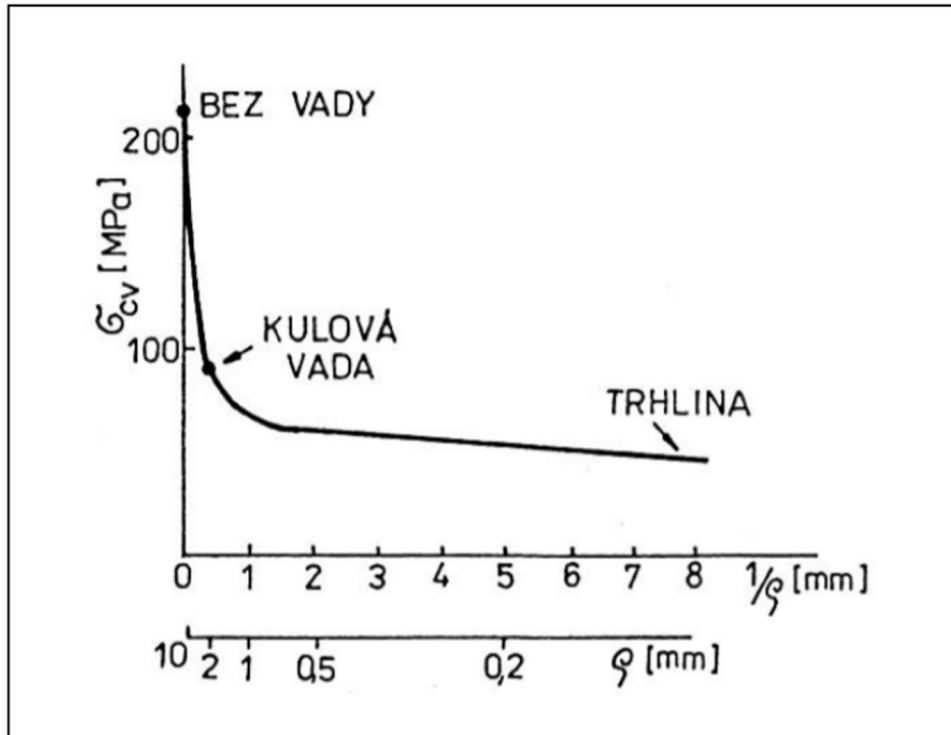
V TOO, jak již bylo zmíněno, dochází ke zhrubnutí zrna, což je ale většinou kompenzováno transformačním zpevněním a precipitací. V pásmu částečné překrystalizace se plastické vlastnosti materiálu zlepšují, v normalizovaném pásmu zůstávají více méně stejné a v pásmu přehřátí se plastické vlastnosti TOO výrazně zhoršují. Obecně se dá říct, že hodnota meze únavy svarového spoje bude vždy záležet na plastických vlastnostech, a tedy mezi únavy nejnepříznivější oblasti svarového spoje [1].

3.4 Vliv vad na únavu materiálu

Vady jsou ve svarovém spoji vnímány vždy jako nežádoucí, jelikož stejně jako náhlé změny průřezu svařovaných součástí způsobují odchylky v průběhu silového toku při zatížení. Tím je způsobena lokální koncentrace napětí a tím pádem i deformace, což vede k rychlému vyčerpání deformační schopnosti součástí v místě nespojitosti, snížení meze únavy a iniciaci únavového lomu [7].

Míra, kterou vada ovlivňuje mez únavy, závisí nejen na druhu, velikosti a četnosti vady, ale také především na jejím tvaru. Pro hodnocení tvaru vady se užívá pojmu ostrost,

kterou lze vyjádřit jako $\frac{1}{\rho}$, kde ρ je poloměr kořene vady. Podle tohoto měřítka lze vady klasifikovat jako tupé – objemové vady (dutiny, póry, vměstky, ...) a ostré – plošné (trhliny, studené spoje). Účinek ostrosti na hodnotu meze únavy je znázorněna na obrázku 3.14 [7].



Obr. 3.14 Závislost meze únavy na ostrosti vady [7]

Ze závislosti na obrázku výše je patrné, že mez únavy se zmenšuje s klesajícím poloměrem kořene vady a že i vada s velkým poloměrem kořene výrazně ovlivňuje mez únavy. Nejpodstatnějšími koncentrátory napětí ve svarových spojích jsou z hlediska meze únavy:

- Geometrické odchylky – úhlové i rovinné přesazení, vyvolávající ohybové namáhání;
- Objemové vady – dutiny, póry nebo vměstky;
- Plošné vady – trhliny, studené spoje, neprůvazy či zápaly.

Vada, která by byla při statickém zatížení součásti zanedbatelná, hraje při cyklickém zatížení daleko větší roli, a proto je nutné o její přípustnosti rozhodnout na základě přesných výpočtů [7].

4. Experimentální část

4.1 Experimentální materiál

Základní materiál

Všechny vzorky vznikly svařením z nelegované jakostní oceli pro vyšší teploty P265GH určené na ploché výrobky z oceli pro tlakové nádoby a zařízení o chemickém složení udaném v tabulce 4.1.

Tab. 4.1 Chemické složení základního materiálu [hm. %]

C	Si	Mn	P	S	Al celk.	Cr
max 0,20	max 0,40	0,50-1,40	max 0,030	max 0,025	min 0,020	max 0,30
Cu	Mo	Nb	Ni	Ti	V	Cr+Cu+Mo+Ni
max 0,30	max 0,08	max 0,010	max 0,30	max 0,03	max 0,02	max 0,7

Přídavný materiál

Jako přídavný materiál byla při svařování použita obalovaná bazická elektroda OK 48.00, jejíž obal má sníženou navlhavost a lze jejím použitím dosáhnout houževnatého svarového kovu se zvýšenou odolností proti praskání díky sníženému obsahu vodíku. Typické chemické složení svarového kovu udává tabulka 4.2.

Tab. 4.2 Typické chemické složení čistého svarového kovu [hm. %]

C	Si	Mn
0,06	0,5	1,20

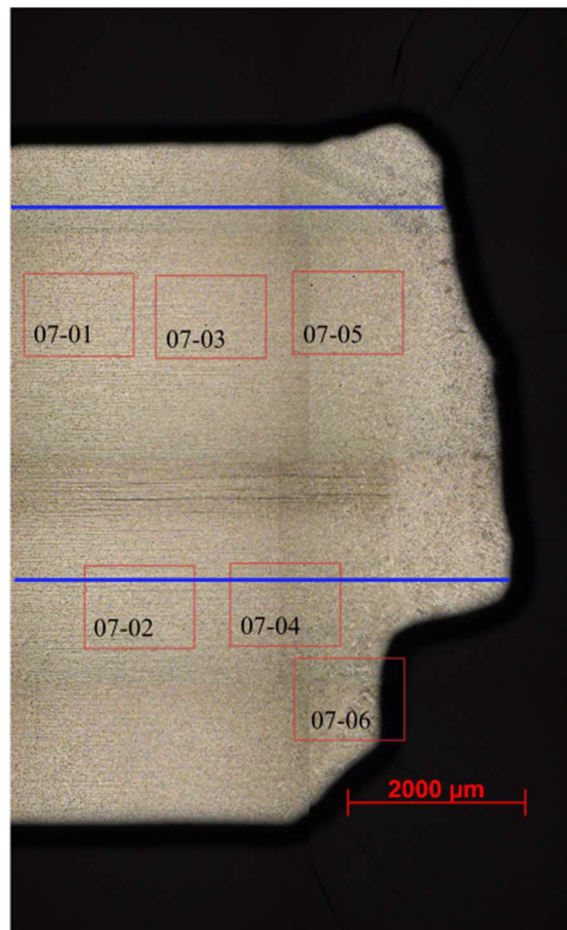
Následně byly vzorky podrobeny cyklickému namáhání a byly zjištěny počty cyklů, po kterých došlo k únavovému lomu.

Tab. 4.3 Počet cyklů do lomu u jednotlivých vzorků

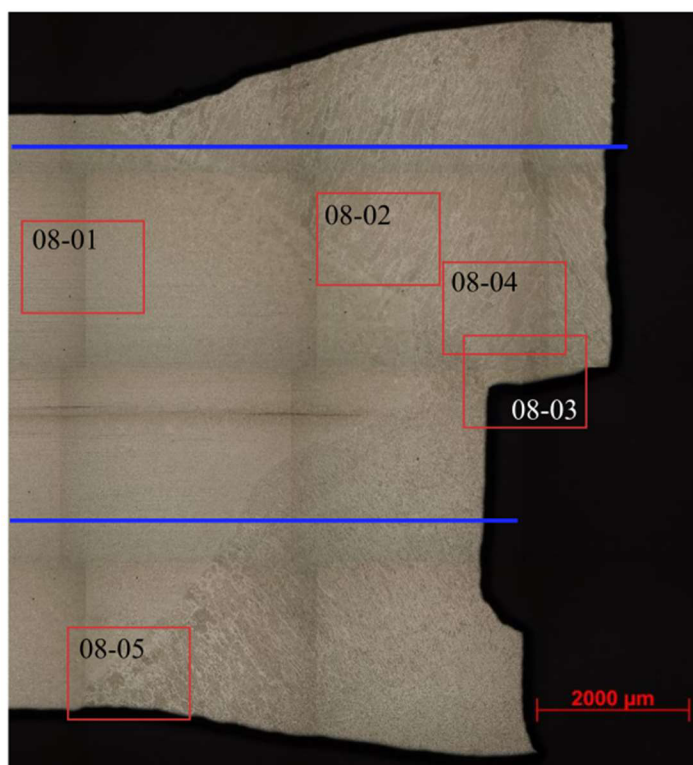
Vzorek	Počet cyklů do lomu
07	$5,71 \cdot 10^4$
08	$1,21 \cdot 10^4$
09	$7,10 \cdot 10^5$

4.2 Metodická část experimentu

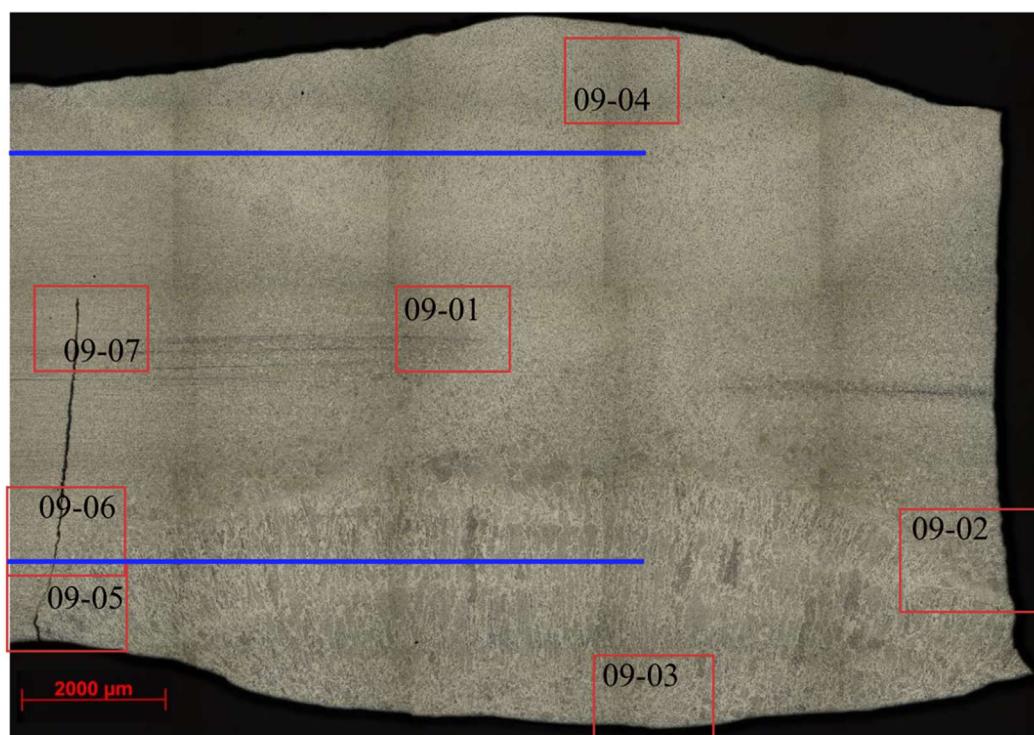
Ze vzorků byly odděleny části určené k následnému pozorování a vyhodnocení. K oddělení zkoumaných vzorků byla použita standartní metalografická pila Leco MSX 250. Následovalo začištění oddělených částí od otřepů a zalisování vzorků. Bylo provedeno broušení vzorků za mokra a leštění za použití diamantové pasty na poloautomatické metalografické brusce/leštičce Struers Pedemin-2. K naleptání vzorků byl použit Nital 2% a pozorování vzorků bylo provedeno na metalografickém mikroskopu Olympus GX-51 při zvětšení 100x a 200x. Mikrotvrdost (HV_{0,2}) byla na vzorcích měřena pomocí automatického tvrdoměru Qness Q10A přes všechny oblasti svarového spoje (základní materiál, tepelně ovlivněnou oblast a svarový kov) a to v místech modrých čar na obrázcích 4.1, 4.2 a 4.3.



Obr. 4.1 Znázornění míst pořízení snímků mikrostruktury a polohy měření mikrotvrdosti vzorku 07



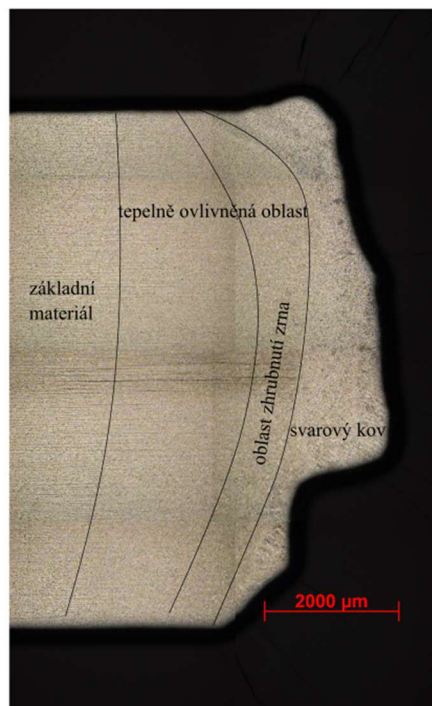
Obr. 4.2 Znáornění míst pořízení snímků mikrostruktury a polohy měření mikrotvrdosti vzorku 08



Obr. 4.3 Znáornění míst pořízení snímků mikrostruktury a polohy měření mikrotvrdosti vzorku 09

4.3 Výsledky experimentu

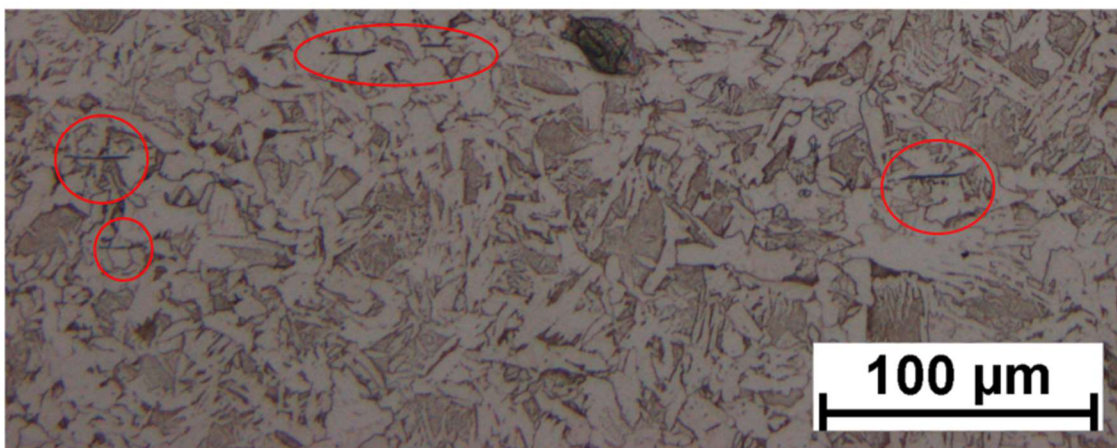
4.3.1 Vzorek 07



Obr. 4.4 Přehledový snímek vzorku 07

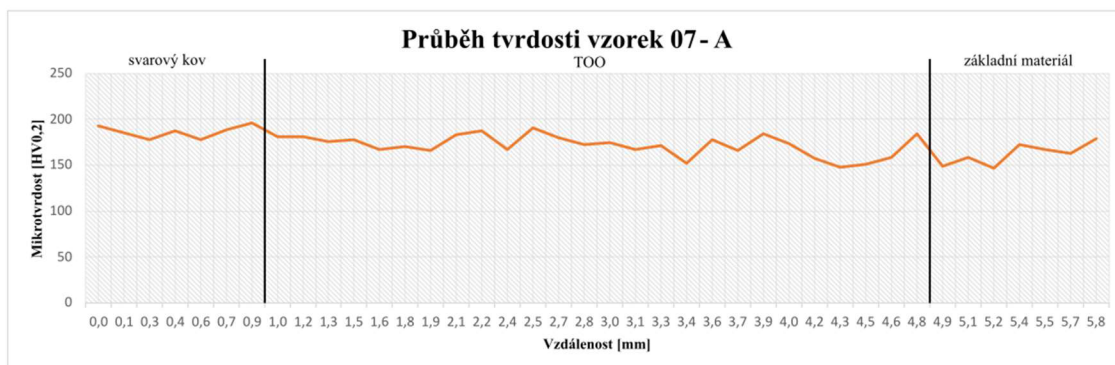
Mikrostruktura základního kovu je tvořena jemnými zrnky feritu a výraznými, protaženými řádky perlitu, jak je možné pozorovat na obrázku P.3. Při přechodu do tepelně ovlivněné oblasti dochází k zjemnění původních zrn vlivem částečné i úplné překrystalizace původní feriticko-perlitické mikrostruktury, což je patrné z obrázku P.4. Hrubnutí zrna v TOO je zobrazeno na obrázku P.5. Na rozhraní TOO a svarového kovu zasahuje do tepelně ovlivněné oblasti hrubozrnná oblast tvořená perlitem a feritem s Widmanstättenovou morfolofií (obr. P.6). V základním materiálu i v TOO se nacházejí pozorovatelné vměstky (obr. 4.5) a izolované póry (obr. P.7). Struktura svarového kovu je tvořena nízkouhlíkovým martenzitem, feritem a na některých místech může být pozorována Widmanstättenova struktura feritu (obr. P.8).

Na obrázku P.1 je zachycen původní vzorek po únavové zkoušce. V krajní části jsou ve svarové housence patrné výrazné vady, které podporovaly vznik a šíření lomu, viz obr. P.2. Okolo svarové housenky je patrný rozstřík svarového kovu. Na přehledovém snímku (obr. 4.4) je vidět, že k lomu u vzorku 07 došlo po celé délce ve svarovém kovu.

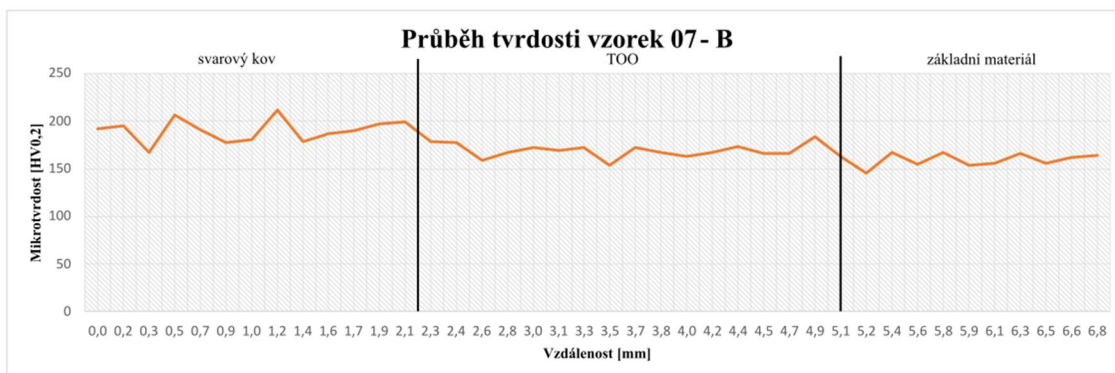


Obr.4.5 Vměstky

Průběhy mikrotvrdomosti (obr. 4.6 a 4.7) ukazují krátkou oblast svarového kovu o průměrné mikrotvrdomosti 187 a 190 HV_{0,2}. V TOO dosahuje průměrná mikrotvrdomost hodnot 175 a 170 HV_{0,2} a mikrotvrdomost základního materiálu se pohybuje okolo průměrné hodnoty 160 HV_{0,2}. Mikrotvrdomost byla měřena v místech modrých čar dle obrázku 4.1. Naměřené hodnoty mikrotvrdomosti odpovídají pozorovaným mikrostrukturám v jednotlivých částech svarového spoje.

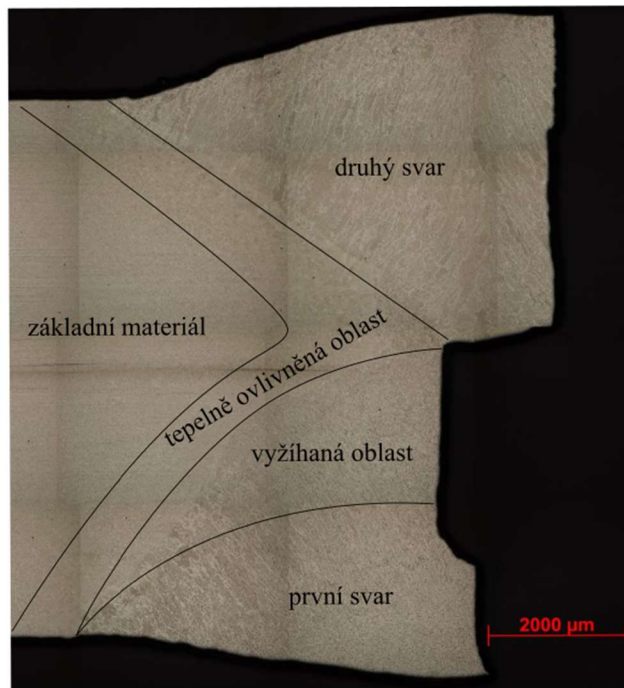


Obr. 4.6 Mikrotvrdomost vzorku 07 - A



Obr. 4.7 Mikrotvrdomost vzorku 07 - B

4.3.2 Vzorek 08



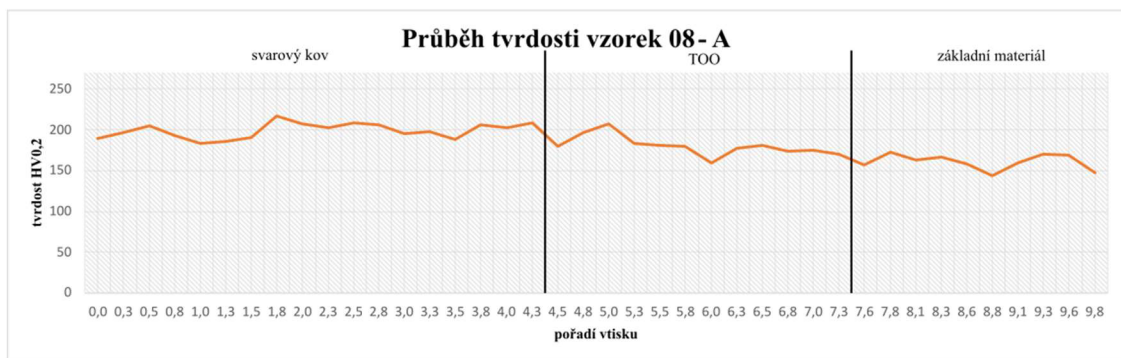
Obr. 4.8 Přehledový snímek vzorku 08

Mikrostruktura základního materiálu je opět tvořena jemnou směsí feritu a perlitu s výraznou řádkovitostí (obr. P.12). Na počátku TOO je patrné zotavení deformovaných zrn a zjemnění mikrostruktury vlivem překrystalizace. Následuje hrubozrnná oblast s feriticko-perlitickou strukturou (obr. P.13) V oblasti svarového kovu je patrná změna velikosti původních austenitických zrn a velikost jehlic feritu s Widmanstättenovou morfologií. S rostoucí vzdáleností od rozhraní svarového kovu a TOO, a tedy se snižující se rychlostí ochlazování materiálu, se mikrostruktura zjemňuje a podíl feritu s Widmanstättenovou morfologií klesá (obr. P.14 a P.15) Svarový kov byl opět tvořen feritem a martenzitem (obr. P.16). Část první svarové housenky byla vyžíhána vlivem vneseného tepla při svařování druhé svarové housenky. Vyžíhaná oblast se vyznačuje jemnější feriticko-martenzitickou mikrostrukturou než původní svarový kov, jak je zobrazeno na obr. P.14. V tepelně ovlivněné oblasti se nachází trhliny (obr. P.14), jejichž vznik podporovala přítomnost dutiny v kořeni svarového spoje. Na rozhraní svarových housenek byl pozorován neprůvar, který také může oslabovat únavovou životnost svarového spoje (obr. P.15).

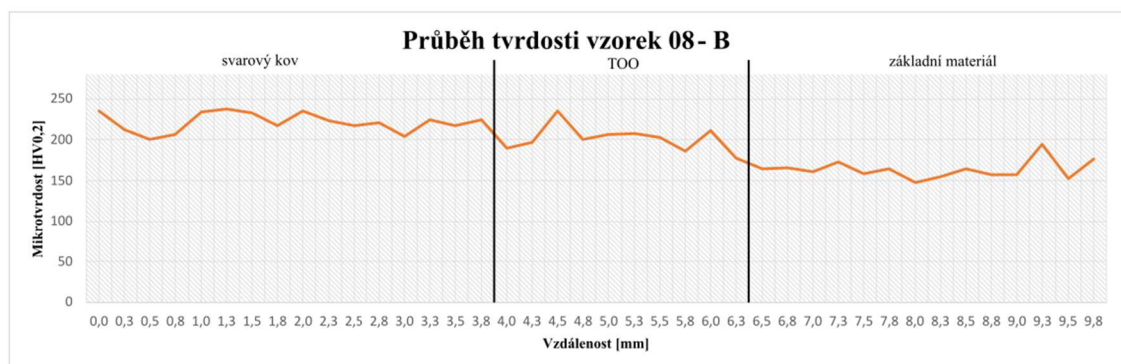
Na obrázku P.9 je na konci svarové housenky patrný kráter, kterým prochází únavová trhlina. Na obrázcích P.10 a P.11 je zachycena lomová plocha s rozeznatelnou

tvárnou oblastí a oblastí křehkého dolomení. Z přehledového snímku (obr. 4.8) je patrné, že lom nastal ve svarovém kovu na obou stranách od středové nespojitosti.

Průběhy hodnot mikrotvrdomosti v místech jejího měření (obr. 4.2) jsou zobrazeny na obrázcích 4.9 a 4.10. Průměrná hodnota mikrotvrdomosti měřené v místech druhé svarové housenky byla 222 HV_{0,2} ve svarovém kovu, 202 HV_{0,2} v TOO a 164 HV_{0,2} v základním materiálu. Druhé měření mikrotvrdomosti, v místě první svarové housenky udává průměrnou mikrotvrdomost 199 HV_{0,2} ve svarovém kovu, 180 HV_{0,2} v TOO a v základním materiálu byla průměrná hodnota mikrotvrdomosti 160 HV_{0,2}. Naměřené hodnoty mikrotvrdomosti odpovídají pozorovaným mikrostrukturám v jednotlivých částech svarového spoje.

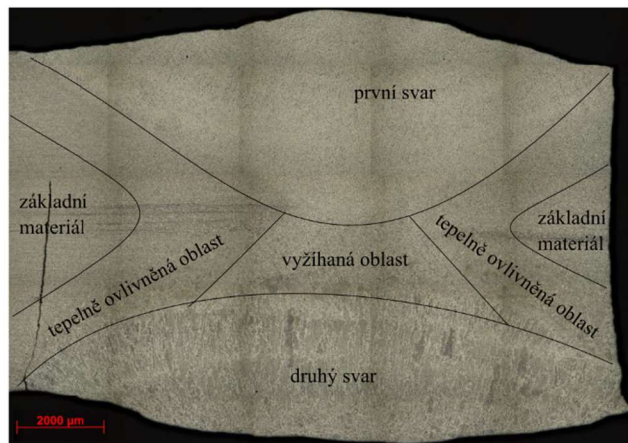


Obr. 4.9 Mikrotvrdomost vzorku 08 -A



Obr. 4.10 Mikrotvrdomost vzorku 08 - B

4.3.3 Vzorek 09

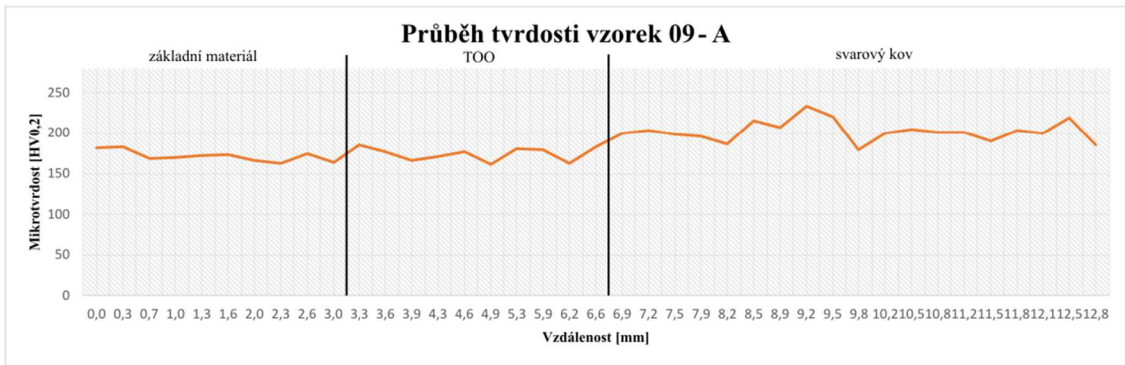


Obr. 4.11 Přehledový snímek vzorku 09

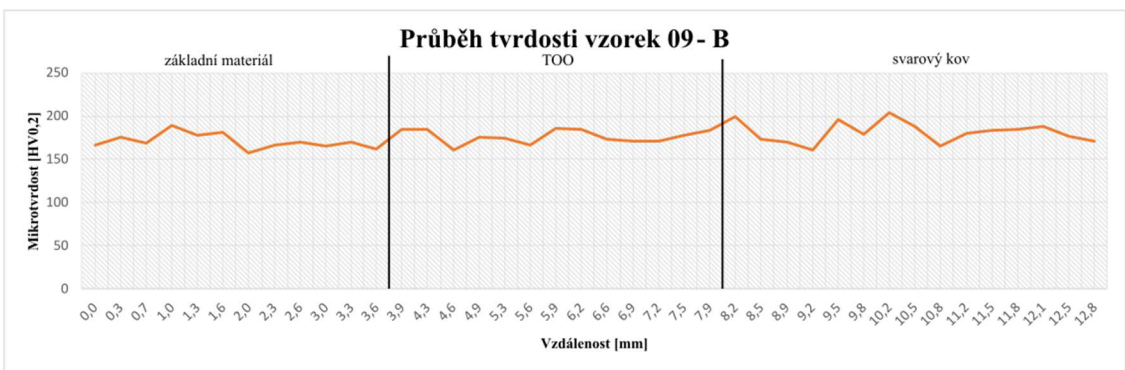
Základní materiál je tvořen feritem a perlitem. V základním materiálu je patrná výrazná řádkovitost (obr. P.26). V oblasti přechodu do TOO dochází ke zjemnění zrna díky překrystalizaci (obr. P.25). V hrubozrnné oblasti TOO (v blízkosti svarové kovu) je mikrostruktura opět tvořena perlitem feritem s Widmanstättenovou morfologií (obr. P.21). Svarový kov obou svarových housenek má jak feriticko-martenzitickou strukturu, která je u druhé svarové housenky (obr. P.22) hrubší než u svarové housenky, která byla svařena jako první (obr. P.23) nebo u vyžíhané části prvního svarového kovu (obr. P.20), která byla tvořena směsí zrn feritu a malými koloniemi perlitu. Na rozhraní svarového kovu a tepelně ovlivněné oblasti jsou viditelné trhliny sahající až do základního materiálu (obr. P.24 až P.26).

Z obrázků P.17 a 4.11 je patrné, že únavová trhlina prochází těsně vedle svarového kovu. Na snímcích ze stereolupy (obr. P.18 a P.19) zobrazující lomovou plochu je rozeznatelná tvárná a štěpná část únavového lomu.

Mikrotvrдость svarové spoje byla měřena v místech v místech odpovídající modrým čarám na obrázku 4.3 a její průběh je znázorněn na obrázcích 4.12 a 4.13. Průměrná hodnota mikrotvrđosti měřené v místech první svarové housenky byla 202 HV_{0,2} ve svarovém kovu, 174 HV_{0,2} v TOO a 171 HV_{0,2} v základním materiálu. Druhé měření mikrotvrđosti v místech druhé svarové housenky prokázalo průměrnou mikrotvrđost svarového kovu 181 HV_{0,2}, 176 HV_{0,2} v TOO a průměrná mikrotvrđost základního materiálu byla 171 HV_{0,2}. Naměřené hodnoty mikrotvrđosti odpovídají pozorovaným mikrostrukturám v jednotlivých částech svarového spoje.



Obr. 4.12 Mikrotvrdość vzorku 09 - A



Obr. 4.13 Mikrotvrdość vzorku 09 - B

5. Diskuze výsledků

K výrobě všech tří vzorků byl použit stejný materiál, nelegovaná jakostní ocel pro vyšší teploty. Dle zřetelného řádkování byl použit materiál tloušťky 8 mm tvářený za studena. Použitý přídavný kov, obalovaná elektroda OK 48.00, byl také ve všech třech případech stejný.

Po metalografické stránce byla u všech vzorů v tepelně ovlivněné oblasti zjištěna feriticko-perlitická struktura odpovídající tepelným cyklům při svařování housenek. V oblasti přehřátí okolo svarového kovu se pak v tepelně ovlivněné oblasti vlivem rychlého ochlazení svarového spoje vyskytují Widmanstättenovy struktury. Svarový kov je u všech tří vzorků (mimo vyžíhané oblasti svarového kovu) tvořen relativně hrubými zrny původního austenitu, které bezdifúzně transformovali na nízkouhlíkový martenzit a feritem s Widmanstättenovou morfologií. U vzorků 08 a 09 došlo vlivem vneseného tepla při svařování další svarové housenky k vyžihání původního svarového kovu a ke zjemnění výsledné mikrostruktury. U vzorku 07 se ve struktuře nachází vměstky a póry. U vzorku 08 se na rozhraní dvou svarových kovů nachází neprůvar tupého tvaru a trhliny na rozhraní svarového kovu a TOO. U vzorku 09 pak v TOO v těsné blízkosti svarového kovu vznikla trhlina mající délku dvou třetin tloušťky svařovaného materiálu a zasahuje až do teplem neovlivněného základního materiálu.

Nejvyšší mikrotvrdość, 222 HV_{0,2} byla naměřena u vzorku 08, průměrná mikrotvrdość svarového kovu se u vzorku 07 pohybovala okolo 190 HV_{0,2} a nejnižší hodnota, 183 HV_{0,2}, byla naměřena u vzorku 09. Mikrotvrdość vyžíhaného svarového kovu u vzorku 08 byla nižší než mikrotvrdość svarového kovu druhé housenky, a sice 199 HV_{0,2}. U vzorku 09 tomu bylo naopak a mikrotvrdość vyžíhané části svarového kovu byla vyšší (202 HV_{0,2}). Naměřená mikrotvrdość dosahovala v TOO u vzorků 07 a 09 srovnatelné hodnoty okolo 175 HV_{0,2} a u vzorku 08 byla 202 HV_{0,2}. Mikrotvrdość základního materiálu byla naměřena u všech vzorků srovnatelná, 160 HV_{0,2}. Získané výsledky mikrotvrdości odpovídaly pozorovaným mikrostrukturám.

Jednotlivé vzorky se výrazně liší počtem cyklů, po kterém nastal únavový lom. Nejvyššího počtu cyklů bylo dosaženo u vzorku 09, který byl přelomen po $7,10 \cdot 10^5$ cyklech. Výrazně nižšího počtu cyklů dosáhl vzorek 07, u kterého nastal lom po $5,71 \cdot 10^4$ cyklech. Pokles počtu cyklů je způsoben přítomností velkých vad ve svarové

house (póry, dutiny, špatné napojení housenek), které významně zhoršují mechanické vlastnosti. Ještě nižšího počtu cyklů bylo dosaženo u vzorku 08, který dosáhl $1,21 \cdot 10^4$ cyklů. Na počet cyklů má výrazný negativní vliv dutina čtvercového průřezu uvnitř svarového kovu, která navíc svým tvarem podporovala tvorbu trhlin na rozhraní svarového kovu a tepelně ovlivněné oblasti při cyklickém zatěžování. Výrazně menší vliv měla také mikrostruktura vzorků.

6. Závěry

K analýze svarových spojů po únavových zkouškách byly připraveny tři vzorky, pro které byl použit stejný základní i přídavný materiál. Lišili se počtem a kvalitou navařených svarových housenek.

U všech vzorků byla pozorována shodná Feriticko-perlitická, resp. feriticko-martenzitická mikrostruktura lišící se pouze velikostí zrn, které odpovídají výsledným teplotním cyklům. Hodnoty získané měřením mikrotvrdosti odpovídaly pozorovaným mikrostrukturám v jednotlivých oblastech svarového spoje.

Počet dosažených cyklů do lomu, který se u jednotlivých vzorků výrazně lišil, nebyl řízen výslednou mikrostrukturou v jednotlivých oblastech svarového spoje, ale především přítomností a typem vad ve svarových housenkách (vzorky 07 a 08). Větší vliv na únavovou životnost měla také geometrie svarových housenek, která zapříčinila lom u nejkvalitnějšího svaru (vzorek 09).

7. Seznam zkratk a symbolů

C_e	uhlíkový ekvivalent	
TOO	tepelně ovlivněná oblast	
SK	svarový kov	
Fe_α	ferit	
Fe_γ	austenit	
A_{C1}	eutektoidní teplota	[°C]
A_{C3}	teplota přeměny austenitu na ferit	[°C]
A_{cm}	teplota přeměny austenitu na cementit	[°C]
R_m	mez pevnosti	[MPa]
R_c	mez kluzu	[MPa]
σ_a	amplituda napětí	[MPa]
N_f	počet cyklů do lomu	
σ_C	mez pevnosti	[MPa]
N_C	počet cyklů na mezi pevnosti	
ε_{at}	celková deformace	
ε_{ap}	plastická deformace	
ε_{ae}	elastická deformace	
ΔW	energie spotřebovaná za jeden cyklus	[J]
dl/dN	přírůstek délky trhliny za každý cyklus	[m/cyk.]
A	materiálový parametr	
B	materiálový parametr	
K_a	faktor intenzity napětí	
ρ	poloměr kořene vady	[m]
HV	tvrdost podle Vickerse	

8. Seznam použité literatury a pramenů

- [1] KOUKAL, Jaroslav, Drahomír SCHWARZ a Jiří HAJDÍK. *Materiály a jejich svařitelnost*. Ostrava: Český svářečský ústav, 2009. ISBN 978-80-248-2025-5.
- [2] KOLAŘÍK, Ladislav. *Hodnocení svařitelnosti* [online]. České vysoké učení technické v Praze, Fakulta strojní, 2010. Dostupné z: <http://u12133.fsid.cvut.cz/podklady/TMSV/Svaritelnost.pdf>
- [3] LIPPOLD, J. C. *Welding Metallurgy and Weldability*, Hoboken, New Jersey: John Wiley & Sons, 2015, 401 s.
- [4] HLAVATÝ, Ivo. Svařitelnost uhlíkových ocelí. *Materiály a jejich svařitelnost: Učební texty pro kurzy svářečských inženýrů a technologů*. Ostrava: ZEROSS, 1999, s. 117-126. ISBN 80-85771-63-2.
- [5] JENNEY, C. L. and A. O'BRIEN. *Welding handbook*. 9th ed. Miami, FL: American Welding Society, 2001, 918 s.
- [6] KLESNIL, Mirko a Petr LUKÁŠ. *Únava kovových materiálů při mechanickém namáhání*. Praha: ACADEMIA, 1975. ISBN 21-079-75.
- [7] MÍŠEK, Bohumil. *Požadavky na kvalitu svarových spojů konstrukcí a kritéria hodnocení přípustnosti vad*. Brno, 38. mezinárodní konference DEFECTOSKOPIE 2008, 4. – 6. 11. 2008. Dostupné z: <https://www.ndt.net/article/defektoskopie2008/papers/159.pdf>
- [8] PÍŠEK, František a spol. *Nauka o materiálu I*. 1. vydání. Praha: Nakladatelství Československé akademie věd, 1957. 41830/56-C-HS-I/2/7504 – D572733
- [9] PTÁČEK, Luděk a kolektiv. *Nauka o materiálu II*. 2. vydání. Brno: CERM, 2002. ISBN 80-7204-248-3.
- [10] HRIVŇÁK, Ivan. *Zváranie a zvaritelnosť materialov*. 2. vydání. Bratislava: Citadella, 2013. ISBN 978-80-8962-18-6

9. Přílohy

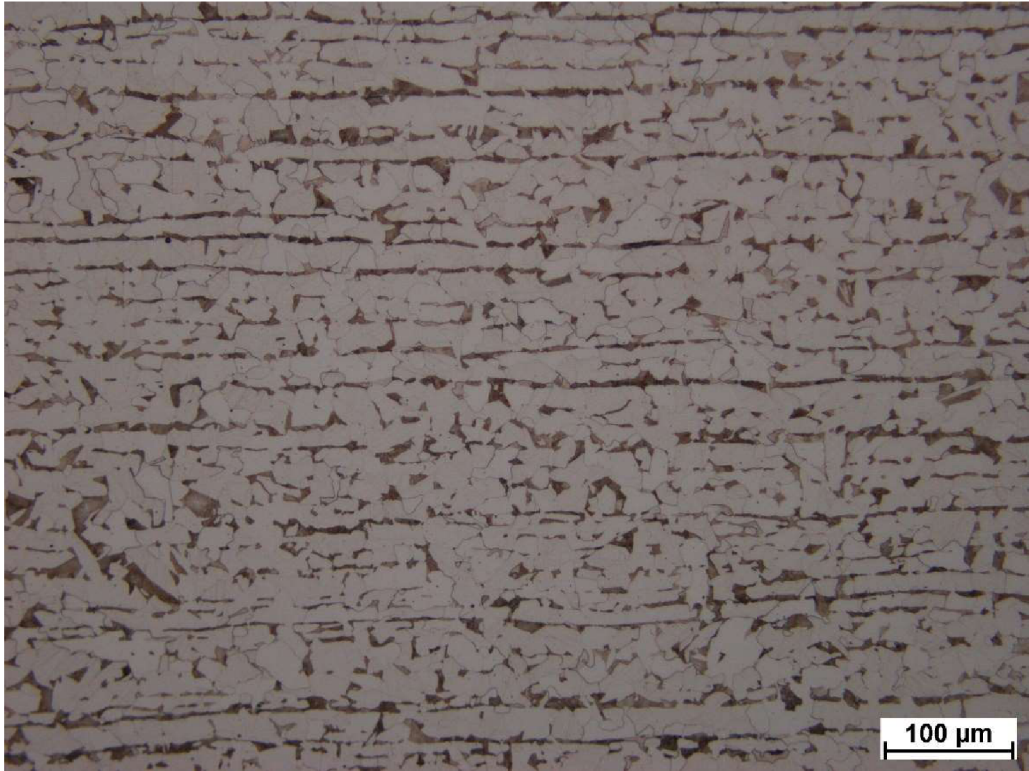
Vzorek 1



Obr. P.1 Vzorek 07 po únavové zkoušce



Obr. P.2 Únavový lom - vzorek 07



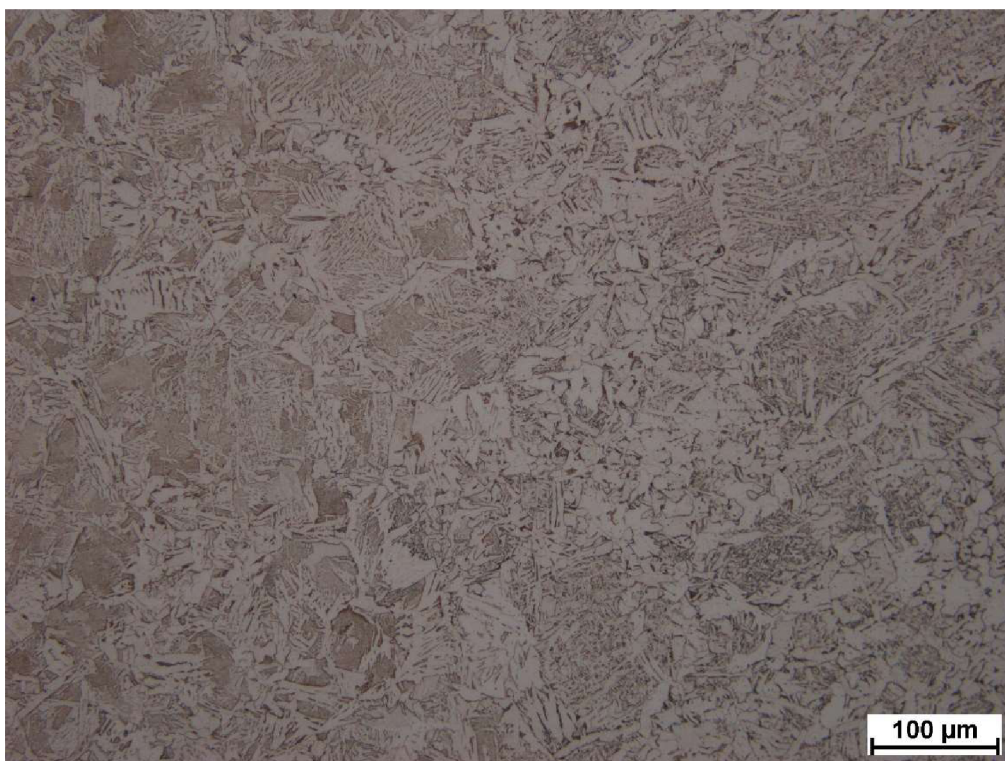
Obr. P.3 Základní materiál - 07-01



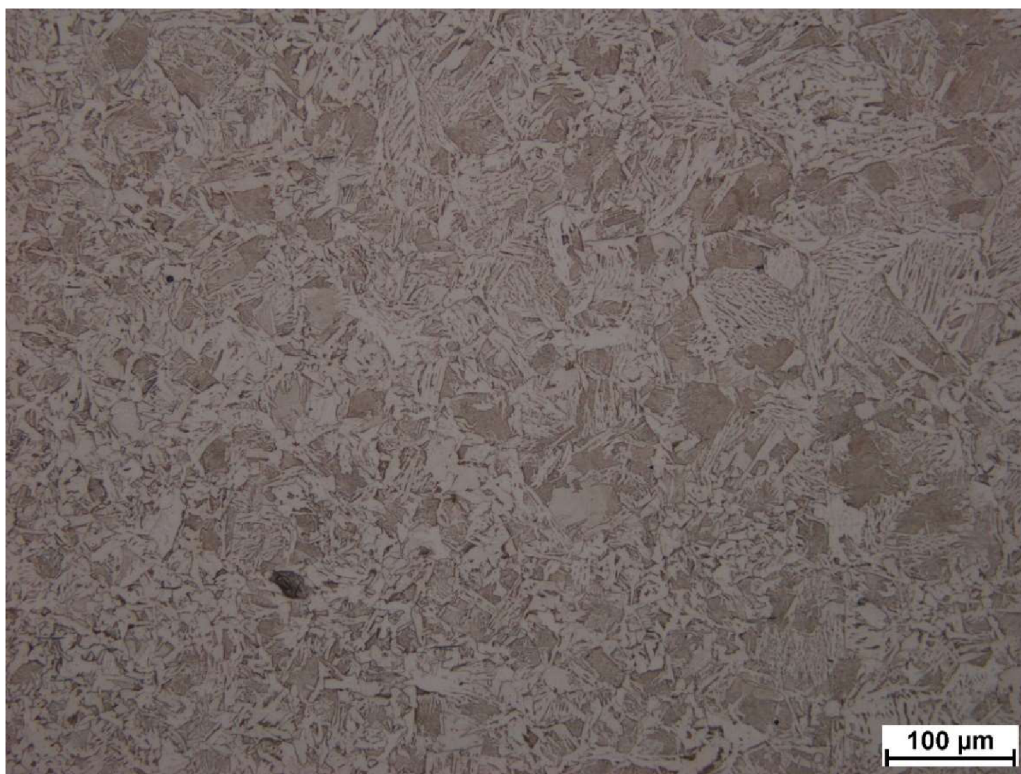
Obr. P.4 TOO - 07-02



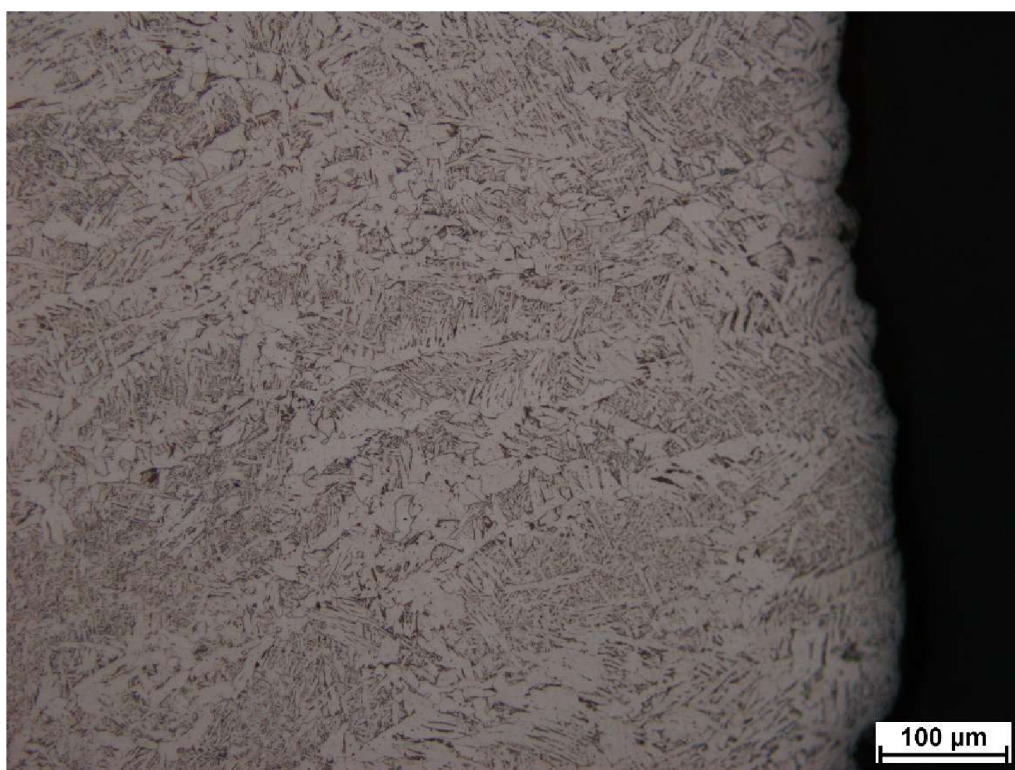
Obr. P.5 Přechod TOO do pásma přehřátí - 07-03



Obr. P.6 Přechod mezi TOO a svarovým kovem - 07-04



Obr. P.7 Hrubozrnná oblast TOO – 07-05



Obr. P.8 Svarový kov – 07-06

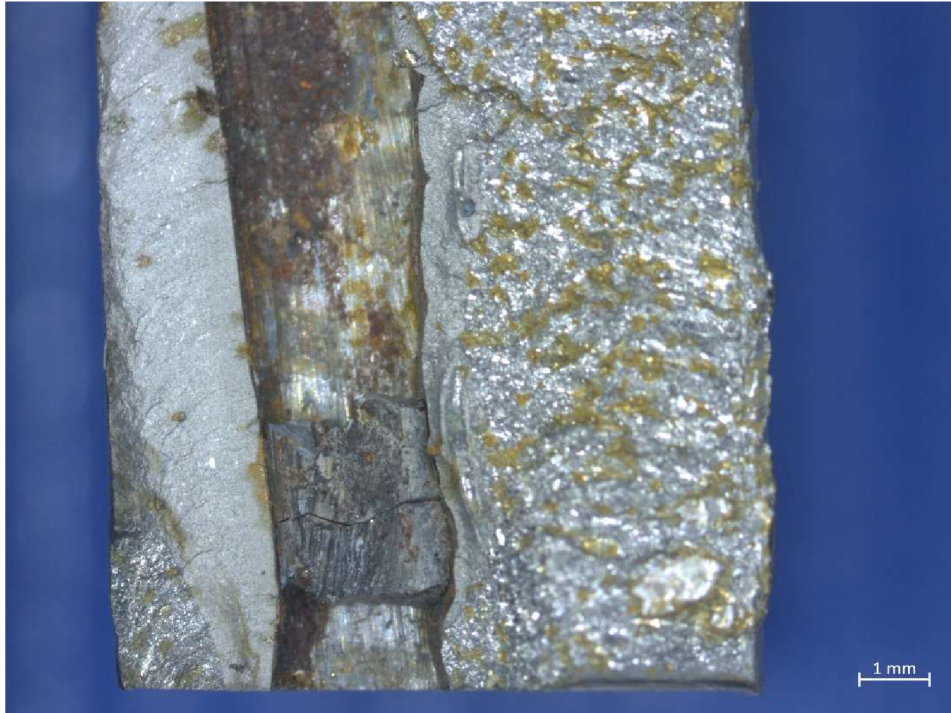
Vzorek 08



Obr. P.9 Vzorek 08 po únavové zkoušce



Obr. P.10 Únavový lom vzorek 08 - A



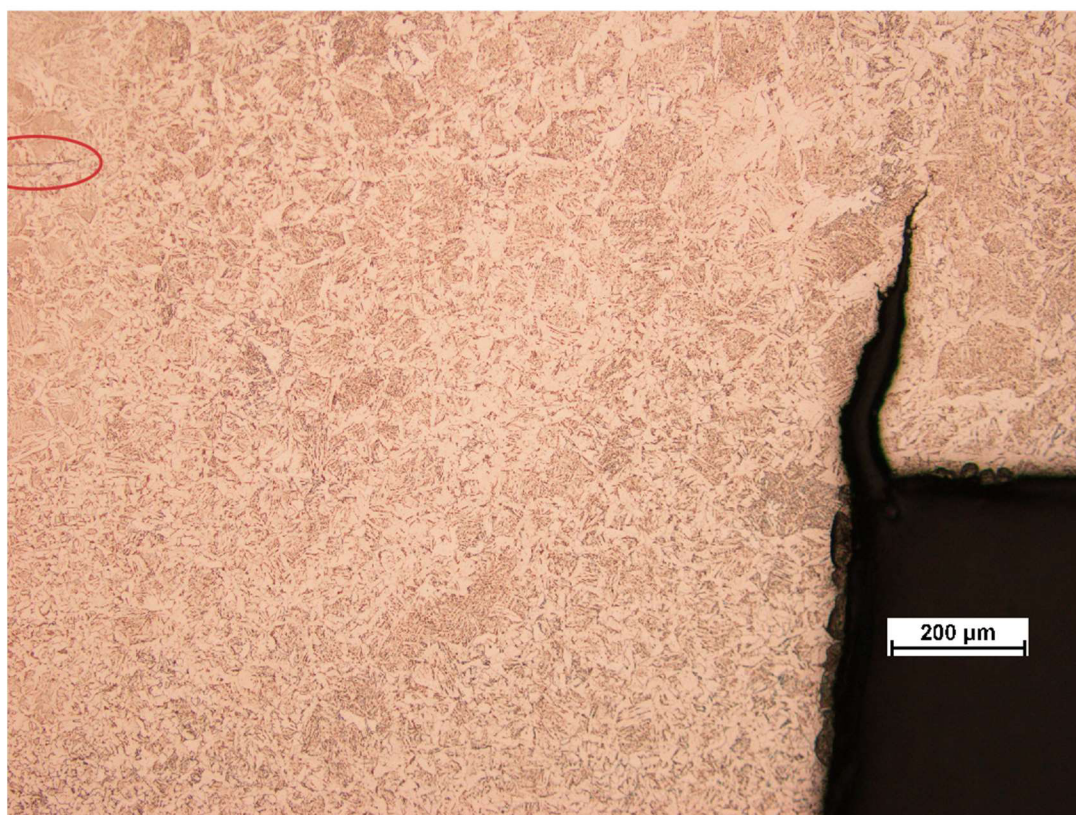
Obr. P.11 Únavový lom - B



Obr. P.12 Přechod mezi ZM a TOO - 08-01



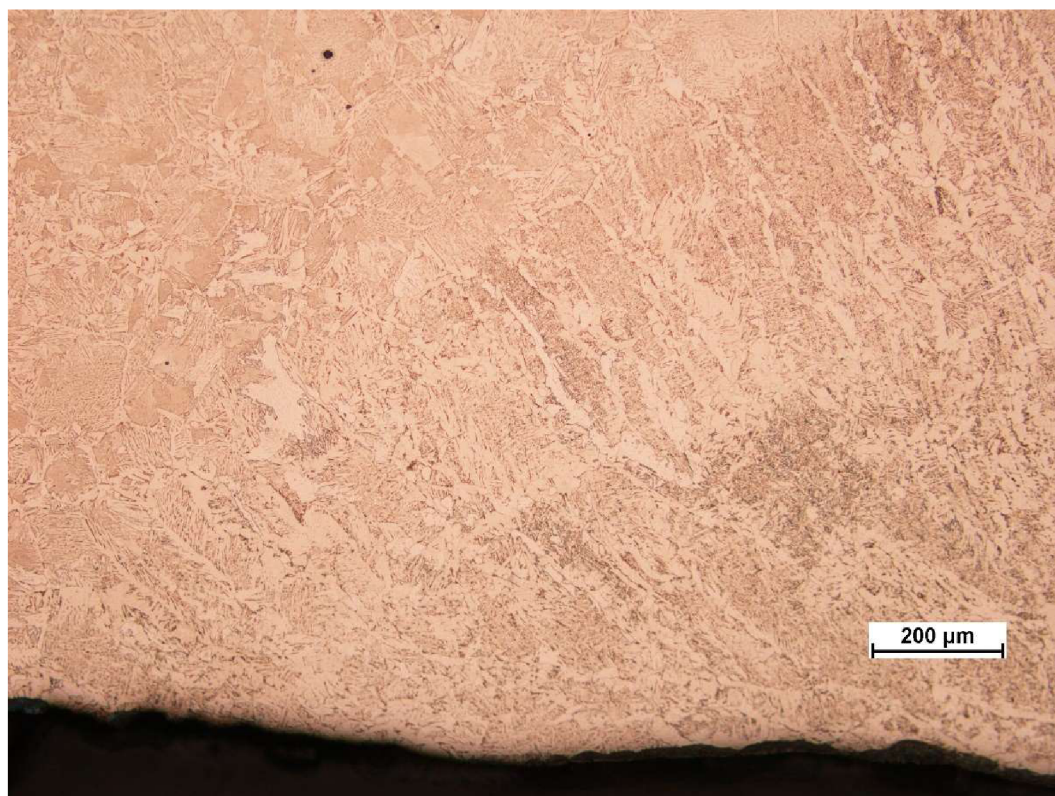
Obr. P.13 Přechod mezi TOO a svarovým kovem – 08-02



Obr. P.14 Přechod mezi vyžíhanou částí SK a svarovým kovem - 08-03



Obr. P.15 Přechod mezi svarovým kovem a TOO - 08-04

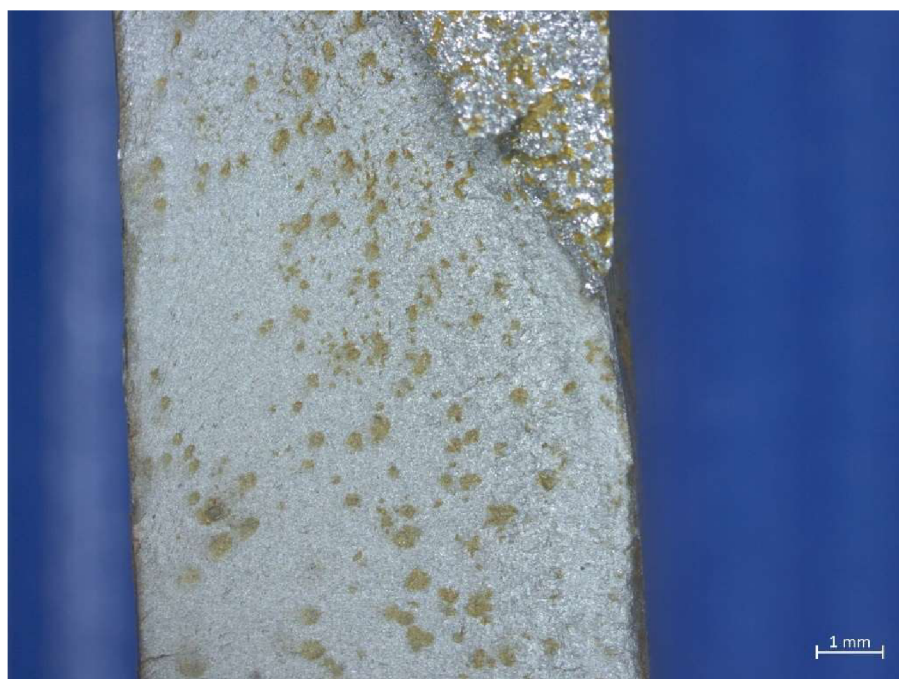


Obr. P.16 Svarový kov - 08-05

Vzorek 09



Obr. P.17 Vzorek 09 po únavové zkoušce



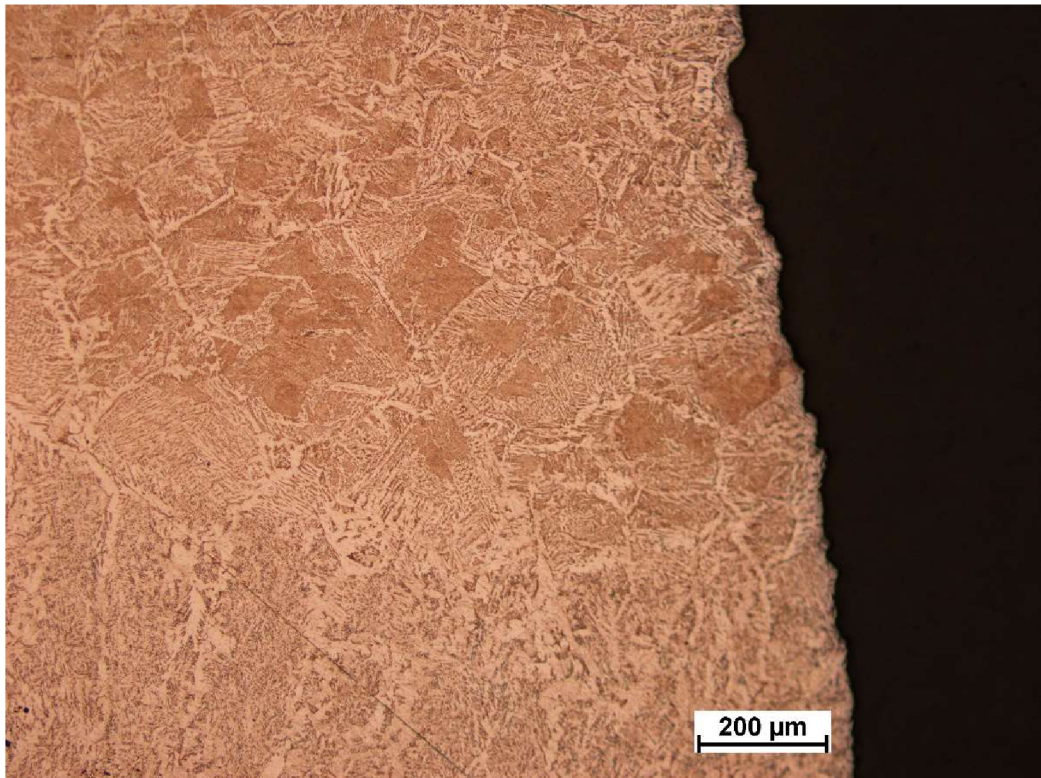
Obr. P.18 Únavový lom 09 - A



Obr. P.19 Únavový lom 09 - B



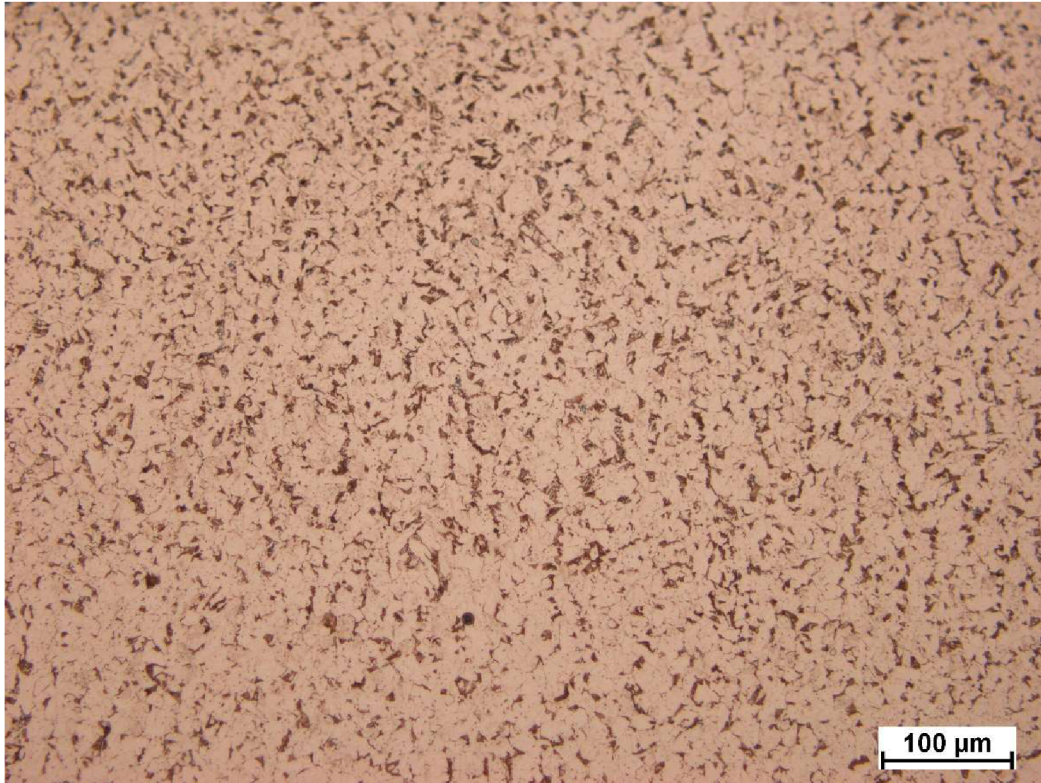
Obr. P.20 SK+vyžíhaná část SK a TOO – 09-01



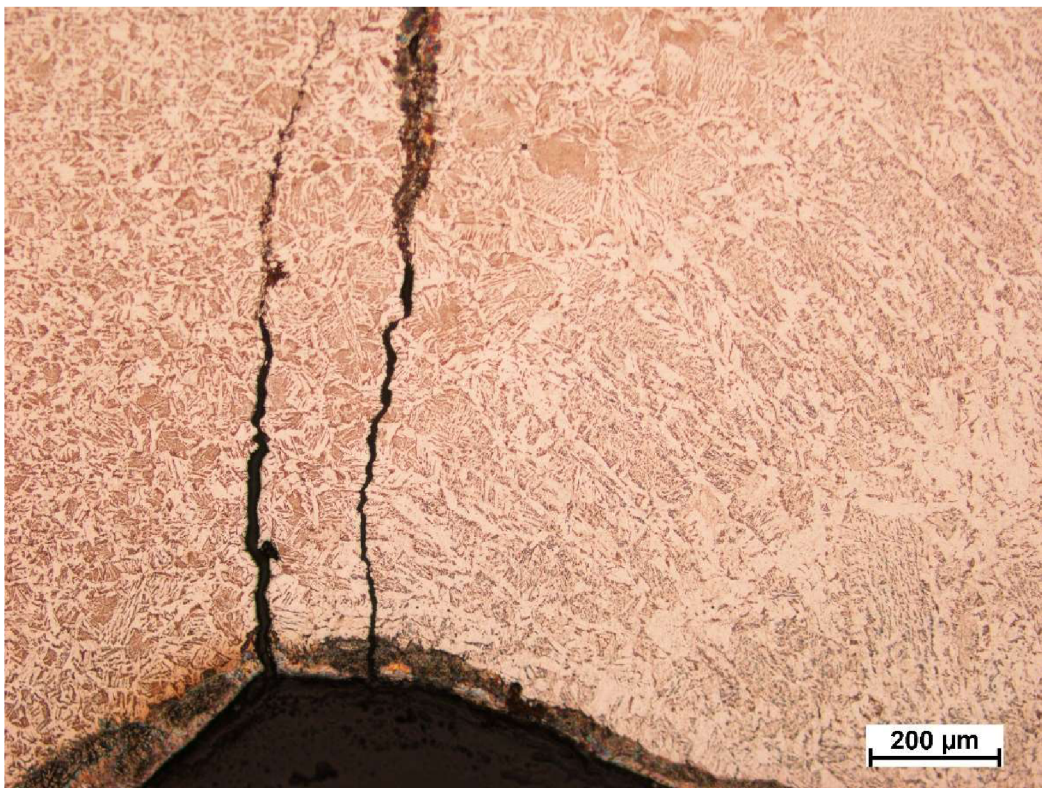
Obr. P.21 Přechod mezi TOO a svarovým kovem - 09-02



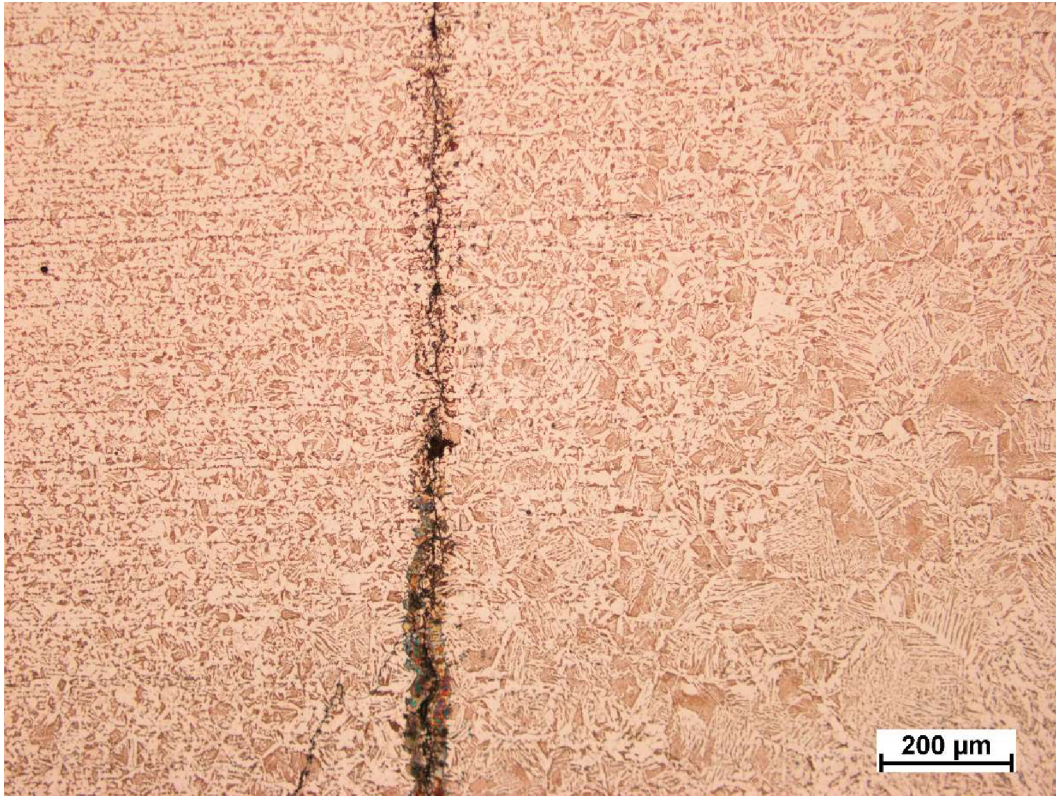
Obr. P.22 Svarový kov - 09-03



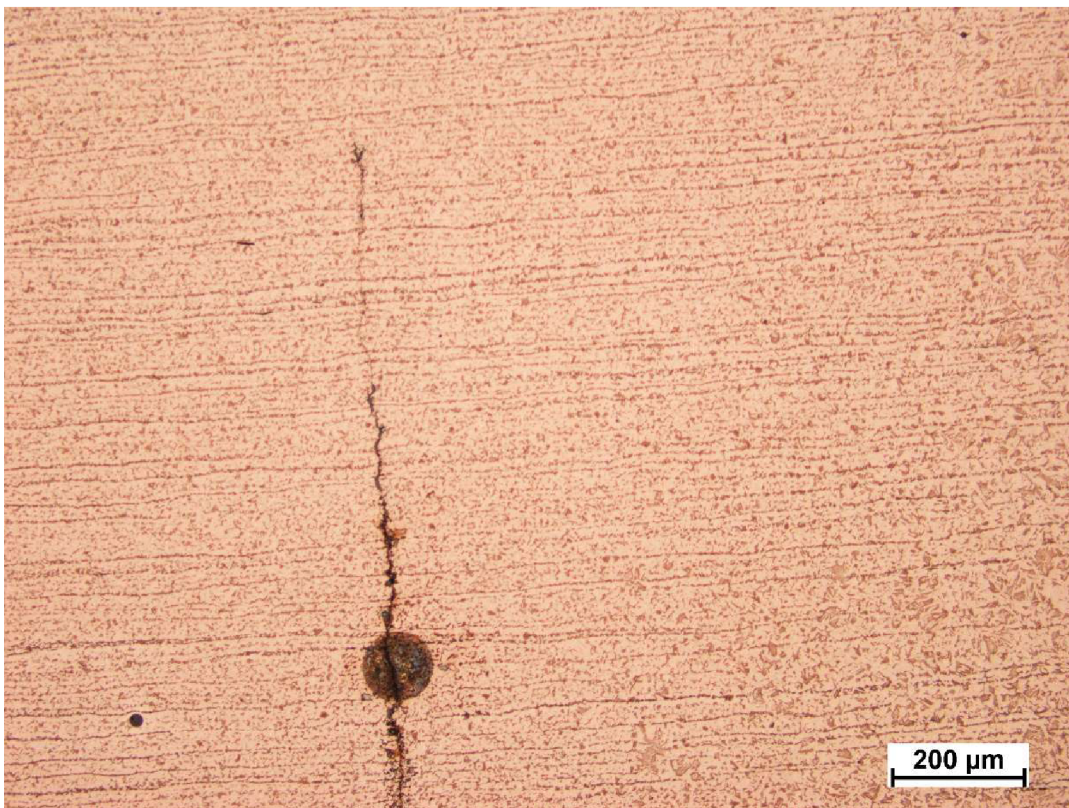
Obr. P.23 Vyžíhaný svarový kov - 09-04



Obr. P.24 Trhlina-A - 09-05



Obr. P.25 Trhlina-B - 09-06



Obr. P.26 Trhlina-C - 09-07